GUSTAVO HENRIQUE BOLOGNESI DONATO

**Efeitos de Heterogeneidades Mecânicas sobre Forças
Motrizes de Trinca em Juntas Soldadas: Determinação
Experimental de Tenacidade e Extensão de Metodologias de
Avaliação de Criticidade de Defeitos**

**Tese Apresentada à Escola
Politécnica da Universidade de
São Paulo para a Obtenção do
Título de Doutor em Engenharia.**

**São Paulo
2008**

GUSTAVO HENRIQUE BOLOGNESI DONATO

**Efeitos de Heterogeneidades Mecânicas sobre Forças
Motrizes de Trinca em Juntas Soldadas: Determinação
Experimental de Tenacidade e Extensão de Metodologias de
Avaliação de Criticidade de Defeitos**

**Tese Apresentada à Escola
Politécnica da Universidade de
São Paulo para a Obtenção do
Título de Doutor em Engenharia.**

**Área de concentração:
Engenharia Naval e Oceânica**

**Orientador:
Prof. Livre-Docente
Dr. Claudio Ruggieri**

**São Paulo
2008**

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

São Paulo, de Novembro de 2008.

Assinatura do Autor: _____

Assinatura do orientador: _____

FICHA CATALOGRÁFICA

Donato, Gustavo Henrique Bolognesi

**Efeitos de heterogeneidades mecânicas sobre forças
motrizes de trinca em juntas soldadas: determinação
experimental de tenacidade e extensão de metodologias de
avaliação de criticidade de defeitos / G. H. B. Donato. –
ed.rev. -- São Paulo, 2008.**

284 p.

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

**1.Mecânica da fratura 2.Juntas soldadas
3.Integridade estrutural I.Universidade de São Paulo.
Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Naval e
Oceânica II.t.**

Aos meus pais Flávio e Sônia, minha irmã Roberta, minha
amada Lílían, e aos meus avós Cleyde, Mário, Jandira e José,
pela constante e eterna confiança, incentivo e amor...

AGRADECIMENTOS

- ✓ Ao amigo e orientador Prof. Dr. Claudio Ruggieri, pela orientação, incentivo e pelo exemplo de profissionalismo;
- ✓ Ao amigo e professor Rodrigo Magnabosco, pelos valiosos conselhos, apoio, exemplo e amizade;
- ✓ Aos professores Miguel Mattar, Waldek Bose e Moyses Szajnbock, pelos conselhos e valiosa sabedoria;
- ✓ Aos colegas do NAMEF: Carlos Mojica, Fernando Dotta, Juan Galindo, Lucas Yshii, Luiz Augusto Silva, Mario Chiodo, Maurício de Carvalho Silva, Paulo Alves e Sebastian Cravero pelo companheirismo e amizade;
- ✓ À Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo (FAPESP) pela Bolsa de Doutorado;
- ✓ Ao Departamento de Engenharia Naval e Oceânica da EP-USP pelo apoio institucional;
- ✓ Ao Departamento de Engenharia Mecânica da FEI que fez possível a realização dos ensaios experimentais deste trabalho;
- ✓ À Petróleo Brasileiro S.A. (Petrobras) na pessoa dos engenheiros Guilherme Donato e Eduardo Hippert Jr., pelo material e contínuo apoio;
- ✓ À Metalúrgica Atlas S.A. pela doação de material para elaboração de corpos-de-prova;
- ✓ À Böhler Técnica de Soldagem Ltda., pela doação dos consumíveis de soldagem;
- ✓ Ao Senai de Osasco pelo apoio com a realização dos procedimentos de Soldagem.

O Conhecimento é o Verdadeiro
Berço da Boa Técnica.
(Autor)

RESUMO

Este trabalho apresenta uma avaliação dos efeitos de juntas soldadas dissimilares sobre forças motrizes de trinca e o desenvolvimento de procedimentos adaptados baseados em critérios mecânicos e micromecânicos para avaliação de defeitos em juntas soldadas incorporando efeitos de dissimilaridades mecânicas. A motivação central reside na forte expansão da indústria nacional de petróleo e a crescente demanda por aumento de produtividade aliado ao aumento na segurança operacional de sistemas dutoviários e estruturas correlatas. Para que tal intento seja atingido, é inicialmente apresentada uma descrição detalhada dos parâmetros de interesse da mecânica da fratura, fundamentos da metalurgia da soldagem e efeitos microestruturais e mecânicos oriundos da presença de soldas dissimilares. São então descritos os principais métodos experimentais de determinação de tenacidade à fratura, detalhados os procedimentos correntes de avaliação de integridade por meio de diagramas FAD e é estudada a teoria da tensão de Weibull. Tais estudos configuram o arcabouço conceitual necessário para o desenvolvimento de uma extensa variedade de ensaios experimentais em juntas soldadas e proposição de correções aos procedimentos correntes de determinação experimental de tenacidade, refinamentos na determinação de cargas limite e o desenvolvimento de um modelo de transferabilidade de tenacidades baseado em tensão de Weibull aplicável a juntas soldadas. Por fim, todas as contribuições são compiladas e incorporadas em um procedimento adaptado do tipo FAD especificamente adaptado à avaliação de estruturas soldadas constituídas de materiais dissimilares. Os resultados experimentais revelam forte e deletéria influência das juntas soldadas na tenacidade e capacidade de carga de estruturas. Por outro lado, o extenso compêndio de fatores *eta* e rotacionais plásticos r_p desenvolvido permite a determinação experimental acurada de tenacidade à fratura para espécimes SE(B) homogêneos e bimateriais. Adicionalmente, a metodologia proposta de determinação de cargas limite incorpora o encruamento dos respectivos materiais e o modelo de transferabilidade baseado em tensão de Weibull permite a estimação acurada da tenacidade de componentes soldados dissimilares a partir dos dados do metal de base e poucas calibrações experimentais. Resultados de uma aplicação exploratória real indicam elevado grau de precisão e corroboram a validade das propostas apresentadas. Assim, os desenvolvimentos do presente trabalho mostram-se como potenciais ferramentas de projeto e avaliação de integridade estrutural.

Palavras-chave: Juntas Dissimilares. Método *eta*. Tensão de Weibull. Diagrama FAD. Tenacidade à Fratura.

ABSTRACT

This work presents an evaluation of weld strength mismatch effects on crack driving forces and proposes an extension of defect assessment procedures for welded structures to include effects of weld strength mismatch. The main motivation is based on the strong expansion of Brazilian petroleum industry and the increasing demand for productivity, safety and reliability of pipelines and correlated structures. In this context, it is initially presented a detailed description of fracture mechanics parameters, welding metallurgy fundamentals and mechanic and microestructural effects due to mismatched welds. Next, the main procedures for experimental evaluation of fracture toughness are addressed followed by a discussion on current integrity assessment standards based on FAD and the Weibull stress methodology. These studies provide the necessary background to conduct a wide variety of experimental tests in welded joints and the proposal of corrections for experimental fracture toughness evaluation in welded joints, corrections for limit load estimation schemes in mismatched structures and a new toughness scaling model based on Weibull stress applicable to welded mismatched joints. Finally, the resulting framework is incorporated into a modified FAD-based procedure specifically designed for integrity assessment of welded mismatched structures. The experimental results reveal strong deleterious effects of mismatched welds on loading capacity and fracture toughness of the analyzed specimens. However, the extensive body of calibrated η and plastic rotational r_p factors allows accurate experimental determination of fracture toughness for homogeneous and bimaterial SE(B) specimens. Additionally, the limit load estimation scheme proposed incorporates the material's hardening capacity while the Weibull-based toughness scaling model incorporating mismatch effects allows accurate estimation of the weldment toughness from base metal data and a simple experimental calibration. Results from an exploratory application indicate a high degree of accuracy and confirm the validity of the proposed methodology as a potential tool for design and integrity assessments of cracked weldments.

Keywords: Weld Strength Mismatch. Eta Method. Weibull Stress. FAD Diagram. Fracture Toughness.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES E GRÁFICOS

Figura 1.1 - Produção de petróleo Mundial, segundo regiões geográficas (milhões de barris por dia) – 2006 [4].

Figura 1.2 - Evolução da produção de petróleo no Brasil (milhões de barris por dia) estratificada para terra e mar – 1997 a 2006 [4].

Figura 1.3 - Evolução da produção de gás natural no Brasil (bilhões de m³) estratificada para terra e mar – 1997 a 2006 [4].

Figura 1.4 - Exemplo de falha catastrófica de gasoduto onde um defeito originou uma trinca instável, a qual se propagou por dezenas de metros causando o desenterramento do duto. Regiões escuras representam a separação da parede [5].

Figura 1.5 - Disposição geográfica de refinarias e principais linhas dutoviárias para transporte de óleo e gás da Petrobrás em território brasileiro [3].

Figura 1.6 - Disposição geográfica de refinarias e principais linhas dutoviárias para transporte de óleo e gás da Petrobrás em São Paulo e região Centro-Oeste [3].

Figura 1.7 - (a) Linha de dutos terrestres em construção a partir da montagem seqüencial de tubos de aço e (b) execução do procedimento manual de soldagem circunferencial para união de tubos adjacentes [7].

Figura 2.1 - (a) Chapa tracionada representativa de um componente estrutural constituído de material plasticamente deformável contendo uma trinca; (b) Corpo de prova convencional SE(B) em 3 pontos à flexão; (c) Zona de dominância J na região da ponta da trinca indicando a validade da mecânica da fratura monoparamétrica [30].

Figura 2.2 - Comparação esquemática do comportamento tensão-deformação de materiais elásticos não lineares e materiais elasto-plásticos [23].

Figura 2.3 - Contorno de integração fechado anti-horário Γ' [25].

Figura 2.4 - Representação esquemática de um corpo bi-dimensional trincado com um contorno Γ originado na superfície inferior da trinca de forma que com uma trajetória anti-horária termine na superfície superior da trinca. O vetor de tração em qualquer ponto do contorno é marcado T [25].

Figura 2.5 - Contorno de integração fechado ao redor da ponta da trinca constituído por quatro segmentos distintos [25].

Figura 2.6 - Abertura da ponta da trinca (CTOD - δ) como resultado do arredondamento de trincas agudas [23].

Figura 2.7 - Definição do CTOD definido como o deslocamento da trinca efetiva nos limites da zona plástica de Irwin [23].

Figura 2.8 - Modelo da faixa de escoamento. A zona plástica é modelada pela faixa compreendida pelas tensões de escoamento [23].

Figura 2.9 - Definição do CTOD como o deslocamento da trinca efetiva nos limites da faixa de escoamento [23].

Figura 2.10 - Definição do CTOD definido como a interseção de retas ortogonais com os flancos da trinca [23].

Figura 2.11 - Caminho de integração ao redor da faixa de escoamento de Dugdale [23].

Figura 2.12 - Estimativa do δ dos conceitos de interseção 90° e deslocamentos HRR [23]. A origem está posicionada na ponta da trinca.

Figura 2.13 - Relações previstas para J e CTOD para estado plano de tensões e estado plano de deformações, para $\alpha=1$. Para diferentes valores de α , os valores de d_n devem ser multiplicados por $\alpha^{\frac{1}{n}}$ [23].

Figura 3.1 - Corpo-de-prova SE(B) preparado para ensaio de flexão em três pontos.

Figura 3.2 - Curva de carga vs. deslocamento como resultado usual de ensaios de mecânica da fratura [23].

Figura 3.3 - Distinção entre frações plástica e elástica da energia absorvida durante ensaio de mecânica da fratura em corpo de prova SE(B) em flexão de três pontos [47].

Figura 3.4 - Definição de um ponto rotular sobre o ligamento remanescente de espécime SE(B) para determinação de δ a partir do CMOD (V) [23].

Figura 4.1 - Características Mecânicas de soldas monopasse em aço [54].

Figura 4.2 - Relações aproximadas entre temperaturas máximas, distância da interface de soldagem e diagrama de equilíbrio ferro-carbono [53].

Figura 4.3 - Exemplo de diagrama de transformação com resfriamento contínuo para aço SAE 4340 [52].

Figura 4.4 - Microestruturas tipicamente encontradas em soldas. (a) Ferrita e perlita, Nital 4%, 1000x, (b) bainita, Picral 4%, 1000x e (c) martensita, Nital 1%, 550x [56].

Figura 4.5 - Regiões tipicamente identificadas em juntas soldadas multipasses [54].

Figura 4.6 - Ilustração esquemática de cordões de solda em espécimes SE(B) $a/W = 0,5$ com domínio de integração de J cruzando a interface MB/MS. (a) Junta V, (b) junta quadrada com trinca no centro do cordão e (c) junta quadrada com trinca interfacial.

Figura 4.7 - Ilustração esquemática de cordão de solda em espécimes SE(B) $a/W=0.5$ com domínio de integração de J interno ao cordão de solda constituído de metal de solda (MS).

Figura 4.8 - Ilustração esquemática da resposta estrutural simétrica de trincas no centro de cordões de solda e a possibilidade de manutenção da definição original do CTOD.

Figura 4.9 - Ilustração esquemática da resposta estrutural não simétrica de trincas na interface de soldagem e a decomposição do CTOD total (δ) em suas parcelas δ_{LS} e δ_{HS} , considerando, neste caso, condição *overmatch*.

Figura 5.1 - Ilustração do processo de fratura por clivagem induzida por carbonetos nos contornos de grão: (a) fratura do carboneto e formação de microtrinca; (b) propagação ao longo da matriz dos grãos nos quais foi nucleada; (c) crescimento para grãos adjacentes configurando uma trinca crítica [80].

Figura 5.2 - Zona de processo de fratura à frente de uma trinca macroscópica contendo microdefeitos aleatoriamente distribuídos [80].

Figura 5.3 - Volume unitário à frente de uma trinca submetido a estado multiaxial de tensões [80].

Figura 5.4 – Procedimento de escala baseado em tensão de Weibull para corrigir valores de tenacidade para diferentes condições geométricas e de DMS (*mismatch*).

Figura 5.5 – Estabilidade do parâmetro β com a evolução da tensão de Weibull para espécimes SE(B)s bimateriais com 10% de *overmatch* comparados a espécimes constituídos de metal de base (MB) para diversos valores de m . Considera-se MB com 412 MPa de tensão de escoamento e encruamento $n = 10$.

Figura 5.6 – Parâmetros β como função de m para espécimes SE(B) bimateriais com 10% de *overmatch*. Considera-se MB com 412 MPa de tensão de escoamento e encruamento $n = 10$.

Figura 5.7 – influência do módulo de Weibull, m , na evolução da tensão de Weibull para espécimes SE(B)s bimateriais com 10% de *overmatch*. Considera-se MB com 412 MPa de tensão de escoamento e encruamento $n = 10$.

Figura 6.1 - Diagrama de análise de falhas segundo o modelo da faixa de escoamento[23][113][9].

Figura 6.2 - Curva FAD da API579 nível 2 E BS7910 nível 2A [10][11].

Figura 6.3 – Ilustração esquemática do procedimento adaptado de FAD incorporando (A) determinação acurada de tenacidade por meio de fatores η e r_p determinados numericamente, (B) modelo baseado em critérios micromecânicos para consideração dos efeitos de DMS sobre a tenacidade e avaliação de integridade e (C) correções de cargas limite.

Figura 7.1 – Procedimento de determinação numérica de parâmetros η e r_p utilizados na avaliação experimental de integral J e CTOD em espécimes homogêneos e soldados com trinca central à solda. O índice k representa CMOD (V) ou LLD.

Figura 7.2 – Procedimento de determinação numérica de parâmetros η e r_p utilizados na avaliação experimental de integral J e CTOD em espécimes soldados com trinca na interface bimaterial (p.ex., região de ZTA). O índice k representa CMOD (V) ou LLD.

Figura 7.3 - Variação dos fatores (a) η_J^{CMOD} e (b) r_p a partir de curvas P vs. CMOD para níveis crescentes de CMOD em espécimes SE(B) $n = 10$ com $a/W = 0,5$.

Figura 7.4 - Ilustração dos 3 tipos de SE(B) com suas respectivas dimensões principais (SE(B) 1-T). Espécime (a) homogêneo, (b) bimaterial com trinca central e (c) bimaterial com trinca interfacial.

Figura 7.5 - Modelos correspondentes aos espécimes SE(B) $a/W = 0,5$ ilustrados pela Fig. 7.4. (a) Modelo simétrico homogêneo, (b) modelo bimaterial simétrico com trinca no centro do cordão de solda e (c) modelo bimaterial completo com trinca interfacial (resposta assimétrica exige modelagem completa).

Figura 7.6 – Comparação entre curvas de tensão verdadeira vs. deformação logarítmica relativas ao modelo adotado para aço estrutural com $n = 17,4$ e $E/\sigma_0 = 333,3$ e para o aço ASTM A516 soldado com eletrodo E8018G ensaiado pelo autor.

Figura 7.7 - Fatores η_{δ}^{CMOD} utilizados para a determinação do CTOD (δ) a partir de curvas P vs. CMOD. Conforme Eq. (7.3).

Figura 7.8 - Fatores η_J^{CMOD} utilizados para a determinação da integral J a partir de curvas P vs. CMOD. Conforme Eq. (7.4).

Figura 7.9 - Fatores η_J^{LLD} utilizados para a determinação da integral J a partir de curvas P vs. LLD. Conforme Eq. (7.5).

Figura 7.10 - Fatores η_{δ}^{CMOD} utilizados para a determinação de CTOD (δ) a partir de curvas P vs. CMOD em espécimes SE(B) bimateriais com trinca central à solda e cordão de largura (a) 5 mm, (b) 10 mm e (c) 20 mm. Tais resultados são apresentados na forma funcional pela Eq. (7.6) complementada pela tabela de mesma numeração.

Figura 7.11 - Fatores η_J^{CMOD} utilizados para a determinação de J a partir de curvas P vs. CMOD em espécimes SE(B) bimateriais com trinca central à solda e cordão de largura (a) 5 mm, (b) 10 mm e (c) 20 mm. Tais resultados são apresentados na forma funcional pela Eq. (7.6) complementada pela tabela de mesma numeração.

Figura 7.12 - Fatores η_J^{LLD} utilizados para a determinação de J a partir de curvas P vs. LLD em espécimes SE(B) bimateriais com trinca central à solda e cordão de largura (a) 5 mm, (b) 10 mm e (c) 20 mm. Tais resultados são apresentados na forma funcional pela Eq. (7.6) complementada pela tabela de mesma numeração.

Figura 7.13 - Fatores $\eta_{\delta-LS}^{CMOD}$ utilizados para a determinação de CTOD (δ) a partir de curvas P vs. CMOD em espécimes SE(B) bimateriais com trinca interfacial e cordão de largura (a) 5 mm, (b) 10 mm e (c) 20 mm. Fatores para uso das propriedades do material menos resistente - *LS* (Lower Strength). Tais resultados são apresentados na forma funcional pela Eq. (7.6) complementada pela Tab. (7.7).

Figura 7.14 - Fatores $\eta_{\delta-HS}^{CMOD}$ utilizados para a determinação de CTOD (δ) a partir de curvas P vs. CMOD em espécimes SE(B) bimateriais com trinca interfacial e cordão de largura (a) 5 mm, (b) 10 mm e (c) 20 mm. Fatores para uso das propriedades do material mais resistente - *HS* (Higher Strength). Tais resultados são apresentados na forma funcional pela Eq. (7.6) complementada pela Tab. (7.7).

Figura 7.15 - Fatores η_J^{CMOD} utilizados para a determinação de J a partir de curvas P vs. CMOD em espécimes SE(B) bimateriais com trinca interfacial e cordão de largura (a) 5 mm, (b) 10 mm e (c) 20 mm. Tais resultados são apresentados na forma funcional pela Eq. (7.6) complementada pela Tab. (7.7).

Figura 7.16 - Fatores η_J^{LLD} utilizados para a determinação de J a partir de curvas P vs. LLD em espécimes SE(B) bimateriais com trinca interfacial e cordão de largura (a) 5 mm, (b) 10 mm e (c) 20 mm. Tais resultados são apresentados na forma funcional pela Eq. (7.6) complementada pela Tab. (7.7).

Figura 7.17 - Fatores r_p utilizados para a determinação de CTOD (δ) a partir de curvas P vs. CMOD. Conforme Eqs. (7.7) a (7.9).

Figura 7.18 - Fatores r_p utilizados para a determinação de δ a partir de curvas P vs. CMOD em espécimes SE(B) bimateriais com trinca central ao metal de solda e cordão de largura (a) 5 mm, (b) 10 mm e (c) 20 mm. Tais resultados são apresentados na forma funcional pela Eq. (7.7) complementada pela Tab. (7.8).

Figura 7.19 - Fatores r_{p-LS} utilizados para a determinação de CTOD (δ) a partir de curvas P vs. CMOD em espécimes SE(B) bimateriais com trinca interfacial e cordão de largura (a) 5 mm, (b) 10 mm e (c) 20 mm. Fatores para uso das propriedades do material menos resistente - *LS* (*Lower Strength*). Tais resultados são apresentados na forma funcional pela Eq. (7.7) complementada pela Tab. (7.9).

Figura 7.20 - Fatores r_{p-HS} utilizados para a determinação de CTOD (δ) a partir de curvas P vs. CMOD em espécimes SE(B) bimateriais com trinca interfacial e cordão de largura (a) 5 mm, (b) 10 mm e (c) 20 mm. Fatores para uso das propriedades do material menos resistente - *HS* (*Higher Strength*). Tais resultados são apresentados na forma funcional pela Eq. (7.7) complementada pela Tab. (7.9).

Figura 8.1 - (a) Geometria dos chanfros usinados para a configuração das juntas de solda e (b) número e disposição dos múltiplos passes aplicados na soldagem do material em estudo. Medidas em mm.

Figura 8.2 - (a) Pré-angulação das chapas para evitar empenamentos e perda de material e (b) pré-aquecimento para melhor controle e execução da soldagem. Procedimentos conduzidos no laboratório de soldagem da escola Senai Nadir Dias de Figueiredo de Osasco.

Figura 8.3 - (a) Exemplo de chapa soldada com eletrodo E8018-G e detalhes (b) do topo do cordão de solda e (c) da raiz goivada do cordão. Nota-se a boa qualidade da solda e a inexistência de defeitos e falta de penetração.

Figura 8.4 - (a) Ilustração de chapa soldada com posicionamento dos corpos-de-prova confeccionados. Posição de extração dos espécimes (b) de tração, (c) Charpy e (d) das amostras para macro e micrografias. Espécimes SE(B)s são posicionados como os Charpys.

Figura 8.5 - (a) Marcação de centro para retirada de CP de tração integralmente do cordão de solda e (b) marcação de entalhes de CPs SE(B) no centro dos cordões.

Figura 8.6 - Máquina MTS servo controlada de 250 kN do Centro de Desenvolvimento de Materiais Metálicos (CDMatM) da FEI (Fundação Educacional Inaciana).

Figura 8.7 - (a) Pêndulo de ensaio Charpy Losenhausenwerk e (b) estufa e caixa de resfriamento utilizadas.

Figura 8.8 – Lupa estereoscópica Olympus utilizada para a tomada de imagens de fraturas, macrografias e detalhes.

Figura 8.9 - Microdurômetro Shimadzu HMV-2.

Figura 8.10 - Politriz automática Struers Abramin.

Figura 8.11 - Microscópio Olympus BX60M.

Figura 8.12 - Dispositivo comercial MTS para ensaios de flexão 3 pontos, usado aqui para abertura de pré-trincas e ensaios de espécimes SE(B) em temperatura ambiente.

Figura 8.13 - (a) Dispositivo desenvolvido para ensaio em baixas temperaturas e (b) detalhe do banho de álcool e gelo seco (para temperaturas de até $\sim -73^{\circ}\text{C}$) com a montagem do extensômetro no espécime.

Figura 8.14 - (a) Detalhe de espécime SE(B) de metal de base já ensaiado e (b) dispositivo de flexão usado em máquina de apoio para separação final dos espécimes ensaiados.

Figura 8.15 - Curvas tensão-deformação de engenharia obtidas dos ensaios de tração do metal de base e da junta soldada elaborada para o aço ASTM A387 Gr 11.

Figura 8.16 - TTDFs e energia absorvida em ensaio de impacto Charpy para metal de base de aço ASTM A387 e metal de solda das juntas de ASTM A387 soldados com eletrodo E8018G ($M_L = 1,32$).

Figura 8.17 - Perfil de microdureza encontrado em junta soldada das chapas de ASTM A387 com $M_L = 1,32$.

Figura 8.18 - Curvas de carga de espécimes SE(B) constituídos de metal base (MB) de aço ASTM A387 GR11 e espécimes bimateriais (MS) das respectivas juntas com overmatch $M_L = 1,32$ e trinca no centro do cordão de solda.

Figura 8.19 - Curvas tensão-deformação de engenharia obtidas dos ensaios de tração do metal de base e das duas juntas soldadas elaboradas para o aço ASTM A516 Gr 70.

Figura 8.20 - Fraturas, TTDFs e energia absorvida em ensaio de impacto Charpy para metal de base das chapas de ASTM A516, metal de solda (chapas de A516 com eletrodo E8018G) com $M_L = 1,68$ e metal de solda (chapas de A516 com eletrodo E11018G) com $M_L = 2,16$.

Figura 8.21 - Perfil de microdureza encontrado em junta soldada das chapas de ASTM A516 GR70 com (a) $M_L = 1,68$ e (b) $M_L = 2,16$.

Figura 8.22 - Macrografias das juntas com (a) $M_L = 1,68$ e (b) $M_L = 2,16$.

Figura 8.23 - Micrografias referentes à junta com $M_L = 1,68$. (a) Metal de base com ferrita e perlita (bandeada – aumento 100x), (b) ZTA com ferrita, perlita fina e ilhas de martensita (500x), e (c) metal de solda com bainita e ferrita acicular (500x).

Figura 8.24 - Micrografias referentes à junta com $M_L = 2,16$. (a) Metal de base com ferrita e perlita (bandeada – aumento 100x), (b) ZTA com ferrita, perlita fina e ilhas de martensita (500x), e (c) metal de solda com bainita e ferrita acicular (500x).

Figura 8.25 - Curvas de carga de espécimes SE(B) constituídos de metal base (MB) de aço ASTM A516 GR70 e espécimes bimateriais (MS) das respectivas juntas com dois níveis de *overmatch* $M_L = 1,68$ e $M_L = 2,16$.

Figura 8.26 - (a) aspecto final de fratura de espécime de aço ASTM A516 GR70 com $a/W = 0,53$ e *overmatch* $M_L = 2,16$ e (b) exemplo de extensômetro montado em corpo-de-prova pós-fratura.

Figura 8.27 - Ensaios realizados por Minami et al. [124]. (a) Espécimes SE(B), (b) espécimes de placa M(T) com trinca superficial semi-elíptica.

Figura 9.1 - Representação da dimensão da zona de processo de fratura em espécimes SE(B) $a/W = 0,5$ para mesmas condições de carga, com trinca posicionada no centro do cordão de solda e diferentes níveis de DMS. k indica o material no qual está imersa a trinca. Nota-se a severa redução do tamanho da zona de processo de fratura com o aumento de DMS.

Figura 9.2 - Representação da dimensão da zona de processo de fratura em espécimes SE(B) $a/W = 0,5$ para mesmas condições de carga, com trinca posicionada na interface MS/MB e diferentes níveis de DMS. k indica cada um dos materiais (MS ou MB). Nota-se o marcante desvio das deformações para o metal menos resistente da junta com o aumento de DMS.

Figura 9.3 - Representação da dimensão da zona plástica ($\sigma_{mises} \geq \sigma_{ys-k}$) em espécimes SE(B) $a/W = 0,5$ para mesmas condições de carga, com trinca posicionada no meio do cordão de solda e diferentes níveis de DMS. k indica o material no qual está imersa a trinca. Nota-se a severa redução do tamanho da zona de processo de fratura com o aumento de DMS.

Figura 9.4 - Representação da dimensão da zona plástica ($\sigma_{mises} \geq \sigma_{ys-k}$) em espécimes SE(B) $a/W = 0,5$ para mesmas condições de carga, com trinca posicionada na interface MS/MB e diferentes níveis de DMS. k indica cada um dos materiais (MS ou MB). Nota-se o marcante desvio das deformações para o metal menos resistente da junta com o aumento de DMS.

Figura 9.5 - Espécimes bimateriais com trinca central (denominados J_{Mism}) e espécimes homogêneos integralmente constituídos do material no qual está imersa a trinca (denominados aqui J_{AWM} - *All Weld Metal*).

Figura 9.6 – Comparação de forças motrizes de trinca (em termos de integral J) para espécimes SE(B) com trinca central de diferentes condições de DMS e cordão de solda estreito ($h=5\text{mm}$) em relação às respectivas condições *All Weld Metal*. (a) espécime SE(B) $a/W=0,2$ e (b) espécime SE(B) $a/W=0,5$. Valores tomados para mesma área plástica sob a curva de carga.

Figura 9.7 – Comparação de forças motrizes de trinca (em termos de integral J) para espécimes SE(B) com trinca central de diferentes condições de DMS e cordão de solda largo ($h=20\text{mm}$) em relação às respectivas condições *All Weld Metal*. (a) espécime SE(B) $a/W=0,2$ e (b) espécime SE(B) $a/W=0,5$. Valores tomados para mesma área plástica sob a curva de carga.

Figura 9.8 – Comparação de fatores η e r_p para espécimes SE(B) com trinca central rasa ($a/W = 0,1$) de diferentes condições de DMS e cordões de solda em relação às respectivas condições *All Weld Metal*. (a) η_J^{CMOD} , (b) η_J^{LLD} , (c) η_δ^{CMOD} e (d) r_p .

Figura 9.9 – Comparação de fatores η e r_p para espécimes SE(B) com trinca central profunda ($a/W=0,5$) de diferentes condições de DMS e cordões de solda em relação às respectivas condições *All Weld Metal*. (a) η_J^{CMOD} , (b) η_J^{LLD} , (c) η_δ^{CMOD} e (d) r_p .

Figura 9.10 - Valores de (a) CTOD e (b) J obtidos de espécimes SE(B) constituídos de metal base (MB) de aço ASTM A387 GR11 e espécimes bimetálicos (MS) das respectivas juntas com *overmatch* $M_L = 1,32$.

Figura 9.11 - Valores de (a) CTOD e (b) J obtidos de espécimes SE(B) constituídos de metal base (MB) de aço ASTM A516 GR70 e espécimes bimetálicos (MS) das respectivas juntas com dois níveis de *overmatch* $M_L = 1,68$ e $M_L = 2,16$.

Figura 9.12 - Valores críticos de CTOD obtidos de espécimes SE(B) constituídos de metal base (MB) de aço ASTM A516 GR70 e espécimes bimetálicos (MS) das respectivas juntas com dois níveis de *overmatch* $M_L = 1,68$ e $M_L = 2,16$.

Figura 9.13 - Valores experimentais de tenacidade para espécimes SE(B) com $a/W=0,5$ feitos em aço API X80 em duas condições de DMS ensaiados a -5°C obtidos pelo presente autor aplicando fatores η_J^{CMOD} determinados numericamente neste trabalho sobre curvas de carga obtidas por Minami et al. [123][124].

Figura 10.1 - Modelo de elementos finitos utilizado nas análises 3-D de corpo-de-prova M(T) constituído de aço API X80 com solda representativa de junta circunferencial de dutos.

Figura 10.2 - Trajetórias de correção de $J_{MB}(J_{c-0}^{Evenmatch}) \rightarrow J_{MS}(J_{c-0}^{Overmatch})$ utilizando o modelo de transferabilidade de tenacidades baseado em tensão de Weibull proposto para diferentes módulos (m) em soldas de aço API X80 com 10% *overmatch*. As linhas no gráfico representam mesmos valores de tensão de Weibull normalizada ($\bar{\sigma}_w$) para diferentes valores de (m).

Figura 10.3 - Estratégia de calibração do módulo de Weibull (m) utilizando-se dos ensaios de Minami et al. [123][124] para condições *evenmatch* e 10% *overmatch* em aço API X80.

Figura 10.4 - Trajetórias de carga para a placa em estudo utilizando a API 579 e o modelo proposto sem e com as correções de carga limite (LL).

Figura 10.5 – Zonas de tensões de von Mises correspondentes a $\sigma_{mises} = \sigma_{uts}$ que representam ilustrativamente a instabilidade local (tensão limite) do ligamento remanescente da chapa com 10% *overmatch* estudada. A tensão limite remota encontrada neste caso é de 670 MPa.

Figura 10.6 - Previsões da falha (deformação remota) *versus* resultado experimental para placa em estudo (10% *overmatch*) utilizando a API 579 e procedimento FAD adaptado proposto com e sem correção de carga limite (LL).

Figura A.1 - Fractografias representativas de fratura frágil; (a) Fractografia de superfícies de fratura; (b) MEV, magnificação de X500. [131]

Figura A.2 - (a) Fractografia representativa de fratura dúctil. Observar a presença do defeito original, a zona com crescimento estável de trinca e finalmente o colapso da estrutura; (b) MEV, fratura dúctil com formação de alvéolos nucleados por inclusões [6].

Figura A.3 - (a) Inclusões e partículas dispersas na matriz metálica; (b) nucleação de cavidades ao redor das inclusões maiores; (c) crescimento de cavidades; (d) coalescência das cavidades formando uma trinca macroscópica [23][132].

Figura B.1 - Representação gráfica da taxa de liberação de energia não linear [23].

Figura B.2 - Resultados de modelo de elementos finitos de grandes deformações de [133]. O arredondamento da ponta da trinca desvia as tensões da solução HRR nas proximidades da ponta da trinca [25].

Figura C.1 – Definição de tensão limite (σ_c) quando a seção resistente (em azul) atinge um dado nível de tensão para (a) estrutura sem defeito e (b) estrutura com defeito.

Figura BB.1 - Fatores η_{δ}^{CMOD} utilizados para a determinação de CTOD (δ) a partir de curvas P vs. CMOD em espécimes SE(B) bimateriais com trinca central à solda e cordão de largura (a) 5 mm, (b) 7,5 mm, (c) 10 mm, (d) 12,5 mm, (e) 15 mm e (f) 20 mm. Tais resultados são apresentados na forma funcional pela Eq. (BB.1) complementada pela tabela de mesma numeração.

Figura BB.2 - Fatores η_J^{CMOD} utilizados para a determinação de J a partir de curvas P vs. CMOD em espécimes SE(B) bimateriais com trinca central à solda e cordão de largura (a) 5 mm, (b) 7,5 mm, (c) 10 mm, (d) 12,5 mm, (e) 15 mm e (f) 20 mm. Tais resultados são apresentados na forma funcional pela Eq. (BB.1) complementada pela tabela de mesma numeração.

Figura BB.3 - Fatores η_J^{LLD} utilizados para a determinação de J a partir de curvas P vs. LLD em espécimes SE(B) bimateriais com trinca central à solda e cordão de largura (a) 5 mm, (b) 7,5 mm, (c) 10 mm, (d) 12,5 mm, (e) 15 mm e (f) 20 mm. Tais resultados são apresentados na forma funcional pela Eq. (BB.1) complementada pela tabela de mesma numeração.

Figura BB.4 - Fatores r_p utilizados para a determinação de δ a partir de curvas P vs. CMOD em espécimes SE(B) bimateriais com trinca central ao metal de solda e cordão de largura (a) 5 mm, (b) 7,5 mm, (c) 10 mm, (d) 12,5 mm, (e) 15 mm e (f)

20 mm. Tais resultados são apresentados na forma funcional pela Eq. (BB.2) complementada pela tabela de mesma numeração.

Figura BB.5 - Fatores $\eta_{\delta-LS}^{CMOD}$ utilizados para a determinação de CTOD (δ) a partir de curvas P vs. CMOD em espécimes SE(B) bimateriais com trinca interfacial e cordão de largura (a) 5 mm, (b) 10 mm, (c) 15 mm e (d) 20 mm. Fatores para uso das propriedades do material menos resistente -LS (*Lower Strength*). Tais resultados são apresentados na forma funcional pela Eq. (BB.1) complementada pela Tab. (BB.3).

Figura BB.6 - Fatores $\eta_{\delta-HS}^{CMOD}$ utilizados para a determinação de CTOD (δ) a partir de curvas P vs. CMOD em espécimes SE(B) bimateriais com trinca interfacial e cordão de largura (a) 5 mm, (b) 10 mm, (c) 15 mm e (d) 20 mm. Fatores para uso das propriedades do material mais resistente -HS (*Higher Strength*). Tais resultados são apresentados na forma funcional pela Eq. (BB.1) complementada pela Tab. (BB.3).

Figura BB.7 - Fatores η_J^{CMOD} utilizados para a determinação de J a partir de curvas P vs. CMOD em espécimes SE(B) bimateriais com trinca interfacial e cordão de largura (a) 5 mm, (b) 10 mm, (c) 15 mm e (d) 20 mm. Tais resultados são apresentados na forma funcional pela Eq. (BB.1) complementada pela Tab. (BB.3).

Figura BB.8 - Fatores η_J^{LLD} utilizados para a determinação de J a partir de curvas P vs. LLD em espécimes SE(B) bimateriais com trinca interfacial e cordão de largura (a) 5 mm, (b) 10 mm, (c) 15 mm e (d) 20 mm. Tais resultados são apresentados na forma funcional pela Eq. (BB.1) complementada pela Tab. (BB.3).

Figura BB.9 - Fatores r_{p-LS} utilizados para a determinação de CTOD (δ) a partir de curvas P vs. CMOD em espécimes SE(B) bimateriais com trinca interfacial e cordão de largura (a) 5 mm, (b) 10 mm, (c) 15 mm e (d) 20 mm. Fatores para uso das propriedades do material menos resistente -LS (*Lower Strength*). Tais resultados são apresentados na forma funcional pela Eq. (BB.2) complementada pela Tab. (BB.4).

Figura BB.10 - Fatores r_{p-HS} utilizados para a determinação de CTOD (δ) a partir de curvas P vs. CMOD em espécimes SE(B) bimateriais com trinca interfacial e cordão de largura (a) 5 mm, (b) 10 mm, (c) 15 mm e (d) 20 mm. Fatores para uso das propriedades do material mais resistente -HS (*Higher Strength*). Tais resultados são apresentados na forma funcional pela Eq. (BB.2) complementada pela Tab. (BB.4).

LISTA DE TABELAS

Tabela 4.1 - Ciclos térmicos característicos de cada uma das regiões descritas na Fig. 4.5 encontradas em juntas soldadas multipasses [54]. A definição de cada uma das microestruturas é detalhada na lista de abreviaturas e siglas.

Tabela 7.1 - Propriedades dos materiais empregados nas análises de espécimes SE(B) homogêneos.

Tabela 7.2 - Propriedades dos materiais empregados nas análises de espécimes SE(B) bimateriais.

Tabela 7.3 - Matriz de análise desenvolvida para espécimes SE(B) homogêneos.

Tabela 7.4 - Matriz de análise desenvolvida para espécimes SE(B) bimateriais com trinca no centro do cordão de solda.

Tabela 7.5 - Matriz de análise desenvolvida para espécimes SE(B) bimateriais com trinca interfacial.

Tabela 7.6 - Coeficientes para aplicação no polinômio de regressão múltipla (Eq. (7.6)) e respectivos coeficientes de múltipla correlação. Fatores para determinação de CTOD e J em espécimes SE(B) com trincas no centro do cordão de solda.

Tabela 7.7 - Coeficientes para aplicação no polinômio de regressão múltipla (Eq. (7.6)) e respectivos coeficientes de múltipla correlação. Fatores para determinação de CTOD e J em espécimes SE(B) com trincas na interface MB/MS do cordão de solda.

Tabela 7.8 - Coeficientes para aplicação no polinômio de regressão múltipla (Eq. (7.7)) para a determinação de r_p e respectivos coeficientes de múltipla correlação. Fatores para determinação de CTOD em espécimes SE(B) com trincas no centro do cordão de solda.

Tabela 7.9 - Coeficientes para aplicação no polinômio de regressão múltipla (Eq. (7.7)) e respectivos coeficientes de múltipla correlação. Fatores para determinação de CTOD em espécimes SE(B) com trincas na interface MB/MS do cordão de solda.

Tabela 8.1 - Propriedades mecânicas obtidas de ensaios de tração para metal de base e metal de solda ensaiados para aço ASTM A387 GR11. H e n são os coeficientes da equação de Ramberg Osgood (em sua forma convencionalmente aplicada ao tratamento de ensaios mecânicos - vide Eq. (8.1)). M_L representa o grau de DMS e U a energia de deformação.

Tabela 8.2 - Resultados de microdureza obtidos para a junta soldada de aço ASTM A387 GR11. HV representa o valor de microdureza Vickers.

Tabela 8.3 - Propriedades mecânicas obtidas de ensaios de tração para metal de base e metais de solda ensaiados. H e n são os coeficientes da equação de Ramberg Osgood (na forma apresentada pela Eq. (8.1)). M_L representa o grau de DMS e U a energia de deformação.

Tabela 8.4 - Resultados de microdureza obtidos para as juntas soldadas de aço ASTM A516 GR70 para diferentes condições de DMS. HV representa o valor de microdureza Vickers.

Tabela 9.1 - Detalhes e resultados dos ensaios de mecânica da fratura conduzidos em aço ASTM A387 GR11 e suas respectivas juntas soldadas.

Tabela 9.2 - Detalhes e resultados dos ensaios de mecânica da fratura conduzidos em aço ASTM A516 GR70 e suas respectivas juntas soldadas.

Tabela 10.1 - Comparação de valores de deformação previstos e medidos experimentalmente para a falha de espécime de aço API X80 soldado em condição 10% *overmatch*.

Tabela BB.1 - Coeficientes para aplicação no polinômio de regressão múltipla (Eq. (BB.1)) e respectivos coeficientes de múltipla correlação. Fatores para determinação de CTOD e J em espécimes SE(B) com trincas no centro do cordão de solda.

Tabela BB.2 - Coeficientes para aplicação no polinômio de regressão múltipla (Eq. (BB.2)) e respectivos coeficientes de múltipla correlação. Fatores para determinação de CTOD em espécimes SE(B) com trincas no centro do cordão de solda.

Tabela BB.3 - Coeficientes para aplicação no polinômio de regressão múltipla (Eq. (BB.1)) e respectivos coeficientes de múltipla correlação. Fatores para determinação de CTOD e J em espécimes SE(B) com trincas na interface MB/MS do cordão de solda.

Tabela BB.4 - Coeficientes para aplicação no polinômio de regressão múltipla (Eq. (BB.2)) e respectivos coeficientes de múltipla correlação. Fatores para determinação de CTOD em espécimes SE(B) com trincas na interface MB/MS do cordão de solda.

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ANP : Agência Nacional do Petróleo;

API : Instituto americano de petróleo (do inglês: *American Petroleum Institute*);

ARBL : Alta Resistência Baixa Liga;

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

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

AWS : sociedade americana de soldagem (do inglês: *American Welding Society*);

BS : padrão Britânico (do inglês: *British Standard*);

CCT : diagrama de transformação de fase com resfriamento constante (do inglês: *Continuous Cooling Transformation*);

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

C(T) : espécime compacto submetido a tração;

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

CTOD_c : valor crítico de CTOD à fratura;

DMS: Dissimilaridade Mecânica da Solda (equivalente ao do inglês: *weld strength mismatch*);

EPD : Estado Plano de Deformações;

EPT : Estado Plano de Tensões;

FAD : diagrama de análise de falha (do inglês: *Failure Assessment Diagram*);

FGHAZ: região de grãos finos da HAZ reaquecida supercriticamente;

GASBOL : Gasoduto Brasil Bolívia;

HAZ : mesmo que ZTA - zona afetada termicamente (do inglês: *Heat Affected Zone*);

HRR : solução analítica para o campo de tensões e deformações à frente de trincas dada pela integral J ;

HS : material mais resistente de uma junta soldada (do inglês: *Higher Strength*);

ICCGHAZ : zona de grãos grosseiros intercriticamente reaquecida da HAZ;

ICHAZ : zona intercriticamente reaquecida da HAZ;

LBZ : mesmo que ZFL - zona de fragilização localizada (do inglês: *Local Brittle Zone*);

LL: carga limite (do inglês: *Limit Load*);

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

LS : material menos resistente de uma junta soldada (do inglês: *Lower Strength*);

MAG : processo de soldagem de metais com gás ativo (do inglês: *Metal Active Gas Welding*);

MB : Metal de Base;

MEV : Microscópio Eletrônico de Varredura;

MFEL : Mecânica da Fratura Elástica Linear;

MFEP : Mecânica da Fratura Elasto-Plástica;

MIG : processo de soldagem de metais com gás inerte (do inglês: *Metal Inert Gas Welding*);

MS : Metal de Solda;

RECAP: refinaria de Capuava;

REPLAN: refinaria do planalto paulista, mais conhecida como refinaria de Paulínia;

REVAP: refinaria Henrique Lage;

RPBC: refinaria Presidente Bernardes;

SAE : sociedade de engenheiros automotivos (do inglês: *Society of Automotive Engineers*);

SCCGHAZ: região de grãos grosseiros da HAZ reaquescida subcriticamente;

SE(B) : espécime com entalhe lateral submetido à flexão;

SE(T) : espécime com entalhe lateral submetido à tração;

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

TIG : processo de soldagem de metais com gás inerte e eletrodo não-consumível de tungstênio (do inglês: *Tungsten Inert Gas Welding*);

TTDF : Temperatura de Transição Dúctil-Frágil;

TSM : Modelo de escala de tenacidade (do inglês: *Toughness Scaling Model*);

UACGHAZ: zona inalterada de grãos grosseiros da HAZ;

U-O-E : processo da fabricação de dutos com costura;

ZPF : Zona de Processo de Fratura (definida pelo loci $\sigma_1 \geq \psi \cdot \sigma_{ys}$, com $\psi \approx 2 \sim 2,5$);

ZTA : Zona Termicamente Afetada;

ZFL : Zona de Fragilização Localizada;

LISTA DE SÍMBOLOS

a : comprimento de trinca;

a/W : profundidade relativa de trinca;

A : área de uma trinca.

A' : área compreendida pelo domínio de integração de J ;

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

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

b : $b = W - a$ - ligamento remanescente do espécime;

B : espessura do espécime;

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

c : coeficientes de influência utilizados para regressões polinomiais;

c_0 : parâmetro da distribuição de microtrincas em um volume de material V_F ;

C : flexibilidade elástica – inverso da rigidez;

d_n : adimensional que relaciona J com δ ;

E : módulo de elasticidade;

F : trabalho aplicado por forças externas em um corpo trincado;

G : taxa de liberação de energia de Irwin;

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

h : largura do cordão de solda;

I_n : constante de integração na solução do campo HRR;

J : integral J ;

J_{el} : fração elástica da integral J ;

J_{pl} : fração plástica da integral J ;

J_{mat} : medida de tenacidade baseada em J ;

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

J_{c-0}^k : valor característico de tenacidade obtido de um grupo de ensaios k ;

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

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

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

J_r : razão de tenacidades em termos de J aplicada em curvas FAD;

k : ($k = 3 - 4\nu$ para EPD e $k = (3 - \nu)(1 + \nu)$ para EPT) - adimensional da solução de zona plástica de Irwin;

k_1 : constante de proporcionalidade do modelo HRR;

k_2 : constante de proporcionalidade do modelo HRR;

K : fator de intensidade de tensões;

K_I : fator de intensidade de tensões para modo I de abertura;

K_{IC} : valor do fator de intensidade de tensões para modo I de abertura para o qual ocorre a fratura;

K_r : razão de tenacidades em termos de K_I aplicada em curvas FAD;

L_r : razão de cargas (ou tensões) aplicadas em curvas FAD;

m : módulo de Weibull para distribuição de tensão de Weibull;

m_c : adimensional da relação entre CTOD, G e K_I (1 para EPT e 2 para EPD);

m_δ : fator de determinação da parcela elástica de CTOD ($m_\delta = 2$ segundo BS7448 e ASTM E1820);

M_L : grau de dissimilaridade mecânica da solda (do inglês: *Mismatch Level*);

n : expoente de encruamento;

n_j : normal externa ao contorno de integração Γ aplicado na definição de J ;

n_v : número de elementos pequenos de volume δV_F ;

N : $N = 1/n$;

P : carga aplicada em espécimes de mecânica da fratura;

P_0 : probabilidade de falha de um volume V_F de material;

r : distância à ponta da trinca (coordenadas polares);

r_p : fator rotacional plástico para determinação de δ ;

r_{p-LS} : fator rotacional plástico para determinação de δ utilizando as propriedades do material menos resistente (*Lower Strength*) de uma posição interfacial;

r_{p-HS} : fator rotacional plástico para determinação de δ utilizando as propriedades do material mais resistente (*Higher Strength*) de uma posição interfacial;

R^2 : coeficiente de múltipla correlação;

T_i : vetor de tração ($i = 1, 2$);

$\tilde{u}_i$: função adimensional na solução do campo HRR;

u_x : componente em x da solução do campo de deslocamentos HRR;

u_y : componente em y da solução do campo de deslocamentos HRR;

U : energia de deformação;

U_{el} : componente elástica da energia de deformação;

U_{pl} : componente plástica da energia de deformação;

U^* : energia de deformação complementar;

V : mesmo que CMOD - abertura da boca da trinca (do inglês: *Crack Mouth Opening Displacement*);

V_0 : volume de referência;

V_F : volume sobre o qual é estudada a distribuição de defeitos pelo modelo do elo fraco;

V_{pl} : componente plástica de V ;

x : coordenada cartesiana;

y : coordenada cartesiana;

y_{Fi} : falha de um volume elementar δV_F ;

Y : fator dependente da geometria de espécimes;

w : densidade de energia de deformação;

W : largura do espécime;

W_{tot} : trabalho total por unidade de espessura;

W_{el} : trabalho elástico por unidade de espessura;

W_{pl} : trabalho plástico por unidade de espessura;

α : adimensional da equação de Ramberg-Osgood;

β : razão de tenacidades do modelo de escala;

$\tilde{\varepsilon}$: deformação verdadeira;

ε_0 : deformação de referência (usualmente igual à deformação de escoamento);

ε_{ij} : tensor de deformações;

$\tilde{\varepsilon}_{ij}$: função adimensional na solução do campo HRR;

ε_p : deformação plástica;

δ : mesmo que CTOD - abertura da ponta da trinca (do inglês: *Crack Tip Opening Displacement*);

δ_{el} : componente elástica do CTOD;

δ_{pl} : componente plástica do CTOD;

δ_{mat} : medida de tenacidade baseada em δ ;

δ_c : valor de δ para o qual ocorre a fratura com reduzido (< 0,2 mm) crescimento estável da trinca precedente à falha;

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

δ_m : valor de δ para o qual se atinge carga máxima antes da fratura;

δ_r : razão de tenacidades em termos de δ aplicada em curvas FAD;

δ_{LS} : componente do CTOD correspondente ao metal menos resistente (*Lower Strength*) de trincas interfaciais;

δ_{HS} : componente do CTOD correspondente ao metal mais resistente (*Higher Strength*) de trincas interfaciais;

δV_F : pequenos elementos constituintes do volume V_F ;

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

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

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

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

λ : módulo de Weibull para distribuição de tenacidades;

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

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

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

η_{pl-J} : fator plástico do método *eta* para determinação de integral J ;

$\eta_{pl-\delta}$: fator plástico do método *eta* para determinação de δ ;

$\eta_{\delta-LS}$: fator plástico do método *eta* para determinação de δ utilizando as propriedades do metal menos resistente (LS);

$\eta_{\delta-HS}$: fator plástico do método *eta* para determinação de δ utilizando as propriedades do metal mais resistente (HS);

η_J^{LLD} : *eta* plástico para cálculo de J a partir de curvas de carga P vs. LLD;

η_J^{CMOD} : *eta* plástico para cálculo de J a partir de curvas de carga P vs. CMOD;

η_{δ}^{CMOD} : *eta* plástico para cálculo de δ a partir de curvas de carga P vs. CMOD;

$\eta_{\delta-LS}^{CMOD}$: *eta* plástico para cálculo de δ a partir de curvas de carga P vs. CMOD utilizando propriedades do material de menor resistência (*Lower Strength*) de uma posição interfacial;

$\eta_{\delta-HS}^{CMOD}$: *eta* plástico para cálculo de δ a partir de curvas de carga P vs. CMOD utilizando propriedades do material de maior resistência (*Higher Strength*) de uma posição interfacial;

Ω : volume da zona de processo de fratura (ZPF);

ρ : raio inicial de ponta de trincas simuladas numericamente;

ρ_p : tamanho da zona plástica no modelo de Dugdale;

μ : módulo de cisalhamento;

σ : tensão normal;

$\tilde{\sigma}$: tensão verdadeira;

σ_{ij} : tensor de tensões;

$\tilde{\sigma}_{ij}$: função adimensional na solução do campo HRR;

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

σ_{c-uts} : σ_c tomada tendo-se como referência a tensão limite de resistência σ_{uts} ;

σ_1 : tensão máxima principal;

σ_{ys} : tensão limite de escoamento;

σ_{ys-k} : tensão limite de escoamento do material k ;

σ_{ys-LS} : tensão de escoamento do material menos resistente da junta (LS);

σ_{ys-HS} : tensão de escoamento do material mais resistente da junta (HS);

σ_{uts} : tensão limite de resistência;

σ_{flow} : $\sigma_{flow} = (\sigma_{ys} + \sigma_{uts})/2$;

$\sigma_{flow-LS}$: valor de σ_{flow} utilizando as propriedades do material menos resistente da junta (LS);

$\sigma_{flow-HS}$: valor de σ_{flow} utilizando as propriedades do material mais resistente da junta (HS);

σ_u : fator de escala da distribuição de Weibull;

σ_w : tensão de Weibull;

σ_{w-c} : tensão de Weibull para a qual ocorre a fratura por clivagem;

ξ : parâmetro da distribuição de microtrincas em um volume de material V_F ;

τ : tensão de cisalhamento;

Γ : caminho de integração utilizado na obtenção de J ;

θ : ângulo de rotação;

Λ : erro na previsão de falha estrutural.

SUMÁRIO

1 – INTRODUÇÃO	35
1.1 Panorama Energético Brasileiro	35
1.2 Malha Dutoviária Brasileira.....	37
1.3 Avaliação Corrente de Integridade em Dutos e Juntas Soldadas.....	41
1.4 Motivação e Objetivos do Presente Trabalho.....	43
2 – CONCEITOS BÁSICOS DA MECÂNICA DA FRATURA ELASTO-PLÁSTICA.....	46
2.1 Introdução.....	46
2.2 Mecânica da Fratura Monoparamétrica.....	47
2.3 A Integral J	49
2.3.1 O Conceito da Integral J de Rice [31]	49
2.3.2 Independência do Caminho de Integração [29].....	53
2.4 O CTOD	55
2.4.1 Origem do CTOD	55
2.4.2 Abordagens Conceituais.....	56
2.4.3 Abordagens Geométricas	61
2.5 Relação entre J e CTOD	61
3 – MÉTODOS PARA A DETERMINAÇÃO EXPERIMENTAL DE TENACIDADE À FRATURA	67
3.1 O Método Eta (η)	69
3.1.1 Conceito e Aplicação.....	69
3.1.2 Definição do Fator η	72
3.1.3 O Fator η Elástico	73
3.1.4 O Fator η Plástico	75
3.2 O Modelo da Rótula Plástica.....	77
3.3 Aplicabilidade e Limitações dos Procedimentos Correntes	78
4 – JUNTAS SOLDADAS EM APLICAÇÕES ESTRUTURAIS	82
4.1 Metalurgia da Soldagem	83
4.2 Dissimilaridade Mecânica da Solda - DMS.....	89

4.3 Peculiaridades de Aplicação da Mecânica da Fratura em Juntas Soldadas Dissimilares.....	91
4.3.1 Independência do Caminho de Integração de J em Juntas Soldadas ..	91
4.3.2 Definição de CTOD em Juntas Soldadas	94
5 – METODOLOGIA MICROMECAÂNICA PARA TRATAMENTO DA FRATURA FRÁGIL.....	98
5.1 Introdução.....	98
5.2 Micromecanismo de Fratura Transgranular por Clivagem	100
5.2.1 Distribuição Estatística dos Valores de Tenacidade	102
5.3 A Tensão de Weibull em Sólidos Trincados	103
5.3.1 Tensão de Weibull Corrigida por Deformação	107
5.4 Correlação de Tenacidade em Juntas Soldadas Dissimilares	109
5.4.1 Descrição Micromecânica dos Efeitos de DMS	110
5.4.2 Calibração do Módulo de Weibull (m).....	114
6 – DIAGRAMAS DE ANÁLISE DE FALHA - FAD.....	117
6.1 Fundamentos da Curva FAD.....	117
6.2 Curvas FAD Baseadas em Integral J e CTOD	120
6.3 Aplicação da Curva FAD.....	122
6.4 Aplicabilidade e Limitações dos Procedimentos Correntes	124
6.5 Incorporação das Propostas em Metodologia FAD Adaptada.....	125
7 – FATORES η E ROTACIONAIS PLÁSTICOS PARA ESPÉCIMES SE(B)	130
7.1 Procedimentos Computacionais.....	130
7.1.1 Estratégia de Determinação de Fatores η e r_p	130
7.1.2 Modelos de Elementos Finitos.....	134
7.1.3 Código de Elementos Finitos	138
7.1.4 Modelos Constitutivos dos Materiais Considerados	138
7.1.5 Matriz de Análise Desenvolvida	141
7.2 Fatores η (η).....	143
7.2.1 Espécimes Homogêneos.....	143
7.2.2 Espécimes com Trinca no Centro do Cordão de Solda	145
7.2.3 Espécimes com Trinca Interfacial	151

7.3 Fatores Rotacionais Plásticos (r_p).....	157
7.3.1 Espécimes Homogêneos.....	157
7.3.2 Espécimes com Trinca no Centro do Cordão de Solda	158
7.3.3 Espécimes com Trinca Interfacial	162
7.4 Sensibilidade de Fatores η e r_p à DMS.....	165
8 – PROGRAMA EXPERIMENTAL	169
8.1 Materiais em Estudo	169
8.2 Confeção das Juntas Soldadas e Usinagem de Corpos-de-Prova.....	170
8.3 Ensaio Conduzidos	173
8.3.1 Ensaio de Tração.....	174
8.3.2 Ensaio de Impacto Charpy	174
8.3.3 Perfis de Microdureza	175
8.3.4 Caracterização Micro e Macroestrutural	176
8.3.5 Ensaio de Mecânica da Fratura.....	178
8.4 Resultados Experimentais – Aço ASTM A387	180
8.5 Resultados Experimentais – Aço ASTM A516	185
8.6 Procedimentos e Resultados Experimentais – Aço API X80.....	193
9 – EFEITOS DE DMS SOBRE O COMPORTAMENTO DE JUNTAS DISSIMILARES, FORÇAS MOTRIZES DE TRINCA E VALORES DE TENACIDADE	196
9.1 Efeitos de DMS sobre os Campos de Tensões	196
9.2 Efeitos de DMS sobre Forças Motrizes de Trinca	201
9.3 Comparação de η e r_p entre Espécimes com DMS e <i>All Weld Metal</i>	204
9.4 Efeitos de Juntas Soldadas e DMS sobre a Tenacidade à Fratura dos Materiais Ensaados	208
10 – APLICAÇÃO DAS CORREÇÕES E PROPOSTAS DO TRABALHO NA AVALIAÇÃO DE INTEGRIDADE ESTRUTURAL.....	216
10.1 Procedimentos Numéricos e Modelos de Elementos Finitos	216
10.2 Calibração do Módulo de Weibull (m).....	217

10.3 Aplicação da Metodologia FAD Adaptada na Previsão de Falha de Juntas Circunferenciais em Dutos	220
11 – CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	225
11.1 Conclusões	225
11.2 Sugestões para Trabalhos Futuros.....	227
REFERÊNCIAS.....	229
ANEXO A – CARACTERÍSTICAS PRINCIPAIS DA FRATURA FRÁGIL E DA FRATURA DÚCTIL.....	240
ANEXO B – J COMO TAXA DE LIBERAÇÃO DE ENERGIA NÃO LINEAR E COMO FATOR DE INTENSIDADE DE TENSÕES	243
B.1 – J como Taxa de Liberação de Energia Não Linear [23].....	243
B.2 – J em Regimes Controlados por Tensão e Deformação [23]	245
B.3 – J como Parâmetro de Intensidade de Tensões.....	247
B.4 – A Zona de Grandes Deformações	248
ANEXO C – DETERMINAÇÃO DE CARGAS LIMITE POR MEIO DE SIMULAÇÕES ELASTO-PLÁSTICAS DE ELEMENTOS FINITOS.....	250
APÊNDICE AA – RELATÓRIOS DE SOLDAGEM DAS CHAPAS DE AÇO ASTM A516 GR70	253
APÊNDICE BB – FATORES η E FATORES ROTACIONAIS PLÁSTICOS r_p PARA ESPÉCIMES SE(B) BIMATERIAIS COM TRINCAS NO CENTRO DO CORDÃO DE SOLDA E TRINCAS INTERFACIAIS (PROXIMIDADES DA ZTA)	259

1 – INTRODUÇÃO

1.1 Panorama Energético Brasileiro

Assim como se observa no contexto mundial, o Brasil vem sendo palco de crescente demanda por tubos utilizados na construção de polidutos de grande vazão nas últimas décadas, como consequência direta do crescimento contínuo da produção de petróleo e da maior utilização do gás natural na matriz energética nacional. Segundo a Agência Nacional do Petróleo (ANP) [1], a produção de petróleo aumentou cerca de 75% no país na década passada, saltando de 36,6 milhões de metros cúbicos extraídos em 1990 para mais de 63,9 milhões de metros cúbicos em 1999. No mesmo período, aumentou em 120% o consumo de gás natural, de 2,4 bilhões de m³ consumidos em 1990 para mais de 5,3 bilhões de m³ em 1999, ano no qual se iniciou a operação do gasoduto Brasil-Bolívia (GASBOL), amplificando a oferta desse recurso natural. A partir do ano 2000, a tendência de crescimento do setor se intensificou e no ano de 2004, em relação a 2003, foi auferido um crescimento de 7,0% das vendas de combustíveis líquidos (diesel e gasolina) [2] e um aumento no volume de gás movimentado da ordem de 40%, alcançando cerca de 35 milhões de m³/dia [3]. A partir de 2006, em relação a 2005, dados da ANP mostram um setor ainda em pleno crescimento. A produção de petróleo em 2006 foi de 1,7 milhões de barris por dia, um crescimento de 5,5% em relação a 2005 e que coloca o Brasil como 16º maior produtor mundial [4]. A Fig. 1.1 ilustra a inserção das Américas do Sul e Central no contexto mundial de produção de petróleo, facilitando a identificação do Brasil no contexto internacional. Adicionalmente, de 1997 a 2006, a produção de petróleo cresceu a uma taxa anual média de 8,3% no país, como ilustra a Fig. 1.2. A produção de gás natural, por sua vez, é ilustrada pela Fig. 1.3 e foi de 17,7 bilhões de m³ em 2006, colocando o Brasil na 35ª posição mundial, com um crescimento médio entre 1997 e 2006 de 6,8% ao ano.

O cenário se torna ainda mais promissor quando são avaliadas as reservas provadas de gás e petróleo disponíveis no país. Dados da ANP referentes ao ano de 2006 indicam reservas de 12,2 bilhões de barris de petróleo, valor este 3,5% superior ao do ano de 2005 e que coloca o Brasil como 17ª maior reserva mundial. As reservas

de gás natural, por sua vez, foram informadas em 347,9 bilhões de metros cúbicos em 2006, um valor significativo e 29,5% maior que em 2005. As recentes descobertas na reserva de Tupy e na região do pré-sal ampliam as reservas disponíveis e garantem a continuidade do comportamento crescente do setor. Tais constatações chamam a atenção para a conveniência e necessidade da expansão das facilidades locais de refino e distribuição tanto de óleo como de gás [4].

Figura 1.1 - Produção de petróleo Mundial, segundo regiões geográficas (milhões de barris por dia) – 2006 [4].

Figura 1.2 - Evolução da produção de petróleo no Brasil (milhões de barris por dia) estratificada para terra e mar – 1997 a 2006 [4].

Figura 1.3 - Evolução da produção de gás natural no Brasil (bilhões de m³) estratificada para terra e mar – 1997 a 2006 [4].

1.2 Malha Dutoviária Brasileira

Em termos de infra-estrutura, atualmente a Petrobras conta com 51 navios-petroleiros, 44 terminais terrestres e aquaviários [3] e 15,4 mil quilômetros de malha dutoviária (terrestre e *offshore*), unindo as áreas de produção, refino e distribuição [4]. Frente ao cenário positivo descrito de produção, reservas e crescimento de demanda interna, porém, estão programados investimentos de US\$ 12 bilhões até 2010, os quais permitirão um aumento de 20% da produção de petróleo e a disponibilização de 100 milhões de metros cúbicos de gás por dia, incluindo gás boliviano e brasileiro [2]. Especificamente, as linhas dutoviárias figuram como a alternativa mais viável, confiável e econômica para o escoamento da crescente produção de gás e petróleo, o que sinaliza um significativo aumento da malha dutoviária nacional nos próximos anos.

Dentro deste cenário, a expressiva expansão do transporte modal de petróleo, derivados leves/claros e gás natural requer níveis de segurança e confiabilidade operacional cada vez mais elevados, objetivando redução de custos, aumento de eficiência operacional, otimização de vida útil e, mais importante, a eliminação de acidentes causadores de danos ambientais e acidentes potencialmente perigosos em áreas densamente urbanizadas. Tal preocupação é particularmente importante quando se considera que no caso do Brasil cerca de 40% da malha de dutos já ultrapassaram a

vida útil de projeto (20 anos) ao mesmo tempo em que existe uma forte tendência em estender a vida operacional de estruturas antigas. No contexto específico de avaliação de integridade estrutural de dutos, o setor industrial identifica algumas necessidades fundamentais compreendidas por programas de segurança dutoviária: 1) aumentar a confiabilidade operacional de dutos; 2) aumentar a vida útil da malha de dutos já existente; 3) minimizar riscos de vazamento; 4) reduzir o tempo de reparo de dutos; 5) reduzir o impacto de vazamentos no meio ambiente e 6) melhorar a tecnologia de reabilitação de dutos. A Fig. 1.4 exemplifica a severidade da falha catastrófica ocorrida em um gasoduto cuja trinca sofreu propagação instável causando fratura de grandes proporções e o desenterramento do mesmo. Tal evento chama a atenção para o risco de ocorrência de acidentes graves e para a necessidade do desenvolvimento de metodologias robustas e confiáveis para a avaliação do comportamento mecânico de estruturas desta natureza.

Figura 1.4 - Exemplo de falha catastrófica de gasoduto onde um defeito originou uma trinca instável, a qual se propagou por dezenas de metros causando o desenterramento do duto. Regiões escuras representam a separação da parede [5].

A Fig. 1.5 [3] apresenta a disposição geográfica da malha dutoviária brasileira, na qual se destaca a região Sudeste, mais particularmente o Estado de São Paulo,

como uma região estratégica no panorama energético nacional. Aproximadamente 85% de toda a produção nacional de petróleo provêm da Bacia de Campos no Rio de Janeiro (com crescente expansão das descobertas de gás na Bacia de Santos) enquanto o Estado de São Paulo concentra a maior capacidade de refino brasileira, sendo responsável por cerca de 40% da produção de gasolina nacional nas refinarias de Paulínia (REPLAN), Vale do Paraíba (REVAP), Capuava (RECAP) e Cubatão (RPBC), como apresentado na Fig. 1.6 [3].

Figura 1.5 - Disposição geográfica de refinarias e principais linhas dutoviárias para transporte de óleo e gás da Petrobras em território brasileiro [3].

Os dutos utilizados para o transporte de óleo e gás interligam os setores de *upstream* (produção e processamento) aos setores de *downstream* (indústria e redes locais de consumo) e empregam tubulações de grandes diâmetros (tipicamente 20 polegadas (508 mm) a 40 polegadas (1016 mm)) operando sob alta pressão para a utilização de vazões elevadas. Os tubos utilizados apresentam usualmente 12 metros de comprimento e são fabricados em aços microligados segundo especificação API com resistência mecânica variando desde a classe X42 ($\sigma_{ys} = 290 \text{ MPa}$) até a moderna classe X100 ($\sigma_{ys} = 690 \text{ MPa}$). O processo característico de fabricação destes tubos em plantas de produção industrial utiliza conformação mecânica de chapas planas até a geometria final (usualmente por meio do processo U-O-E [6]) com posterior soldagem longitudinal por arco submerso (tubos com costura). Uma vez no local de montagem os dutos são unidos por meio de soldagem circunferencial (processo manual ou semi-automático com eletrodo revestido ou MIG/MAG) configurando a linha dutoviária, como exemplificado na Fig. 1.7.

Figura 1.6 - Disposição geográfica de refinarias e principais linhas dutoviárias para transporte de óleo e gás da Petrobrás em São Paulo e região Centro-Oeste [3].

Figura 1.7 - (a) Linha de dutos terrestres em construção a partir da montagem seqüencial de tubos de aço e (b) execução do procedimento manual de soldagem circunferencial para união de tubos adjacentes [7].

1.3 Avaliação Corrente de Integridade em Dutos e Juntas Soldadas

A avaliação de integridade estrutural de sistemas dutoviários é crucial para a manutenção da segurança, produtividade, possibilidade de reabilitação de linhas e ainda para o projeto de novos sistemas. Cada vez mais são usados tubos de grandes diâmetros com reduzida espessura de parede, resultando em um melhor desempenho econômico das linhas, porém com o surgimento de diversas questões tecnológicas. As conquistas em termos de resistência dos materiais empregados vêm possibilitando a operação de sistemas com alta pressão, os quais impõem, porém, estados de tensões muito severos sobre defeitos (trincas) potencialmente presentes na estrutura, fazendo com que o monitoramento do crescimento e do tamanho crítico de defeitos seja fundamental na operação segura e livre de prejuízos econômicos, ambientais e sociais.

Procedimentos convencionais utilizados na avaliação de integridade estrutural de dutos contendo defeitos (incluindo defeitos por corrosão) utilizam critérios simplificados

que incorporam mecanismos de colapso plástico e as propriedades mecânicas (limite de escoamento e limite de resistência) do material [8]. Adicionalmente, tais métodos estabelecem critérios de aceitação de defeitos baseados em resultados experimentais de aços estruturais de baixa resistência, os quais não refletem necessariamente o mecanismo de falha real (p.ex., ocorrência de crescimento estável do defeito antes do colapso), não consideram requisitos específicos para aços estruturais de alta resistência atualmente em uso, e não incorporam os efeitos oriundos da presença de juntas soldadas. Procedimentos mais recentes utilizam as curvas de avaliação de falhas, ou curvas FAD (do inglês, *Failure Assessment Diagram*), as quais incorporam para fins de avaliação a interação entre a falha por fratura e por colapso plástico. Os procedimentos mais conhecidos e utilizados desta natureza são: R6 [9], API 579 [10], BS 7910 [11] e SINTAP [12]. A fundamentação central de tais procedimentos é o uso de valores de tenacidade (tais como os valores críticos de integral J ou CTOD) obtidos de corpos-de-prova à fratura com trinca profunda e solicitados em flexão, a fim de garantir a severidade e conservadorismo da avaliação. Entretanto, tais valores podem não representar fielmente as condições existentes nas estruturas em operação (p. ex., estruturas com reduzidas espessuras que apresentam grande perda de restrição à plasticidade), introduzindo conservadorismo elevado e severas limitações à avaliação de estruturas com grande plastificação precedente à falha. Adicionalmente, e de grande importância no presente trabalho, os procedimentos supra citados não foram desenvolvidos e não se mostram adequados para a avaliação de estruturas soldadas (para as quais pode se caracterizar inclusive sensível não-conservadorismo).

Em especial, a existência de juntas soldadas em tubulações e estruturas mecânicas é de grande importância e impacto nas metodologias de avaliação de integridade. São inerentes aos processos de soldagem alterações tanto microestruturais como mecânicas nas juntas, como resultado do aporte de calor fornecido, formação de zonas frágeis e também alteração dos campos de tensões devido às tensões residuais do processo e também às diferenças nas propriedades mecânicas entre metais de base e de adição. Observações experimentais [13][14] revelam ainda a ocorrência freqüente de defeitos na forma de trincas em juntas

soldadas (p.ex., formação de trincas por hidrogênio, falta de penetração, etc.), fazendo com que a resistência à fratura dessas juntas se torne um componente-chave na avaliação de integridade de dutos e estruturas soldadas em geral. Os códigos de projeto correntes (p.ex., API 1104 [15], CSA Z662 [16], ASME [17] e AWS [18]) especificam a aplicação de metais de adição com resistência mecânica mais elevada em relação ao metal base (condição referenciada como *weld overmatch*^{*}), como forma de reduzir as deformações plásticas na solda (notadamente caracterizada pela maior quantidade de defeitos), amplificando, conseqüentemente, a capacidade de carga global da estrutura. Tal ocorrência pode ser benéfica para aços estruturais convencionais, porém pode atuar de forma degenerativa nas propriedades de aços microligados de alta resistência e baixa liga (ARBL), incorrendo em baixos valores de tenacidade (J_c ou CTOD_c) e amplificando a probabilidade de fratura frágil [19][20]. É nesse contexto que se dá a importância do desenvolvimento de procedimentos realistas de avaliação de defeitos que levem em conta o efeito da dissimilaridade mecânica da solda, DMS[†] (*weld strength mismatch*), e da formação de zonas frágeis sobre a resistência de juntas soldadas.

1.4 Motivação e Objetivos do Presente Trabalho

Frente ao cenário de forte crescimento da indústria do petróleo, crescentes exigências econômicas e tecnológicas sobre as estruturas mecânicas em geral e a

^{*} A dissimilaridade mecânica entre metais de solda e de base de juntas soldadas é referida na língua inglesa como *weld strength mismatch*. Aí, juntas dissimilares são classificadas em três categorias: *undermatch* (metal de solda menos resistente que metal de base), *evenmatch* (igualdade de resistências) e *overmatch* (metal de solda mais resistente que o metal de base). Tais termos ingleses são internacionalmente reconhecidos na área de mecânica da fratura, mas não encontram definições equivalentemente difundidas na língua portuguesa. Assim, como esforço para a criação e difusão de tais nomenclaturas, o autor propõe respectivamente os termos sub-resistência, unirresistência e sobre-resistência como substitutos possíveis à terminologia inglesa citada. Fica então nucleada a discussão sobre a conveniência e precisão de tais termos. Ao longo da presente obra, porém, é adotada a terminologia inglesa por questões de incipiência da referida discussão.

[†] Ao longo da presente obra, o termo inglês *weld strength mismatch*, seu equivalente em português, dissimilaridade mecânica da solda, ou simplesmente a abreviatura do último, DMS, representam igualmente a existência de diferentes resistências mecânicas entre metal de base e de solda em juntas bimateriais. Preferência, neste caso, é dada aos termos em língua portuguesa.

grande importância da avaliação de integridade estrutural em juntas soldadas, o presente trabalho representa uma contribuição na direção do desenvolvimento de procedimentos mais realistas e precisos de avaliação de defeitos em estruturas com juntas bimateriais. O foco central da presente obra recai sobre sistemas dutoviários, mas as abordagens estudadas são extensíveis a componentes estruturais em geral que atendam às peculiaridades das diversas metodologias consideradas ao longo do texto. A motivação central reside na grande influência gerada por juntas soldadas sobre as características microestruturais e a resposta mecânica destas estruturas, o que cria a possibilidade de se incorporar tais efeitos em metodologias robustas de avaliação que auxiliem etapas de projeto, justifiquem reparos, favoreçam o desempenho econômico de equipamentos, mas principalmente, evitem acidentes causadores de sérios danos pessoais, ambientais e econômicos.

Do ponto de vista mecânico, diferenças entre as propriedades do metal de base e do metal de adição influenciam a resposta estrutural de juntas soldadas, provocando severas alterações nos campos de tensões e deformações. Isto altera sensivelmente as forças motrizes de trinca e, conseqüentemente, os métodos para sua determinação experimental. Adicionalmente, do ponto de vista metalúrgico, são inerentes aos processos de soldagem severas alterações microestruturais oriundas do severo ciclo térmico, as quais geram zonas termicamente afetadas e favorecem a formação de zonas frágeis. Tais ocorrências são determinantes na redução dos valores de tenacidade à fratura e, conseqüentemente, comprometem a capacidade de absorção de energia da estrutura em serviço. Para o caso de grande interesse da fratura frágil por clivagem em aços estruturais ferríticos, os valores de tenacidade de juntas soldadas exibem grande variabilidade, mesmo que obtidos em condições controladas de laboratório.

Sendo assim, o presente trabalho objetiva duas contribuições complementares bastante claras, a saber:

- A) avaliar o efeito mecânico da presença de DMS (dissimilaridade mecânica da solda) sobre os campos de tensões e forças motrizes de trinca, incorporando tais fenômenos aos procedimentos correntes utilizados na determinação experimental de tenacidade à fratura (em termos de J e CTOD). Tal atividade se desenvolve por intermédio da determinação numérica de um vasto compêndio de fatores η e rotacionais plásticos aplicáveis às normas atuais;
- B) desenvolver um modelo de transferabilidade de tenacidades baseado em tensão de Weibull, o qual incorpore tanto os efeitos dos processos de soldagem como o efeito de DMS e a natureza randômica da fratura frágil por clivagem. O objetivo é a estimação da tenacidade de juntas soldadas dissimilares a partir de calibrações experimentais simples incorporando a tenacidade do metal de base.

Tais etapas convergem aditivamente e dão origem a uma metodologia do tipo FAD adaptada às juntas soldadas dissimilares de interesse. Dessa maneira, tanto efeitos mecânicos como metalúrgicos e microestruturais são levados em conta quando da aplicação de procedimentos de avaliação de integridade estrutural, garantindo ao mesmo tempo maior segurança e grau de precisão. A fim de comprovar a validade e a eficácia das metodologias propostas, é conduzida uma avaliação exploratória para previsão de falha de juntas circunferenciais de dutos e os resultados previstos pela metodologia proposta comparados com resultados reais obtidos de ensaios experimentais.

2 – CONCEITOS BÁSICOS DA MECÂNICA DA FRATURA ELASTO-PLÁSTICA

2.1 Introdução

A mecânica da fratura elástica linear (MFEL) representa a base conceitual da mecânica da fratura e surgiu com os estudos de Irwin [21][22], realizados na década de 1950. Segundo a MFEL, tensões e deslocamentos próximos à ponta de trincas podem ser univocamente descritos por meio de uma abordagem energética (a partir de um parâmetro denominado G - taxa de liberação de energia) ou de uma abordagem de intensidade de tensões (a partir de um parâmetro chamado K - fator de intensidade de tensões) [23]. Esse par de parâmetros forma a base de aplicação da referida MFEL e tanto G como K podem ser vistos (em seus valores críticos para a falha – G_c e K_c) como propriedade de tenacidade à fratura de materiais. A MFEL é aplicada com sucesso para aços ferramenta e aços de alta resistência, os quais apresentam reduzida ductilidade [23].

Entretanto, para a grande maioria dos aços de aplicação estrutural (os quais apresentam considerável ductilidade e são de interesse deste trabalho), a extensão da plasticidade na região da trinca excede os critérios de dominância K [24] inviabilizando o uso da MFEL e, portanto, exigindo considerações elasto-plásticas. Quando a extensão da plasticidade torna-se significativa, o conceito de um parâmetro elástico para descrever a intensidade de tensões não é mais válido e deve-se adotar um parâmetro para caracterização do campo de tensões na ponta da trinca que incorpore o comportamento elasto-plástico do material [25]. Desta forma, a teoria da mecânica da fratura elasto-plástica (MFEP) é derivada da necessidade de um procedimento analítico que relacione tensões e deformações em componentes estruturais sob regime elasto-plástico (não linear).

Dentro deste conceito, a abertura (afastamento) da ponta da trinca (*Crack Tip Opening Displacement* - *CTOD* - também denotado δ) e a Integral J , representam parâmetros elasto-plásticos que permitem a avaliação quantitativa de integridade estrutural até os limites de plasticidade que atendam aos limites de validade do campo HRR [23]. O Anexo A apresenta uma breve descrição mecânica e microestrutural sobre os diferentes tipos de fratura (frágil e dúctil), assim como indica os conceitos da mecânica da fratura convenientes ao tratamento adequado de cada um destes fenômenos.

2.2 Mecânica da Fratura Monoparamétrica

A caracterização do comportamento à fratura baseado em um único parâmetro (p.ex., J_c , ou $CTOD_c$), caracteriza a abordagem da mecânica da fratura monoparamétrica [25]. Tal abordagem emprega um único parâmetro para descrever as condições de propagação instável de um defeito ou trinca [26]. Sob condições de plasticidade restrita nas vizinhanças de uma trinca (usualmente conhecido na literatura como *Small Scale Yielding* (SSY), ou escoamento de pequena monta), existe uma correlação direta entre valores de tenacidade obtidos experimentalmente (tais como K_{IC} , J_c , $CTOD_c$) e o comportamento à fratura de um componente estrutural em serviço. Tal correlação é fortemente baseada na existência de similaridade entre os campos de tensões de corpos-de-prova laboratoriais e componentes estruturais em serviço [6]. Esta semelhança dos campos de tensões garante que, sob condições similares de carregamento local, as condições de desenvolvimento do processo de fratura no espécime e na estrutura também sejam similares, o que permite a transferabilidade de resultados de tenacidade entre ambas as configurações e, conseqüentemente, uma avaliação mais realista de integridade.

A Fig. 2.1 representa esquematicamente as condições de similaridade de tensões para a validade da mecânica da fratura monoparamétrica. A condição de similaridade implica que a zona intensamente deformada seja pequena e, portanto,

compreendida na zona de dominância J (Fig. 2.1c). Assim sendo, a integral J descreve univocamente o campo de tensões e as condições de fratura são iguais no componente estrutural (Fig. 2.1a) e no corpo-de-prova ensaiado em laboratório (Fig. 2.1b), possibilitando a acurada correlação de seus respectivos comportamentos. Analogamente ao já apresentado, os parâmetros de maior uso na mecânica na fratura monoparamétrica são o K [27], o CTOD [28] e a integral J [29], sendo que K é baseado em considerações elásticas-lineares, enquanto os demais se baseiam em considerações elásticas não lineares e elasto-plásticas. Tais diferenças destacam e ampliam o escopo de aplicação de J e CTOD, os quais figuram como ferramentas de interesse central no presente trabalho e, por isso, serão apresentados em detalhes na sequência.

Figura 2.1 - (a) Chapa tracionada representativa de um componente estrutural constituído de material plasticamente deformável contendo uma trinca; (b) Corpo de prova convencional SE(B) em 3 pontos à flexão; (c) Zona de dominância J na região da ponta da trinca indicando a validade da mecânica da fratura monoparamétrica [30].

2.3 A Integral J

Em 1968, J. R. Rice publicou trabalho [29] no qual propunha e discutia o potencial de uma integral de linha independente do caminho de integração, a qual denominou integral J , na caracterização da fratura em materiais elásticos não lineares [25]. Rice demonstrou que a integral J é igual à taxa de liberação de energia em um corpo elástico não linear contendo uma trinca. Complementarmente, Hutchinson [26], e Rice e Rosengren [31] (HRR) demonstraram que a integral J caracteriza unicamente as tensões e deformações em materiais não lineares. Portanto, a integral J pode ser vista tanto como uma taxa de liberação de energia não linear como um parâmetro de intensidade de tensões e pode ser usada como um parâmetro de tenacidade à fratura de materiais elasto-plásticos [23].

2.3.1 O Conceito da Integral J de Rice [31]

A definição de integral J foi desenvolvida por Rice para materiais elásticos não lineares. Porém, é aplicável aos materiais elasto-plásticos, já que estes apresentam comportamento análogo aos materiais elásticos não lineares quando submetidos somente a carregamento crescente, como mostra a Fig. 2.2. Portanto, a análise matemática seguinte modela materiais elasto-plásticos como materiais elásticos não lineares com a condição de não ocorrência de descarregamento.

Figura 2.2 - Comparação esquemática do comportamento tensão-deformação de materiais elásticos não lineares e materiais elasto-plásticos [23].

Rice descobriu que, para qualquer corpo não linear elástico, planar, homogêneo e isotrópico em estado de equilíbrio estático, uma determinada integral, designada J , ao longo de um caminho fechado é sempre igual a zero. Considerando Γ' um contorno fechado circundando uma área A' ocupada pelo corpo e x_1 (x) e x_2 (y) as coordenadas cartesianas fixas, como pode ser visto na Fig. 2.3, Rice propôs:

$$J = \int_{\Gamma} \left(w n_1 - T_i \frac{\partial u}{\partial x_1} ds \right) \quad (2.1)$$

onde w representa a densidade de energia de deformação elástica (vide Eq. (2.2)), T_i representa o vetor de tração (Eq. (2.3)) definido de acordo com n_j , a normal externa ao contorno Γ' , u representa o vetor de deslocamentos (Eq. 2.4) e ds representa um comprimento incremental sobre o contorno Γ' (vide Fig. 2.3).

$$w = \int_0^{\varepsilon_{ij}} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} \quad \text{com} \quad \sigma_{ij} = \frac{\partial w}{\partial \varepsilon_{ij}} \quad (2.2)$$

$$T_i = \sigma_{ij} n_j \quad (2.3)$$

$$u = u_1 i + u_2 j \quad (2.4)$$

Figura 2.3 - Contorno de integração fechado anti-horário Γ' [25].

Com isso, a Eq. (2.1) pode ser reescrita da seguinte maneira:

$$J = \int_{\Gamma} \left(w n_1 - (\sigma_{ij} n_j) \frac{\partial u_i}{\partial x_1} \right) ds. \quad (2.5)$$

Aplicando-se o teorema de Green, obtém-se

$$J = \int_{A'} \left(\frac{\partial w}{\partial x_1} - \frac{\partial}{\partial x_j} \left(\sigma_{ij} \frac{\partial u_i}{\partial x_1} \right) \right) dx_1 dx_2. \quad (2.6)$$

Na ausência de forças externas e assumindo pequenas deformações, podem ser escritas a equação de equilíbrio

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

e as relações deformação-deslocamentos como

$$\varepsilon_{ij} = \varepsilon_{ji} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right) \quad (2.8)$$

e

$$\frac{\partial w}{\partial x_1} = \frac{\partial w}{\partial \varepsilon_{ij}} \frac{\partial \varepsilon_{ij}}{\partial x_1} = \sigma_{ij} \frac{\partial \varepsilon_{ij}}{\partial x_1} = \frac{1}{2} \sigma_{ij} \left[\frac{\partial}{\partial x_1} \left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} + \frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right) \right] = \sigma_{ij} \frac{\partial}{\partial x_j} \left(\frac{\partial u_i}{\partial x_1} \right). \quad (2.9)$$

Aplicando na equação anterior a equação de equilíbrio, vem:

$$\frac{\partial u}{\partial x_1} = \frac{\partial}{\partial x_j} \left(\sigma_{ij} \frac{\partial u_i}{\partial x_1} \right). \quad (2.10)$$

Substituindo a Eq. (2.10) na (2.6), vem:

$$J_{\Gamma'} = 0.$$

Verificada então a premissa inicial de valor nulo para integral J em contornos fechados, Rice definiu a mesma para corpos com defeitos como:

$$\boxed{J = \int_{\Gamma} \left(w dy - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds \right)} \quad (2.11)$$

onde Γ é um contorno anti-horário que se inicia em um ponto da superfície inferior da trinca e termina em qualquer ponto da superfície superior da trinca, como mostrado na Fig. 2.4.

Figura 2.4 - Representação esquemática de um corpo bi-dimensional trincado com um contorno Γ originado na superfície inferior da trinca de forma que com uma trajetória anti-horária termine na superfície superior da trinca. O vetor de tração em qualquer ponto do contorno é marcado T [25].

2.3.2 Independência do Caminho de Integração [29]

Uma propriedade de grande importância para que a integral J tenha grande aplicabilidade científica e prática é a sua independência em relação ao referido caminho de integração. Como demonstrado no item 2.3.1, a integral J é nula para um caminho de integração fechado em um corpo homogêneo constituído de material elástico linear ou não linear livre de forças externas e submetido a um campo de deformações bi-dimensional (estado plano de deformações, estado plano de tensões generalizado) tal que todas as tensões σ_{ij} dependam somente de duas coordenadas cartesianas $x_1(x)$ e $x_2(y)$. Para a demonstração da independência do caminho de integração da integral J , são considerados dois caminhos Γ_1 e Γ_3 contornando a ponta da trinca, como mostrado na Fig. 2.5, de tal forma que as extremidades de ambos os caminhos sejam interligadas por segmentos de reta Γ_2 e Γ_4 paralelos às superfícies planas dos flancos da trinca.

Figura 2.5 - Contorno de integração fechado ao redor da ponta da trinca constituído por quatro segmentos distintos [25].

A trajetória descrita na Fig. 2.5 representa um caminho de integração fechado e, portanto, $J_{\Gamma_1} + J_{\Gamma_2} + J_{\Gamma_3} + J_{\Gamma_4} = 0$. Nota-se ainda que ao longo de Γ_2 e Γ_4 (admitidos horizontais), $n_1 = \frac{dy}{ds}$ com $dy = 0$. Então $J_{\Gamma_2} = J_{\Gamma_4} = 0$, o que resulta $J_{\Gamma_1} = -J_{\Gamma_3}$.

Conclui-se daí que a integral pelo caminho Γ_1 anti-horário e pelo Γ_3 horário somam zero. Portanto fica provada a independência do caminho de integração de J nas condições descritas na referida dedução (carregamento quasistático; carregamento monotônico e proporcional; ausência de forças de corpo; temperatura constante; material homogêneo e ausência de crescimento de trinca) [32].

No contexto da mecânica da fratura tal independência é de grande valia, já que J vai caracterizar univocamente o campo de tensões na região próxima à trinca e sua determinação pode ser realizada a partir da tomada de qualquer domínio de integração local não restrito unicamente à região altamente plastificada da ponta da trinca. No Anexo B podem ser encontrados detalhes adicionais da demonstração da integral J como taxa de liberação de energia não linear e como parâmetro de intensidade de

tensões (por meio da singularidade HRR), o que reforça sua aplicabilidade como um parâmetro de tenacidade à fratura de materiais elasto-plásticos [23].

Porém, do ponto de vista do interesse do presente trabalho no uso de juntas soldadas em estruturas, algumas questões adicionais devem ser verificadas. Conceitualmente, algumas das premissas iniciais de independência do caminho de integração (p.ex., material homogêneo) deixam de ser estritamente válidas quando da presença de juntas bimateriais. Os efeitos e a validade da integral J em tais casos serão oportunamente tratados mais adiante na seção 4.3.1, a qual aborda um estudo de juntas bimateriais e suas peculiaridades [32].

2.4 O CTOD

2.4.1 Origem do CTOD

Ao realizar ensaios para medição de K_{IC} em aços estruturais, Wells [33] em 1961 notou que esses materiais eram muito tenazes para que fossem caracterizados pela mecânica da fratura elástica linear. Essa observação produziu boas e más constatações: a elevada tenacidade é muito favorável para projeto e fabricação, porém a teoria existente de mecânica da fratura não era aplicável sob tais condições, deixando de abranger uma importante classe de materiais [23]. Paralelamente, Wells verificou que a deformação plástica causava o arredondamento da ponta de trincas inicialmente agudas, como ilustrado na Fig. 2.6, e que esse grau de arredondamento aumentava proporcionalmente à tenacidade do material. Essa observação levou Wells a propor a abertura da ponta da trinca como um parâmetro de medição de tenacidade à fratura. Atualmente este parâmetro é amplamente utilizado e conhecido como CTOD (também representado como δ) [23]. O CTOD apresenta diferentes definições, sendo algumas abordagens conceituais e outras geométricas, como será apresentado na sequência.

Figura 2.6 - Abertura da ponta da trinca (CTOD - δ) como resultado do arredondamento de trincas agudas [23].

2.4.2 Abordagens Conceituais

2.4.2.1 CTOD como Deslocamento na Zona Plástica de Irwin

Em suas pesquisas iniciais, Wells desenvolveu uma análise aproximada que relacionava CTOD com o fator de intensidade de tensões para a condição SSY. Paralelamente, Irwin [34] demonstrou que a ocorrência de plasticidade limitada à frente da trinca poderia ser interpretada como um incremento “efetivo” do seu comprimento. Portanto, o CTOD pode ser estimado com a solução dos deslocamentos da ponta física da trinca, assumindo-se um tamanho efetivo $a + r_y$ (onde r_y representa o raio da zona plástica de Irwin), como pode ser visto na Fig. 2.7.

Figura 2.7 - Definição do CTOD definido como o deslocamento da trinca efetiva nos limites da zona plástica de Irwin [23].

Nesse contexto o deslocamento u_y é dado por:

$$u_y = \frac{k+1}{2\mu} \cdot K_I \cdot \sqrt{\frac{r_y}{2\pi}} \quad (2.12)$$

onde: μ = módulo de cisalhamento;

$$k = 3 - 4\nu \text{ (EPD);}$$

$$k = (3 - \nu)(1 + \nu) \text{ (EPT);}$$

ν = coeficiente de Poisson;

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

A manipulação da equação anterior permite expressar o CTOD em condições SSY na forma

$$\delta = 2u_y = \frac{4 \cdot K_I^2}{\pi \cdot \sigma_{ys} \cdot E} , \quad (2.13)$$

a qual resulta

$$\delta = \frac{4 \cdot G}{\pi \cdot \sigma_{ys}} \quad (2.14)$$

utilizando-se da relação $G = K_I^2 / E$ [23]. Assim, sob condições SSY, o CTOD definido como o deslocamento na zona plástica de Irwin pode ser diretamente relacionado à taxa de liberação de energia G e ao fator de intensidade de tensões K_I [23].

2.4.2.2 CTOD pelo Modelo da Faixa de Escoamento

Outra definição conceitual para o CTOD vem do modelo da faixa de escoamento. Tal modelo foi inicialmente proposto por Dugdale [35] e Barenblatt [36]. Para suas análises foi considerado material elástico-perfeitamente plástico e placa infinita com trinca passante, sendo atendidas as condições SSY de escoamento de pequena monta. A zona plástica de escoamento foi por eles modelada assumindo-se uma trinca de dimensão $2a + 2\rho_p$, onde ρ_p representa o tamanho da zona plástica (semelhante a r_y - vide Fig. 2.7), com uma tensão de fechamento igual a σ_{ys} aplicada em cada ponta da trinca, como mostra a Fig. 2.8.

Figura 2.8 - Modelo da faixa de escoamento. A zona plástica é modelada pela faixa compreendida pelas tensões de escoamento [23].

Esse modelo aproxima o comportamento elasto-plástico por meio da superposição de duas soluções elásticas: uma referente à trinca passante sujeita a tensão remota e outra à trinca passante com tensões de fechamento nas extremidades. Dugdale supõe que para uma chapa fina carregada sob tração, o escoamento estará confinado em uma estreita região posicionada na proximidade da linha da trinca [37]. Portanto, a zona plástica é modelada pela magnitude de escoamento das tensões de fechamento nesta região da ponta da trinca [23]. Sendo assim, o CTOD pode ser definido como a abertura da ponta da trinca no final da faixa de escoamento, como ilustrado pela Fig. 2.9.

Figura 2.9 - Definição do CTOD como o deslocamento da trinca efetiva nos limites da faixa de escoamento [23].

Burdekin e Stone [38] utilizaram-se da abordagem de funções complexas de tensão de Westergaard [39], a qual aplicada no modelo da faixa de escoamento de Dugdale [35] permitiu a derivação de uma expressão para o CTOD. O princípio básico utilizado foi a superposição das tensões de fechamento nas faces da trinca sobre a área plastificada. Portanto o CTOD medido em uma trinca passante presente em uma placa infinita sujeita a tensão remota é dado por:

$$\delta = \frac{8 \cdot \sigma_{ys} \cdot a}{\pi \cdot E} \ln \sec \left(\frac{\pi \cdot \sigma}{2 \cdot \sigma_{ys}} \right). \quad (2.15)$$

A expansão em série do $\ln \sec$ resulta na série

$$\delta = \frac{8 \cdot \sigma_{ys} \cdot a}{\pi \cdot E} \left[\frac{1}{2} \left(\frac{\pi \cdot \sigma}{2 \cdot \sigma_{ys}} \right)^2 + \frac{1}{12} \left(\frac{\pi \cdot \sigma}{2 \cdot \sigma_{ys}} \right)^4 + \dots \right] = \frac{K_I^2}{\sigma_{ys} \cdot E} \left[1 + \frac{1}{6} \left(\frac{\pi \cdot \sigma}{2 \cdot \sigma_{ys}} \right)^2 + \dots \right]. \quad (2.16)$$

Nota-se que os subseqüentes termos da expansão tornam-se desprezíveis frente ao termo inicial, fato este que define a relação de CTOD com G e K_I [23] segundo a expressão

$$\delta = \frac{K_I^2}{\sigma_{ys} \cdot E} = \frac{G}{\sigma_{ys}}. \quad (2.17)$$

Nota-se aí a grande semelhança entre a Eq. (2.17) e as Eqs. (2.13) e (2.14). As diferenças ocorrem pois a relação entre CTOD, G e K_I depende do estado de tensões e do encruamento. Portanto, uma forma mais geral desta relação pode ser descrita na forma

$$\delta = \frac{K_I^2}{m_c \cdot \sigma_{ys} \cdot E} = \frac{G}{m_c \cdot \sigma_{ys}}, \quad (2.18)$$

onde m_c é uma constante adimensional que vale 1 para estado plano de tensões (EPT) e 2 para estado plano de deformações (EPD).

2.4.3 Abordagens Geométricas

Em adição às abordagens conceituais, e com objetivo mais prático dentro deste trabalho, existem definições geométricas para o CTOD. As duas mais comuns são: i) o deslocamento normal ao plano da trinca medido a partir da posição original da ponta da mesma (Fig. 2.6) e ii) a interseção de duas retas ortogonalmente posicionadas na ponta deformada da trinca (Fig. 2.10). Nota-se que ambas as definições tornam-se equivalentes para o caso de a trinca ter se deformado de forma semicircular. A segunda definição (também chamada de CTOD 90°) foi proposta por Rice em 1968 [31] e é comumente utilizada para a determinação de CTOD a partir de análises de elementos finitos.

Figura 2.10 - Definição do CTOD definido como a interseção de retas ortogonais com os flancos da trinca [23].

2.5 Relação entre J e CTOD

Para condições elásticas lineares, $J = G$ e a relação entre δ e G é dada pela relação 2.18 já apresentada, o que permite estabelecer uma relação para J e δ válida para a condição de SSY, na forma

$$J = m_c \cdot \sigma_{ys} \cdot \delta \quad (2.19)$$

onde m_c é uma constante adimensional dependente do estado de tensões e das propriedades dos materiais. Tal relação tem adequada aplicação nos limites da mecânica da fratura linear elástica [23], porém, se faz desejável a determinação de uma relação válida além desses limites, dentro do regime elasto-plástico.

Uma primeira abordagem nesta direção consiste em considerar o modelo da faixa de escoamento de Dugdale da maneira representada na Fig. 2.8. Como mostra a Fig. 2.11, definindo-se um caminho de integração Γ , o primeiro termo da integral J se anula quando $\rho_p \gg \delta$ (de onde decorre $dy = 0$), resultando em

$$J = \int_{\Gamma} \sigma_{yy} \frac{\partial u_y}{\partial x} ds. \quad (2.20)$$

Figura 2.11 - Caminho de integração ao redor da faixa de escoamento de Dugdale [23].

Definindo-se um novo sistema de coordenadas, com uma nova variável $X = \rho_p - x$ posicionada na ponta da trinca, a integral J é representada na forma

$$J = 2 \cdot \int_0^{\rho_p} \sigma_{YY}(X) \left(\frac{du_y(X)}{dX} \right) dX = \int_0^{\rho_p} \sigma_{YY}(\delta) d\delta, \quad (2.21)$$

onde $\delta = 2 \cdot u_y \cdot (X = \rho_p)$. Com isso, já que o modelo da faixa de escoamento assume $\sigma_{YY} = \sigma_{ys}$ na faixa de escoamento, pode ser definida a seguinte relação entre J e CTOD:

$$J = \sigma_{ys} \cdot \delta \quad . \quad (2.22)$$

Portanto, segundo o modelo da faixa de escoamento, o qual assume estado plano de tensões e material sem encruamento, $m_c = 1$ tanto para condições elásticas lineares como elasto-plásticas [23]. Porém, a derivação brevemente descrita por esse método considera um caso especial, o de material elástico-perfeitamente plástico [25].

Frente a tal limitação, Shih [40] demonstrou em 1981 a existência de uma relação única e mais abrangente entre J e CTOD além dos limites da MFEL e que considera a capacidade de encruamento do material. Ele avaliou a solução de deslocamentos do campo HRR [23] (vide Anexo B para detalhes) e relacionou o CTOD com a integral J e as propriedades de escoamento. Segundo a referida solução, os deslocamentos na ponta da trinca são dados pela seguinte equação:

$$u_i = \frac{\alpha \cdot \sigma_{ys}}{E} \left(\frac{E \cdot J}{\alpha \cdot \sigma_{ys}^2 \cdot I_n \cdot r} \right)^{\frac{n}{n+1}} \cdot r \cdot \tilde{u}_i(\theta, n) \quad (2.23)$$

onde $\tilde{u}_i$ é função adimensional de θ e n , analogamente a $\tilde{\sigma}_{ij}$ e $\tilde{\varepsilon}_{ij}$ da solução HRR (vide Anexo B). Utilizando a definição de interseção 90° de δ , Shih propôs a obtenção

do CTOD por meio da avaliação de u_x e u_y em $r = r^*$ (onde r^* representa uma distância arbitrária a partir da origem tida como na ponta da trinca), com $\theta = \pi$ (Fig. 2.12).

Figura 2.12 - Estimativa do δ dos conceitos de interseção 90° e deslocamentos HRR [23]. A origem está posicionada na ponta da trinca.

Com isso vem:

$$\frac{\delta}{2} = u_y(r^*, \pi) = r^* - u_x(r^*, \pi). \quad (2.24)$$

Substituindo a Eq. (2.24) em (2.23) e resolvendo para r^* vem:

$$r^* = \left(\frac{\alpha \cdot \sigma_{ys}}{E} \right)^{\frac{1}{n}} \left\{ \tilde{u}_x(\pi, n) + \tilde{u}_y(\pi, n) \right\}^{\frac{n+1}{n}} \cdot \frac{J}{\sigma_{ys} \cdot I_n}. \quad (2.25)$$

Considerando-se $\delta = 2 \cdot u_y \cdot (r^*, \pi)$, chega-se à relação entre J e CTOD:

$$\delta = \frac{d_n \cdot J}{\sigma_{ys}} \quad (2.26)$$

onde d_n é uma constante adimensional dada por

$$d_n = \frac{2 \cdot \tilde{u}_y(\pi, n) \left[\frac{\alpha \cdot \sigma_{ys}}{E} \{ \tilde{u}_x(\pi, n) + \tilde{u}_y(\pi, n) \} \right]^{\frac{1}{n}}}{I_n} \quad (2.27)$$

e representada graficamente na Fig. 2.13 para $\alpha = 1$ em função de n e $\frac{\alpha \cdot \sigma_{ys}}{E}$ [23].

Aqui α é um parâmetro adimensional da equação de Ramberg-Osgood [23].

Figura 2.13 - Relações previstas para J e CTOD para estado plano de tensões e estado plano de deformações, para $\alpha=1$. Para diferentes valores de α , os valores de d_n devem ser multiplicados por $\alpha^{\frac{1}{n}}$ [23].

Portanto, a análise realizada por Shih revela a existência de uma relação única entre J e CTOD (Eq. (2.26)) para um dado material. Sendo assim, a tenacidade à fratura de um dado material pode ser igualmente quantificada pelos valores críticos tanto de J como de CTOD [23][25]. Devido à grande aplicação prática de ambos os parâmetros, e, no caso do CTOD, grande aplicação prática para ensaio de juntas soldadas, o desenvolvimento da presente tese abrange formulações adaptadas para a determinação experimental de ambos.

3 – MÉTODOS PARA A DETERMINAÇÃO EXPERIMENTAL DE TENACIDADE À FRATURA

Como já discutido anteriormente, o presente trabalho tem um de seus focos voltado à determinação experimental dos dois principais parâmetros da MFEP monoparamétrica, a integral J e o CTOD. A obtenção experimental de valores acurados de tenacidade à fratura por meio de tais parâmetros é fundamental como dado de entrada para avaliações detalhadas e precisas de integridade estrutural. Existem diversos métodos que possibilitam a estimação experimental pretendida.

No caso da integral J , se o comportamento do material for elástico linear, esta é igual ao valor da taxa de liberação de energia G (e diretamente relacionada a K_I). Quando o comportamento é elasto-plástico, porém, não existe uma relação simples entre J , carga e tamanho de trinca, portanto, sua determinação experimental torna-se sensivelmente mais complexa [23]. A aplicação de sua definição como integral de domínio não é de viável aplicação prática (é usada preferencialmente em modelos numéricos para os quais estão disponíveis os campos de tensões e deformações, o que torna sua integração viável). Metodologias alternativas foram propostas por Landes e Begley utilizando a definição de J como taxa de liberação de energia e utilizando múltiplos espécimes [41][42]. Entretanto, estes métodos são relativamente onerosos em termos experimentais e de tratamento de dados, de tal forma que sua aplicação é bastante limitada nos dias atuais. Assim, a metodologia mais utilizada para a determinação experimental de J é o método η , o qual se baseia na separação de J em suas parcelas elástica, J_{el} , e plástica, J_{pl} , e é utilizado pelas amplamente difundidas normas ASTM E1820 [43] e BS 7448 [44], entre outras.

No caso do CTOD (δ), a medição prática pode ser realizada de forma direta (por meio de métodos óticos pouco acurados e muito pouco usuais, ou ainda com o uso de *clip gages* mecânicos pouco usuais) ou de forma indireta a partir de grandezas macroscópicas obtidas dos ensaios. A determinação indireta é bastante mais usual e

pode ser realizada por meio do método η (analogamente ao citado para integral J e como feito pela norma ASTM E1290 [45]), ou por meio do modelo da rótula plástica [23], como sugerem as normas ASTM E1820 [43] e BS 7448 [44].

Diversos espécimes laboratoriais podem ser aplicados na medição experimental de tenacidade (p.ex., C(T), M(T) e os novos SE(T)s) utilizando-se dos mesmos princípios básicos [23], mas o presente trabalho dedica especial atenção aos corpos-de-prova convencionais SE(B) de flexão em três pontos com trinca central lateral, como apresenta a Fig. 3.1. Os resultados usuais do ensaio de tais corpos-de-prova são curvas de carga (P) versus CMOD (V – abertura da boca da trinca) ou de carga (P) versus LLD (Δ – deslocamento do ponto de aplicação da carga), como pode ser visto na Fig. 3.2. O formato das curvas é semelhante a uma curva tensão-deformação, sendo inicialmente linear seguida de comportamento não linear devido à amplificação da parcela de deformação plástica. Ainda na Fig. 3.2, nota-se que a partir da construção de uma reta paralela à fração elástica é possível determinar as componentes elástica e plástica do CMOD (ou correspondente LLD) em qualquer ponto da evolução do carregamento.

Figura 3.1 - Corpo-de-prova SE(B) preparado para ensaio de flexão em três pontos.

Figura 3.2 - Curva de carga *vs.* deslocamento como resultado usual de ensaios de mecânica da fratura [23].

Pela grande importância prática e tecnológica, os principais métodos de determinação experimental discutidos neste trabalho são o método *eta* – η (para determinação de J e CTOD) e o modelo da rótula plástica (para determinação de CTOD), sendo que ambos são detalhados na seqüência e utilizam como dados de entrada os resultados apresentados na Fig. 3.2.

3.1 O Método *Eta* (η)

3.1.1 Conceito e Aplicação

Métodos para medição experimental da Integral J são geralmente fundamentados sobre a sua interpretação energética caracterizada pela taxa de liberação de energia para materiais lineares e não lineares (elasto-plásticos). O procedimento usual para determinação experimental deste parâmetro adotado por

diversas normas e recomendações (como, por exemplo, ASTM E1820 [43]) baseia-se na separação de J em suas componentes elásticas, J_{el} , e plástica, J_{pl} , na forma

$$J = J_{el} + J_{pl} . \quad (3.1)$$

Como apresentado no item 2.5 com a Eq. (2.26), J e CTOD apresentam uma relação única e são parâmetros igualmente válidos na caracterização do comportamento à fratura de materiais elasto-plásticos. Assim, o CTOD (δ) pode analogamente ser descrito por meio de suas parcelas elástica, δ_{el} , e plástica, δ_{pl} , na forma

$$\delta = \delta_{el} + \delta_{pl} . \quad (3.2)$$

O método η , proposto em 1973 por Turner [46], surge como uma ferramenta simples e acurada para determinação de ambos os parâmetros, por meio da divisão da energia total absorvida em frações elástica U_{el} (incluindo energia do corpo sem trinca) e plástica U_{pl} , como apresentado na Fig. 3.3 (na qual a área sob a curva representa a energia total absorvida ao longo do decorrer do ensaio e U_{el} e U_{pl} são representadas respectivamente como a área elástica, A_{el} , e a área plástica, A_{pl} , sob a curva de carga).

Figura 3.3 - Distinção entre frações plástica e elástica da energia absorvida durante ensaio de mecânica da fratura em corpo de prova SE(B) em flexão de três pontos [47].

Segundo o método η , as frações elásticas e plásticas de J e CTOD são diretamente relacionadas por fatores adimensionais η_{el} e η_{pl} às áreas A_{el} e A_{pl} , como [47]

$$J = J_{el} + J_{pl} = \frac{\eta_{el-J} \cdot A_{el}}{(W-a) \cdot B} + \frac{\eta_{pl-J} \cdot A_{pl}}{(W-a) \cdot B}. \quad (3.3)$$

Os fatores η_{el} e η_{pl} dependem da geometria do corpo-de-prova ou componente, sendo que η_{el} pode ser determinado facilmente a partir de K_I , e η_{pl} pode ser determinado analiticamente ou por meio de simulações numéricas. Com isso, as relações para a determinação experimental de J e CTOD são expressas como:

$$J = \frac{K_I^2 (1-\nu^2)}{E} + \frac{\eta_{pl-J} \cdot A_{pl}}{B(W-a)} \quad (3.4)$$

e

$$\delta = \frac{K_I^2}{m_c \cdot \sigma_{ys} \cdot E'} + \frac{\eta_{pl-\delta} \cdot A_{pl}}{B(W-a) \cdot \sigma_{flow}}, \quad (3.5)$$

onde o parâmetro σ_{flow} , embora seja alvo de inúmeras definições, é usualmente tido como a média entre as tensões de escoamento e limite de resistência do material no qual está imersa a trinca [25]. Principalmente para o caso do CTOD, o método η é de grande valia como substituição a outros métodos, como o modelo da rótula plástica, o qual apresenta reconhecidas limitações, como será discutido mais adiante.

O fator η plástico é adimensional, como mostram as expressões a seguir:

$$J_{pl} = \frac{\eta_{pl-J} \cdot A_{pl}}{B(W-a)} \rightarrow \left[\frac{N}{m} \right] = \frac{\eta \cdot [N \cdot m]}{[m] \cdot [m]} \rightarrow \eta [] \quad (3.6)$$

$$\delta_{pl} = \frac{\eta_{pl-\delta} \cdot A_{pl}}{B(W-a) \cdot \sigma_{flow}} \rightarrow [m] = \frac{\eta \cdot [N \cdot m]}{[m] \cdot [m] \cdot \left[\frac{N}{m^2} \right]} \rightarrow \eta [] \quad (3.7)$$

Adicionalmente, por ter sua formulação derivada da integral J , este se mostra robusto e de justificada aplicação na determinação precisa dos parâmetros da mecânica da fratura elasto-plástica.

3.1.2 Definição do Fator η

O fator η possui intensa utilização prática e relaciona os parâmetros da mecânica da fratura elasto-plástica com o trabalho realizado por unidade de área do ligamento remanescente em corpos-de-prova com a presença de defeito. A base matemática da metodologia [48], apresentada brevemente a seguir, deriva da análise dimensional das relações carga-deslocamento desenvolvidas por Ernst et al. [49] e nos estudos de Rice et al. [50], utilizando como base a interpretação energética da integral J na forma

$$J = \int_{\Gamma} \left(w dy - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds \right) = - \int \frac{\partial P}{\partial a} dLLD = \int \frac{\partial LLD}{\partial a} dP \quad (3.8)$$

Assumindo a decomposição dos deslocamentos (elasto-plásticos) em termos de LLD em suas frações elástica e plástica

$$LLD = LLD_{el} + LLD_{pl} \quad (3.9)$$

e substituindo a Eq. (3.9) na (3.8), a integral J é expressa como

$$J = J_{el} + J_{pl}, \quad (3.10)$$

onde

$$J_{el} = - \int_0^{LLD_{el}} \frac{\partial P}{\partial a} dLLD_{el} = G \quad (3.11)$$

e

$$J_{pl} = - \int_0^{LLD_{pl}} \frac{\partial P}{\partial a} dLLD_{pl}. \quad (3.12)$$

As expressões introduzidas acima são igualmente válidas para CMOD e permitem determinar os fatores η referentes às parcelas elástica e plástica de J como apresentado a seguir.

3.1.3 O Fator η Elástico

A componente elástica LLD_{el} e a taxa de liberação de energia G podem ser simplesmente expressas em termos da flexibilidade elástica C na forma

$$LLD_{el} = C \cdot P \quad (3.13)$$

e

$$J_{el} = G = \frac{P^2}{2} \frac{\partial C}{\partial a}, \quad (3.14)$$

onde $\partial C / \partial a$ denota a derivada (parcial) de C em relação ao tamanho da trinca.

Definindo o trabalho elástico por unidade de espessura, W_{el} , como

$$W_{el} = \frac{P \cdot LLD_{el}}{2} \quad (3.15)$$

e substituindo a Eq. (3.15) na Eq. (3.13), a manipulação da Eq. (3.14) resulta

$$J_{el} = G = \frac{1}{C} \frac{\partial C}{\partial a} W_{el}. \quad (3.16)$$

Utilizando agora a definição do fator elástico η_{el-J} proposto por Sumpter e Turner [47] na forma

$$J_{el} = \eta_{el-J} \cdot \frac{W_{el}}{b} \quad (3.17)$$

e comparando as Eqs. (3.16) e (3.17), η_{el-J} pode ser definido como

$$\eta_{el-J} = \frac{b}{C} \frac{\partial C}{\partial a} = - \frac{b}{P} \frac{\partial P}{\partial a} \bigg|_{LLD_{el}}, \quad (3.18)$$

onde b representa o ligamento remanescente da trinca.

Com isso a Eq. (3.18) demonstra que o parâmetro η_{el-J} pode ser sempre definido e aplicado na determinação de J_{el} a partir do valor de W_{el} . Para tal, G e C podem ser facilmente determinados a partir do fator de intensidade de tensões K_I [48].

O raciocínio envolvendo J é análogo para o CTOD e na prática as expressões que utilizam o parâmetro η_{el} na determinação desses parâmetros utilizam-se da área elástica A_{el} das curvas de carga versus deslocamento, com a conseqüente consideração da espessura B como apresentado a seguir:

$$J_{el} = \frac{\eta_{el-J} \cdot A_{el}}{B \cdot b} = \frac{K_I^2 \cdot (1 - \nu^2)}{E} \quad (3.19)$$

$$\delta_{el} = \frac{\eta_{el-\delta} \cdot A_{el}}{B \cdot b \cdot \sigma_{ys}} = \frac{K_I^2 \cdot (1 - \nu^2)}{m_c \cdot \sigma_{ys} \cdot E} \quad (3.20)$$

As mesmas expressões apresentam a definição das componentes elásticas a partir das respectivas soluções elásticas de K_I [25]. Assim, as componentes elásticas tanto de J como de CTOD podem ser diretamente (e mais facilmente) obtidas de soluções elásticas do fator de intensidade de tensões nas formas apresentadas pelas Eqs. (3.19) e (3.20). Não se faz necessário, portanto, o uso de fatores η_{el} na prática de determinação experimental de tenacidade.

3.1.4 O Fator η Plástico

Assim como foi apresentado para η_{el} , o parâmetro η_{pl} pode ser utilizado para determinação de J_{pl} e δ_{pl} , embora existam alguns casos nos quais este parâmetro não se aplica. Em geral, η_{pl} existe e pode ser aplicado quando for possível sua separação em funções (vide dedução completa em [48] para detalhes adicionais). Para os casos de materiais sujeitos a encruamento, barras em flexão com trinca profunda e corpos-de-

prova de mecânica da fratura, como por exemplo SE(B) e C(T), o método η é aplicável e apresenta ótimos resultados [48].

Define-se o trabalho plástico por unidade de espessura, W_{pl} , como:

$$W_{pl} = \int_0^{LLD_{pl}} P d\Delta_{pl} \quad (3.21)$$

Dessa forma, o trabalho plástico W_{pl} é a diferença entre o trabalho total por unidade de espessura W_{tot} e o trabalho elástico W_{el} . Analogamente à componente elástica, o fator plástico η_{pl-J} foi proposto por Sumpter e Turner [47] em termos da componente plástica, J_{pl} , e W_{pl} na forma

$$J_{pl} = \eta_{pl-J} \cdot \frac{W_{pl}}{b} \quad (3.22)$$

Portanto, para os casos onde η_{pl} se aplica, este pode ser determinado analiticamente [48] ou numericamente por meio de simulações não lineares de elementos finitos. Analogamente ao procedimento da fração elástica, utiliza-se a área plástica A_{pl} das curvas de carga versus deslocamento, com a conseqüente consideração da espessura B , para a determinação da fração plástica dos parâmetros J e CTOD como

$$J_{pl} = \frac{\eta_{pl-J} \cdot A_{pl}}{B \cdot b} \quad (3.23)$$

e

$$\delta_{pl} = \frac{\eta_{pl-\delta} \cdot A_{pl}}{B \cdot b \cdot \sigma_{flow}} \quad (3.24)$$

3.2 O Modelo da Rótula Plástica

Analogamente à metodologia *eta*, o modelo da rótula plástica (utilizado pelas normas BS 7448 [44] e ASTM E1820 [43]) assume a divisão do CTOD em duas componentes, sendo uma elástica (δ_{el}) e outra plástica (δ_{pl}). A componente elástica é obtida diretamente da relação entre δ_{el} e o fator de intensidade de tensões, K_I (vide Eq. (3.20)). A componente plástica é obtida assumindo-se que o corpo-de-prova possui duas metades rígidas que giram em torno de um ponto rotular fixo [23], como pode ser visto na Fig. 3.4 para o caso de um corpo-de-prova SE(B). A posição de tal ponto rotular é definida a partir de um fator r_p (denominado fator rotacional plástico), o qual representa uma fração do ligamento remanescente.

Figura 3.4 - Definição de um ponto rotular sobre o ligamento remanescente de espécime SE(B) para determinação de δ a partir do CMOD (V) [23].

Considerando a Fig. 3.4, a componente plástica do CTOD pode ser determinada a partir da componente plástica V_{pl} da abertura da boca da trinca por simples semelhança de triângulos, o que resulta na expressão

$$\delta = \delta_{el} + \delta_{pl} = \frac{K_I^2(1-\nu^2)}{2\sigma_{ys}E} + \frac{r_p \cdot (W-a) \cdot V_{pl}}{r_p \cdot (W-a) + a}, \quad (3.25)$$

onde r_p é denominado fator rotacional plástico, o qual determina a posição do ponto rotular ao longo do ligamento ($W-a$). Segundo a norma BS 7448 [44], $r_p = 0,40$ para corpos-de-prova SE(B), enquanto pela norma ASTM E 1820 [43], o fator rotacional plástico é dado por $r_p = 0,44$ para corpos-de-prova SE(B) e por

$$r_p = 0,4 \left\{ 1 + 2 \left[\left(\frac{a_0}{b_0} \right)^2 + \frac{a_0}{b_0} + 0,5 \right]^{\frac{1}{2}} - 2 \left[\frac{a_0}{b_0} + 0,5 \right] \right\} \quad (3.26)$$

para corpos-de-prova C(T).

Esta metodologia é bastante utilizada na prática devido à sua praticidade e facilidade de implementação. Entretanto, a posição do centro de rotação se altera para diferentes níveis de deformação do corpo-de-prova e isto faz com que o δ determinado por esse método seja pouco robusto, não apresentando idealmente uma relação direta com a integral J e, portanto, não podendo ser utilizado como base para a caracterização do campo de tensões à frente da trinca. A determinação numérica de fatores rotacionais plásticos pode reduzir significativamente as limitações dos procedimentos correntes em termos de disponibilidade de valores para diferentes materiais e geometrias, fornecendo valores de CTOD muito mais acurados, mas não desvincula a metodologia de um parâmetro geométrico, o que mantém o CTOD obtido por este método não estritamente correlacionável com a integral J .

3.3 Aplicabilidade e Limitações dos Procedimentos Correntes

Embora amplamente aplicados na prática e potencialmente precisos, tanto o método η como o modelo da rótula plástica possuem diversas limitações que devem

ser destacadas e discutidas como um ponto de grande importância e motivação da presente obra.

Limitações do Método η :

O método η é atualmente empregado em diversos procedimentos de determinação experimental de tenacidade à fratura, tanto para a determinação de J como de CTOD. Como visto na seção 3.1, a determinação da fração plástica dos parâmetros de mecânica da fratura a partir deste método fica dependente de um fator adimensional η_{pl} . Tal fator é dependente da geometria dos espécimes sob avaliação, assim como de seus materiais constituintes. A grande limitação atual da aplicação de tal metodologia reside na escassez de tais fatores η_{pl} para diferentes geometrias de espécimes, profundidades de trincas e propriedades de material. Os dois procedimentos mais utilizados (BS 7448 [44] e ASTM E1820 [43]), adotam um valor fixo e igual a 2 para espécimes SE(B), porém, ficam limitados a espécimes constituídos de material homogêneo, com trinca profunda ($a/W \geq \sim 0.45$), curvas de carga baseadas em LLD e dimensões padronizadas. Outros procedimentos de grande utilização, tais como a ASTM E1290 [45], apresentam soluções funcionais ligeiramente mais abrangentes para fatores η_{pl} aplicados na determinação de CTOD, mas são ainda igualmente limitados às mesmas faixas e quesitos já comentados. Os fatores η_{pl} são muito sensíveis às variáveis citadas (geometria e material) e tal cenário faz com que os erros envolvidos na determinação experimental sejam significativos mesmo quando as restrições dos procedimentos são atendidas.

Quando são estudadas juntas soldadas, as limitações são ainda maiores e são muito poucos os trabalhos que apresentam alguns valores confiáveis de fatores η_{pl} determinados para tais condições como, por exemplo, os trabalhos de Kirk e Dodds [19] e Kim et al. [51]. Nestes casos, além da dependência sobre a geometria do espécime e propriedades de material, os fatores também são dependentes da geometria das juntas

soldadas e da diferença de resistências mecânica entre metal de base e metal de solda, DMS (*weld mismatch*).

Tais constatações limitam fortemente o escopo dos procedimentos correntes de determinação experimental de tenacidade, já que não estão disponíveis fatores η para diferentes propriedades de materiais homogêneos, espécimes com trincas rasas e principalmente espécimes soldados com DMS (cujos ensaios de fratura são mandatórios em certas fases do projeto e/ou avaliação de integridade). Portanto, tais desenvolvimentos permanecem como uma questão em aberto.

Limitações do Modelo da Rótula Plástica:

Assim como ocorre para o método η , o modelo da rótula plástica apresenta iguais limitações na determinação experimental do CTOD. Os procedimentos mais utilizados na prática (BS7448 e ASTM E1820) são limitados a espécimes constituídos de material homogêneo, com trinca profunda ($a/W \gtrsim 0.45$) e dimensões padronizadas. O fator rotacional plástico é definido por tais procedimentos respectivamente como 0,4 e 0,44 para espécimes SE(B), mas tais valores, além de não levarem em consideração diferentes propriedades de materiais, são estritamente válidos para espécimes com trinca profunda confeccionados em material homogêneo. Assim, analogamente aos fatores η , permanece como uma questão em aberto a determinação de fatores rotacionais plásticos para diferentes propriedades de materiais, trincas rasas e corpos-de-prova com DMS.

Portanto, a determinação de fatores plásticos η e fatores r_p para espécimes homogêneos e espécimes soldados dissimilares, para diversas condições geométricas e de material, e para resultados experimentais em termos de LLD ou CMOD, é de extrema importância para a medição adequada de tenacidade à fratura e, conseqüentemente, suporta a procedimentos de avaliação de integridade estrutural mais responsáveis e precisos. Com a finalidade de suportar as metodologias propostas

no presente estudo, a determinação numérica de fatores η e r_p é desenvolvida pelo autor para os amplamente utilizados espécimes SE(B). Os resultados numéricos obtidos são apresentados na Seção 7 tanto para espécimes homogêneos de diferentes propriedades de materiais e profundidades de trinca, como para espécimes bimateriais mecanicamente dissimilares.

4 – JUNTAS SOLDADAS EM APLICAÇÕES ESTRUTURAIS

Juntas soldadas são encontradas em praticamente todas as aplicações estruturais de engenharia. O processo de soldagem figura como um método operacional e economicamente viável de união de duas ou mais partes metálicas por meio da utilização de fontes de energia térmica [52]. No caso de estruturas de alta solicitação mecânica fabricadas em aços ferríticos, tais como dutos, vasos de pressão e seus respectivos elementos estruturais complementares, são muito utilizados os processos de soldagem com eletrodo revestido, MIG/MAG, arco submerso e inclusive TIG [53]. Na maioria dos casos são utilizados chanfros em V, X ou K e a deposição do metal de solda pode se dar por meio de um único ou de múltiplos passes, dependendo do projeto da junta, espessura dos componentes e taxa de deposição dos processos disponíveis. Detalhes sobre os referidos processos, assim como projeto de juntas e chanfros podem ser encontrados em [52][53] e fogem do interesse central deste estudo.

Independente do processo, projeto ou procedimento de soldagem, o material fundido e suas adjacências são expostos a ciclos de deformação, ciclos térmicos e, principalmente, transformações metalúrgicas severas, as quais acarretam heterogeneidades de caráter metalúrgico, microestrutural e mecânico, entre outras, como ilustra esquematicamente a Fig. 4.1 para uma solda monopasse [54][55]. Diversos tipos de possíveis defeitos e peculiaridades estão associados a diferentes ciclos térmicos e regiões formadas após o processo de soldagem, a saber:

- tensões residuais;
- heterogeneidade de propriedades mecânicas;
- vazios;
- falta de penetração;
- contração;
- inclusões;
- fragilização;
- trincamento, etc.

Figura 4.1 - Características Mecânicas de soldas monopasse em aço [54].

Tais fenômenos têm profunda relação com a resistência mecânica, tenacidade, aparecimento e propagação de trincas, o que faz com que exerçam grande influência na segurança de estruturas soldadas [52]. Do ponto de vista mecânico, portanto, surgem alterações na resposta estrutural dos componentes, ao mesmo tempo em que, do ponto de vista metalúrgico, as diferentes propriedades de material resultantes em cada área podem se mostrar fortemente deletérias à resistência à fratura do sistema. Assim, faz-se valiosa uma breve avaliação da metalurgia da soldagem e dos possíveis efeitos de tais procedimentos sobre os campos de tensão na proximidade de defeitos e tenacidade à fratura dos materiais empregados.

4.1 Metalurgia da Soldagem

De maneira geral, sabe-se que a microestrutura dos aços ferríticos se altera de acordo com a velocidade de resfriamento após um procedimento de austenitização [52], o que, desta maneira, proporciona distintas propriedades mecânicas. Durante os

processos de soldagem o aporte de calor é bastante severo e localizado, gerando um gradiente térmico bastante acentuado, como exemplificado pela Fig. 4.2 para um aço ferrítico com 0,30% de carbono (típico de aços estruturais convencionais) [53] submetido a um procedimento de soldagem monopasse. Esta figura apresenta as zonas afetadas pelo calor e as respectivas temperaturas atingidas, inseridas em paralelo a um diagrama de equilíbrio ferro-carbono. Nota-se que no centro do cordão de solda são atingidas temperaturas superiores a 3000°F (1649°C), caracterizando tipicamente a presença de fase líquida. A partir da linha de fusão, por outro lado, fica evidente a presença de regiões em diferentes campos do diagrama, configurando a chamada zona termicamente afetada (ZTA ou do inglês HAZ – *Heat Affected Zone*) [53] como já previamente mencionado.

Figura 4.2 - Relações aproximadas entre temperaturas máximas, distância da interface de soldagem e diagrama de equilíbrio ferro-carbono [53].

As principais regiões de interesse quando do estudo de juntas soldadas monopasse (identificadas na Fig. 4.2) são:

- **Metal de Solda** – região na qual houve a fusão dos metais de base e adição. É uma região de composição química e propriedades mecânicas fortemente dependentes da especificação dos consumíveis de soldagem. Inerentemente

mais susceptível a defeitos (porosidades, microtrincas, etc.) em relação ao metal de base;

- **Linha de Fusão** – interface entre metal fundido durante o processo e metal sólido;
- **Região 1** – região de grãos grosseiros: região de rápido crescimento de grãos austeníticos devido às temperaturas próximas às de fusão. Os maiores tamanhos de grão favorecem a temperabilidade e tal região é muito susceptível à formação de martensita, com decorrente sensível endurecimento;
- **Região 2** – região de grãos intermediários: região na qual as temperaturas não são elevadas suficientemente para gerar crescimento de grão, mas suficientes para austenitizar o material e permitir formação de martensita caso as taxas de resfriamento sejam elevadas ou seja substancial a presença de elementos de liga;
- **Região 3** – região de grãos refinados: o material é parcialmente austenitizado, gerando uma morfologia de grãos bastante finos;
- **Região 4** – região pouco afetada pelo calor, na qual não ocorre austenitização e os grãos podem sofrer revenimento devido ao calor do processo de soldagem. Pode ocorrer amolecimento localizado.

As dimensões da ZTA, assim como de cada uma de suas regiões, é determinada pelo aporte de calor aplicado durante o processo de soldagem. As fases e morfologias resultantes em cada região, por outro lado, são resultado direto das condições de resfriamento da junta, como ilustrado a título de exemplo pelo diagrama CCT da Fig. 4.3 para um aço SAE 4340. O diagrama mostra que elevadas taxas de resfriamento conduzem à formação exclusiva de martensita, enquanto taxas menores conduzem a combinações de martensita com bainita, ferrita e perlita respectivamente. As Figs. 4.4(a) a (c) apresentam microestruturas tipicamente obtidas de aços estruturais ferríticos. A Fig. 4.4(a) apresenta estrutura de ferrita e perlita, típica dos aços de baixo carbono e encontradas em regiões de metal de base ou taxa de resfriamento bastante lenta. A Fig. 4.4(b) apresenta estrutura bainítica, típica de taxas de resfriamento intermediárias e que se caracteriza por razoável elevação de dureza. Sob elevadas

taxas de resfriamento, por sua vez, ocorre a formação da estrutura martensítica mostrada na Fig. 4.4(c), a qual é fruto de uma transformação independente de difusão e que, ao mesmo tempo em que acarreta grande aumento de dureza e resistência mecânica nos aços, é marcada por tensões residuais e grande fragilidade em sua condição original.

Figura 4.3 - Exemplo de diagrama de transformação com resfriamento contínuo para aço SAE 4340 [52].

Figura 4.4 - Microestruturas tipicamente encontradas em soldas. (a) Ferrita e perlita, Nital 4%, 1000x, (b) bainita, Picral 4%, 1000x e (c) martensita, Nital 1%, 550x [56].

Fica claro, portanto, que o conhecimento de tais microestruturas e seu controle (por meio principalmente do aporte de calor de processo) desempenham um papel fundamental na avaliação da resistência à fratura de estruturas soldadas em geral. A discussão desenvolvida até o momento, porém, é aplicável a uma junta soldada monopasse, por motivos de fácil compreensão do fenômeno físico. O caso de juntas soldadas multipasses é significativamente mais complexo, já que os ciclos térmicos de passes subseqüentes alteram a microestrutura dos passes anteriores (já alterados em relação ao metal de base), fazendo com que a ZTA seja dividida em diversas regiões de acordo com a temperatura atingida ao longo dos múltiplos passes [54]. A Fig. 4.5 apresenta uma classificação das referidas regiões utilizada por Toyoda [54] a partir de trabalhos de Haze e Aihara [57], entre outros pesquisadores japoneses. O estudo detalhado de cada uma destas regiões foge ao interesse do presente estudo, mas alguns fenômenos são fortemente impactantes na resistência à fratura das juntas e merecem atenção.

Estes trabalhos demonstraram que a região intercriticamente reaquecida (ICCGHAZ - temperaturas entre A_{C1} e A_{C3}) da ZTA apresenta valores críticos de CTOD bastante reduzidos em relação ao metal base devido à elevada incidência de zonas de fragilização localizadas (ZFL, derivada do inglês *Local Brittle Zones* - LBZ). Estudos conduzidos por meio de juntas soldadas obtidas por simulação térmica mostraram que ocorre transformação parcial da perlita em austenita na região ICCGHAZ. Uma vez que a solubilidade do carbono na austenita é da ordem de 2% (contra solubilidade máxima de 0,022% do mesmo elemento na ferrita), ocorre a formação de uma fase austenítica rica em carbono. Com o subseqüente resfriamento, esta austenita enriquecida transforma-se em “ilhas” contendo uma microestrutura frágil e de baixa tenacidade. Tais ZFLs são extremamente danosas à tenacidade da ZTA e, conseqüentemente, à resistência à fratura da junta soldada. Nota-se, portanto, que em juntas soldadas multipasses, zonas de fragilização localizada ocorrem na ZTA como podem, também, ocorrer no metal de adição de passes anteriores durante os ciclos de reaquecimento, caracterizando a região de deposição como extremamente delicada do ponto de vista de fratura e integridade estrutural.

Figura 4.5 - Regiões tipicamente identificadas em juntas soldadas multipasses [54].

Tabela 4.1 - Ciclos térmicos característicos de cada uma das regiões descritas na Fig. 4.5 encontradas em juntas soldadas multipasses [54]. A definição de cada uma das microestruturas é detalhada na lista de abreviaturas e siglas.

Temperatura de pico do primeiro ciclo	Temperatura de pico de ciclos subsequentes	Microestrutura da HAZ
Ponto de Fusão ~1200°C (CGHAZ)	Ponto de Fusão ~1200°C	UACGHAZ
	1200 ~ 850°C	FGHAZ
	850 ~ 750°C	ICCGHAZ
	750 ~ 450°C	SCCGHAZ
	450 ~	UACGHAZ
1200 ~ 850°C (FGHAZ)	Ponto de Fusão ~1200°C	UACGHAZ
	1200 ~ 850°C	FGHAZ
	850 ~ 750°C	ICHAZ
	750 ~	FGHAZ
850 ~ 750°C (ICHAZ)	Ponto de Fusão ~1200°C	UACGHAZ
	1200 ~ 850°C	FGHAZ
	850 ~	ICHAZ

4.2 Dissimilaridade Mecânica da Solda - DMS

Como brevemente apresentado pela seção 4.1, o processo de soldagem causa severas alterações nas características mecânicas e metalúrgicas dos materiais empregados. Neste contexto, o cordão de solda e suas regiões adjacentes apresentam tenacidade à fratura tipicamente reduzida em comparação ao metal de base, como resultado da menor qualidade metalúrgica do metal na região de solda [58]. Adicionalmente, a soldagem produz defeitos que devem ser considerados para se garantir a integridade estrutural quanto à fratura. Observações experimentais revelam a ocorrência de uma variedade de defeitos na forma de trincas na região soldada, os quais podem ser planares (p.ex., trincamento a quente ou a frio, falta de penetração, retração) ou volumétricos (p.ex., porosidades, vazios) [53], mesmo quando empregada mão de obra qualificada, consumíveis e procedimentos de soldagem adequados. O longo histórico (passado e recente) de falhas de estruturas soldadas em serviço revela que tais ocorrências detrimenais são inevitavelmente a maior fonte de fraturas catastróficas.

A fim de reduzir tal cenário de fraturas causadas por defeitos não detectados presentes nas soldas ou ainda por defeitos formados nas soldas durante a operação, diversos códigos e procedimentos correntes de fabricação preconizam o uso de metais de adição com resistência mecânica superior àquela dos respectivos metais de base, uma condição usualmente referenciada como *overmatching* [15][16][53][59][60][61]. Tal condição existente em juntas soldadas constituídas de metais de base e de adição de propriedades mecânicas distintas é denominada de forma geral como Dissimilaridade Mecânica da Solda – DMS (ou em inglês *weld strength mismatch*), e pode ser de três tipos: i) com o metal de adição mais resistente (*overmatch*), ii) com ambos materiais de mesma resistência (*evenmatch*) ou iii) com o metal de adição menos resistente que o metal de base (*undermatch*). Neste contexto, é adequada a definição de uma variável que caracterize o nível de dissimilaridade presente em juntas soldadas e, baseando-se na tensão de escoamento dos materiais envolvidos, pode ser definido o grau heterogeneidade mecânica como M_L (do inglês: *Mismatch Level*) na forma:

$$M_L = \frac{\sigma_{YS}^{MS}}{\sigma_{YS}^{MB}} \quad (4.1)$$

Nota-se, portanto, que M_L quantifica a maior ou menor resistência dos metais de solda (MS) em comparação com o metal de base (MB). Condições de *undermatch* ($M_L < 1$) são pouco usuais na prática de projeto e fabricação, mas podem eventualmente ocorrer em casos de seleção não cautelosa de consumíveis. Condições de *overmatch* ($M_L > 1$), por outro lado, são usuais e facilmente encontradas na prática, principalmente em níveis de até $M_L = 1,2$. Níveis entre $M_L = 1,2$ e $M_L = 1,5$ são também relativamente comuns, embora menos usuais. Maiores dissimilaridades ($M_L > 1,5$) são incomuns na prática de soldagem e fortemente impactantes no comportamento das estruturas das quais fazem parte. Os códigos de projeto citados anteriormente [15][16][53][59][60][61] recomendam a fabricação de soldas em condições *overmatch* como forma de desviar grande parte das deformações para o metal de base menos resistente, o qual, presumivelmente, apresenta melhor controle microestrutural e menor presença de defeitos.

Como já descrito anteriormente, a solução HRR relaciona univocamente a integral J e os campos de tensão na ponta da trinca [26][31] (vide Anexo B). Esta relação representa a condição de similaridade fundamental da mecânica da fratura monoparamétrica e permite assumir que um único parâmetro (p.ex. J , CTOD, K) caracteriza os campos de tensão e as condições de fratura de corpos trincados das mais diversas geometrias. Para o caso particular de uma junta soldada dissimilar, entretanto, a presença de DMS entre o metal de base e o metal de solda influencia significativamente a resposta estrutural do sistema bimaterial e conseqüentemente altera o carregamento remoto aplicado e a força motriz da trinca (caracterizada tipicamente pela integral J ou CTOD neste trabalho). Sendo assim, os procedimentos de determinação experimental de tenacidade (p.ex. BS7448 [44], ASTM E1820 [43], ASTM E1290 [45]), assim como procedimentos de avaliação de criticidade de defeitos (p.ex. API 579 [10], BS7910 [11], SINTAP [12]) perdem sua estrita aplicabilidade e devem ser adequadamente adaptados para aplicações envolvendo estruturas

dissimilares. Fica clara aqui, portanto, a grande importância da determinação de fatores η e r_p que considerem também o efeito da DMS sobre os valores experimentais de J e CTOD. Para que tais adaptações sejam possíveis, porém, surgem algumas questões conceituais cuja discussão é necessária para garantir a validade dos conceitos da mecânica da fratura, como discutido a seguir.

4.3 Peculiaridades de Aplicação da Mecânica da Fratura em Juntas Soldadas Dissimilares

As bases conceituais da mecânica da fratura, tanto elástica-linear como elasto-plástica, foram desenvolvidas sobre premissas estritamente válidas para aplicação em estruturas constituídas de materiais homogêneos. Dessa maneira, alguns pontos-chave utilizados no presente trabalho para avaliação de estruturas soldadas merecem atenção e discussão a respeito das possibilidades de adaptação das teorias existentes às novas necessidades levantadas por sistemas bimateriais. Dentro do interesse da presente obra, o foco central de discussão consiste na validade da integral J e do CTOD como parâmetros elasto-plásticos descritores da fratura em juntas soldadas e sua precisa determinação experimental. Neste sentido, as grandes questões são a manutenção da independência do caminho de integração da integral J e a adequada definição de CTOD para casos de juntas dissimilares interfaciais.

4.3.1 Independência do Caminho de Integração de J em Juntas Soldadas

A independência do caminho de integração de J , como já discutido na seção 2.3.2, é de fundamental importância para que a integral J avaliada nas proximidades de defeitos apresente os mesmos valores caso avaliada em qualquer contorno arbitrário mais abrangente tomado no corpo trincado. Analogamente, a manutenção de tal independência é de fundamental importância para que a determinação experimental de

J possa ser realizada baseada em cargas remotas (como realizado pelo método *eta*), como colocado por Ernst [62]. É sob tal contexto, e com os campos de tensão-deformação descritos pelo campo HRR [26][31], que a integral J medida tanto numérica como experimentalmente pode ser interpretada como um parâmetro de tenacidade à fratura.

A definição original de J proposta por Rice (Eq. (2.11)), é inicialmente considerada independente do caminho de integração em certas circunstâncias, a saber:

- a) carregamento quasistático;
- b) carregamento proporcional;
- c) ausência de forças de corpo;
- d) condição isotérmica;
- e) material homogêneo;
- f) ausência de crescimento de trinca.

Como demonstrado em estudos anteriores, desvios em relação às circunstâncias (a) a (d) podem ser facilmente considerados na formulação original de J a fim de assegurar a manutenção da independência do caminho de integração [63]. Dentro do interesse do presente trabalho, porém, juntas dissimilares tanto com trincas centrais em relação ao cordão de solda como com trincas interfaciais (regiões próximas da ZTA), são inerentemente não homogêneas, violando a hipótese (e) da formulação original de J . Considere inicialmente a ilustração esquemática de trinca imersa em um cordão de solda genérico apresentada pela Fig. 4.6(a). As derivadas tanto da parcela de energia de deformação como de tensão da Eq. (2.11) são indefinidas nas posições normais às interfaces de soldagem, tornando a integração dependente do caminho adotado [64]. Fisicamente, ocorrem variações bruscas na densidade da energia de deformação na interface MS/MB, com maior sensibilidade para carregamentos normais em detrimento de carregamentos flexionais [64].

Quando a interface bimaterial é paralela ao plano da trinca, por outro lado (p.ex. cordões de solda quadrados ou retangulares), os termos indefinidos citados podem ser

suprimidos da expressão de J (uma vez que cancelam-se mutuamente), restabelecendo a independência da integração [65]. As Figs. 4.6(b) e (c) apresentam exemplos de interfaces MS/MB paralelas ao plano da trinca para trincas posicionadas no centro do cordão de solda e trincas interfaciais, respectivamente, para as quais a integração não fica comprometida. A maioria dos casos práticos, porém, emprega juntas V, X ou K, as quais podem não atender ao paralelismo citado. Caso a determinação de J se fizer necessária em tais casos, trabalhos como de Kirk e Dodds [19] demonstram que domínios de integração tomados dentro dos limites do metal no qual a trinca está imersa eliminam a interferência do domínio com as interfaces, também garantindo valores acurados de integral J , como exemplifica a Fig. 4.7. Entretanto, tal abordagem é idealmente válida para baixos valores de J e fica, portanto, limitada para aplicação em casos com grande extensão de plasticidade. Detalhes podem ser encontrados em [19].

Figura 4.6 - Ilustração esquemática de cordões de solda em espécimes SE(B) $a/W = 0,5$ com domínio de integração de J cruzando a interface MB/MS. (a) Junta V, (b) junta quadrada com trinca no centro do cordão e (c) junta quadrada com trinca interfacial.

Figura 4.7 - Ilustração esquemática de cordão de solda em espécimes SE(B) $a/W=0.5$ com domínio de integração de J interno ao cordão de solda constituído de metal de solda (MS).

A discussão desenvolvida na atual seção indica os limites necessários para a determinação numérica de J no presente trabalho. Todos os resultados obtidos para juntas soldadas com interfaces paralelas ao plano da trinca verificaram a desejada independência do caminho de integração mesmo quando do cruzamento, por parte do domínio de integração pela interface MS/MB. Assim, fica assegurada a precisão na tomada numérica de J , amplamente aplicada nos resultados apresentados mais adiante.

4.3.2 Definição de CTOD em Juntas Soldadas

Como discutido na seção 2.4.3, o CTOD apresenta basicamente duas definições geométricas, a definição de CTOD tangente (Fig. 2.6) e a do CTOD 90° (Fig. 2.10). Ambas são de forte aplicação prática, principalmente para o desenvolvimento de modelos numéricos nos quais se baseiam todos os procedimentos correntes para determinação experimental de CTOD (p.ex. BS7448, ASTM E1820, entre outros). O CTOD tangente é a base para o amplamente utilizado modelo da rótula plástica [23], enquanto o CTOD 90° é de aplicação comum na determinação de fatores do método *eta* [23] e em avaliação de integridade de estruturas por meio de modelos numéricos.

Como discutido na seção 4.2, porém, a existência de juntas dissimilares nas proximidades dos defeitos gera severas alterações nos campos de tensões e na resposta mecânica local do componente. Sendo assim, o CTOD pode sofrer sensível influência.

Para o caso de defeitos imersos no material de solda, tratados aqui como o caso especial de uma trinca posicionada no centro de um cordão, o CTOD é afetado em sua magnitude (devido à maior ou menor resistência mecânica do cordão de solda), mas o comportamento da junta soldada mantém a simetria de resposta estrutural (vide Fig. 4.6(b) e 4.8). Assim, é possível a manutenção de ambas as definições originais, como ilustra a Fig. 4.8 tomando como exemplo a definição 90°. Desta maneira o parâmetro é indubitavelmente determinado e continua a representar a proporcionalidade de deformação da ponta da trinca em função da tenacidade do sistema, como proposto originalmente por Wells [33]. Diversos estudos anteriores reportam avaliações sobre o efeito de tais geometrias de juntas soldadas sobre o campo de tensões, forças motrizes e cargas limite, como os trabalhos de Kim e Schwalbe [51][66][67].

Figura 4.8 - Ilustração esquemática da resposta estrutural simétrica de trincas no centro de cordões de solda e a possibilidade de manutenção da definição original do CTOD.

No caso dos comumente encontrados defeitos interfaciais, como trincas na ZTA, porém, a presença de DMS entre as propriedades de metal de base e metal de solda faz com que a resposta estrutural da junta ao redor do defeito seja assimétrica (vide Figs. 4.6(c) e 4.9), afetando a magnitude do CTOD em cada um dos lados da interface, o que viola ambas as definições geométricas originalmente propostas. De um ponto de vista teórico e fenomenológico, por outro lado, se as abordagens conceituais discutidas na seção 2.4.2 (CTOD como o deslocamento dos flancos da trinca no limite da zona plástica de Irwin e como o deslocamento no limite da faixa de escoamento de Dugdale) forem avaliadas à luz da influência da presença de DMS sobre a evolução de zonas plásticas, é clara a existência de uma contribuição por parte de cada um dos lados na constituição do CTOD total. É neste sentido que diversos pesquisadores, tais como Lee [68] e Shih et al. [69], dividem o CTOD total (δ) em suas contribuições δ_{LS} (relativo ao material menos resistente LS – *Lower Strength*) e δ_{HS} (relativo ao material mais resistente HS – *Higher Strength*), na forma

$$\delta = \delta_{LS} + \delta_{HS} . \quad (4.2)$$

Tal abordagem é ilustrada pela Fig. 4.9 para a definição 90° do CTOD. Mesmo para pequenos níveis de DMS, pode ocorrer sensível desvio de deformações para o material LS, o que torna a assimetria da resposta estrutural de importância significativa para os procedimentos de medição experimental de CTOD.

Figura 4.9 - Ilustração esquemática da resposta estrutural não simétrica de trincas na interface de soldagem e a decomposição do CTOD total (δ) em suas parcelas δ_{LS} e δ_{HS} , considerando, neste caso, condição *overmatch*.

Diversos autores, dentre eles Lee [68] e Shih et al. [69], demonstraram que o campo de tensões à frente do defeito é governado pelas propriedades do material de menor resistência (LS) da interface, o que chama a atenção para a conveniência da determinação experimental de J e CTOD referentes exclusivamente à fração do material menos resistente. Do ponto de vista do interesse prático do presente trabalho, porém, deve ser utilizada a definição do CTOD em juntas soldadas como apresentado pela Eq. (4.2), já que a medição real em laboratório tanto de carga como de deslocamento considera valores totais destas grandezas, inviabilizando a decomposição de J e CTOD em frações. Sendo assim, está também definido o procedimento considerado no presente trabalho para a consideração adequada do CTOD em juntas interfaciais dissimilares.

5 – METODOLOGIA MICROMECAÂNICA PARA TRATAMENTO DA FRATURA FRÁGIL

5.1 Introdução

A fratura frágil por mecanismo de clivagem tem grande importância na avaliação de integridade estrutural, já que usualmente conduz a falhas catastróficas com baixas cargas aplicadas e pequena deformação plástica. Dessa maneira, existe grande interesse na obtenção de valores de tenacidade à fratura (p. ex., valores críticos de J e CTOD) que sejam representativos do comportamento de componentes estruturais e permitam atividades de avaliação de integridade. Ensaio em escala real, porém, são tipicamente anti-econômicos, o que exige que tais resultados sejam obtidos de espécimes relativamente simples de laboratório. As últimas décadas foram marcadas por significativo desenvolvimento dos esforços para se correlacionar espécimes de laboratório com estruturas em serviço, seja pela caracterização convencional da mecânica da fratura monoparamétrica [70] ou pelas abordagens bi-paramétricas (mais recentes), tais como as metodologias $J-T$ [71][72][73][74][75] ou $J-Q$ [76][77]. Outros modelos correlativos foram também desenvolvidos, como o modelo de Dodds e Anderson cujos detalhes podem ser encontrados em [78][79].

Dentro do interesse da presente obra, o processo de fratura por clivagem é um fenômeno altamente localizado e muito dependente das características de material, não homogeneidades, geometria da estrutura e histórico de carregamentos, o que faz com que mesmo dados de laboratório obtidos de espécimes padronizados apresentem grande variabilidade [80]. No caso de estruturas com juntas soldadas, o cenário se torna ainda mais complexo devido à grande incidência de defeitos e alterações microestruturais nas regiões de solda, o que amplia a variabilidade das medições e dificulta etapas de projeto e avaliação de integridade.

Assim sendo, metodologias realistas de avaliação de fratura em componentes estruturais devem adotar um tratamento probabilístico, em detrimento da usual abordagem determinística [80]. Em particular, metodologias probabilísticas baseadas em critérios locais de fratura mostram-se adequadas para descrever as condições de fratura por clivagem. Tais metodologias combinam a natureza randômica da falha local com o histórico de carregamento (em termos de tensão-deformação) na região próxima da ponta da trinca onde ocorre o processo de fratura. Para clivagem transgranular em aços ferríticos, foco da presente seção, modelos desta natureza adotam argumentos baseados na teoria do elo fraco, conduzindo a formulações estatísticas que refletem o caráter não homogêneo do campo de tensões à frente de defeitos [81][82][83][84]. Com particular interesse para este trabalho, o grupo Beremin [84] introduziu a chamada tensão de Weibull como um parâmetro local de fratura. Abordagens estatísticas similares abrangendo metodologias micromecânicas foram também apresentadas por Wallin, et al. [85][86][87][88], Lin, et al. [89], Mudry [90], Bruckner, et al. [91][92], Minami, et al. [93], Ruggieri, et al. [94], entre outros.

No presente trabalho, é considerado um modelo micromecânico que emprega a estatística de microtrincas aplicável a aços ferríticos na região de transição. Este modelo conecta o microregime de falha com uma formulação matemática tratável dentro de um contexto de mecânica da fratura. Em particular, a metodologia considera que existem pequenos, mas finitos, volumes de material que compreendem uma população de trincas uniformemente distribuídas, de tal forma que seus tamanhos e densidades se tornem propriedades do material. Assim, a fratura frágil se resume à definição de uma distribuição estatística de extremos para descrever o tamanho de trincas. Por meio da relação elástica entre tensões locais e tamanhos de microtrincas, pode ser incorporado o caráter não homogêneo do campo de tensões à frente de um defeito macroscópico. A partir de argumentos da teoria do elo fraco, é possível determinar funções estatísticas que descrevem as condições gerais de fratura em um espécime ou em uma estrutura. Para solicitações controladas por tensão e falhas governadas por mecanismos de clivagem, a tensão de Weibull (σ_w) surge como um parâmetro de fratura que define as condições que governam a falha (local)

[95][96][97][98]. Desta forma, ela é potencialmente interessante ao desenvolvimento de modelos correlativos para valores de tenacidade como será abordado na presente tese.

5.2 Micromecanismo de Fratura Transgranular por Clivagem

Fraturas transgranulares por clivagem ocorrem mais frequentemente em metais de estrutura cristalina CCC (p.ex., aços baixo carbono) em baixas temperaturas. Tal modo de falha é caracterizado por trincas que se propagam instavelmente através de um sólido submetido a cargas predominantemente trativas. A fratura do material ocorre simplesmente pela direta separação ao longo dos planos de clivagem (planos cristalográficos preferenciais) devido ao rompimento das ligações atômicas. O trabalho pioneiro de Griffith [99] reconheceu a fundamental importância das inerentes microtrincas presentes no material, as quais geram concentração de tensões e separação localizada. Dessa maneira, um mecanismo de nível microscópico participa do processo de fratura.

Experimentos realizados por Low [100] em ferro a baixas temperaturas demonstraram que a plasticidade localizada é o gatilho da fratura por clivagem. A presença de defeitos na escala microestrutural é inerente aos materiais de engenharia (p.ex. segregações em contornos de grão, carbonetos, etc.), e propicia a formação de microtrincas de clivagem oriundas de um processo de deformação plástica não homogênea de discordâncias nas bandas de escorregamento [101]. Este processo ocorre sobre um ou dois grãos do reticulado cristalino e, uma vez formada a microtrinca, a propagação evolui mesmo para reduzidos incrementos de carga.

No caso específico de aços ferríticos de baixo carbono, a fratura por clivagem ocorre basicamente pela formação de microtrincas em carbonetos localizados nos contornos de grão, os quais representam os sítios preferenciais de disparo do processo. A Fig. 5.1 [80] apresenta as etapas básicas da evolução do processo de fratura por clivagem induzida por carbonetos, e compreende as seguintes etapas: a) nucleação de

uma microtrinca de clivagem, b) propagação ao longo da matriz dos grãos nos quais foi nucleada e c) crescimento para grãos adjacentes configurando uma trinca crítica.

Figura 5.1 - Ilustração do processo de fratura por clivagem induzida por carbonetos nos contornos de grão: (a) fratura do carboneto e formação de microtrinca; (b) propagação ao longo da matriz dos grãos nos quais foi nucleada; (c) crescimento para grãos adjacentes configurando uma trinca crítica [80].

A nucleação de microtrincas depende unicamente das tensões de cisalhamento atuantes nas bandas de deslizamento (as quais geram empilhamentos de discordâncias contra barreiras presentes na estrutura, originando defeitos), independentemente das tensões normais, como apresentado por Tetelman e McEvily [101]. Assim, as microtrincas podem se formar também em compressão, mas sua propagação, por outro lado, é dependente de tensões trativas e só ocorre caso o campo compressivo seja revertido em um campo trativo e que atinja algumas condições críticas. Para o interesse do presente estudo (estabelecer um critério local para o comportamento em fratura), a clivagem pode ser tomada como um processo de dois estágios: a) microtrincas são formadas devido à deformação plástica localizada desenvolvida em regiões altamente solicitadas do material e b) a propagação instável ocorre quando a tensão trativa local agindo sobre as microtrincas atinge um valor crítico [102]. A zona na qual se desenvolve a nucleação de clivagem é denominada “zona de processo de fratura

(ZPF)”, de dimensão $5 \sim 10$ CTOD (δ) e é ilustrada na Fig. 5.2. Tal região é usualmente definida como a área na qual

$$\sigma_1 \geq \psi \cdot \sigma_{ys} \quad (\psi = 2 \sim 2.5). \quad (5.1)$$

Figura 5.2 - Zona de processo de fratura à frente de uma trinca macroscópica contendo microdefeitos aleatoriamente distribuídos [80].

5.2.1 Distribuição Estatística dos Valores de Tenacidade

Resultados de tenacidade à fratura de aços ferríticos na zona de transição dúctil-frágil apresentam grande variabilidade. Para descrever tal fenômeno, o elemento central é a conexão entre o processo local de fratura e a estatística de valores extremos. Uma função contínua de probabilidades derivada da teoria estatística do elo fraco caracteriza tal distribuição de valores de tenacidade na forma [86][103][104]

$$F(J_c) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{J_c - J_{\min}}{J_0 - J_{\min}} \right)^\lambda \right] \quad (5.2)$$

a qual é uma distribuição tri-paramétrica de Weibull. Aqui, λ representa o módulo de Weibull para distribuições de tenacidade (fator de forma), J_0 define a tenacidade característica (parâmetro de escala) e $J_{\min}$ é o limiar de tenacidade à fratura, usualmente tomado como zero, o que conduz para uma distribuição bi-paramétrica na forma

$$F(J_c) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{J_c}{J_0} \right)^\lambda \right] \quad (5.3)$$

Tais distribuições, embora colocadas em função de J_c , são igualmente aplicáveis a outras medidas de tenacidade à fratura, como δ_c ou K_{Jc} (valor equivalente do fator de intensidade de tensões K obtido de resultado de J_c [23]). Uma característica central que emerge do tratamento probabilístico da fratura frágil baseado na distribuição de Weibull é que, sob condições SSY, o espalhamento dos valores de tenacidade é adequadamente caracterizado por $\lambda = 2$ para distribuições J_c e por $\lambda = 4$ para distribuições K_{Jc} [85][86][87][93].

5.3 A Tensão de Weibull em Sólidos Trincados

Diversos modelos referidos como “abordagens locais” aplicam a teoria do elo fraco brevemente apresentada para descrever o processo de fratura por clivagem. Neste contexto, a resistência à fratura global de uma estrutura trincada é dada por uma partícula crítica da zona de processo de fratura que atua como gatilho para o processo de clivagem. Sendo assim, a estatística aplicada aos microdefeitos fornece a conexão entre o microregime de fratura e o comportamento global, conduzindo a uma distribuição estatística para as tensões de fratura (clivagem).

Será brevemente comentada agora uma distribuição limite para a tensão de fratura de um corpo trincado (trinca estacionária macroscópica imersa em material contendo microtrincas aleatoriamente orientadas e distribuídas) submetido a um estado multiaxial de tensões. A Fig. 5.3 apresenta um volume unitário arbitrário V altamente tensionado e localizado nas proximidades da ponta da trinca. O estado de tensões é dado pelas tensões principais ($\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$) e a zona de processo de fratura é tida como um grande número de pequenos elementos volumétricos estatisticamente independentes e uniformemente solicitados, denominados δV_F . Por definição, assume-se que a falha deste pequeno volume ocorre quando o tamanho de uma das microtrincas aleatórias excede um valor crítico ($a > a_c$). Baseado na teoria de probabilidade, pode-se fazer uso dos postulados de Poisson (vide, p.ex., Feller [105]) e assumir que: (1) falhas em volumes não adjacentes são eventos aleatórios e (2) a probabilidade de falha de δV_F é proporcional ao seu volume quando este é pequeno ($\delta P = \mu \cdot \delta V_F$). A constante de proporcionalidade μ é o número médio de microtrincas com tamanho $a > a_c$ por unidade de volume [80].

Figura 5.3 - Volume unitário à frente de uma trinca submetido a estado multiaxial de tensões [80].

A probabilidade de falha elementar, δP , é então relacionada à distribuição da maior trinca em um referido volume de material, o que pode ser expresso como

$$\delta P = \delta V_F \cdot \int_{a_c}^{\infty} g(a) da \quad (5.4)$$

onde $g(a)da$ representa o número de microtrincas por unidade de volume com tamanhos entre a e $a + da$.

Para derivar a distribuição de falha de um volume desejado V_F , devem ser utilizados os argumentos do modelo do elo fraco a partir da manipulação de uma distribuição de valores mínimos. O volume V_F é visto como uma corrente constituída de n_v pequenos elementos δV_F de tal forma que a falha de um único elemento leva à falha de toda a cadeia [80]. Dentro deste contexto, a probabilidade de falha de um volume V_F pode ser expressa como P_0 na forma

$$P_0 = 1 - \exp \left[- \int_{V_F} dV_F \int_{a_c}^{\infty} g(a) da \right]. \quad (5.5)$$

Para se obter a probabilidade de falha do volume V_F em termos dos campos de tensão nas proximidades da ponta da trinca, é necessária uma descrição aproximada da distribuição local de microtrincas. Para tal, é adotada uma distribuição assintótica para a densidade de microdefeitos, $g(a)$, na forma

$$g(a) = \frac{1}{V_0} \cdot \left(\frac{c_0}{a} \right)^{\xi} \quad (5.6)$$

onde ξ e c_0 são parâmetros da distribuição e V_0 é tido como um volume de referência. Pode ser agora utilizada a dependência entre tamanho crítico de microtrinca, a_c , e tensões na forma $a_c = (K^2/Y\sigma^2)$, onde Y representa um fator dependente da geometria do espécime e σ representa a tensão de abertura agindo no plano da microtrinca. A substituição da Eq. (5.6) na Eq. (5.5) e o desenvolvimento da integral relativa ao tamanho de trinca conduzem à expressão da probabilidade de falha P_0 na forma

$$P_0 = 1 - \exp \left[- \frac{1}{V_0} \int_{V_F} \left(\frac{\sigma}{\sigma_u} \right)^m dV_F \right] \quad (5.7)$$

onde os parâmetros $m = 2 \cdot \xi - 2$ e σ_u definem a distribuição de microtrincas. A expressão apresentada pela Eq. (5.7) representa a distribuição de probabilidades para a tensão de fratura de um sólido trincado dada por uma distribuição bi-paramétrica de Weibull. Considerando tal tensão como a tensão de Weibull, σ_w , proposta pelo grupo Beremin [84] e adequando a nomenclatura ao interesse do presente trabalho, a Eq. (5.7) pode ser reescrita na forma

$$F(\sigma_w) = 1 - \exp \left[- \frac{1}{V_0} \int_{\Omega} \left(\frac{\sigma_1}{\sigma_u} \right)^m d\Omega \right] = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\sigma_w}{\sigma_u} \right)^m \right] \quad (5.8)$$

onde Ω representa agora o volume da zona de processo de fratura à frente da trinca (definida pelo loci $\sigma_1 \geq \psi \cdot \sigma_{ys}$, com $\psi \approx 2 \sim 2,5$) e σ_1 a tensão máxima principal agindo nos pontos materiais dentro do referido volume. Os parâmetros m e σ_u representam respectivamente o módulo de Weibull (fator de forma da distribuição de tensões) e o fator de escala da distribuição de Weibull. Seguindo então o proposto por Beremin [84], a tensão de Weibull é definida como

$$\sigma_w = \left[\frac{1}{V_0} \int_{\Omega} \sigma_1^m d\Omega \right]^{\frac{1}{m}}, \quad (5.9)$$

sendo que o volume de referência V_0 é usualmente tomado como unitário (por questões de conveniência de cálculo, já que o mesmo somente escala $g(a)$, não afetando o formato da distribuição, o que conseqüentemente não altera o valor de m). Nota-se, portanto, que a tensão de Weibull representa a integração das tensões principais ao longo do volume compreendido pela zona de processo de fratura (ZPF).

Dentro do contexto de mecânica da fratura probabilística, a tensão de Weibull, σ_w , surge como um parâmetro de fratura que descreve adequadamente o efeito combinado de carregamento remoto com o modelo micromecânico que incorpora a estatística de microdefeitos (como aqui descrito pelo modelo do elo fraco). A característica-chave para sua aplicação em avaliação de integridade estrutural consiste na interpretação de σ_w como uma força motriz de trinca, acoplada ao simples axioma que a fratura por clivagem ocorre quando σ_w atinge um valor crítico σ_{w-c} . Assim, σ_{w-c} pode ser vista não só como força motriz de trinca, mas como propriedade de tenacidade à fratura do material.

5.3.1 Tensão de Weibull Corrigida por Deformação

A Tensão de Weibull descreve adequadamente as condições de fratura e a probabilidade de falha nas proximidades de um defeito, e é tipicamente crescente com o aumento do carregamento da estrutura sob análise. Para níveis elevados de deformação plástica, porém, a elevada perda de restrição à plasticidade na ponta da trinca pode potencialmente diminuir o valor de σ_w para estágios avançados da sollicitação. A formulação originalmente proposta por Beremin [84] exige, deste modo, pequenas adaptações, como será discutido brevemente na seqüência.

Experimentos conduzidos por Lindley et al. [106] e Gurland [107] demonstraram que o número/densidade de trincas microscópicas iniciadas em carbonetos aumenta com o aumento da deformação plástica. Assim, é desejável que a função densidade de probabilidade para tamanho de trincas originalmente assumida por Beremin seja adaptada considerando deformação plástica para aplicação em tais casos. Correções de tal natureza foram desenvolvidas pelo próprio Beremin [84] e também por Gao et al. [108]. A correção proposta por Gao et al. demonstra aderência experimental ligeiramente superior para os casos de interesse e é brevemente descrita na sequência para aplicação no presente trabalho. A função densidade de probabilidade para o tamanho de microdefeitos é reescrita na forma

$$g(a) = g(\varepsilon_p) a^{-\gamma} \quad (5.10)$$

onde ε_p representa a deformação plástica efetiva. A partir dos trabalhos de Lindley et al. [106] e Gurland [107], Gao propõe a seguinte aproximação:

$$g(\varepsilon_p) = \chi \cdot \varepsilon_p \quad (5.11)$$

onde χ é uma constante. Seguindo o mesmo procedimento já descrito (e utilizado por Beremin [84]) para o desenvolvimento original da tensão de Weibull, a expressão para a tensão de Weibull incorporando a ocorrência de deformação plástica resulta [108]

$$\sigma_w = \left[\frac{1}{V_0} \int_{\Omega} \varepsilon_p \cdot \sigma_1^m d\Omega \right]^{\frac{1}{m}} \quad (5.12)$$

Assim, todos os desenvolvimentos seguintes do presente trabalho consideram a tensão de Weibull, σ_w , corrigida por deformação plástica efetiva, como indicado pela Eq. (5.12)

5.4 Correlação de Tenacidade em Juntas Soldadas Dissimilares

O aspecto-chave do uso de metodologias de avaliação de integridade estrutural baseadas em mecânica da fratura, recai sobre a utilização de dados de tenacidade à fratura obtidos de espécimes com trinca profunda e submetidos à flexão (p.ex. SE(B)), o que garante os elevados níveis de triaxialidade na ponta da trinca que governam o processo de fratura. Neste contexto são obtidas previsões de falha independentes de geometria (é válido o princípio da similitude). Tal abordagem, porém, só é estritamente válida para materiais homogêneos e faz com que a aplicação direta dos referidos procedimentos em estruturas soldadas com DMS (*weld mismatch*) seja imprecisa e muitas vezes não segura. O mesmo ocorre para suas adaptações que buscam considerar o efeito da DMS por meio unicamente das propriedades de tração do MB e MS. Por exemplo, considerar simplesmente as propriedades do material menos resistente pode conduzir a resultados severamente conservadores. Enquanto tal conservadorismo representa um fator extra de segurança, tal pessimismo durante a avaliação de integridade de equipamentos pode conduzir a substituições e reparos desnecessários de equipamentos em serviço, incorrendo em elevados e prematuros custos operacionais.

Frente ao grande impacto de procedimentos de soldagem sobre o controle microestrutural e da presença de DMS sobre os campos de tensões e forças motrizes de trinca, os valores de tenacidade à fratura de juntas soldadas dissimilares são fortemente afetados em relação aos respectivos metais de base. A execução de ensaios experimentais de estruturas soldadas ou mesmo de espécimes soldados dissimilares é substancialmente onerosa e demandante em termos de recursos e tempo. Como alternativa, o presente trabalho propõe um modelo correlativo baseado sobre a tensão de Weibull cujo objetivo principal é permitir estimativas da tenacidade de juntas soldadas com base em dados de tenacidade para o metal de base, características da junta soldada e poucas calibrações experimentais. Tal proposta é de grande valia quando são consideradas as diversas dificuldades (senão impossibilidades) de realização de ensaios experimentais em regiões de soldas, além

da grande variabilidade dos resultados destes casos, o que favorece um tratamento probabilístico para a distribuição de tenacidades. Em adição aos fatores *eta* e rotacionais determinados numericamente, tal modelo pretende suportar metodologias de avaliação de integridade estrutural que levem em conta a presença de juntas soldadas em condição de dissimilaridade mecânica.

5.4.1 Descrição Micromecânica dos Efeitos de DMS

Motivado pelos argumentos supra citados, é proposto pelo presente trabalho um modelo micromecânico para a descrição dos efeitos de DMS na tenacidade à fratura, aplicável especificamente ao mecanismo de fratura (frágil) transgranular por clivagem controlado por tensões. Para acoplar o microregime de fratura (que inclui um critério local de falha e as tensões presentes nas proximidades de uma trinca macroscópica) com o carregamento macroscópico remoto (tal qual quantificado pela integral J), é adotada a tensão de Weibull (σ_w) corrigida por deformação plástica descrita pela Eq. (5.12).

Dentro do interesse do presente trabalho, a tensão de Weibull, σ_w , surge como um parâmetro de fratura que incorpora ambos os efeitos do volume de material sob tensão (Zona de Processo de Fratura) e as potencialmente severas alterações no caráter dos campos de tensão à frente de trincas oriundas da presença de DMS. Tais características permitem estender o modelo de escala de tenacidade (TSM) proposto por Ruggieri e Dodds [109] para também avaliar os efeitos de DMS em dados de tenacidade à fratura (por clivagem). Utilizando-se da interpretação de σ_w como uma força motriz de trinca e admitindo-se que a fratura por clivagem ocorre quando σ_w atinge um valor crítico σ_{w-c} , para uma mesma temperatura o modelo de escala prevê um valor específico de σ_w para ativar a fratura por clivagem ao longo de soldas trincadas com diferentes condições de DMS, mesmo que os parâmetros de carga (medida pela integral J ou CTOD) variem fortemente devido à influência da dissimilaridade mecânica.

A Fig. 5.4 ilustra, de forma genérica, o procedimento proposto para avaliar o efeito de DMS no comportamento à fratura por clivagem. A descrição do modelo é elaborada baseando-se em integral J como medida de carregamento remoto, mas permanece estritamente válida para outros parâmetros (p.ex. CTOD). A referida figura apresenta trajetórias normalizadas de σ_w vs. J para uma condição de elevado *constraint* (como um espécime SE(B) com trinca profunda) constituído de material homogêneo (ou em condição *evenmatch*), denominado configuração A, e para um componente estrutural soldado (como uma placa sob tração contendo uma trinca superficial na solda), denominada configuração B. Nota-se que, conhecido o valor de tenacidade para a configuração A (J_{c-0}^A), a elaboração das trajetórias normalizadas de σ_w vs. J permite a direta determinação da tenacidade para outras configurações soldadas pretendidas (J_{c-0}^B).

Figura 5.4 – Procedimento de escala baseado em tensão de Weibull para corrigir valores de tenacidade para diferentes condições geométricas e de DMS (*mismatch*).

Modelos suficientemente refinados de elementos finitos (incorporando preferencialmente grandes deformações) fornecem a relação funcional entre a tensão de Weibull normalizada pela tensão de escoamento (σ_w/σ_{ys-k}) e carregamento aplicado (J) normalizado por ($b \cdot \sigma_{ys-k}$) para um valor específico do módulo de Weibull, m_k , para cada material. Dessa maneira, de posse de um valor característico de tenacidade à fratura (p.ex. J_{c-0}^A) para o espécime de alto *constraint*, um mesmo nível de $\bar{\sigma}_w$ normalizada permite a determinação do valor correspondente J_{c-0}^B para o componente soldado de diferentes geometria, constraint e M_L (*Mismatch Level*) (a Fig. 5.4 ilustra tal técnica por meio de linhas tracejadas). Por conveniência, define-se um parâmetro β como a razão entre as tenacidades características das configurações respectivamente B e A na forma

$$\beta(M_L, m) = \frac{J_{c-0}^B}{J_{c-0}^A}. \quad (5.13)$$

Complementarmente, a título de exemplo a Fig. 5.5 demonstra que para os níveis de interesse da tensão de Weibull normalizada, tal parâmetro apresenta adequada estabilidade e permite a aplicação do procedimento da Fig. 5.4 a uma ampla faixa de valores de tensão de Weibull normalizada $\bar{\sigma}_w$. Tais valores de $\beta(M_L, m)$ são exemplificados de forma gráfica pela Fig. 5.6 para a transferabilidade de tenacidades entre espécimes SE(B) com trinca posicionada no centro do cordão de solda com *overmatch* de 10% em relação ao seu metal de base. Nota-se aí a grande dependência de $\beta(M_L, m)$ em relação ao módulo de Weibull, m . Diferentes trajetórias β vs. m podem ser igualmente geradas de acordo com os níveis de DMS desejados, incorporando as diferentes resistências relativas de cada um dos materiais da junta.

Figura 5.5 – Estabilidade do parâmetro β com a evolução da tensão de Weibull para espécimes SE(B)s bimateriais com 10% de *overmatch* comparados a espécimes constituídos de metal de base (MB) para diversos valores de m . Considera-se MB com 412 MPa de tensão de escoamento e encruamento $n = 10$.

Figura 5.6 – Parâmetros β como função de m para espécimes SE(B) bimateriais com 10% de *overmatch*. Considera-se MB com 412 MPa de tensão de escoamento e encruamento $n = 10$.

5.4.2 Calibração do Módulo de Weibull (m)

Para a precisa aplicação da metodologia proposta na seção anterior, porém, é fundamental o conhecimento de valores acurados para o módulo de Weibull (m), do qual depende diretamente (e de forma bastante sensível – vide Figs. 5.5 e 5.6) o fator de escala β e conseqüentemente as trajetórias da Fig. 5.4 nas quais se baseia o modelo de transferabilidade. A Fig. 5.7 deixa evidente a influência de m sobre a evolução da tensão de Weibull nas configurações estudadas. Tal influência reflete na grande variação dos fatores de escala β mostrados na Fig. 5.6. Para aplicações de engenharia do modelo correlativo proposto, tais valores de m devem ser previamente calibrados e disponibilizados ao analista na forma de compêndios (tabulares ou funcionais) definidos em termos do nível de DMS, M_L .

Figura 5.7 – influência do módulo de Weibull, m , na evolução da tensão de Weibull para espécimes SE(B)s bimateriais com 10% de *overmatch*. Considera-se MB com 412 MPa de tensão de escoamento e encruamento $n = 10$.

Na seqüência são descritos alguns passos que resumizam os procedimentos essenciais para a calibração de m . A abordagem é suportada por estratégias de calibração introduzidas para materiais homogêneos por Gao et al. [110] e Ruggieri et al. [111]. Na seção 10 o procedimento completo será aplicado a um caso real de previsão de falha de juntas soldadas de aço X80 e tal processo de calibração será devidamente ilustrado na prática.

Passo 1:

Ensaar dois grupos de espécimes de mecânica da fratura com diferentes condições de DMS (condições A e B) na zona de transição dúctil-frágil a fim de gerar duas distribuições de dados de tenacidade à fratura. Idealmente, a configuração A deve corresponder a um espécime constituído de metal base (MB) ou em condição *evenmatch* ($M_L = 1$). Determinar então os valores característicos de tenacidade (J_{c-0}^A e J_{c-0}^B) para cada grupo de resultados, utilizando, por exemplo, o procedimento da curva mestra dado pela ASTM E1921 [112]. As geometrias dos espécimes devem ser selecionadas a fim de garantir a evolução de diferentes níveis de *constraint* para as duas configurações. Não é desejável a ocorrência de crescimento dúctil precedente à fratura por clivagem em ambas as amostras. Caso se revele limitado crescimento dúctil em alguns espécimes, os respectivos valores podem ser tratados como valores censurados (vide ASTM E1921 [112]).

Passo 2:

Conduzir análises refinadas tridimensionais (3-D) de elementos finitos para ambas as geometrias ensaiadas. O refinamento das malhas deve ser tal que garanta a convergência dos valores de σ_w e J para os níveis de carregamento e faixas de valores de m esperados.

Passo 3:

3.1 – Assumir um valor inicial de m . Computar as trajetórias σ_w/σ_{ys-k} vs. $J/b \cdot \sigma_{ys-k}$ para ambas as configurações A e B a fim de caracterizar o modelo de transferabilidade. σ_w e J são normalizados pela tensão de escoamento, σ_{ys-k} , respectiva de cada material (MB e MS).

3.2 – Corrigir J_{c-0}^A conhecido para seu equivalente J_{c-0-m}^B (como descrito pela Fig. 5.4 para um valor assumido de m) de acordo com o efeito da presença de DMS. Definir então o erro incorrido pelo modelo de escala como

$R(m) = (J_{c-0-m}^B - J_{c-0}^B) / J_{c-0}^B$. Caso $R(m) \neq 0$, repetir passos 3.1 e 3.2 para demais valores de m visando reduzir o erro.

3.3 – Representar graficamente $R(m)$ vs. m . O valor calibrado do módulo de Weibull m conduz a $R(m) = 0$ dentro de uma pequena tolerância.

6 – DIAGRAMAS DE ANÁLISE DE FALHA - FAD

A presente seção apresenta os fundamentos da metodologia FAD, ferramenta de grande utilidade para atividades de projeto considerando defeitos e avaliação de integridade estrutural. Ao fim, propõe uma metodologia FAD adaptada por meio da incorporação de fatores η e r_p determinados numericamente e do modelo correlativo para estimação de tenacidades de juntas soldadas dissimilares desenvolvidos pelo presente trabalho. Adicionalmente, indica a possibilidade de correções suplementares por meio da determinação de cargas limite. O objetivo central é a disponibilização de uma metodologia FAD adequada à avaliação de estruturas soldadas dissimilares.

6.1 Fundamentos da Curva FAD

As estruturas atuais empregam materiais cada vez mais dúcteis e com grande capacidade de absorção de energia. Tais materiais podem não estar susceptíveis a fraturas exclusivamente frágeis, podendo falhar por colapso plástico caso sofram sobrecargas. Dowling e Townley [113] e Harrison et al. [9] introduziram o conceito de um diagrama de análise de falhas baseado em dois critérios (chamados diagramas FAD – *Failure Assessment Diagrams*) a fim de descrever a interação entre fratura e colapso ao longo do processo de falha estrutural. O primeiro diagrama FAD foi derivado de uma versão adaptada do modelo da faixa de escoamento de Dugdale [35]. O fator de intensidade de tensões efetivo para uma trinca passante em placa infinita segundo este modelo é representado na forma

$$K_{eff} = \sigma_{YS} \cdot \sqrt{\pi a} \cdot \left[\frac{8}{\pi^2} \ln \sec \left(\frac{\pi \cdot c}{2 \cdot \sigma_{ys}} \right) \right]^{\frac{1}{2}}, \quad (6.1)$$

a qual é uma relação assintótica ao limite de escoamento do material.

A Eq. (6.1) pode ser adaptada para estruturas reais, porém, alterando-se a tensão de escoamento do material (σ_{ys}) pela tensão limite da estrutura (σ_c). Tal alteração garantiria que o modelo da faixa de escoamento predissesse a falha quando a tensão aplicada atingisse a carga de colapso. Para uma estrutura carregada em tração, o colapso ocorre (convencionalmente) quando a tensão agente sobre a seção transversal efetiva atinge a tensão de fluxo do material (σ_{flow}). Sendo assim, σ_c depende das propriedades de material, assim como da profundidade relativa da trinca em relação à área líquida da seção transversal resistente da estrutura. Para então derivar uma curva FAD a partir do modelo da faixa de escoamento, deve-se dividir a Eq. (6.1) pelo fator de intensidade de tensões K_I , a fim de expressar a força motriz de trincas de forma adimensional, eliminar a raiz quadrada do termo que contém o semi-comprimento da trinca e, mais importante, eliminar a dependência geométrica da formulação* (vide Eq. (6.2)).

$$\frac{K_{eff}}{K_I} = \frac{\sigma_c}{\sigma} \left[\frac{8}{\pi^2} \ln \sec \left(\frac{\pi}{2} \cdot \frac{\sigma}{\sigma_c} \right) \right]^{\frac{1}{2}} \quad (6.2)$$

Definindo então a razão de tensões (remotas) L_r e a razão de forças motrizes K_r respectivamente como

$$L_r = \frac{\sigma}{\sigma_c} \quad (6.3)$$

e

$$K_r = \frac{K_I}{K_{eff}}, \quad (6.4)$$

* Tal generalização do modelo da faixa de escoamento não é rigorosamente válida para todas as configurações, mas mostra-se uma boa aproximação nos casos de interesse.

a substituição na Eq. (6.2) fornece a equação básica da curva FAD segundo o modelo da faixa de escoamento na forma

$$K_r = f(L_r) = L_r \left[\frac{8}{\pi^2} \ln \sec \left(\frac{\pi}{2} \cdot L_r \right) \right]^{-\frac{1}{2}}. \quad (6.5)$$

Tal expressão é apresentada graficamente pela Fig. 6.1 e, embora de reduzida aplicação prática nos dias atuais, foi de grande utilidade prática nas décadas passadas e é de grande interesse pela sua independência em relação à geometria e propriedades dos materiais avaliados. Nota-se aí a existência de uma região “segura” para a operação da estrutura (abaixo da curva) e uma região insegura (acima da curva). Definindo-se, então, L_r e K_r para uma trinca específica da estrutura em análise em suas condições de operação, plota-se o ponto resultante no gráfico e é averiguada a integridade estrutural. Caso o ponto caia dentro da região compreendida pela curva FAD, a estrutura é considerada segura. Ainda, a posição do ponto pode dar indícios do comportamento à fratura da estrutura. Caso a parcela de K_r seja significativamente maior que a parcela de L_r , uma fratura da referida estrutura seria predominante frágil, enquanto no caso oposto, a fratura seria por predominância de colapso plástico. Carregamentos mais severos fazem com que o ponto (L_r, K_r) se aproxime cada vez mais (ou ultrapasse) a curva FAD, caracterizando o ponto previsto para a falha (intersecção).

Figura 6.1 - Diagrama de análise de falhas segundo o modelo da faixa de escoamento[23][113][9].

O parâmetro L_r foi definido pela Eq. (6.3) como a relação entre uma tensão aplicada σ e uma tensão de colapso (tensão limite) σ_c . Porém, a razão de carga de uma estrutura pode ser igualmente definida como a relação entre carga axial aplicada e carga axial limite, ou mesmo momento aplicado e momento limite [23], o que amplia a flexibilidade e possibilidade de aplicação dos procedimentos de FAD.

6.2 Curvas FAD Baseadas em Integral J e CTOD

Considerações sobre comportamento elasto-plástico podem ser igualmente representadas na forma de um diagrama do tipo FAD, idéia inicialmente proposta por Bloom [114] e Shih et al. [115]. Basicamente, considera-se que a fratura irá ocorrer quando a força motriz total de trinca (no caso a força motriz elasto-plástica) atingir um valor crítico definido pela tenacidade à fratura do material [116], na forma $J = J_{mat}$ ou

seu equivalente $\delta = \delta_{mat}$. Já que o fator de intensidade de tensões K_I aplicado na estrutura e a tenacidade à fratura K_{mat} se relacionam com J nas formas

$$K_I = \sqrt{E \cdot J_{el}} \quad \text{e} \quad (6.6)$$

$$K_{mat} = \sqrt{E \cdot J_{mat}} \quad , \quad (6.7)$$

a relação de tenacidades K_r pode ser redefinida em termos da integral J inicialmente na forma

$$K_r = \frac{K_I}{K_{mat}} = \sqrt{J_r} = \sqrt{\frac{J_{el}}{J_{mat}}} \quad . \quad (6.8)$$

Nota-se na Eq. (6.8) que a curva FAD pode ser definida como um locus de J . Com o aumento da plastificação, a parcela elástica de J se reduz em relação ao total, indicando o comportamento descendente da curva FAD com o aumento de L_r , como pode ser verificado na curva FAD original da Fig. 6.1 [23]. Igual tratamento é possível para a utilização de CTOD (δ) [117]. Tal definição permite que a curva FAD seja definida por meio de modelos de elementos finitos em condição elasto-plástica considerando modelos constitutivos com a presença de encruamento. Dessa forma, embora os desvios sejam em geral de pequena monta para mesmas condições de *constraint*, podem ser definidas curvas FAD específicas para cada geometria analisada. Tal refinamento é incluído em níveis avançados de avaliação de integridade, tais como os níveis 3B e 3C da API579, mas se mostra usualmente de difícil aplicação prática devido às grandes exigências em termos de dados disponíveis e análises numéricas refinadas.

6.3 Aplicação da Curva FAD

Em 1976, um procedimento FAD baseado no modelo da faixa de escoamento foi incorporado ao chamado método R6 [9] por parte do “*Central Electricity Generating Board*” (CEGB) da Grã Bretanha, e metodologias de avaliação desta natureza passaram a ganhar notoriedade no campo de integridade estrutural. Uma revisão do mesmo método foi publicada em 1980 [118] com recomendações adicionais sobre incorporação de tensões residuais na determinação de K_I , entre outros detalhes, os quais fogem do interesse central desta obra e não serão detalhados. Atualmente, os procedimentos FAD mais utilizados são o próprio R6 em sua revisão 2 [118], a BS7910 [11] e a API579 [10]. Cada um dos procedimentos possui peculiaridades distintas e diferentes níveis de análise dependendo do grau de refinamento dos dados de entrada e dos resultados esperados, porém, são baseados no mesmo conceito geral de FAD já discutido.

A maior parte das atividades de avaliação de integridade é conduzida com o nível 2A da BS7910 ou com o (equivalente) nível 2 da API579, sendo que ambos representam metodologias FAD de mesmo grau de precisão. A curva FAD comum a ambos é dada pela Eq. (6.9) e nota-se aí a presença de um parâmetro de corte para a abscissa L_r (L_r^{max}), como apresenta a Eq. (6.10). Tal parâmetro de corte é função do material empregado e, além de prevenir o colapso plástico localizado, reflete a maior ou menor capacidade de absorção de energia de materiais como aços ferríticos ao carbono e aços inoxidáveis austeníticos. A Fig. 6.2 apresenta a curva FAD de aplicação típica dos referidos procedimentos, assim como os parâmetros de corte para alguns materiais a título de exemplo.

$$K_r = \left[1 - 0.14 \cdot (L_r)^2 \right] \cdot \left\{ 0.3 + 0.7 \cdot \exp \left[-0.65 \cdot (L_r)^6 \right] \right\}, \quad L_r \leq L_r^{max} \quad (6.9)$$

$$L_r^{max} = \frac{\sigma_{flow}}{\sigma_{ys}} \quad (6.10)$$

Figura 6.2 - Curva FAD da API579 nível 2 E BS7910 nível 2A [10][11].

A previsão de falha de estruturas em serviço utilizando-se a Eq. (6.9) é também aceita pelos respectivos procedimentos considerando-se forças motrizes de trinca baseada em integral J . A simples aplicação de $\sqrt{J_r}$ como apresentado pela Eq. (6.8), porém, costuma apresentar grandes desvios em relação a medidas experimentais principalmente para os materiais estruturais atuais que apresentam grande capacidade de deformação plástica. Neste sentido, trabalhos recentes na área naval e de petróleo, como os estudos de Yang et al. [117], defendem a aplicação da força motriz de trinca total (J ou δ) na definição de K_r como forma de minimização dos níveis de conservadorismo ou anti-conservadorismo. Assim, a definição do ponto de avaliação baseada em $K_r = \sqrt{J/J_{mat}} = \sqrt{\delta/\delta_{mat}}$ está alinhada às últimas tendências de avaliação de integridade de aços de alta tenacidade e tem apresentado bons resultados práticos com reduzidos níveis de erro.

6.4 Aplicabilidade e Limitações dos Procedimentos Correntes

Como descrito ao longo da presente seção, os procedimentos de avaliação de integridade estrutural baseados na metodologia FAD são muito utilizados na prática pela possibilidade de tratamento conjunto dos fenômenos de fratura frágil e colapso plástico. Tais procedimentos (p.ex. API 579 [10], BS 7910 [11], SINTAP [12] e R6 [118]) são originalmente aplicáveis a estruturas homogêneas, e perdem sua estrita validade quando da avaliação em estruturas soldadas ou com dissimilaridades mecânicas nas proximidades dos defeitos. Em alguns casos, como na SINTAP [12], os procedimentos avalizam a aplicação convencional (referente a estrutura homogênea) para casos de DMS de até $\pm 10\sim 15\%$. Outros, por outro lado, apresentam correções para maiores níveis de dissimilaridade mecânica da solda por meio da estimação numérica de cargas-limite ou consideração de propriedades equivalentes para os materiais envolvidos.

Ambas as abordagens comentadas são positivas mas conservam muitas limitações mesmo nas metodologias atuais. Em particular, nenhuma atenção especial é dada ao efeito de DMS sobre a tenacidade à fratura do material em estudo (importante parâmetro de entrada da avaliação – constituinte de K_r , e que já é originalmente afetado pelos erros de determinação experimental discutidos na seção 3.3). Adicionalmente, as correções de cargas-limite são, em sua maioria, conduzidas considerando-se material elástico-perfeitamente plástico, o que faz com que não seja incorporada uma importante parcela de absorção de energia referente à capacidade de encruamento do material (é afetado o parâmetro L_r). Sendo assim, novas metodologias do tipo FAD (ou de mesmo propósito) que incorporem os efeitos de juntas soldadas e DMS na avaliação de integridade são de extrema valia tecnológica.

6.5 Incorporação das Propostas em Metodologia FAD Adaptada

Utilizando-se das propostas discutidas na seção 3 (fatores η e r_p determinados numericamente), assim como do modelo correlativo proposto na seção 5 (modelo para transferabilidade de tenacidade), pode então ser descrito de forma unificada um procedimento FAD adaptado para avaliação de estruturas soldadas considerando os efeitos de DMS (*mismatch*). Tal adaptação da metodologia FAD baseia-se na incorporação dos fatores (η e r_p) e do modelo de transferabilidade nos pontos de carga (L_r, K_r), ou respectivas trajetórias de carga, que caracterizam a avaliação por meio de diagramas FAD, definindo pontos de avaliação dependentes do nível de DMS. Os fatores η e r_p são diretamente utilizados na determinação acurada de tenacidade por meio de espécimes SE(B) (afetando diretamente a precisão de K_r). Adicionalmente, caso não estejam disponíveis ensaios na condição de DMS desejada, o modelo correlativo de tenacidades proposto descreve a variação de tenacidade à fratura (caracterizada pela integral J) como

$$J_{MS} = J_{MB} \cdot \beta(M_L, m) \quad (6.11)$$

onde J_{MS} e J_{MB} representam a integral J do metal dissimilar de solda e de base (ou condição *evenmatch*), respectivamente. Assim, a razão de tenacidades descrita pela Eq. (6.11) permite redefinir o termo K_r dos pontos de avaliação no FAD na forma

$$K_r = \sqrt{\frac{J}{J_{mat}}} = \sqrt{\frac{J}{J_{MS}}} = \sqrt{\frac{J}{J_{MB} \cdot \beta(M_L, m)}} \quad (6.12)$$

onde a força motriz de trinca aplicada ao componente é descrita pela integral J e J_{MS} representa a correspondente tenacidade à fratura já corrigida para os efeitos de DMS. Tal abordagem é equivalente à retenção da formulação original de K_r (Eq. (6.8) – a qual é também caracterizada pela condição *evenmatch* no presente contexto), porém

corrigida de um fator $\beta(M_L, m)$. Tal abordagem é condizente com os níveis mais avançados de avaliação de integridade por incorporar soluções elasto-plásticas altamente refinadas de J obtidas de modelos de elementos finitos representativos dos espécimes pretendidos.

A possibilidade de estimação dos valores de tenacidade à fratura de juntas soldadas dissimilares a partir do modelo de transferabilidade descrito é uma grande contribuição aos procedimentos correntes de avaliação de integridade estrutural, os quais não incorporam considerações específicas para juntas soldadas dissimilares. A partir da nova definição de K_r para o componente em análise (Eq. (6.12)), são consideradas todas as influências em termos de resposta mecânica, DMS e alterações microestruturais (caracterizada de forma geral por meio da calibração experimental de m) oriundas da soldagem sobre a tenacidade à fratura, mesmo na ausência da realização de ensaios de mecânica da fratura da estrutura soldada dissimilar real (os quais são onerosos e muitas vezes inviáveis). Assim, a componente K_r que descreve o mecanismo de fratura frágil nos diagramas FAD pode ser precisamente determinada.

Como refinamento adicional às propostas do presente trabalho, a determinação numérica de cargas limite (LL – *Limit Loads*) para estruturas com DMS podem garantir aumento da precisão de determinação do componente L_r dos diagramas FAD, o qual incorpora a parcela de colapso plástico. Estão disponíveis na literatura diversos compêndios de soluções para cargas limite aplicáveis a materiais homogêneos [10][11][12][119] as quais não são necessariamente válidas para estruturas soldadas. As duas principais limitações são a consideração usual de material elástico-perfeitamente plástico (fazendo com que a capacidade de carga do componente seja subavaliada já que não se considera sua capacidade de encruamento) e a existência de um certo grau de ambigüidade na definição de carga limite para estruturas soldadas dissimilares. Tal dificuldade está associada à dependência da evolução da plasticidade nas proximidades do defeito sobre a configuração da trinca e do nível de DMS. Uma discussão mais aprofundada sobre as definições de carga limite para estruturas

soldadas foge ao escopo central da presente obra, porém, detalhes podem ser encontrados em [19][54][55][12][66][67].

Dentro do contexto de avaliação de integridade de juntas soldadas pretendido pelo presente trabalho, cargas limite (e tensões limite) são quando necessárias obtidas por meio de modelos de elementos finitos 3-D altamente refinados e que consideram os modelos constitutivos elasto-plásticos dos materiais. O Anexo C apresenta uma breve discussão sobre tais procedimentos de determinação numérica e suas peculiaridades. São então definidas cargas ou tensões limites corrigidas (σ_{c-uts}) que consideram o encruamento e a total capacidade de carga da estrutura trincada. Tais tensões limite são bastante representativas da resposta estrutural das juntas dissimilares e incorporam as diferentes propriedades de materiais e seus efeitos nos campos de tensões e deformações. Assim, a definição de L_r originalmente descrita pela Eq. (6.3) tem seu denominador original σ_c substituído pelo valor numericamente corrigido para juntas dissimilares σ_{c-uts} , na forma

$$L_r = \frac{\sigma}{\sigma_{c-uts}}. \quad (6.13)$$

A Fig. 6.3 apresenta esquematicamente a metodologia FAD proposta com todas as contribuições incorporadas. Cada uma das contribuições é claramente identificada da seguinte maneira:

- A)** valores experimentais de tenacidade do metal base (ou condição *evenmatch*, ou ainda diretamente da condição de DMS (*mismatch*) desejada) são acuradamente determinados utilizando-se fatores η e r_p determinados numericamente para diferentes geometrias, materiais e *mismatches* de espécimes SE(B);
- B)** o modelo de transferabilidade proposto permite a estimação de valores de tenacidade de juntas dissimilares em análise levando em

consideração efeitos de DMS, alterações microestruturais e de resposta mecânica sobre os valores disponíveis de tenacidade para metal de base ou *evenmatch*. (Tal modelo correlativo é aplicável ao caso de interesse de fratura frágil transgranular por clivagem em aços estruturais ferríticos.)

- C)** correções de cargas limite considerando a geometria da junta soldada e as diferentes propriedades de material permitem maior precisão no tratamento do colapso plástico.

Figura 6.3 – Ilustração esquemática do procedimento adaptado de FAD incorporando (A) determinação acurada de tenacidade por meio de fatores η e r_p determinados numericamente, (B) modelo baseado em critérios micromecânicos para consideração dos efeitos de DMS sobre a tenacidade e avaliação de integridade e (C) correções de cargas limite.

A curva FAD considerada na avaliação de integridade (representada como $K_r = f(L_r)$ na Fig. 6.3) pode ser obtida diretamente dos níveis normais de avaliação de procedimentos amplamente utilizados (tais como API 579 nível 2, BS7910 nível 2A e SINTAP) garantindo a praticidade e facilidade de uso. Tal abordagem é suportada pela vasta cultura de aplicação prática de sucesso destes procedimentos. Caso seja necessário um nível de refinamento ainda mais elevado, podem ser utilizadas curvas de avaliação especificamente definidas em termos dos materiais empregados ou resposta estrutural do componente (tais como propostas pela API 579 níveis 2B, 3B e 3C ou BS7910 Níveis 3B e 3C). Fica no geral evidente, portanto, a grande flexibilidade de aplicação das contribuições propostas, unida, ao mesmo tempo, à grande especificidade das considerações dirigidas ao efeito da presença de juntas soldadas e DMS na tenacidade e resposta estrutural de componentes de engenharia.

7 – FATORES *ETA* E ROTACIONAIS PLÁSTICOS PARA ESPÉCIMES SE(B)

A presente seção apresenta os procedimentos computacionais, estratégias de calibração e resultados dos fatores *eta* plásticos (definidos a partir deste ponto simplesmente como fatores η) e rotacionais plásticos r_p cuja necessidade de determinação numérica para diferentes geometrias, materiais e níveis de DMS foi discutida e justificada ao longo da seção 3.

7.1 Procedimentos Computacionais

7.1.1 Estratégia de Determinação de Fatores η e r_p

Para a determinação dos fatores η e r_p é necessária a elaboração de modelos de elementos finitos altamente refinados cujos vínculos e características geométricas e constitutivas sejam representativos da resposta de carga *vs.* deslocamento dos espécimes SE(B) sob análise. A Fig. 7.1 apresenta a estratégia de estimação para espécimes homogêneos (a qual é aplicável também a trincas no centro do cordão de solda devido à simetria da resposta estrutural – vide seção 4.3). Nota-se na figura que as análises de elementos finitos fornecem os resultados de carga, deslocamento e os resultados pós-processados totais de integral J e CTOD. As Eqs. (3.4), (3.5) e (3.25) apresentam as formulações do método *eta* e do modelo da rótula plástica e são a base do procedimento aqui descrito. Como pode ser visto nas mesmas equações, as frações elásticas de J e de CTOD são diretamente obtidas de soluções do fator de intensidade de tensões K_I disponíveis em [10][11][23]. Assim, a simples subtração dos valores elásticos de J e CTOD dos respectivos valores totais obtidos dos modelos numéricos fornecem as parcelas J_{pl} e $CTOD_{pl}$ necessárias ao procedimento de cálculo.

Sendo assim, como apresenta a Fig. 7.1, a determinação dos fatores η e r_p é possível simplesmente isolando-se tais fatores nas componentes plásticas das formulações já citadas e aplicando-se as propriedades do material no qual está imersa a trinca. São então obtidos quatro tipos de fatores de interesse, a saber:

- η_J^{LLD} - fator *eta* para a determinação de integral J baseando-se em curvas de carga P vs. LLD;
- η_J^{CMOD} - fator *eta* para a determinação de integral J baseando-se em curvas de carga P vs. CMOD;
- η_δ^{CMOD} - fator *eta* para a determinação de CTOD baseando-se em curvas de carga P vs. CMOD e;
- r_p - fator rotacional plástico para a determinação de CTOD baseando-se em curvas de carga P vs. CMOD;

Figura 7.1 – Procedimento de determinação numérica de parâmetros η e r_p utilizados na avaliação experimental de integral J e CTOD em espécimes homogêneos e soldados com trinca central à solda. O índice k representa CMOD (V) ou LLD.

Para o caso de trincas interfaciais (p.ex., trincas na ZTA), a obtenção dos fatores η e r_p segue o mesmo princípio básico, porém apresenta algumas peculiaridades devido à resposta assimétrica do espécime e à presença de dois materiais dissimilares na ponta da trinca. A resposta assimétrica do espécime SE(B) exige que o modelo de elementos finitos seja simulado na íntegra (sem o aproveitamento de simetria) e a tomada do CTOD total seja feita como previamente discutido pela Eq. (4.2). A presença de dois materiais na interface, porém, levanta a questão sobre quais propriedades de material considerar para o cálculo do CTOD. Como já apresentado previamente, as propriedades do material menos resistente governam o campo de tensões à frente de uma trinca interfacial. Para fins de determinação dos fatores η e r_p , porém, o presente trabalho disponibiliza resultados considerando tanto o material menos resistente (LS – *Lower Strength*) como o mais resistente (HS – *Higher Strength*). Tal postura permite ao usuário de tais fatores utilizar as propriedades de material das quais dispuser em maior quantidade ou qualidade de resultados, com igual nível de precisão nos resultados experimentais de J e CTOD.

A Fig. 7.2 apresenta os referidos detalhes e equações adaptadas para trincas interfaciais. São obtidos para o caso interfacial, portanto, os seguintes fatores:

- η_J^{LLD} - fator *eta* para a determinação de integral J baseando-se em curvas de carga P vs. LLD;
- η_J^{CMOD} - fator *eta* para a determinação de integral J baseando-se em curvas de carga P vs. CMOD;
- $\eta_{\delta-LS}^{CMOD}$ - fator *eta* para a determinação de CTOD baseando-se em curvas de carga P vs. CMOD e dados do material LS;
- $\eta_{\delta-HS}^{CMOD}$ - fator *eta* para a determinação de CTOD baseando-se em curvas de carga P vs. CMOD e dados do material HS;

- r_{p-LS} - fator rotacional plástico para a determinação de CTOD baseando-se em curvas de carga P vs. CMOD e dados do material LS e;
- r_{p-HS} - fator rotacional plástico para a determinação de CTOD baseando-se em curvas de carga P vs. CMOD e dados do material HS.

Figura 7.2 – Procedimento de determinação numérica de parâmetros η e r_p utilizados na avaliação experimental de integral J e CTOD em espécimes soldados com trinca na interface bimaterial (p.ex., região de ZTA). O índice k representa CMOD (V) ou LLD.

Para que os procedimentos descritos representem uma metodologia robusta, porém, deve ser avaliada a estabilidade dos fatores η e r_p ao longo do carregamento, assim como deve ser estabelecido um critério para os níveis de carga nos quais serão tomados valores representativos destes fatores. Para baixos valores de carregamento, a área plástica é da ordem de grandeza da área elástica desenvolvida, e os fatores η e

r_p são bastante afetados por isto. A Fig. 7.3 apresenta a evolução de fatores plásticos η_J^{CMOD} e fatores r_p ao longo do carregamento para casos representativos de espécimes SE(B). O fenômeno é muito similar para CTOD e também para curvas baseadas em LLD. Nota-se que os fatores obtidos variam fortemente para baixos carregamentos, porém atingem um platô quando $A_{pl} \gg A_{el}$. A tomada de valores representativos dos fatores então, é realizada da seguinte forma:

- Eliminam-se os valores obtidos na região de baixa deformação, para os quais $A_{pl} \leq 0,1 \cdot (A_{el} + A_{pl})$;
- Tomam-se os valores constituintes do platô para os quais $0,1 \cdot (A_{el} + A_{pl}) < A_{pl} < 0,99 \cdot (A_{el} + A_{pl})$.

Figura 7.3 - Variação dos fatores (a) η_J^{CMOD} e (b) r_p a partir de curvas P vs. CMOD para níveis crescentes de CMOD em espécimes SE(B) $n = 10$ com $a/W = 0,5$.

7.1.2 Modelos de Elementos Finitos

Para a condução das estimações de η e r_p propostas, foi desenvolvida uma extensa matriz de análise envolvendo espécimes SE(B) 1-T ($B = 25,4$ mm) com geometria convencional $S/W = 4$ e $W = 2 \cdot B$. Foram simulados espécimes

homogêneos, bímateriais com trinca no centro do cordão de solda e bímateriais com trinca interfacial (vide Fig. 7.4). Todos os modelos foram construídos em estado plano de deformações (com uma camada de elementos 3-D de espessura unitária com deslocamentos $w = 0$ – relativos ao eixo z , vide Fig. 7.4 – para simular estado plano de deformações) e com malha focal e altamente refinada nas proximidades do defeito. A ponta da trinca é descrita em todos os casos por um raio inicial $\rho_0 = 2,5 \mu\text{m}$ (0,0025 mm).

A Fig. 7.5 apresenta modelos de elementos finitos típicos para cada caso apresentado pela Fig. 7.4. Nota-se que espécimes cuja resposta estrutural é simétrica em relação ao plano da trinca permitem o uso de simetria longitudinal e requerem somente metade do modelo. Os corpos-de-prova com trincas interfaciais, por sua vez, têm de ser simulados na íntegra. Uma metade simétrica de um corpo-de-prova SE(B) apresenta aproximadamente 1400 elementos 3-D de 8 nós (totalizando ~ 2700 nós). Todos os demais espécimes apresentam características muito similares. Todos os modelos que envolvem juntas bímateriais são elaborados como interfaces MB/MS sem a consideração da presença de região de transição, como por exemplo a presença de ZTA. Tal aproximação não altera (de forma relevante) a resposta estrutural do sistema e garante eficiência computacional, como demonstram trabalhos de Kirk e Dodds [19]. Adicionalmente, a solicitação de todos os modelos é realizada por meio de incrementos de deslocamento, o que garante melhoras substanciais na convergência numérica ao longo do carregamento.

Figura 7.4 - Ilustração dos 3 tipos de SE(B) com suas respectivas dimensões principais (SE(B) 1-T). Espécime (a) homogêneo, (b) bimaterial com trinca central e (c) bimaterial com trinca interfacial.

Figura 7.5 - Modelos correspondentes aos espécimes SE(B) $a/W = 0,5$ ilustrados pela Fig. 7.4. (a) Modelo simétrico homogêneo, (b) modelo bimaterial simétrico com trinca no centro do cordão de solda e (c) modelo bimaterial completo com trinca interfacial (resposta assimétrica exige modelagem completa).

7.1.3 Código de Elementos Finitos

O código de elementos finitos WARP3D [120] fornece a solução numérica para todas as análises em estado plano de deformações aqui descritas. Tal código incorpora modelo constitutivo de Mises (J_2) tanto para teoria de pequenas como grandes deformações. A determinação da integral J decorre de um procedimento numérico de integração de domínio [121], o qual conduz a valores de J em excelente acordo com métodos de determinação baseados em fatores η para plasticidade de deformações [23] enquanto, ao mesmo tempo, apresenta forte independência do caminho de integração para domínios definidos fora da zona altamente deformada próxima da ponta da trinca. A determinação do CTOD segue os procedimentos de CTOD tangente (para calibração de fatores r_p) e 90° (para calibração de fatores η) [23] em relação aos flancos deformados e foi realizada por meio de rotinas dedicadas especialmente programadas pelo autor em linguagem FORTRAN F90.

7.1.4 Modelos Constitutivos dos Materiais Considerados

A determinação dos fatores η e r_p exige soluções não-lineares de elementos finitos que incluam o efeito do trabalho plástico sobre J (e seu equivalente δ) e sobre a resposta carga-deslocamento. As análises utilizam modelos constitutivos elasto-plásticos obedecendo a teoria de plasticidade incremental (J_2) sob pequenas deformações e critério de von Mises. O comportamento tensão vs. deformação adotado para os materiais utilizados nas análises obedece a um modelo elasto-plástico na forma

$$\varepsilon = \frac{\tilde{\sigma}}{E}, \quad \varepsilon < \varepsilon_{ys} \quad \frac{\varepsilon}{\varepsilon_{ys}} = \left(\frac{\tilde{\sigma}}{\sigma_{ys}} \right)^n, \quad \varepsilon \geq \varepsilon_0 \quad (7.1)$$

onde n é o expoente de encruamento do material, $\tilde{\sigma}$ representa tensão verdadeira e σ_0 e ε_0 representam a tensão e deformação de escoamento (0.2% *offset*).

As propriedades mecânicas aplicadas nas análises consideram características típicas de aços estruturais ferríticos (por exemplo, para vasos de pressão) com $E = 206 \text{ GPa}$ e $\nu = 0,3$. A Tab. (7.1) apresenta as propriedades dos materiais utilizados nos modelos SE(B) homogêneos, enquanto a Tab. (7.2) apresenta as propriedades dos diversos materiais constituintes das diferentes condições de DMS consideradas para os espécimes bimetálicos. Para todos estes, o material com $n = 10$ e $E / \sigma_0 = 500$ (encruamento moderado) foi utilizado como metal de base (MB) por ser tipicamente representativo da classe de aços estruturais de interesse (vide Tab. (7.2)).

Tabela 7.1 - Propriedades dos materiais empregados nas análises de espécimes SE(B) homogêneos.

σ_0 (MPa)	n
257	5
412	10
687	20

Tabela 7.2 - Propriedades dos materiais empregados nas análises de espécimes SE(B) bimetálicos.

Nível de DMS (<i>Mismatch</i>) - M_L	MS		MB	
	σ_0 (MPa)	n	σ_0 (MPa)	n
40% <i>Undermatch</i> - $M_L = 0,6$	247	4,7	412	10
20% <i>Undermatch</i> - $M_L = 0,8$	330	7,3	412	10
<i>Evenmatch</i> - $M_L = 1,0$	412	10	412	10
20% <i>Overmatch</i> - $M_L = 1,2$	494	12,8	412	10
50% <i>Overmatch</i> - $M_L = 1,5$	618	17,4	412	10
100% <i>Overmatch</i> - $M_L = 2,0$	824	25,5	412	10

Com o objetivo de comparar os modelos constitutivos adotados para os modelos numéricos com o comportamento mecânico real de materiais estruturais, a Fig. 7.6 apresenta a curva tensão verdadeira vs. deformação logarítmica para o modelo constitutivo adotado para $M_L = 1,5$ ($n = 17,4$ – vide Tab. (7.2)) e a curva real ensaiada pelo autor de um aço ASTM A516 soldado com eletrodo E8018G (resultados adicionais e detalhes serão apresentados na seção 8), cujas propriedades de escoamento são similares. Nota-se que, embora o material real apresente patamar de escoamento, sua

capacidade de encruamento é adequadamente representada pelo modelo adotado e, além disto, as energias absorvidas sob as curvas são (comparativamente à área total) também essencialmente similares.

Figura 7.6 – Comparação entre curvas de tensão verdadeira vs. deformação logarítmica relativas ao modelo adotado para aço estrutural com $n = 17,4$ e $E/\sigma_0 = 333,3$ e para o aço ASTM A516 soldado com eletrodo E8018G ensaiado pelo autor.

Adicionalmente, a determinação do CTOD exige dados de tensão limite de resistência σ_{uts} para a obtenção de σ_{flow} . Assim, para cada especificação de propriedades de material, σ_{uts} é estimada utilizando-se a seguinte relação proposta por procedimentos correntes (p.ex., API 579) para aços estruturais ferríticos [10][23]:

$$\sigma_{uts} = \sigma_{ys} \cdot \left[\frac{(500 \cdot N)^N}{\exp(N)} \right] \quad (7.2)$$

onde $N = 1/n$. A comparação dos valores estimados pela Eq. (7.2) com valores reais selecionados de ensaios de tração conduzidos pelo autor em juntas dissimilares de interesse apresentam desvios na faixa de 5% a 27%. Embora tal faixa envolva alguns desvios isolados de maior relevância, dentro do contexto do presente trabalho a

formulação apresentada é adotada como representativa de toda a classe de aços estruturais ferríticos de interesse e se justifica pelo elevado grau de abrangência [10][11].

7.1.5 Matriz de Análise Desenvolvida

As Tabs. (7.3) a (7.5) apresentam as matrizes de análise desenvolvidas respectivamente para espécimes SE(B) homogêneos, SE(B) bimateriais com trinca no centro do cordão de solda e SE(B) bimateriais com trinca na interface MB/MS (representativos de uma condição de trinca na ZTA). Fica clara a grande abrangência das análises em termos de profundidades relativas de trincas, propriedades de materiais, níveis de DMS e características dos cordões de solda.

Tabela 7.3 - Matriz de análise desenvolvida para espécimes SE(B) homogêneos.

a / W	n	<u>42 Modelos</u>
0,05	5; 10; 20	
0,10		
0,15		
0,20		
0,25		
0,30		
0,35		
0,40		
0,45		
0,50		
0,55		
0,60		
0,65		
0,70		

Tabela 7.4 - Matriz de análise desenvolvida para espécimes SE(B) bimateriais com trinca no centro do cordão de solda.

a / W	M_L	h (mm)	<u>252 Modelos</u>
0,10	0,6; 0,8; 1,0; 1,2; 1,5; 2,0	5; 7,5; 10; 12,5; 15; 20	
0,15			
0,20			
0,25			
0,30			
0,50			
0.70			

Tabela 7.5 - Matriz de análise desenvolvida para espécimes SE(B) bimateriais com trinca interfacial.

a / W	M_L	h (mm)	<u>147 Modelos</u>
0,10	0,6; 0,8; 1,0; 1,2; 1,5; 2,0	5; 10; 15; 20	
0,15			
0,20			
0,25			
0,30			
0,50			
0.70			

Todas as atividades e critérios para a tomada dos resultados dos modelos numéricos seguem os procedimentos de processamento e pós-processamento de dados já descritos. As seções seguintes apresentam os principais resultados selecionados (resultados completos podem ser encontrados no Apêndice BB). Os resultados são apresentados de forma gráfica e funcional, sendo que os ajustes das funções são representados por polinômios multivariáveis (com respectivos coeficientes de múltipla correlação) obtidos por meio de rotina programada pelo autor em linguagem MATLAB segundo a formulação do método dos mínimos quadrados descrita em [122].

7.2 Fatores Eta (η)

7.2.1 Espécimes Homogêneos

As Figs. 7.7 a 7.9 apresentam os fatores plásticos η obtidos para espécimes SE(B) homogêneos. A Fig. 7.7 apresenta os fatores η_{δ}^{CMOD} utilizados para a determinação de CTOD (δ) a partir de curvas P vs. CMOD. As Figs. 7.8 e 7.9, por sua vez, apresentam os fatores utilizados na determinação de integral J a partir de curvas P vs. CMOD (η_J^{CMOD}) e P vs. LLD (η_J^{LLD}) respectivamente. Nota-se que todas as computações abrangem uma extensa variedade de profundidades relativas de trinca e propriedades de material. Alguns poucos resultados para comparação podem ser encontrados na literatura, por exemplo no trabalho de Kirk e Dodds [19]. Adicionalmente, as Eqs. (7.3) a (7.5) apresentam regressões polinomiais multivariáveis (desenvolvidas pelo método dos mínimos quadrados) de grande aderência e que permitem a determinação acurada e sistemática dos fatores graficamente apresentados. Junto às equações, encontram-se as faixas ideais de aplicação das mesmas e seus coeficientes de múltipla correlação.

Figura 7.7 - Fatores η_{δ}^{CMOD} utilizados para a determinação do CTOD (δ) a partir de curvas P vs. CMOD. Conforme Eq. (7.3).

Figura 7.8 - Fatores η_J^{CMOD} utilizados para a determinação da integral J a partir de curvas P vs. $CMOD$. Conforme Eq. (7.4).

Figura 7.9 - Fatores η_J^{LLD} utilizados para a determinação da integral J a partir de curvas P vs. LLD . Conforme Eq. (7.5).

$$\eta_{\delta}^{CMOD} = 1,233 - 1,8377 \cdot \left(\frac{a}{W}\right) + 0,1546 \cdot n + 1,0232 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^2 - 0,0038 \cdot n^2 - 0,0536 \cdot \left(\frac{a}{W}\right) \cdot n$$

$$\left(0,05 \leq \frac{a}{W} \leq 0,7 ; 5 \leq n \leq 20\right) ; R^2 = 0,995 \quad (7.3)$$

$$\eta_J^{CMOD} = 3,6496 - 2,111 \cdot \left(\frac{a}{W}\right) + 0,341 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^2$$

$$\left(0,15 \leq \frac{a}{W} \leq 0,7\right) ; R^2 = 0,990 \quad (7.4)$$

$$\eta_J^{LLD} = 0,0847 + 8,8308 \cdot \left(\frac{a}{W}\right) + 0,0468 \cdot n - 7,0724 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^2 - 0,0012 \cdot n^2 - 0,0214 \cdot \left(\frac{a}{W}\right) \cdot n$$

$$\left(0,05 \leq \frac{a}{W} \leq 0,15 ; 5 \leq n \leq 20\right) ; R^2 = 0,999 \quad (7.5)$$

7.2.2 Espécimes com Trinca no Centro do Cordão de Solda

As Figs. 7.10 a 7.12 apresentam os diversos fatores plásticos η obtidos para espécimes SE(B) bimateriais com trinca no centro do cordão de solda. A Fig. 7.10 apresenta os fatores utilizados para a determinação de CTOD (δ) a partir de curvas P vs. CMOD. As Figs. 7.11 e 7.12, por sua vez, apresentam os fatores utilizados na determinação de integral J a partir de curvas P vs. CMOD e P vs. LLD respectivamente. Cada uma das figuras apresenta os fatores determinados para três larguras de cordão de solda ($h = 5, 10$ e 20 mm). Valores intermediários podem ser encontrados de forma gráfica e funcional no Apêndice BB. Adicionalmente, a Eq. (7.6) apresenta o polinômio base utilizado para a elaboração de regressões polinomiais multivariáveis, e é

complementada pela Tab. (7.6), na qual são fornecidos os coeficientes a serem utilizados para a determinação do fator de interesse, assim como os respectivos coeficientes de múltipla correlação. Todos os valores apresentados devem ser aplicados com as propriedades constitutivas do material no qual a trinca está imersa (no caso MS).

Fatores η_{δ}^{CMOD}

Figura 7.10 - Fatores η_{δ}^{CMOD} utilizados para a determinação de CTOD (δ) a partir de curvas P vs. CMOD em espécimes SE(B) bimateriais com trinca central à solda e cordão de largura (a) 5 mm, (b) 10 mm e (c) 20 mm. Tais resultados são apresentados na forma funcional pela Eq. (7.6) complementada pela tabela de mesma numeração.

Fatores η_J^{CMOD}

Figura 7.11 - Fatores η_J^{CMOD} utilizados para a determinação de J a partir de curvas P vs. CMOD em espécimes SE(B) bimateriais com trinca central à solda e cordão de largura (a) 5 mm, (b) 10 mm e (c) 20 mm. Tais resultados são apresentados na forma funcional pela Eq. (7.6) complementada pela tabela de mesma numeração.

Fatores η_J^{LLD}

Figura 7.12 - Fatores η_J^{LLD} utilizados para a determinação de J a partir de curvas P vs. LLD em espécimes SE(B) bimateriais com trinca central à solda e cordão de largura (a) 5 mm, (b) 10 mm e (c) 20 mm. Tais resultados são apresentados na forma funcional pela Eq. (7.6) complementada pela tabela de mesma numeração.

$$\begin{aligned}
\eta = & c_1 + c_2 \cdot h + c_3 \cdot M_L + c_4 \cdot \left(\frac{a}{W}\right) + c_5 \cdot h^2 + c_6 \cdot M_L^2 + c_7 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^2 + c_8 \cdot h \cdot M_L + \dots \\
& c_9 \cdot h \cdot \left(\frac{a}{W}\right) + c_{10} \cdot M_L \cdot \left(\frac{a}{W}\right) + c_{11} \cdot h^3 + c_{12} \cdot M_L^3 + c_{13} \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^3 + c_{14} \cdot h^2 \cdot M_L + \dots \\
& c_{15} \cdot h^2 \cdot \left(\frac{a}{W}\right) + c_{16} \cdot h \cdot M_L \cdot \left(\frac{a}{W}\right) + c_{17} \cdot h \cdot M_L^2 + c_{18} \cdot h \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^2 + c_{19} \cdot M_L^2 \cdot \left(\frac{a}{W}\right) + \dots \\
& c_{20} \cdot M_L \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^2 \\
& \left(0,1 \leq \frac{a}{W} \leq 0,7 ; 0,6 \leq M_L \leq 2; 5 \leq h \leq 20\right)
\end{aligned} \tag{7.6}$$

Tabela 7.6 - Coeficientes para aplicação no polinômio de regressão múltipla (Eq. (7.6)) e respectivos coeficientes de múltipla correlação. Fatores para determinação de CTOD e J em espécimes SE(B) com trincas no centro do cordão de solda.

Coeficiente\Fator	η_{δ}^{CMOD}	η_J^{CMOD}	η_J^{LLD}
C ₁	0,6518288	2,5700383	-0,0005096
C ₂	-0,0060217	0,0254122	0,0251088
C ₃	1,9654066	1,1399230	0,9152551
C ₄	-0,2475176	5,3826811	10,4565818
C ₅	0,0013735	0,0021238	-0,0000744
C ₆	-0,4420913	-0,8922240	-0,5525923
C ₇	-2,4991808	-13,7780323	-19,4652049
C ₈	0,0047313	-0,0202847	-0,0110294
C ₉	-0,0309865	-0,2086206	-0,1022076
C ₁₀	0,1053626	-0,9877487	-1,0002443
C ₁₁	-0,0000592	-0,0001019	-0,0000237
C ₁₂	0,0931013	0,2488210	0,1358980
C ₁₃	3,1026583	7,4727397	12,1159208
C ₁₄	0,0008427	0,0004330	0,0003148
C ₁₅	0,0003715	0,0034870	0,0020454
C ₁₆	-0,0222207	0,0225180	0,0269119
C ₁₇	-0,0193036	-0,0057783	-0,0066306
C ₁₈	0,0536774	0,1337867	0,0395236
C ₁₉	0,2708860	-0,2395217	0,0235499
C ₂₀	-1,7015723	1,7013399	0,6040103
R ²	0,994	0,971	0,990

7.2.3 Espécimes com Trinca Interfacial

Analogamente ao desenvolvido na seção 7.2.2, as Figs. 7.13 a 7.16 da presente seção apresentam os diversos fatores plásticos η obtidos para espécimes SE(B) bimateriais agora com trinca interfacial (localizada, por exemplo, nas proximidades da ZTA, região com interface MB/MS). Os procedimentos numéricos e de tratamento de dados são análogos, porém, como já discutido anteriormente, o fator η_{δ}^{CMOD} é dependente das propriedades de material consideradas, por se tratar de uma interface. Foram então determinados fatores $\eta_{\delta-LS}^{CMOD}$ e $\eta_{\delta-HS}^{CMOD}$ e cabe ao analista selecionar as propriedades de material a usar na formulação, respectivamente *LS* (*Lower Strength*) ou *HS* (*Higher Strength*). Tal postura fornece desejável flexibilidade de aplicação dos fatores e permite a seleção das propriedades de material disponíveis em maior abundância e/ou qualidade. Os fatores para determinação de J são independentes de tais propriedades (adotando-se mesmo módulo de elasticidade E) e são, portanto, apresentados como nas seções anteriores. Cada uma das figuras apresenta os fatores calibrados para três larguras de cordão de solda ($h = 5, 10$ e 20 mm), sendo que valores intermediários complementares podem ser encontrados no Apêndice BB. A Tab. (7.7) complementa os resultados gráficos com os coeficientes (para o caso de trincas interfaciais) aplicáveis à Eq. (7.6) já apresentada.

Fatores $\eta_{\delta-LS}^{CMOD}$

Figura 7.13 - Fatores $\eta_{\delta-LS}^{CMOD}$ utilizados para a determinação de CTOD (δ) a partir de curvas P vs. CMOD em espécimes SE(B) bimateriais com trinca interfacial e cordão de largura (a) 5 mm, (b) 10 mm e (c) 20 mm. Fatores para uso das propriedades do material menos resistente -LS (Lower Strength). Tais resultados são apresentados na forma funcional pela Eq. (7.6) complementada pela Tab. (7.7).

Fatores $\eta_{\delta-HS}^{CMOD}$

Figura 7.14 - Fatores $\eta_{\delta-HS}^{CMOD}$ utilizados para a determinação de CTOD (δ) a partir de curvas P vs. CMOD em espécimes SE(B) bimateriais com trinca interfacial e cordão de largura (a) 5 mm, (b) 10 mm e (c) 20 mm. Fatores para uso das propriedades do material mais resistente - HS (Higher Strength). Tais resultados são apresentados na forma funcional pela Eq. (7.6) complementada pela Tab. (7.7).

Fatores η_J^{CMOD}

Figura 7.15 - Fatores η_J^{CMOD} utilizados para a determinação de J a partir de curvas P vs. CMOD em espécimes SE(B) bimateriais com trinca interfacial e cordão de largura (a) 5 mm, (b) 10 mm e (c) 20 mm. Tais resultados são apresentados na forma funcional pela Eq. (7.6) complementada pela Tab. (7.7).

Fatores η_J^{LLD}

Figura 7.16 - Fatores η_J^{LLD} utilizados para a determinação de J a partir de curvas P vs. LLD em espécimes SE(B) bimateriais com trinca interfacial e cordão de largura (a) 5 mm, (b) 10 mm e (c) 20 mm. Tais resultados são apresentados na forma funcional pela Eq. (7.6) complementada pela Tab. (7.7).

Tabela 7.7 - Coeficientes para aplicação no polinômio de regressão múltipla (Eq. (7.6)) e respectivos coeficientes de múltipla correlação. Fatores para determinação de CTOD e J em espécimes SE(B) com trincas na interface MB/MS do cordão de solda.

Coeficiente\Fator	$\eta_{\delta-LS}^{CMOD}$	$\eta_{\delta-HS}^{CMOD}$	η_J^{CMOD}	η_J^{LLD}
C ₁	-0,3959720	2,4747380	3,2762361	0,4131015
C ₂	-0,0084844	0,0201515	-0,0055070	0,0037673
C ₃	5,6541197	-1,2320384	0,1086222	0,4111816
C ₄	-0,2904171	-0,7870968	1,9879151	8,8374474
C ₅	0,0014806	-0,0002847	0,0003795	-0,0000376
C ₆	-3,7897609	1,2232233	-0,3824794	-0,3514148
C ₇	-2,1354178	-3,5204148	-10,2792903	-18,2246590
C ₈	-0,0262746	-0,0249524	-0,0059192	-0,0104310
C ₉	0,0145188	0,0010447	0,0271162	0,0198759
C ₁₀	-0,9635824	0,7782516	0,9855348	0,0093026
C ₁₁	-0,0000358	-0,0000090	-0,0000156	-0,0000031
C ₁₂	0,7807446	-0,1607485	0,1258301	0,0927168
C ₁₃	2,4135152	3,7572064	7,6367778	11,8827786
C ₁₄	0,0001336	0,0004472	0,0003011	0,0002567
C ₁₅	-0,0003761	-0,0000043	-0,0005776	-0,0005218
C ₁₆	-0,0035991	-0,0041378	0,0076746	0,0025560
C ₁₇	0,0095587	0,0058153	-0,0006669	0,0016572
C ₁₈	0,0011664	0,0033578	-0,0246620	-0,0123879
C ₁₉	0,5311948	-0,2870099	-0,1459565	-0,0417288
C ₂₀	-0,5225915	-0,7894996	-0,6947008	0,0445693
R ²	0,993	0,995	0,989	0,996

7.3 Fatores Rotacionais Plásticos (r_p)

7.3.1 Espécimes Homogêneos

A Fig. 7.17 apresenta os fatores r_p estimados para espécimes SE(B) homogêneos visando a determinação de CTOD (δ) a partir de curvas P vs. CMOD. A calibração abrange uma extensa variedade de profundidades relativas de trinca e propriedades de material. Adicionalmente, as Eqs. (7.7 a 7.9) apresentam regressões polinomiais de grande aderência que permitem a determinação acurada e sistemática dos fatores graficamente apresentados. Junto às mesmas equações encontram-se as faixas ideais de aplicação das mesmas e seus coeficientes de correlação. Infelizmente, para o presente caso, a aderência de uma regressão múltipla não se mostrou satisfatória ($R^2 = 0,85$) e optou-se por três regressões, uma para cada valor de n , as quais apresentaram melhoria significativa na aderência aos resultados, com coeficientes de correlação próximos da unidade.

Figura 7.17 - Fatores r_p utilizados para a determinação de CTOD (δ) a partir de curvas P vs. CMOD. Conforme Eqs. (7.7) a (7.9).

$$r_p = 0,0643 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^4 + 2,4367 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^3 - 4,3153 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^2 + 2,3958 \cdot \left(\frac{a}{W}\right) - 0,0185$$

$$\left(0,05 \leq \frac{a}{W} \leq 0,7 ; n = 05\right) ; R^2 = 0,999 \quad (7.7)$$

$$r_p = -13,072 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^4 + 25,338 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^3 - 17,789 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^2 + 5,1608 \cdot \left(\frac{a}{W}\right) - 0,0463$$

$$\left(0,05 \leq \frac{a}{W} \leq 0,7 ; n = 10\right) ; R^2 = 0,997 \quad (7.8)$$

$$r_p = 28,31 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^5 - 73,702 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^4 + 73,153 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^3 - 34,215 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^2 + 7,1846 \cdot \left(\frac{a}{W}\right) - 0,0052$$

$$\left(0,05 \leq \frac{a}{W} \leq 0,7 ; n = 20\right) ; R^2 = 0,998 \quad (7.9)$$

7.3.2 Espécimes com Trinca no Centro do Cordão de Solda

A Fig. 7.18 apresenta os fatores rotacionais plásticos r_p estimados para a determinação de CTOD (δ) a partir de curvas P vs. CMOD em espécimes SE(B) bimateriais com trinca no centro do cordão de solda. A Tab. (7.8) complementa os resultados gráficos com os coeficientes (para o caso de trincas centrais ao cordão) aplicáveis à Eq. (7.10) apresentada na sequência. Assim como realizado para os fatores η , resultados selecionados são apresentados na presente seção e um compêndio completo pode ser encontrado no Apêndice BB.

Fatores r_p

Figura 7.18 - Fatores r_p utilizados para a determinação de δ a partir de curvas P vs. CMOD em espécimes SE(B) bimateriais com trinca central ao metal de solda e cordão de largura (a) 5 mm, (b) 10 mm e (c) 20 mm. Tais resultados são apresentados na forma funcional pela Eq. (7.10) complementada pela Tab. (7.8).

$$\begin{aligned}
r_p = & c_1 + c_2 \cdot h + c_3 \cdot M_L + c_4 \cdot \left(\frac{a}{W}\right) + c_5 \cdot h^2 + c_6 \cdot M_L^2 + c_7 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^2 + c_8 \cdot h \cdot M_L + \dots \\
& c_9 \cdot h \cdot \left(\frac{a}{W}\right) + c_{10} \cdot M_L \cdot \left(\frac{a}{W}\right) + c_{11} \cdot h^3 + c_{12} \cdot M_L^3 + c_{13} \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^3 + c_{14} \cdot h^2 \cdot M_L + \dots \\
& c_{15} \cdot h^2 \cdot \left(\frac{a}{W}\right) + c_{16} \cdot h \cdot M_L \cdot \left(\frac{a}{W}\right) + c_{17} \cdot h \cdot M_L^2 + c_{18} \cdot h \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^2 + c_{19} \cdot M_L^2 \cdot \left(\frac{a}{W}\right) + \dots \\
& c_{20} \cdot M_L \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^2 \\
& \left(0,1 \leq \frac{a}{W} \leq 0,7 ; 0,6 \leq M_L \leq 2 ; 5 \leq h \leq 20 \right)
\end{aligned} \tag{7.10}$$

Tabela 7.8 - Coeficientes para aplicação no polinômio de regressão múltipla (Eq. (7.10)) para a determinação de r_p e respectivos coeficientes de múltipla correlação. Fatores para determinação de CTOD em espécimes SE(B) com trincas no centro do cordão de solda.

Coeficiente\Fator	r_p
C ₁	-0.3341170
C ₂	-0.0084117
C ₃	1.2020564
C ₄	2.6187064
C ₅	0.0005759
C ₆	-0.8702290
C ₇	-5.7483654
C ₈	-0.0035236
C ₉	0.0127242
C ₁₀	-0.2861610
C ₁₁	-0.0000106
C ₁₂	0.1725146
C ₁₃	4.0919542
C ₁₄	0.0001468
C ₁₅	-0.0005979
C ₁₆	-0.0037171
C ₁₇	-0.0001362
C ₁₈	0.0084046
C ₁₉	0.3190343
C ₂₀	-0.3829707
R ²	0,931

7.3.3 Espécimes com Trinca Interfacial

Assim como ocorre para alguns fatores η utilizados em espécimes bimateriais, os fatores r_p têm sua determinação numérica dependente das propriedades do material utilizado nos cálculos (vide fração elástica da formulação do modelo da rótula plástica (Eq. (3.25)). Dessa maneira, para o caso de trincas interfaciais, foram obtidos fatores rotacionais para uso tanto com as propriedades do material menos resistente (LS) como do mais resistente (HS) da interface. Assim, as Figs. 7.19 e 7.20 apresentam os fatores rotacionais plásticos r_{p-LS} e r_{p-HS} para a determinação de CTOD (δ) a partir de curvas P vs. $CMOD$ em espécimes SE(B) bimateriais com trinca interfacial. A Tab. (7.9) complementa os resultados gráficos com os coeficientes (para o caso de trincas interfaciais ao cordão) aplicáveis à Eq. (7.10) já apresentada. Assim como realizado para os fatores η , resultados selecionados são apresentados na presente seção e um compêndio completo pode ser encontrado no Apêndice BB.

Fatores r_{p-LS}

Figura 7.19 - Fatores r_{p-LS} utilizados para a determinação de CTOD (δ) a partir de curvas P vs. CMOD em espécimes SE(B) bimateriais com trinca interfacial e cordão de largura (a) 5 mm, (b) 10 mm e (c) 20 mm. Fatores para uso das propriedades do material menos resistente -LS (Lower Strength). Tais resultados são apresentados na forma funcional pela Eq. (7.10) complementada pela Tab. (7.9).

Fatores r_{p-HS}

Figura 7.20 - Fatores r_{p-HS} utilizados para a determinação de CTOD (δ) a partir de curvas P vs. CMOD em espécimes SE(B) bimateriais com trinca interfacial e cordão de largura (a) 5 mm, (b) 10 mm e (c) 20 mm. Fatores para uso das propriedades do material menos resistente - HS (Higher Strength). Tais resultados são apresentados na forma funcional pela Eq. (7.10) complementada pela Tab. (7.9).

Tabela 7.9 - Coeficientes para aplicação no polinômio de regressão múltipla (Eq. (7.10)) e respectivos coeficientes de múltipla correlação. Fatores para determinação de CTOD em espécimes SE(B) com trincas na interface MB/MS do cordão de solda.

Coeficiente\Fator	r_{p-LS}	r_{p-HS}
C ₁	-0.2355126	0.0231918
C ₂	-0.0051306	-0.0047120
C ₃	0.8996706	0.2803344
C ₄	2.8485944	2.9733758
C ₅	0.0000450	-0.0000464
C ₆	-0.6967884	-0.2642082
C ₇	-6.3063345	-6.9331754
C ₈	0.0089388	0.0112274
C ₉	-0.0040407	-0.0063194
C ₁₀	-0.2995887	-0.1354527
C ₁₁	-0.0000029	-0.0000015
C ₁₂	0.1492845	0.0553726
C ₁₃	4.3480323	4.8209422
C ₁₄	-0.0000702	-0.0000890
C ₁₅	0.0002344	0.0003347
C ₁₆	-0.0107805	-0.0127068
C ₁₇	-0.0003386	-0.0005633
C ₁₈	0.0110486	0.0126377
C ₁₉	0.1776816	0.1198147
C ₂₀	-0.0026664	0.0009694
R ²	0,920	0,900

7.4 Sensibilidade de Fatores η e r_p à DMS

Para o caso de trincas no centro do cordão de solda, a Fig. 7.10 deixa clara a forte sensibilidade dos fatores η_{δ}^{CMOD} tanto em relação à profundidade relativa de trinca como em relação ao nível de DMS. Por exemplo, para um espécime com $a/W = 0,3$, $h = 10$ mm e $M_L = 1,5$, o fator η_{δ}^{CMOD} é de 2,45 contra 1,85 para o respectivo caso *evenmatch* (diferença de 32,4%). A sensibilidade do mesmo fator à largura do cordão é

menos marcante para *undermatch* e níveis de *overmatch* de até 20%. Acima de tal valor, porém, a largura do cordão de solda influencia fortemente nos fatores η_{δ}^{CMOD} , principalmente em espécimes de trinca rasa e cordões esbeltos.

A Fig. 7.11 apresenta os resultados calibrados para os fatores η_J^{CMOD} também para trincas no centro do cordão e fica evidente a sensibilidade destes em relação à profundidade relativa de trinca e nível de DMS (este último mais marcante para cordões largos). Por exemplo, para um espécime com $a/W = 0,3$, $h = 20$ mm e $M_L = 1,5$, o fator η_J^{CMOD} é de 2,82 contra 3,30 para o respectivo caso *evenmatch* (diferença de 15%). Nitidamente maiores valores de DMS, assim como maiores larguras do cordão de solda conduzem a menores valores do fator η_J^{CMOD} , como resultado direto do desvio de maior parcela das deformações para os materiais menos resistentes, o que tende a reduzir a força motriz de trinca (representada aqui pela integral J).

A Fig. 7.12 apresenta os resultados calibrados para os fatores η_J^{LLD} também para trincas no centro do cordão de solda e nota-se que existe grande sensibilidade à profundidade de trinca (principalmente para trincas rasas). Também são marcantes as variações deste fator em função do nível de DMS, especialmente para cordões largos ($h \geq 10$ mm). Por exemplo, para um espécime com $a/W = 0,3$, $h = 20$ mm e $M_L = 1,5$, o fator η_J^{LLD} é de 1,70 contra 1,90 para o respectivo caso *evenmatch* (diferença de 11%). Assim como para os fatores η_J^{CMOD} , os fatores η_J^{LLD} mostram-se decrescentes para valores crescentes de DMS.

Por fim em relação a trincas no centro do cordão, a Fig. 7.18 demonstra grande sensibilidade geral de r_p em função da profundidade de trinca e do nível de DMS, porém exclusivamente para trincas rasas ($a/W < 0,4$). A influência da largura do cordão de solda é menos significativa e para trincas profundas os fatores rotacionais se mostram praticamente insensíveis às variáveis estudadas. Por exemplo, para o caso especial de espécimes com trinca profunda (p.ex. $a/W = 0,5$), o fator r_p varia entre 0,42

e 0,46, muito próximo do valor estabelecido pela norma ASTM E1820 (0,44) e com calibrações pouco afetadas pela DMS e geometria da junta. Assim, presume-se que a aplicação do modelo da rótula plástica presente na ASTM E1820 para o caso específico de espécime soldado próximo de $a/W = 0,5$ fornece resultados aceitáveis. Qualquer alteração na geometria do espécime ou da trinca, porém, retoma níveis de erro bastante significativos (p.ex., para um espécime com $a/W = 0,15$, $h = 20$ mm e $M_L = 1,5$, o fator r_p é de 0,32 contra 0,43 para o respectivo caso *evenmatch* (diferença de 26%).

Para o caso de trincas interfaciais (p.ex. na ZTA), as Figs. 7.13 e 7.14 apresentam os fatores utilizados para a determinação de CTOD (δ) a partir de curvas P vs. CMOD, respectivamente para o uso das propriedades *LS* e *HS*. Em ambos os casos nota-se grande sensibilidade dos fatores à profundidade de trinca e ao grau de DMS, este último mais marcante se usadas as propriedades do metal mais resistente (*HS*). A dependência dos fatores em relação à largura do cordão de solda, porém, é praticamente negligenciável e demonstra que em casos de trincas interfaciais a dissimilaridade mecânica local da interface é a característica governante da resposta estrutural do sistema.

As Figs. 7.15 e 7.16, por sua vez, apresentam os fatores utilizados na determinação de integral J a partir de curvas P vs. CMOD e P vs. LLD respectivamente, também para trincas interfaciais. Em ambos os casos nota-se grande sensibilidade dos fatores à profundidade de trinca e em menor nível geral ao grau de DMS. Este último é mais marcante para trincas rasas nos fatores η_J^{CMOD} e trincas profundas nos η_J^{LLD} . A dependência dos fatores em relação à largura do cordão de solda, assim como ocorreu para o CTOD, é praticamente negligenciável e corrobora a impressão de que em casos de trincas interfaciais a dissimilaridade mecânica local da interface é a característica governante da resposta estrutural do sistema.

As Figs. 7.19 e 7.20, por fim, apresentam os fatores rotacionais plásticos para trincas interfaciais, respectivamente para o uso das propriedades *LS* e *HS*. Nota-se aí

grande sensibilidade de r_p em função da profundidade de trinca, principalmente para trincas rasas. O mesmo ocorre em relação ao nível de DMS. A influência da largura do cordão de solda, porém, é menos significativa. No geral, nota-se que para espécimes com trinca profunda (p.ex. $a/W = 0,5$), o fator r_p varia entre 0,41 e 0,46, muito próximo do valor estabelecido pela norma ASTM E1820 (0,44) e com estimações pouco afetadas pelo nível de DMS e geometria da junta. Nos demais casos de profundidade relativa de trinca, DMS e configuração da junta, os erros são bastante representativos e motivam fortemente a calibração desenvolvida.

No geral, fatores η e rotacionais para a determinação de tenacidade em espécimes interfaciais apresentaram menor sensibilidade comparativa às variáveis estudadas em relação às trincas imersas no cordão de solda. No geral, porém, os desvios encontrados chegam a 70-80% em relação à condição *evenmatch* em alguns casos de trincas rasas e elevados níveis de dissimilaridade (p.ex. fatores rotacionais para 100% *overmatch* e trincas rasas apresentados na Fig. 7.18(c)). Assim, o vasto compêndio de fatores disponibilizados permite uma grande ampliação do escopo de aplicação de normas correntes (como BS7448, ASTM E1820 e ASTM E1290) por fornecer fatores η e rotacionais aplicáveis a uma grande variedade de geometrias de trinca, propriedades de material, níveis de dissimilaridade mecânica (DMS – representado por M_L) e configurações de junta soldada.

8 – PROGRAMA EXPERIMENTAL

Foram conduzidos diversos ensaios experimentais de materiais homogêneos e soldados com o objetivo de caracterização do efeito da presença de juntas soldadas mecanicamente dissimilares sobre a resposta mecânica e, principalmente, sobre a resistência à fratura de materiais estruturais. Os ensaios servem de suporte para um maior entendimento fenomenológico dos efeitos da soldagem sobre materiais estruturais, ao mesmo tempo em que suportam as análises numéricas desenvolvidas possibilitando: i) verificação dos potenciais erros de determinação experimental de tenacidade utilizando os fatores η_f e r_p ; ii) verificação dos efeitos de DMS na tenacidade à fratura de aços estruturais; iii) verificação da variabilidade dos resultados de tenacidade obtidos em laboratório. Dados experimentais selecionados obtidos da literatura complementam os ensaios desenvolvidos e permitem a aplicação das propostas da presente tese na previsão de falha de soldas circunferenciais de dutos.

8.1 Materiais em Estudo

Todo o material ensaiado pelo autor foi retirado de chapas obtidas como doação das empresas Petróleo Brasileiro S.A. (Petrobras) e Metalúrgica Atlas S.A. Tais chapas eram constituídas de aços ferríticos de aplicação tipicamente estrutural, segundo normas ASTM A 387 GR11 (chapa de 21mm de espessura) e ASTM A 516 GR70 (chapa de 19mm de espessura), ambas em condição normalizada. As seções seguintes (8.2 a 8.5) detalham o procedimento experimental conduzido para estes dois aços, assim como para suas juntas soldadas dissimilares.

Adicionalmente, foram utilizados no presente trabalho resultados experimentais obtidos por Minami et al. [123][124], os quais reportam ensaios de espécimes SE(B) soldados de aço API X80, assim como ensaios de espécimes M(T) (representativos de juntas soldadas circunferenciais de dutos) constituídos do mesmo material. Os

respectivos detalhes e resultados são transcritos na seção 8.6 por questões de organização.

8.2 Confecção das Juntas Soldadas e Usinagem de Corpos-de-Prova

Todas as chapas foram quando necessário soldadas, usinadas e geraram uma grande quantidade de corpos-de-prova para ensaios mecânicos e caracterização micro e macroestrutural. Foram confeccionados 13 espécimes cilíndricos de tração, 87 espécimes de impacto Charpy, 92 espécimes SE(B), 7 amostras para micrografias e 3 para microdureza e macrografia. Tais números incluem tanto espécimes de metal de base como uma grande quantidade de espécimes de metal de solda e juntas bimateriais.

As chapas de Aço ASTM A387 GR11 foram obtidas já em sua condição soldada, e da mesma foram retirados espécimes de tração, Charpy e SE(B) tanto dos metais de base como dos metais de solda. As chapas de aço ASTM A516 GR70, por sua vez, foram obtidas em sua condição original. Parte da chapa sofreu usinagem para a retirada de corpos-de-prova do metal de base para a realização dos ensaios mecânicos e caracterização microestrutural. No material remanescente foram usinados chanfros em V e preparadas as geometrias adequadas para a posterior soldagem das juntas experimentais desejadas.

A Fig. 8.1(a) apresenta a geometria dos chanfros usinados, com ângulo de abertura de 55° , assim como altura de 2 mm e espaçamento de 4 mm da raiz utilizados igualmente para todas as juntas. A soldagem foi realizada por meio do processo de eletrodo revestido (SMAW) em múltiplos passes. Em 5 das 6 chapas soldadas foram utilizados 17 passes subseqüentes dispostos em 8 camadas, já incluindo 1 passe para a goivagem da raiz. A Fig. 8.1(b) apresenta a disposição de tais passes, assim como a ordem de execução dos mesmos. A sexta chapa, da qual foram retirados alguns dos

espécimes de maior dissimilaridade, diferiu das demais por precisar de passes extras de enchimento e dois passes para a goivagem da raiz, exigindo, portanto, 21 passes no total. A soldagem foi realizada na posição plana, com uma angulação inicial imposta às chapas de -9° para compensação de empenamento e temperatura de pré-aquecimento de 60°C para eliminação de umidade e maior estabilidade do processo de soldagem.

Foram desenvolvidas três juntas soldadas com eletrodos E8018-G e três com eletrodos E11018-G (doados e fabricados pela empresa Böehler Técnica de Soldagem Ltda.), o que configurou os diferentes graus de *overmatch* desejados. Os eletrodos utilizados apresentam diâmetro de 3,2mm e não foi utilizado fluxo adicional. A temperatura de interpasse foi mantida abaixo dos 200°C , foi utilizada corrente contínua (amperagem média de 140A e voltagem média de 21V), e a velocidade média de deposição foi de 150mm/min.

A Fig. 8.2 apresenta etapas de pré-angulação e pré-aquecimento das chapas para soldagem. A Fig. 8.3, por sua vez, apresenta uma das chapas soldadas com detalhes do topo e da raiz da solda. Nota-se a boa qualidade visual das soldas obtidas, sem identificação de falta de penetração ou trincas oriundas do processo. Adicionalmente, todas as chapas foram avaliadas com líquido penetrante e nenhum defeito superficial foi encontrado. Os procedimentos foram todos conduzidos com o apoio da estrutura da escola Senai Nadir Dias de Figueiredo de Osasco, e toda a documentação do processo pode ser encontrada no Apêndice AA.

Figura 8.1 - (a) Geometria dos chanfros usinados para a configuração das juntas de solda e (b) número e disposição dos múltiplos passes aplicados na soldagem do material em estudo. Medidas em mm.

Figura 8.2 - (a) Pré-angulação das chapas para evitar empenamentos e perda de material e (b) pré-aquecimento para melhor controle e execução da soldagem. Procedimentos conduzidos no laboratório de soldagem da escola Senai Nadir Dias de Figueiredo de Osasco.

Figura 8.3 - (a) Exemplo de chapa soldada com eletrodo E8018-G e detalhes (b) do topo do cordão de solda e (c) da raiz goivada do cordão. Nota-se a boa qualidade da solda e a inexistência de defeitos e falta de penetração.

Todos os corpos-de-prova foram extraídos de forma a caracterizar as propriedades no sentido de laminação das chapas estudadas, como ilustrado pela Fig. 8.4 para o caso de espécimes retirados do cordão de solda. Todos os espécimes voltados para a caracterização da solda, como de tração, assim como o posicionamento dos entalhes de espécimes de mecânica da fratura, foram realizados buscando-se o centro do cordão de solda, como ilustrado pela Fig. 8.5.

Figura 8.4 - (a) Ilustração de chapa soldada com posicionamento dos corpos-de-prova confeccionados. Posição de extração dos espécimes (b) de tração, (c) Charpy e (d) das amostras para macro e micrografias. Espécimes SE(B)s são posicionados como os Charpys.

Figura 8.5 - (a) Marcação de centro para retirada de CP de tração integralmente do cordão de solda e (b) marcação de entalhes de CPs SE(B) no centro dos cordões.

8.3 Ensaaios Conduzidos

Os ensaios experimentais foram todos conduzidos com o apoio da estrutura do Centro de Desenvolvimento de Materiais Metálicos (CDMatM) da FEI (Fundação Educacional Inaciana) de São Bernardo do Campo. Os respectivos procedimentos, assim como equipamentos utilizados e resultados obtidos são descritos na seqüência.

8.3.1 Ensaios de Tração

Os ensaios de tração tanto de metais de base (4 CPs de A387 e 5 CPs de A516) como dos diferentes metais de solda (3 CPs de A387 e 6 CPs de A516) obtidos foram conduzidos com espécimes de 6 mm de diâmetro útil segundo norma ASTM E8M [125] em equipamento universal de ensaios MTS servo-controlado com 250kN de capacidade (Fig. 8.6). Foram utilizados extensômetros de 25 mm, as dimensões foram tomadas com o auxílio de paquímetro digital de resolução 0,01mm e todos os experimentos foram conduzidos em temperatura ambiente.

Figura 8.6 - Máquina MTS servo controlada de 250 kN do Centro de Desenvolvimento de Materiais Metálicos (CDMatM) da FEI (Fundação Educacional Inaciana).

8.3.2 Ensaios de Impacto Charpy

Os ensaios de impacto *Charpy* foram conduzidos segundo norma ASTM E23 [126] em pêndulo de ensaios de impacto *Losenhausenwerk* (Fig. 8.7a) para um número mínimo de 3 espécimes para cada uma das sete condições de temperaturas (-196°C, -72°C, -27°C, 0°C, 22°C, 75°C e 150°C) conseguidas por meio de estufa ou combinações de gelo seco, álcool e nitrogênio líquido (Fig. 8.7b). Todos os espécimes *Charpy* tiveram o perfil de seus entalhes verificados com o auxílio de projetor de perfil Mitutoyo de resoluções linear 0,001mm e angular 0,01° e as fraturas foram fotografadas com o auxílio de lupa estereoscópica Olympus (Fig. 8.8).

Figura 8.7 - (a) Pêndulo de ensaio Charpy Losenhausenwerk e (b) estufa e caixa de resfriamento utilizadas.

Figura 8.8 – Lupa estereoscópica Olympus utilizada para a tomada de imagens de fraturas, macrografias e detalhes.

8.3.3 Perfis de Microdureza

As medições de microdureza *Vickers* foram realizadas em microdurômetro Shimadzu HMV-2 (Fig. 8.9) sobre as mesmas amostras utilizadas para as macrografias (no intuito de caracterizar claramente as características de cada região em particular), com carga de 300g, tempo de aplicação de 15 segundos e espaçamento longitudinal

linear médio entre impressões de 0,1mm, utilizando-se, quando necessária, defasagem transversal de 0,25mm para garantir a isenção entre impressões consecutivas. Após identificada a região da ZTA (a qual apresenta grande elevação de microdureza), foram impressos na região pontos adicionais com intervalo de 0,05mm com o objetivo de refinamento do perfil pretendido.

Figura 8.9 - Microdurômetro Shimadzu HMV-2.

8.3.4 Caracterização Micro e Macroestrutural

Amostras dos cordões de solda das diversas juntas confeccionadas foram manualmente lixadas (granulações 200, 320, 400 e 600) e polidas com pastas de diamante de 6 μm e 1 μm para a elaboração de macrografias dos cordões de solda. O ataque foi realizado com solução de Nital 10% por aproximadamente 30s. As imagens de detalhes do cordão de solda foram tomadas com o auxílio de lupa estereoscópica Olympus (Fig. 8.8).

Para a elaboração de micrografias, por sua vez, pequenos fragmentos das regiões de interesse nos metais de base, solda e ZTA foram extraídos das amostras supra citadas de macrografias e embutidos em baquelite com o auxílio de embutidora Panpress-30. Neste caso, os espécimes embutidos foram lixados e polidos

automaticamente até a pasta de diamante de 1 μm em equipamento Struers Abramin (Fig. 8.10).

Figura 8.10 - Politriz automática Struers Abramin.

As amostras polidas foram atacadas com solução de Nital 2% por aproximadamente 15 segundos de imersão. As micrografias foram então tomadas em microscópio Olympus BX60M (Fig. 8.11) por meio de captura digital de imagens.

Figura 8.11 - Microscópio Olympus BX60M.

8.3.5 Ensaio de Mecânica da Fratura

Em adição aos ensaios mecânicos convencionais descritos e caracterização dos materiais de base e de solda, foram conduzidos ensaios de mecânica da fratura em espécimes SE(B) homogêneos (8 espécimes) e com juntas soldadas dissimilares (26 espécimes). Tais ensaios também utilizaram a máquina universal de ensaios MTS mostrada na Fig. 8.6, porém, demandaram a adaptação e desenvolvimento de uma série de dispositivos específicos para tal finalidade. As Figs. 8.12 a 8.14 apresentam respectivamente o dispositivo de flexão em 3 pontos da marca MTS, a caixa para ensaios em baixas temperaturas (especialmente desenvolvida) e detalhes da realização do ensaio e separação final dos espécimes. Todos os espécimes SE(B) foram desenvolvidos segundo recomendações geométricas da norma BS7448 (sendo $W=2B$ e $S=4W$). A largura B foi de 15 mm para os espécimes de ASTM A387 e 18 mm para os espécimes de A516.

Figura 8.12 - Dispositivo comercial MTS para ensaios de flexão 3 pontos, usado aqui para abertura de pré-trincas e ensaios de espécimes SE(B) em temperatura ambiente.

Figura 8.13 - (a) Dispositivo desenvolvido para ensaio em baixas temperaturas e (b) detalhe do banho de álcool e gelo seco (para temperaturas de até $\sim -73^{\circ}\text{C}$) com a montagem do extensômetro no espécime.

Figura 8.14 - (a) Detalhe de espécime SE(B) de metal de base já ensaiado e (b) dispositivo de flexão usado em máquina de apoio para separação final dos espécimes ensaiados.

Os procedimentos de ensaio, assim como os espécimes SE(B) (de espessuras entre 16 e 18 mm), foram desenvolvidos utilizando geometria convencional segundo as normas ASTM E1820 [43] e BS7448 [44]. A largura média dos cordões de solda foi de aproximadamente 12 mm para os espécimes de ASTM A387 e de 16 mm para os espécimes de ASTM A516. Foi utilizado controle por deslocamento (1mm/min) e realizados testes em diferentes temperaturas, visando a caracterização de valores críticos de tenacidade à fratura em termos de integral J e CTOD. Uma vez ensaiados, os espécimes foram oxidados em estufa e tiveram suas metades definitivamente

separadas pelo dispositivo mostrado na Fig. 8.14(b). Posteriormente, as fraturas foram medidas em projetor de perfil (tamanho inicial e crescimento estável das trincas) e os dados pós-processados utilizando os resultados propostos na seção 7 em termos de fatores rotacionais plásticos (r_p) e etas (η).

8.4 Resultados Experimentais – Aço ASTM A387

Resultados de Tração – ASTM A387

A Fig. 8.15 apresenta as curvas tensão-deformação de engenharia obtidas para espécimes de metal de base (MB) e metal de solda (MS) obtidos das chapas de aço ASTM A387 GR11. Nota-se que o material de solda (mais resistente), apresenta menor capacidade de encruamento em relação ao metal de base, ao mesmo tempo em que revela menor capacidade de alongamento percentual. Adicionalmente, fica clara a presença de condição *overmatch* da solda em relação ao metal de base. A Tab. (8.1) apresenta todos os resultados obtidos de forma pós-processada, inclusive com a quantificação do nível de *overmatch* (M_L) obtido, neste caso igual a 1,32.

Figura 8.15 - Curvas tensão-deformação de engenharia obtidas dos ensaios de tração do metal de base e da junta soldada elaborada para o aço ASTM A387 Gr 11.

Tabela 8.1 - Propriedades mecânicas obtidas de ensaios de tração para metal de base e metal de solda ensaiados para aço ASTM A387 GR11. H e n são os coeficientes da equação de Ramberg Osgood (em sua forma convencionalmente aplicada ao tratamento de ensaios mecânicos - vide Eq. (8.1)). M_L representa o grau de DMS e U a energia de deformação.

	A_t^{25mm} [%]	Estricção [%]	σ_{YS} [MPa]	σ_{UTS} [MPa]	E [GPa]	H [MPa]	n	M_L	U [MJ/m ³]
MB	31,7	79,0	441	593	212	938,8	6,2	1	141
$M_L = 1,32$	27,6	66,0	580	670	209	905,5	10,9	1,32	123

$$\varepsilon = \frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\sigma}{H} \right)^{\frac{1}{n}} \quad (8.1)$$

Resultados de Impacto Charpy – ASTM A387

A Fig. 8.16 apresenta os resultados obtidos dos ensaios de impacto Charpy para o metal de base do aço ASTM A387 e o respectivo metal de solda obtido das juntas desenvolvidas com eletrodo E8018G e 32% *overmatch* ($M_L = 1,32$). Os resultados são analisados em termos de energia absorvida e temperaturas de transição dúctil-frágil (TTDFs – definida usualmente como a média dos patamares de mínima e máxima energias [10]). Nota-se aí a severa queda nos níveis de energia absorvida para o metal de solda em relação ao metal de base (queda de aproximadamente 50%). Adicionalmente, o metal de solda apresentou TTDF de -6°C , um prejudicial e significativo aumento em relação à TTDF de -47°C encontrada para o metal de base. Tais resultados indicam claro prejuízo na capacidade de absorção de energia do metal de solda e indicam potencial dano à resistência à fratura de tais juntas soldadas.

Figura 8.16 - TTDFs e energia absorvida em ensaio de impacto Charpy para metal de base de aço ASTM A387 e metal de solda das juntas de ASTM A387 soldados com eletrodo E8018G ($M_L = 1,32$).

Resultados de Microdureza – ASTM A387

A Fig. 8.17 apresenta o perfil de microdureza Vickers encontrado ao longo da junta soldada com overmatch $M_L = 1,32$ presente nas chapas de aço ASTM A387. Fica claro o severo aumento de microdureza nas regiões adjacentes ao metal de solda (região referente à zona termicamente afetada - ZTA), atingindo níveis de mais de 100% de amplificação. Tal fenômeno é resultado direto da formação de microestruturas de elevada dureza, as quais podem apresentar maior tendência a comportamento frágil, como previamente discutido na seção 4 utilizando-se de argumentos de metalurgia da soldagem. Com relação ao metal de solda, por sua vez, nota-se um patamar de dureza mais elevada que o metal de base, como decorrência da maior resistência mecânica do material de adição (o incremento médio encontrado é de 35%). Detalhes dos resultados experimentais médios são fornecidos na Tab. (8.2).

Figura 8.17 - Perfil de microdureza encontrado em junta soldada das chapas de ASTM A387 com $M_L = 1,32$.

Tabela 8.2 - Resultados de microdureza obtidos para a junta soldada de aço ASTM A387 GR11. HV representa o valor de microdureza Vickers.

	ASTM A387 GR11 $M_L = 1,32$	
Região	HV (Média)	Diferença %
MB	187	---
ZTA	381	103
MS	253	35

Resultados de Ensaios de Fratura – ASTM A387

A Fig. 8.18 apresenta as curvas de carga *vs.* deslocamento (CMOD) obtidas dos ensaios de espécimes SE(B) homogêneos de aço ASTM A387 e soldados com $M_L = 1,32$. Constata-se que os espécimes extraídos das juntas dissimilares apresentam nível de plasticidade fortemente reduzido se comparados aos respectivos espécimes de metal de base para mesmas condições de temperatura, o que sinaliza o potencial efeito deletério de juntas soldadas sobre a tenacidade à fratura de materiais estruturais.

Figura 8.18 - Curvas de carga de espécimes SE(B) constituídos de metal base (MB) de aço ASTM A387 GR11 e espécimes bimateriais (MS) das respectivas juntas com overmatch $M_L = 1,32$ e trinca no centro do cordão de solda.

8.5 Resultados Experimentais – Aço ASTM A516

Resultados de Tração – ASTM A516

A Fig. 8.19 apresenta todas as curvas tensão-deformação de engenharia obtidas para as três condições estudadas do aço ASTM A516 e suas juntas soldadas. De baixo para cima, as curvas representam respectivamente metal de base, junta com *overmatch* de 1,68 e junta com *overmatch* de 2,16. Nota-se que, aliado ao aumento de resistência mecânica conseguido com a soldagem com diferentes eletrodos, ocorre redução de alongamento e da capacidade de encruamento, como sumariza a Tab. (8.3) com os valores médios gerais obtidos. Por outro lado, os metais de solda neste caso apresentaram maior energia de deformação (U), caracterizada pela integral da curva tensão vs. deformação de engenharia. O metal de base apresenta tensão limite de escoamento de 364 MPa, valor representativo para esta classe de aços estruturais. Os metais de adição, por outro lado, apresentaram escoamento respectivamente 68% e 116% mais elevados que o metal de base, condições de *overmatch* bastante elevadas, pouco usuais na prática, mas que se justificam pelo intuito de investigação do efeito mecânico da presença de dissimilaridades aqui pretendido.

Figura 8.19 - Curvas tensão-deformação de engenharia obtidas dos ensaios de tração do metal de base e das duas juntas soldadas elaboradas para o aço ASTM A516 Gr 70.

Tabela 8.3 - Propriedades mecânicas obtidas de ensaios de tração para metal de base e metais de solda ensaiados. H e n são os coeficientes da equação de Ramberg Osgood (na forma apresentada pela Eq. (8.1)). M_L representa o grau de DMS e U a energia de deformação.

	At^{25mm} [%]	Estricção [%]	σ_{YS} [MPa]	σ_{UTS} [MPa]	E [GPa]	H [MPa]	n	M_L	U [MJ/m ³]
MB	30,4	59,5	364	558	204,5	1010,5	4,22	1,00	155
$M_L = 1,68$	27,7	71,0	609	694	202,3	970,2	9,64	1,68	164
$M_L = 2,16$	22,9	65,6	785	865	203,3	1145,1	12,8	2,16	167

Resultados de Impacto Charpy – ASTM A516

A Fig. 8.20 apresenta os resultados obtidos dos ensaios de impacto Charpy para o aço ASTM A516 e os respectivos metais de solda de suas juntas quando analisados em termos de energia absorvida, temperaturas de transição dúctil-frágil (TTDFs – definida como a média dos patamares de mínima e máxima energias [10]) e fraturas

resultantes selecionadas. Diferente do ocorrido para o aço ASTM A387, pode ser observado que para mesmas temperaturas, os metais de solda apresentaram fraturas com plastificação bastante mais acentuada que o metal de base e apresentaram aumento da energia do patamar superior, o que evidencia uma alta capacidade de absorção de energia dos metais de solda ensaiados em relação ao metal de base acima da região de transição dúctil-frágil. A temperatura de transição dúctil-frágil é de -30°C para o caso do metal de base, sofre uma ligeira redução para -33°C no metal de solda com $M_L = 1,68$ e um prejudicial aumento para -15°C no caso do metal de solda com $M_L = 2,16$. Tais resultados são um bom indício da qualidade dos consumíveis e procedimentos de soldagem aplicados no caso em estudo.

Figura 8.20 - Fraturas, TTDFs e energia absorvida em ensaio de impacto Charpy para metal de base das chapas de ASTM A516, metal de solda (chapas de A516 com eletrodo E8018G) com $M_L = 1,68$ e metal de solda (chapas de A516 com eletrodo E11018G) com $M_L = 2,16$.

Resultados de Microdureza – ASTM A516

A Fig. 8.21 apresenta os perfis de microdureza Vickers encontrados nas juntas soldadas de aço ASTM A516 GR70 para os dois níveis de *overmatch* estudados neste material. Em ambos os casos fica evidente o severo aumento de dureza da região da ZTA, inclusive com a ocorrência de picos bastante pronunciados. O perfil encontrado nesta região, porém, difere sensivelmente do avaliado nas juntas de A387 (Fig. 8.17). Nota-se que, embora a extensão da ZTA seja comparativamente menor, nas juntas de A516 os picos encontrados representam aumentos de dureza de até aproximadamente 140%. Isto revela, mesmo que de maneira bastante pontual, a formação de fases demasiadamente resistentes e que podem atuar degenerativamente no desempenho à fratura das juntas. Comparando-se ainda os dois casos de DMS apresentados pela Fig. 8.21, fica evidenciada a maior dureza propiciada pelo eletrodo E11018G (junta com $M_L = 2,16$) em relação ao eletrodo E8018G (junta com $M_L = 1,68$). Os resultados médios principais estão também descritos na Tab. (8.4). A análise desta tabela revela que quanto maior o nível de DMS da junta, maiores foram os respectivos incrementos de dureza (apresentados na forma de diferença percentual) tanto da ZTA como da região de metal de solda em relação ao metal de base.

Figura 8.21 - Perfil de microdureza encontrado em junta soldada das chapas de ASTM A516 GR70 com (a) $M_L = 1,68$ e (b) $M_L = 2,16$.

Tabela 8.4 - Resultados de microdureza obtidos para as juntas soldadas de aço ASTM A516 GR70 para diferentes condições de DMS. HV representa o valor de microdureza Vickers.

Região	ASTM A516 GR70 $M_L = 1,68$		ASTM A516 GR70 $M_L = 2,16$	
	HV (Média)	Diferença %	HV (Média)	Diferença %
MB	176	---	171	---
ZTA	401	128	412	141
MS	267	52	319	87

Caracterização Micro e Macroestrutural – ASTM A516

As Figs. 8.22 a 8.24 apresentam os resultados de macrografias e microestruturas encontradas apenas para as juntas soldadas de aço ASTM A516 GR70, cujo processo de soldagem é conhecido e foi realizado ao longo deste trabalho. A Fig. 8.22 apresenta macrografias dos cordões de solda obtidas para as duas condições de DMS estudadas. Ficam claros em ambos os casos os múltiplos passes de preenchimento, aparece bem delineada a ZTA e são visíveis as regiões de reaquecimento intercrítico entre passes (ICCGHAZ - ligeiramente mais escuras na ZTA – equivalentes às regiões destacadas previamente pela ilustração da Fig. 4.5). Adicionalmente, na parte inferior do cordão de solda é destacado o passe de goivagem da raiz e sua região afetada pelo calor. A análise das macrografias atesta a qualidade das juntas soldadas e inexistência de vazios ou trincas visíveis oriundas de processo.

As microestruturas apresentadas nas Figs. 8.23 e 8.24, por sua vez, apresentam um metal de base formado por ferrita e perlita em disposição fortemente bandada ao longo de toda a região estudada. Os metais de solda de ambas as juntas estudadas apresentaram estrutura bainítica com ferrita acicular e granulação refinada, fato este que deve ter contribuído positivamente para a grande energia de deformação e alongamento obtidos pelos espécimes dos metais de solda. As regiões da ZTA de ambas as juntas analisadas apresentaram estrutura composta por ferrita, perlita e ilhas de martensita, sendo esta última um claro indício de regimes de resfriamento severos e conseqüente geração de zonas frágeis, as quais podem ser sensivelmente deletérias às juntas [54]. Adicionalmente, são observadas regiões de ferrita acicular no contorno de grão bainítico.

Figura 8.22 - Macrografias das juntas com (a) $M_L = 1,68$ e (b) $M_L = 2,16$.

Figura 8.23 - Micrografias referentes à junta com $M_L = 1,68$. (a) Metal de base com ferrita e perlita (bandeada – aumento 100x), (b) ZTA com ferrita, perlita fina e ilhas de martensita (500x), e (c) metal de solda com bainita e ferrita acicular (500x).

Figura 8.24 - Micrografias referentes à junta com $M_L = 2,16$. (a) Metal de base com ferrita e perlita (bandeada – aumento 100x), (b) ZTA com ferrita, perlita fina e ilhas de martensita (500x), e (c) metal de solda com bainita e ferrita acicular (500x).

Resultados de Ensaios de Fratura – ASTM A516

A Fig. 8.25 apresenta as curvas de carga *vs.* deslocamento (CMOD) obtidas dos ensaios de espécimes SE(B) homogêneos de aço ASTM A516 GR70 e soldados com

$M_L = 1,68$ e $M_L = 2,16$. Constata-se que os espécimes extraídos das juntas dissimilares apresentam nível de plasticidade fortemente reduzido se comparados aos respectivos espécimes de metal de base mesmo para condições similares de temperatura. Tal ocorrência é um forte indício do potencial efeito negativo da presença de juntas soldadas sobre a tenacidade à fratura de tais materiais estruturais. Adicionalmente, as curvas de carga obtidas para os espécimes soldados apresentam clara diferença na capacidade de carga exibida pelos corpos-de-prova. Os espécimes com 68% *overmatch*, por exemplo, embora tenham apresentado comparativamente pequena plastificação, apresentaram carga máxima de aproximadamente 28kN, contra 21kN apresentado pelo metal de base de mesma geometria e taxa de carregamento. Os espécimes com 116% *overmatch* apresentaram fratura sob condições praticamente elásticas e por este motivo não permitem o mesmo tipo de comparação entre cargas máximas.

Figura 8.25 - Curvas de carga de espécimes SE(B) constituídos de metal base (MB) de aço ASTM A516 GR70 e espécimes bimetálicos (MS) das respectivas juntas com dois níveis de *overmatch* $M_L = 1,68$ e $M_L = 2,16$.

A Fig. 8.26(a), por sua vez, ilustra uma fratura (bastante representativa das amostras estudadas) de um espécime SE(B) com $a/W=0,5$ e $M_L = 2,16$. Ficam evidenciadas as regiões do entalhe usinado, pré-trinca de fadiga e região de fratura instável (até a linha vermelha). O restante do ligamento se refere à separação final do

espécime para avaliação da fratura. Nota-se aí um crescimento bastante equilibrado da frente de pré-trinca de fadiga, fato este que permitiu a não realização de pré-compressão lateral mesmo nos casos de juntas soldadas. Adicionalmente, nota-se que não houve crescimento estável da trinca antes da fratura. A Fig. 8.26(b) ilustra o aspecto final de um espécime pós-ensaio no qual pode ser visto o extensômetro montado e a leve perda de restrição à plasticidade ocorrida na ponta do defeito.

Figura 8.26 - (a) aspecto final de fratura de espécime de aço ASTM A516 GR70 com $a/W = 0,53$ e overmatch $M_L = 2,16$ e (b) exemplo de extensômetro montado em corpo-de-prova pós-fratura.

8.6 Procedimentos e Resultados Experimentais – Aço API X80

Uma série de ensaios experimentais de fratura foram conduzidos por Minami et al. [123][124] em estruturas soldadas constituídas de aço API X80, as quais representam protótipos de soldas circunferenciais (*girth welds*) típicas de dutos e *risers* de óleo e gás. O procedimento e as condições de soldagem seguem práticas aplicadas à elaboração de soldas circunferenciais em dutos realizadas no campo. As Figuras 8.27(a) e (b) apresentam as configurações soldadas testadas por Minami, as quais incluem espécimes de fratura SE(B) com trinca profunda e espécimes de chapa tipo

M(T) com trinca superficial semi-elíptica posicionada no centro do cordão de solda. Foram estudados por Minami três condições de DMS: 10% *undermatch* ($M_L = 0,9$), *evenmatch* ($M_L = 1,0$) e 10% *overmatch* ($M_L = 1,1$). O presente estudo foca os resultados *evenmatch* e *overmatch* pelo maior interesse prático. Os espécimes SE(B) ensaiados possuem espessura $B = 25$ mm, largura $W = 25$ mm, distância entre apoios $S = 100$ mm e profundidade relativa de trinca $a/W = 0,5$. As placas apresentam espessura $B = 25$ mm, largura $2W = 400$ mm e comprimento $L = 300$ mm. A trinca superficial tem comprimento $2c = 100$ mm e profundidade $a = 6$ mm. Em todos os espécimes a largura do cordão de solda é de aproximadamente 10 mm.

Figura 8.27 - Ensaios realizados por Minami et al. [124]. (a) Espécimes SE(B), (b) espécimes de placa M(T) com trinca superficial semi-elíptica.

O procedimento de soldagem foi conduzido com processo MAG (GMAW) com aporte de calor variando entre 0,3 e 0,9 kJ/mm dependendo da seqüência de passes. Ensaios de tração conduzidos em espécimes longitudinais à solda fornecem os dados tensão-deformação na temperatura ambiente (20°C). A solda em condição *evenmatch* apresenta escoamento de 581 MPa (σ_{ys}) e 670 MPa de limite de resistência (σ_{uts}). A solda em condição 10% *overmatch* apresenta escoamento de 621 MPa (σ_{ys}) e 691 MPa de limite de resistência (σ_{uts}). Ambos os materiais apresentam baixos níveis de

encruamento ($\sigma_{uts}/\sigma_{ys} \approx 1,11-1,15$). Demais propriedades mecânicas incluem o módulo de elasticidade $E = 206$ GPa e o coeficiente de Poisson $\nu = 0,3$. Dados adicionais podem ser encontrados diretamente em Minami et al. [124].

Os ensaios dos espécimes SE(B) foram conduzidos à temperatura $T = -5^{\circ}\text{C}$, a qual se encontra na região de transição dúctil-frágil para este material. Resultados de carga *vs.* abertura da boca da trinca (CMOD) foram obtidos para todos corpos-de-prova utilizando-se extensômetros diretamente afixados aos espécimes. Exames posteriores à falha estabeleceram o nível de crescimento estável da trinca precedente à falha.

Ensaio de fratura foram também conduzidos nos corpos-de-prova de placa M(T) em condição 10% *overmatch* à temperatura $T = -5^{\circ}\text{C}$. Resultados de deformação remota aplicada (ε) *vs.* abertura da boca da trinca (CMOD) foram obtidos para cada corpo-de-prova utilizando-se de extensômetros afixados ao espécime. O corpo-de-prova sofreu fratura por clivagem após desprezível crescimento estável da trinca. Com base nas trajetórias CMOD *vs.* ε dadas por Minami et al. [123][124], a deformação para falha (fratura frágil) obtida experimentalmente para placas M(T) é de $\varepsilon_{\text{exp}} = 0,24\%$.

9 – EFEITOS DE DMS SOBRE O COMPORTAMENTO DE JUNTAS DISSIMILARES, FORÇAS MOTRIZES DE TRINCA E VALORES DE TENACIDADE

9.1 Efeitos de DMS sobre os Campos de Tensões

Para ilustrar os resultados obtidos em termos dos efeitos de DMS (*weld mismatch*) sobre os campos de tensões, é tomado como exemplo um espécime SE(B) 1T [23] com profundidade relativa de trinca $a/W = 0,5$ e cordão de solda de espessura $h = 10mm$. São consideradas as condições de trinca no centro do cordão de solda e trinca posicionada na interface de solda (representativa de trinca na ZTA), como ilustrado previamente pelas Figs. 7.4(b) e 7.4(c). Os modelos de elementos finitos desenvolvidos (em estado plano de deformações) foram detalhados na seção 7.1.2 e são ilustrados pelas Figs. 7.5(b) e 7.5(c).

A Fig. 9.1 apresenta, para o caso de trinca no centro do cordão de solda, o efeito mecânico de diferentes níveis de DMS sobre o campo de tensões à frente do defeito. Tal avaliação é realizada por meio da medida do tamanho da zona de processo de fratura (ZPF – região na qual se dá o desenvolvimento do mecanismo de fratura por clivagem), definida como o locus no qual $\sigma_1 \geq 2.5 \cdot \sigma_{ys-k}$ (onde σ_1 representa a tensão máxima principal e k define o material sobre o qual está sendo avaliada a extensão da ZPF) para diferentes graus de dissimilaridade e mesma condição de carregamento normalizado $J/(b \cdot \sigma_{ys-k})$. As análises revelam que o aumento do grau de dissimilaridade mecânica reduz significativamente o tamanho da zona de processo de fratura. Este comportamento é consequência direta do desvio de maior parte das deformações para o metal base, aliviando as tensões no cordão de solda mais resistente e, conseqüentemente, nas proximidades do defeito. Tal efeito é mecanicamente positivo, por reduzir a área na qual pode se desenvolver o mecanismo

de fratura por clivagem, principalmente por se tratar de uma região de metal de solda, de qualidade metalúrgica sabidamente comprometida e grande incidência de defeitos.

Figura 9.1 - Representação da dimensão da zona de processo de fratura em espécimes SE(B) $a/W = 0,5$ para mesmas condições de carga, com trinca posicionada no centro do cordão de solda e diferentes níveis de DMS. k indica o material no qual está imersa a trinca. Nota-se a severa redução do tamanho da zona de processo de fratura com o aumento de DMS.

A Fig. 9.2, por sua vez, apresenta a influência do nível de DMS para o caso de trinca posicionada na interface MS/MB. O comportamento de tais juntas é assimétrico e, mais do que isso, o campo de tensões à frente da trinca é diferente nos dois lados da interface. Esta figura apresenta o mesmo tipo de avaliação realizada por meio da medida do tamanho da zona de processo de fratura, como realizado na Fig. 9.1. Nota-se a assimetria de resposta da junta soldada com trinca interfacial, ao mesmo tempo

em que o aumento do grau de dissimilaridade mecânica reduz significativamente o tamanho da zona de processo de fratura no metal de solda, transferindo-a em grande monta ao metal de base. Mesmo para valores de M_L da ordem de 1,2, o desvio de deformações para o metal menos resistente da junta é bastante marcante. Conseqüentemente, procedimentos baseados em mecânica da fratura devem necessariamente incorporar tais efeitos para que os parâmetros elasto-plásticos da mecânica da fratura possam ser precisamente estimados experimentalmente e usados como descritores das condições de fratura de um componente estrutural contendo defeitos localizados na junta soldada (MB/MS/ZTA).

Figura 9.2 - Representação da dimensão da zona de processo de fratura em espécimes SE(B) $a/W = 0,5$ para mesmas condições de carga, com trinca posicionada na interface MS/MB e diferentes níveis de DMS. k indica cada um dos materiais (MS ou MB). Nota-se o marcante desvio das deformações para o metal menos resistente da junta com o aumento de DMS.

As Figs. 9.3 e 9.4 complementam a análise das Figs. 9.1 e 9.2 com a avaliação da zona plástica à frente da trinca, para o mesmo tipo de espécime SE(B) das figuras anteriores, respectivamente para trinca no centro de um cordão de solda e trinca interfacial. Para um mesmo nível de carregamento, as zonas de processo de fratura previamente apresentadas são pequenas frações das zonas plásticas. A avaliação destas últimas, porém, permite uma fácil e direta avaliação da resposta mecânica das juntas soldadas. Nota-se na Fig. 9.3 a redução da zona plástica com o aumento de DMS, assim como o comportamento assimétrico e desvio das deformações para o metal de base nas juntas interfaciais apresentadas na Fig. 9.4, tendências já identificadas por meio das ZPFs.

Figura 9.3 - Representação da dimensão da zona plástica ($\sigma_{mises} \geq \sigma_{ys-k}$) em espécimes SE(B) $a/W = 0,5$ para mesmas condições de carga, com trinca posicionada no meio do cordão de solda e diferentes níveis de DMS. k indica o material no qual está imersa a trinca. Nota-se a severa redução do tamanho da zona de processo de fratura com o aumento de DMS.

Figura 9.4 - Representação da dimensão da zona plástica ($\sigma_{mises} \geq \sigma_{ys-k}$) em espécimes SE(B) $a/W = 0,5$ para mesmas condições de carga, com trinca posicionada na interface MS/MB e diferentes níveis de DMS. k indica cada um dos materiais (MS ou MB). Nota-se o marcante desvio das deformações para o metal menos resistente da junta com o aumento de DMS.

Sendo assim, fica evidente o severo impacto da presença de DMS (*weld mismatch*) sobre a resposta mecânica de juntas bimetálicas, sejam elas com trinca interfacial ou no centro do cordão de solda. As avaliações conduzidas deixam evidente que, do ponto de vista mecânico, o uso de soldas em condição *overmatch* é realmente favorável ao desvio de deformações para o metal de base (presumivelmente com melhor controle microestrutural e menos defeitos). Por outro lado, fica clara a necessidade de incorporação de tais efeitos nos procedimentos de determinação experimental de tenacidade (J e CTOD) como feito no presente trabalho por meio dos

fatores η e r_p determinados numericamente. Tal alteração nos campos de tensões é a causa principal para a alteração das forças motrizes de trinca de sistemas bimateriais em relação a sistemas homogêneos, como avaliado na seção seguinte.

9.2 Efeitos de DMS sobre Forças Motrizes de Trinca

Para a avaliação do efeito da presença de DMS sobre forças motrizes de trinca, a presente seção compara os valores de integral J obtidos para espécimes bimateriais (denominados J_{Mism}) em contraste com os valores obtidos para espécimes homogêneos integralmente constituídos do material no qual está imersa a trinca (denominados aqui J_{AWM} - *All Weld Metal*), como ilustra a Fig. 9.5. A avaliação é conduzida considerando valores de integral J tomados para mesmas condições de área plástica sob a curva de carga (P vs. $CMOD$). O mesmo tipo de avaliação pode ser conduzido analogamente em termos de $CTOD$.

Figura 9.5 - Espécimes bimateriais com trinca central (denominados J_{Mism}) e espécimes homogêneos integralmente constituídos do material no qual está imersa a trinca (denominados aqui J_{AWM} - *All Weld Metal*).

A Fig. 9.6 apresenta o efeito de DMS sobre a integral J para espécimes com trinca no centro de um cordão de solda esbelto ($h = 5\text{mm}$) e com diferentes dissimilaridades mecânicas. Nota-se que os desvios obtidos nas forças motrizes são bastante reduzidos, da ordem de 13,6% mesmo para 100% de *overmatch* e com trinca rasa ($a/W = 0,2$), a qual ainda apresenta maior sensibilidade em relação à trincas mais profundas ($a/W = 0,5$). A Fig. 9.7, por sua vez, apresenta a mesma avaliação para cordões de solda largos ($h = 20\text{mm}$), os quais são bastante representativos de condições reais de campo e fabricação. Nota-se um cenário bastante distinto, com grandes alterações das forças motrizes de trinca devido à presença de dissimilaridade mecânica. No caso de trincas profundas ($a/W=0,5$), são observados desvios de até 30,8% e no caso de trincas rasas ($a/W=0,2$), são observados desvios de até 35,9% para condição de 100% *overmatch*. Nota-se mais uma vez a maior sensibilidade de trincas rasas às alterações de forças motrizes oriundas da presença de dissimilaridade mecânica. Mesmo para casos de 50% *overmatch*, bastante mais usuais na prática, são observados desvios da ordem de 18-20%.

Nota-se ainda que, para todos os casos analisados, os valores de integral J são menores para os espécimes em condição *overmatch* em comparação com os respectivos corpos-de-prova *All Weld Metal*. Tal constatação é condizente com as reduções das zonas de processo de fratura e zonas plásticas observadas na seção 9.1 com a presença de *overmatch* e tais decrementos nas forças motrizes de trinca corroboram e justificam (do ponto de vista mecânico) a recomendação de uso de *overmatch* presente em diversos códigos de projeto correntes (p.ex., API 1104 [15], CSA Z662 [16], ASME [17] e AWS [18]). Fica clara, portanto, a importância da consideração das alterações de forças motrizes pela presença de DMS, como preconiza o presente trabalho.

(a)

(b)

Figura 9.6 – Comparação de forças motrizes de trinca (em termos de integral J) para espécimes SE(B) com trinca central de diferentes condições de DMS e cordão de solda estreito ($h=5\text{mm}$) em relação às respectivas condições *All Weld Metal*. (a) espécime SE(B) $a/W=0,2$ e (b) espécime SE(B) $a/W=0,5$. Valores tomados para mesma área plástica sob a curva de carga.

(a)

(b)

Figura 9.7 – Comparação de forças motrizes de trinca (em termos de integral J) para espécimes SE(B) com trinca central de diferentes condições de DMS e cordão de solda largo ($h=20\text{mm}$) em relação às respectivas condições *All Weld Metal*. (a) espécime SE(B) $a/W=0,2$ e (b) espécime SE(B) $a/W=0,5$. Valores tomados para mesma área plástica sob a curva de carga.

9.3 Comparação de η e r_p entre Espécimes com DMS e *All Weld Metal*

As seções 9.1 e 9.2 demonstraram o severo efeito da presença de juntas dissimilares sobre campos de tensões e forças motrizes de trinca. Para que as forças

motrizes (e, conseqüentemente, os valores de tenacidade à fratura, os quais são a base para avaliação de integridade estrutural) possam ser precisamente avaliadas, portanto, é de grande importância a aplicação prática dos fatores η e r_p propostos ao longo da seção 7 deste trabalho. Tal importância fica ainda mais evidenciada quando é avaliada a grande sensibilidade de tais fatores à presença de DMS, o que pode acarretar erros na determinação experimental bastante superiores aos próprios desvios nos valores de forças motrizes apresentados na seção 9.2.

Para que o efeito da dissimilaridade mecânica sobre fatores η e r_p seja facilmente visualizável, a presente seção descreve uma comparação ilustrativa de fatores η e r_p entre espécimes SE(B) com DMS (trinca no centro do cordão) e seus respectivos *All Weld Metal* (analogamente ao desenvolvido para forças motrizes na seção 9.2). Tal avaliação se justifica já que representa e avalia os erros de uso, por parte do usuário, de fatores disponíveis para espécimes homogêneos em aplicações com DMS. São avaliados espécimes com trincas rasas ($a/W = 0,1$) e trincas profundas ($a/W = 0,5$) para três larguras de cordão de solda ($h = 5, 10$ e 20mm) e diferentes níveis de DMS. Todos os resultados são baseados nos fatores já apresentados na seção 7.

A Fig. 9.8 apresenta os resultados para espécimes com trinca rasa ($a/W = 0,1$). Nota-se que para todos os fatores analisados ocorre sensível desvio em relação à condição *All Weld Metal*, o qual é mais significativo para casos de *overmatch*. Os valores de η_J^{CMOD} (menos afetados), por exemplo, sofrem queda de até 5% para $M_L = 2$ e $h = 20\text{mm}$, enquanto η_J^{LLD} sofre queda de até 34%, η_δ^{CMOD} acréscimo de 17,3% e r_p queda de 54% para as mesmas condições.

Figura 9.8 – Comparação de fatores η e r_p para espécimes SE(B) com trinca central rasa ($a/W = 0,1$) de diferentes condições de DMS e cordões de solda em relação às respectivas condições *All Weld Metal*. (a) η_J^{CMOD} , (b) η_J^{LLD} , (c) η_δ^{CMOD} e (d) r_p .

A Fig. 9.9, por sua vez, apresenta os resultados para espécimes com trinca profunda ($a/W = 0,5$). Nota-se que o cenário é ainda mais delicado para o caso dos fatores η , principalmente para casos de *overmatch*. Os valores de η_J^{CMOD} , por exemplo, sofrem queda de até 23% para $M_L = 2$, enquanto η_J^{LLD} sofre queda de até 20% e η_δ^{CMOD} acréscimo de até 49%. Os fatores rotacionais são menos sensíveis à presença de DMS para trincas profundas e variam dentro de 5% em relação ao AWM.

No caso de η_J^{LLD} , os valores disponíveis nas normas BS7448 e ASTM E1820 (iguais a 2 – linha pontilhada no gráfico b da Fig. 9.9) são comparáveis aos valores obtidos. Nota-se que o usuário pode incorrer em erros de até 22% caso utilize os valores fornecidos para espécimes dissimilares, mesmo que geometricamente contemplados pelas normas. Vale ressaltar que, caso o analista utilize tais valores normalizados para trincas rasas em espécimes dissimilares (por escassez dos mesmos em normas, já que tais geometrias não são contempladas), os erros na determinação

de tenacidade podem chegar a 110% se considerado caso de 100% *overmatch* e cordão de 20mm (tomando como referência o valor proposto pelo presente trabalho – tido como mais adequado e preciso – vide Fig. 9.8(b)).

O mesmo ocorre para fatores rotacionais, os quais são fornecidos pelas normas BS7448 e ASTM E1820 respectivamente como 0,40 e 0,44 para trincas profundas e material homogêneo. O uso de tais valores para espécimes dissimilares com trinca profunda pode acarretar erros de até 7,3% como pode ser visto na Fig. 9.9(d) para comparação frente à ASTM E1820. Caso o analista utilize tais valores para trincas rasas (não contempladas pelos procedimentos – mas cujos fatores não estão disponíveis nas normas), os erros podem chegar a 175% em relação à ASTM E1820 para um caso 100% *overmatch* como mostra a Fig. 9.8(d).

Figura 9.9 – Comparação de fatores η e r_p para espécimes SE(B) com trinca central profunda ($a/W=0,5$) de diferentes condições de DMS e cordões de solda em relação às respectivas condições *All Weld Metal*. (a) η_J^{CMOD} , (b) η_J^{LLD} , (c) η_δ^{CMOD} e (d) r_p .

Assim, toda a avaliação conduzida nas seções de 9.1 a 9.3 demonstram a severa influência da presença de DMS sobre campos de tensões, forças motrizes de trinca e sobre fatores η e rotacionais plásticos, os quais são fundamentais para a

determinação experimental acurada de valores de tenacidade à fratura (em termos de J e CTOD). Tais valores de tenacidade são a base para a condução de atividades de avaliação de integridade estrutural e, desta forma, tal cenário suporta fortemente o uso do vasto compêndio de fatores η e r_p gerados pelo trabalho para os amplamente utilizados espécimes SE(B).

9.4 Efeitos de Juntas Soldadas e DMS sobre a Tenacidade à Fratura dos Materiais Ensaaiados

Em complemento aos efeitos mecânicos avaliados, esta seção apresenta a discussão de resultados reais de tenacidade obtidos dos ensaios de mecânica da fratura conduzidos pelo autor nos aços ASTM A387 GR11 e ASTM A516 GR70, e também de resultados obtidos de Minami et al. [123][124] para aço API X80. Tais resultados englobam o efeito acoplado da presença de DMS com os potenciais efeitos dos procedimentos de soldagem sobre as características microestruturais e presença de defeitos das juntas soldadas. Assim, podem fornecer claros indícios do comportamento de tais estruturas em aplicações práticas.

Os resultados dos ensaios conduzidos pelo autor são baseados nas curvas de carga apresentadas pelas Figs. 8.18 e 8.25. Por questões de precisão de avaliação, em todos os casos os valores de integral J e CTOD são determinados utilizando-se os fatores η e r_p obtidos neste trabalho e apresentados na seção 7. Infelizmente, porém, as referidas figuras revelam que para mesmas condições de temperatura, os espécimes soldados apresentaram plasticidade negligenciável em relação aos respectivos espécimes de metal de base. Embora tal constatação evidencie o efeito negativo das soldas elaboradas na capacidade de deformação das juntas, a mesma impede (devido à pequena relevância da parcela plástica do carregamento) uma aplicação prática dos fatores η e r_p propostos para avaliar os erros envolvidos nos procedimentos correntes

de determinação experimental de tenacidade. Assim, a presente seção limita-se a uma breve discussão crítica dos resultados de tenacidade à fratura obtidos.

A Fig. 9.10 apresenta os poucos resultados válidos de CTOD e integral J obtidos das chapas de ASTM A387. Valores de índice “c” representam valores críticos e valores de índice “u”^{*} representam espécimes cuja fratura foi precedida por crescimento estável da trinca maior que 0,2mm. Nota-se uma severa queda nos valores de tenacidade à fratura da junta soldada dissimilar com 32% *overmatch* em comparação com o metal de base para mesmas condições de temperatura. Tal comportamento é um claro indício do potencial efeito deletério de juntas soldadas sobre o controle microestrutural e presença de defeitos disparadores do processo de fratura. A Tab. (9.1) fornece os detalhes e valores numéricos de cada um dos resultados obtidos experimentalmente para este aço.

^{*} Procedimentos correntes para determinação experimental de tenacidade (p. ex. BS7448 [44]) classificam os resultados de tenacidade expressos pelo CTOD em três tipos dependendo do montante de crescimento estável da trinca que precede a fratura frágil. São denominados críticos (δ_c) os resultados de CTOD cuja falha foi precedida por crescimento estável inferior a 0,2mm; são denominados δ_u os resultados cuja falha foi precedida por crescimento estável superior a 0,2mm; e são denominados δ_m os resultados de CTOD cujas curvas de carga tenham atingido valores máximos com posterior decrescimento. Para o caso de resultados expressos por meio da integral J , por sua vez, à exceção da definição para valores críticos (J_c) não são usuais definições para os demais casos. No presente trabalho, por questões de coerência e clareza, a mesma notação proposta pelos procedimentos para o CTOD é adotada para a integral J . Assim ficam definidos os parâmetros J_u e J_m .

Figura 9.10 - Valores de (a) CTOD e (b) J obtidos de espécimes SE(B) constituídos de metal base (MB) de aço ASTM A387 GR11 e espécimes bimateriais (MS) das respectivas juntas com overmatch $M_L = 1,32$.

Tabela 9.1 - Detalhes e resultados dos ensaios de mecânica da fratura conduzidos em aço ASTM A387 GR11 e suas respectivas juntas soldadas.

a/W	M_L	Temperatura de ensaio [°C]	a_0 [mm]	Δa [mm]	δ [mm]	J [kJ/m²]	Status
0,51	1,00	-66	15,18	0,30	0,423	483,4	δ_u, J_u
0,51	1,00	-72	15,22	0,20	0,285	325,9	δ_c, J_c
0,51	1,32	-68	15,23	0,00	0,029	31,6	δ_c, J_c
0,53	1,32	-64	15,71	0,00	0,027	30,4	δ_c, J_c
0,53	1,32	-64	15,71	0,00	0,052	55,5	δ_c, J_c

A Fig. 9.11 apresenta os resultados válidos de CTOD e integral J obtidos das chapas de ASTM A516 GR70. Valores de índice “m” representam ensaios cuja curva de carga atingiu valor máximo precedente à falha. Nota-se uma severa queda nos valores de tenacidade à fratura de ambas as juntas soldadas dissimilares com 68% e 116% *overmatch* em comparação com o metal de base para mesmas condições de ensaio. Mesmo se considerados somente valores críticos, como apresentado para o CTOD pela Fig. 9.12, nota-se grande queda na tenacidade das juntas soldadas em comparação com o metal base de ASTM A516. Tal comportamento reforça os indícios negativos da elaboração de juntas soldadas sobre o controle microestrutural e presença de defeitos disparadores do processo de fratura. A Tab. (9.2) fornece os detalhes e valores numéricos de cada um dos resultados obtidos experimentalmente para este aço.

Adicionalmente à simples avaliação de queda da tenacidade frente à presença de juntas soldadas, os valores críticos apresentados na Fig. 9.12 revelam ainda tendência de queda nos valores médios de CTOD para crescentes valores de DMS. Tal constatação significa que, embora o nível de DMS mais elevado desvie (mecanicamente) maior parcela das deformações para o metal de base, a capacidade de absorção de energia das juntas soldadas ficou fortemente comprometida pela presença de defeitos e/ou formação de zonas frágeis oriundas dos severos ciclos térmicos do processo de soldagem.

Figura 9.11 - Valores de (a) CTOD e (b) J obtidos de espécimes SE(B) constituídos de metal base (MB) de aço ASTM A516 GR70 e espécimes bimateriais (MS) das respectivas juntas com dois níveis de *overmatch* $M_L = 1,68$ e $M_L = 2,16$.

Figura 9.12 - Valores críticos de CTOD obtidos de espécimes SE(B) constituídos de metal base (MB) de aço ASTM A516 GR70 e espécimes bimateriais (MS) das respectivas juntas com dois níveis de *overmatch* $M_L = 1,68$ e $M_L = 2,16$.

Tabela 9.2 - Detalhes e resultados dos ensaios de mecânica da fratura conduzidos em aço ASTM A516 GR70 e suas respectivas juntas soldadas.

a/W	M_L	Temperatura de ensaio [°C]	a_0 [mm]	Δa [mm]	δ [mm]	J [kJ/m^2]	Status
0,5	1,00	-50	19,79	1,57	0,35	405,7	δ_m, J_m
0,5	1,00	-71	19,43	0,24	0,152	166,2	δ_u, J_u
0,5	1,00	-71	19,18	0,50	0,196	218,0	δ_u, J_u
0,53	1,00	-50	19,07	2,93	0,304	348,5	δ_m, J_m
0,54	1,00	-50	19,34	2,00	0,336	387,0	δ_m, J_m
0,52	1,00	-60	18,72	0,00	0,051	47,2	δ_c, J_c
0,53	1,00	-59	18,86	0,90	0,135	146,6	δ_u, J_u
0,51	1,00	-55	18,46	1,30	0,185	205,2	δ_m, J_m
0,54	1,00	-60	19,28	0,45	0,181	201,5	δ_u, J_u
0,52	1,00	-60	18,72	0,50	0,171	188,7	δ_u, J_u
0,15	1,00	-50	8,42	2,38	0,431	440,2	δ_m, J_m
0,15	1,00	-71	8,41	0,35	0,150	145,1	δ_u, J_u
0,15	1,00	-71	8,43	0,07	0,091	82,9	δ_c, J_c
0,23	1,00	-50	8,36	2,77	0,320	324,1	δ_m, J_m
0,23	1,00	-60	8,13	2,66	0,377	382,2	δ_m, J_m
0,22	1,00	-60	7,86	0,48	0,120	114,0	δ_u, J_u
0,50	2,16	-71	18,38	0,00	0,022	32,6	δ_c, J_c
0,53	2,16	-59	18,04	0,00	0,023	34,3	δ_c, J_c
0,57	2,16	-59	19,37	0,00	0,030	46,0	δ_c, J_c
0,54	2,16	-59	19,50	0,00	0,015	22,7	δ_c, J_c
0,50	1,68	-71	18,60	0,00	0,042	46,6	δ_c, J_c
0,52	1,68	-60	18,80	0,11	0,036	40,3	δ_c, J_c
0,52	1,68	-59	18,80	0,00	0,032	36,4	δ_c, J_c
0,51	1,68	-59	15,23	0,00	0,009	11,0	δ_c, J_c

A Fig. 9.13, por sua vez, apresenta os resultados de integral J obtidos por Minami et al. [123][124] em ensaios de espécimes SE(B) de aço API X80 soldados com diferentes condições de DMS. Enquanto no trabalho original os resultados de tenacidade foram tratados por meio da norma BS 7448 [44], no presente trabalho os valores de tenacidade (J) foram alternativamente obtidos por meio da metodologia *eta* (a qual considera o trabalho plástico sob a curva de carga) utilizando-se dos fatores

η_J^{CMOD} devidamente estimados numericamente (vide seção 7). Tal abordagem garante a precisão dos valores de tenacidade obtidos experimentalmente e evita a propagação de erros ao longo da avaliação. A Fig. 9.13 apresenta os resultados obtidos e evidencia (contrariamente ao observado no ASTM A516) o efeito positivo do DMS sobre a tenacidade à fratura. Neste caso, os valores de tenacidade para condição 10% *overmatch* são aproximadamente 50%-100% mais elevados em relação à condição aproximadamente *evenmatch* (a qual neste caso é também soldada e permite, portanto, uma avaliação relativamente melhor isolada).

Figura 9.13 - Valores experimentais de tenacidade para espécimes SE(B) com $a/W=0,5$ feitos em aço API X80 em duas condições de DMS ensaiados a -5°C obtidos pelo presente autor aplicando fatores η_J^{CMOD} determinados numericamente neste trabalho sobre curvas de carga obtidas por Minami et al. [123][124].

Quando observadas conjuntamente as figuras 9.12 e 9.13, portanto, fica evidente o grande impacto da presença de juntas soldadas e também de dissimilaridades mecânicas (impacto positivo ou negativo) sobre os valores de tenacidade à fratura de aços estruturais ferríticos. Adicionalmente, deve ser destacada a grande variabilidade dos resultados de tenacidade obtidos, mesmo em condições de laboratório e com

parâmetros altamente controlados. Todo este contexto chama a atenção e serve de suporte para o uso combinado dos fatores η e r_p propostos (os quais consideram o efeito mecânico da DMS para a obtenção experimental acurada dos valores de tenacidade) com uma abordagem probabilística para descrição do fenômeno de fratura frágil por clivagem transgranular em aços ferríticos, como preconiza o modelo correlativo baseado em tensão de Weibull proposto pelo presente trabalho. Tal cenário representa uma contribuição positiva para procedimentos mais precisos de avaliação de integridade de juntas soldadas dissimilares, como será discutido na sequência por meio de uma aplicação prática das propostas do trabalho.

10 – APLICAÇÃO DAS CORREÇÕES E PROPOSTAS DO TRABALHO NA AVALIAÇÃO DE INTEGRIDADE ESTRUTURAL

Com o objetivo de validar a eficácia e verificar a capacidade preditiva das propostas do presente trabalho, esta seção desenvolve uma aplicação prática exploratória da metodologia FAD adaptada proposta na seção 6.5 na previsão de falha de juntas soldadas de dutos construídos em aço API X80. São utilizados os dados obtidos do trabalho de Minami et al. [123][124] já que estes envolvem os resultados de tenacidade à fratura descritos pela Fig. 9.13, mas também ensaios experimentais de espécimes M(T) representativos de juntas soldadas circunferenciais de dutos fabricadas em campo e em condição *overmatch*, como detalhado na seção 8.6.

10.1 Procedimentos Numéricos e Modelos de Elementos Finitos

Análises altamente refinadas de elementos finitos foram conduzidas em modelos dos espécimes SE(B) e M(T) ensaiados por Minami et al. [123][124] (vide Fig. 8.26) considerando mesmas geometrias. A Fig. 10.1 apresenta o modelo de elementos finitos construído para as análises 3-D do corpo-de-prova de placa (M(T)). Todos os detalhes dos modelos são análogos aos apresentados previamente na seção 7.1 e fornecem elevada resolução dos valores obtidos de integral J com a evolução do carregamento remoto. Condições de simetria permitem a modelagem de somente um quarto da placa em análise com as devidas restrições aplicadas aos planos de simetria (deslocamentos normais aos planos de simetria são restritos). O modelo em $\frac{1}{4}$ de simetria apresenta 20 camadas com 10610 elementos 3-D isoparamétricos de 8 nós (12243 nós). O modelo é carregado por incrementos de deslocamento para melhor convergência numérica. O código WARP3D [120] já descrito na seção 7.1.3 fornece a solução numérica aos modelos desenvolvidos. As propriedades dos materiais seguem a Eq. (7.1) já descrita e devidamente adaptada aos dados experimentais disponíveis. Adicionalmente, os

coeficientes de encruamento foram obtidos por meio da solução da Eq. (7.2) e são $n = 17,7$ para a solda em condição *evenmatch* e $n = 20,4$ para a solda com 10% *overmatch*.

Figura 10.1 - Modelo de elementos finitos utilizado nas análises 3-D de corpo-de-prova M(T) constituído de aço API X80 com solda representativa de junta circunferencial de dutos.

10.2 Calibração do Módulo de Weibull (m)

O procedimento aqui aplicado para a calibração do módulo de Weibull (m) segue os 3 passos previamente descritos na seção 5.4.2. No presente caso a calibração do parâmetro m se deu por meio da comparação entre os valores característicos de tenacidade à fratura obtidos dos espécimes SE(B) ensaiados (vide Fig. 9.13) para as condições *evenmatch* ($J_{c-0}^{Evenmatch}$ - representada pela condição de metal base) e 10% *overmatch* ($J_{c-0}^{Overmatch}$). O processo de calibração consiste da determinação do valor do parâmetro m que corrige adequadamente $J_{c-0}^{Evenmatch}$ para seu correspondente $J_{c-0}^{Overmatch}$.

Baseando-se no modelo correlativo proposto (vide seção 5.4), os modelos refinados de elementos finitos já descritos para os espécimes SE(B) fornecem as trajetórias de correção $J_{c-0}^{Evenmatch} \rightarrow J_{c-0}^{Overmatch}$ para diferentes valores do módulo de Weibull (m) como apresenta a Fig. 10.2. Tais valores são condizentes com os módulos de Weibull reportados na literatura para aços estruturais [95][111][127][128][129]. Cada trajetória apresentada na figura fornece valores normalizados de J_{MB} (representando aqui a condição ensaiada *evenmatch*) e J_{MS} (10% *overmatch*) que conduzem a mesmos níveis da tensão de Weibull normalizada ($\bar{\sigma}_w$). Uma linha de referência é adicionada à figura e representa a razão unitária para a correção de tenacidades devido à presença de DMS, ou seja, uma condição na qual $J_{MB} = J_{MS}$. Os valores de integral J são normalizados pelas respectivas tensões de escoamento (σ_{ys-k} - onde k representa o material no qual a trinca está imersa, neste caso MS de cada espécime) e pelo ligamento remanescente da trinca ($b = W - a$ para SE(B)).

Figura 10.2 - Trajetórias de correção de $J_{MB} (J_{c-0}^{Evenmatch}) \rightarrow J_{MS} (J_{c-0}^{Overmatch})$ utilizando o modelo de transferabilidade de tenacidades baseado em tensão de Weibull proposto para diferentes módulos (m) em soldas de aço API X80 com 10% *overmatch*. As linhas no gráfico representam mesmos valores de tensão de Weibull normalizada ($\bar{\sigma}_w$) para diferentes valores de (m).

Seguindo as recomendações do procedimento da curva mestra presente na ASTM E1921 [112] e adotando a distribuição de Weibull [130] para descrever os valores de tenacidade, os valores característicos das distribuições apresentadas na Fig. 9.13 são $J_{c-0}^{Evenmatch} = 66,9 kJ/m^2$ e $J_{c-0}^{Overmatch} = 118,0 kJ/m^2$. Uma vez determinada a tenacidade característica para cada condição, o procedimento de calibração fornece $m \approx 8,7$ (o que corresponde a um fator de correção de tenacidades $\beta(M_L, m)$ de aproximadamente 1,7 obtido de procedimento análogo ao apresentado na seção 5.4.1) para os materiais testados na temperatura de $-5^\circ C$. Tal procedimento de calibração é ilustrado graficamente na Fig. 10.3 para maior facilidade de visualização. O ponto destacado pelo símbolo **X** representa o valor do módulo de Weibull para o qual a correção entre tenacidades se torna verdadeira.

Figura 10.3 - Estratégia de calibração do módulo de Weibull (m) utilizando-se dos ensaios de Minami et al. [123][124] para condições *evenmatch* e 10% *overmatch* em aço API X80.

10.3 Aplicação da Metodologia FAD Adaptada na Previsão de Falha de Juntas Circunferenciais em Dutos

Esta seção aplica a metodologia FAD adaptada proposta pelo trabalho (seção 6.5 – Fig. 6.3) à placa soldada ensaiada por Minami et al. [123][124]. Para fins de comparação, é também apresentada a previsão de falha por meio da API 579 [10]. Em ambos os casos a falha é prevista tomando-se como referência o cruzamento da trajetória de carga com a curva FAD (vide Fig. 6.3). Embora a disponibilidade de dados dos materiais e análises refinadas de elementos finitos neste caso em particular permitam a aplicação de níveis avançados de FAD (tais como 3B da API579 [10] ou 2B da BS7910 [11]), o objetivo da presente comparação é avaliar níveis equivalentes em termos de dados de entrada e que sejam de usual aplicação prática, como os níveis 2 dos referidos procedimentos. Refinamentos adicionais representados pelos níveis mais elevados podem posteriormente ser aplicados caso se mostrem necessários. Os coeficientes de segurança recomendados pela API 579 são tomados unitários em ambas as avaliações aqui desenvolvidas, já que se tem grande controle sobre os dados de entrada tanto experimentais como numéricos (especialmente geometria de trinca e carregamentos). Adicionalmente, tensões residuais foram desconsideradas ao longo da análise já que, segundo verificações conduzidas com a BS 7910, a inclusão das mesmas neste caso em particular representa influência inferior a 0,3%.

O modelo de elementos finitos desenvolvido para os espécimes M(T) apresentado pela Fig. 10.1 fornece a evolução da força motriz de trinca (em termos de integral J) com a evolução do carregamento remoto. Sendo assim, além das forças motrizes estão disponíveis dados acurados de tensão remota aplicada e deformação remota aplicada a cada passo de carregamento. Considerando-se como disponíveis o módulo de Weibull calibrado e somente os resultados de tenacidade à fratura para a condição *evenmatch* (como apresentado para $M_L \sim 1$ pela Fig. 9.13), é aplicado o modelo de transferabilidade desenvolvido para a estimação da tenacidade à fratura da junta em condição *overmatch*, exatamente como descrito genericamente pela Fig. 5.4, considerando espécimes SE(B) em condições *evenmatch* e *overmatch*. Tais atividades

forneem todos os dados necessários para a determinação dos pontos de avaliação (L_r, K_r) e suas respectivas trajetórias de carga, possibilitando a condução das atividades de previsão de falha.

A Fig. 10.4 apresenta a curva FAD (referente à API 579 nível 2) [10] e as trajetórias de carga da chapa em estudo obtidas por meio da API 579 nível 2 e por meio da metodologia adaptada de FAD proposta pelo presente trabalho modificada pela tensão de Weibull. Como refinamento adicional, é também apresentada a trajetória considerando a nova metodologia FAD completa proposta, incorporando tanto as modificações por tensão de Weibull como as cargas limite determinadas numericamente (definidas como LL – do inglês *Limit Load*). A carga limite para o presente caso foi determinada como descrito no Anexo C e está ilustrada pela Fig. 10.5, na qual se torna clara (de forma ilustrativa) a instabilidade local do ligamento remanescente (a qual define a tensão limite considerada levando em conta a capacidade total de encruamento do material e a presença da junta soldada com *overmatch*). As intersecções entre a curva FAD e as trajetórias de carga da Fig. 10.4 (identificadas pelo símbolo +) definem as deformações remotas de falha previstas por meio de cada método ($\varepsilon_{prevista}$).

Figura 10.4 - Trajetórias de carga para a placa em estudo utilizando a API 579 e o modelo proposto sem e com as correções de carga limite (LL).

Figura 10.5 – Zonas de tensões de von Mises correspondentes a $\sigma_{mises} = \sigma_{uts}$ que representam ilustrativamente a instabilidade local (tensão limite) do ligamento remanescente da chapa com 10% overmatch estudada. A tensão limite remota encontrada neste caso é de 670 MPa.

A Fig. 10.6 fornece a deformação de falha prevista para o espécime de placa testado utilizando-se da metodologia FAD. Os diferentes símbolos no gráfico representam os valores previstos pelas três metodologias mencionadas (API 579 nível 2, nova proposta incorporando somente correções por σ_w e nova proposta completa incorporando correções por σ_w e carga limite - LL). Uma linha de referência define a igualdade entre resultados experimentais e valores previstos e auxilia na visualização da alteração dos valores previstos. A Tab. (10.1) compara os valores obtidos pelas três metodologias em relação ao resultado experimental de deformação para a falha. Aqui, é convenientemente definido um erro de previsão, $\Lambda = (\varepsilon_{experimental} - \varepsilon_{prevista}) / \varepsilon_{experimental}$.

A avaliação de integridade aqui conduzida claramente revela a efetividade do procedimento de FAD baseado em critérios micromecânicos proposto na previsão de falha estrutural de componentes soldados com DMS. O resultado experimental se encontra muito próximo da previsão obtida com o método FAD adaptado proposto (com desvios de somente 4% se aplicado o modelo completo proposto, ou desvios de 7% se não aplicadas as correções adicionais de tensão limite). Em contraste, a previsão obtida por meio da API 579 (mesmo que já considerando valores de tenacidade calculados por meio de fatores η adequadamente estimados) apresenta desvios da ordem de 20%, bastante mais conservadores. Tais resultados representam uma redução de até 80% nos desvios da previsão de falha e fornecem grande suporte à utilização de procedimentos FAD adaptados segundo as propostas colocadas pelo presente trabalho na avaliação de integridade estrutural.

Figura 10.6 - Previsões da falha (deformação remota) *versus* resultado experimental para placa em estudo (10% *overmatch*) utilizando a API 579 e procedimento FAD adptado proposto com e sem correção de carga limite (LL).

Tabela 10.1 - Comparação de valores de deformação previstos e medidos experimentalmente para a falha de espécime de aço API X80 soldado em condição 10% *overmatch*.

Espécime em API X80	ϵ_{exp} (%)	$\epsilon_{prevista}$ - API 579 (%)	$\epsilon_{prevista}$ - σ_w (%)	$\epsilon_{prevista}$ - σ_w + LL (%)
10% <i>overmatch</i>	0,240	0,191	0,223	0,230
Erro (Δ)	---	20%	7%	4%

11 – CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

11.1 Conclusões

Dados da literatura, assim como diversos resultados numéricos e experimentais apresentados pelas seções 7 a 9 deixam evidente a forte influência da presença de juntas soldadas dissimilares no comportamento mecânico de componentes estruturais. O processo de soldagem resulta em severas alterações microestruturais e são identificadas fases potencialmente frágeis (p.ex. martensita) na estrutura do material, o que pode reduzir severamente a tenacidade à fratura das juntas. Adicionalmente, a presença de DMS (*weld mismatch*) é responsável pela alteração dos campos de tensão e deformação nas proximidades dos defeitos e faz com que a resposta mecânica de regiões de solda seja bastante distinta em relação às regiões de metal de base, invalidando, ou minimamente limitando, a simples aplicação de procedimentos correntes de avaliação de integridade estrutural.

A extensa matriz de análise desenvolvida para a obtenção de fatores plásticos η e fatores rotacionais plásticos r_p (seção 7) permite a determinação experimental acurada de tenacidade à fratura (integral J e CTOD) nos amplamente utilizados espécimes SE(B) homogêneos e bimateriais tanto com trinca no centro do cordão de solda como com trinca nas proximidades da ZTA (região próxima da interface MB/MS) para uma ampla variedade de geometrias, propriedades de material e níveis de DMS. O tratamento dos resultados obtidos revela potenciais erros de até 20-30% na determinação experimental de tenacidade caso sejam simplesmente aplicados os procedimentos correntes de ensaios de mecânica da fratura, tais como ASTM E1820 e BS7448, aos casos de juntas soldadas dissimilares mesmo que geometricamente contemplados pelas referidas normas. Caso tais procedimentos (por inexistência de outros apropriados) sejam aplicados a trincas rasas em espécimes dissimilares, os

desvios podem chegar a 175%. Adicionalmente, níveis de *overmatch* superiores a 20% já estão associados a níveis de erro significativos na determinação de tenacidade utilizando-se procedimentos convencionais, o que pode comprometer a segurança de uso de procedimentos correntes de avaliação de integridade. Fica evidente, portanto, o grande ganho qualitativo quando da possibilidade de obtenção precisa do principal dado de entrada de procedimentos de avaliação de integridade estrutural.

A metodologia brevemente descrita para a adequada determinação numérica de cargas limite em estruturas soldadas com DMS (Anexo C) incorpora, além do efeito de dissimilaridade, a capacidade de encruamento total dos materiais envolvidos e, desta maneira, minimiza os elevados graus de conservadorismo embutidos em soluções disponíveis na literatura, as quais consideram na maioria dos casos modelos constitutivos elásticos-perfeitamente plásticos.

O modelo de escala de tenacidades baseado em tensão de Weibull (seção 5.4) figura como uma grande contribuição metodológica dentro do presente estudo e permite a estimação de valores de tenacidade à fratura (clivagem transgranular) de juntas soldadas dissimilares por meio das características do metal de base, configuração da junta soldada e algumas poucas calibrações experimentais que permitam a caracterização da distribuição de fratura e microdefeitos de aços estruturais ferríticos. Tal possibilidade é de grande valia quando consideradas as grandes dificuldades (senão impossibilidades) econômicas, operacionais e mesmo técnicas do desenvolvimento de ensaios de estruturas reais ou espécimes representativos das mesmas em condições soldadas dissimilares.

A proposta de uma metodologia do tipo FAD adaptada incorporando as três contribuições descritas (seção 6.5), portanto, garante o uso de dados experimentais confiáveis (por meio dos fatores η e r_p propostos), ao mesmo tempo em que define, de forma especialmente desenvolvida para juntas soldadas dissimilares, o componente de fratura frágil (expresso por K_r e que incorpora o modelo de escala de tenacidades) e o de colapso plástico (expresso por L_r e que incorpora as correções de carga limite), os

quais são os mecanismos que competem na condução do processo de falha estrutural. Tais esforços conjuntos convergem para a melhoria nos níveis de precisão do processo de avaliação de integridade como um todo.

Resultados da aplicação exploratória do procedimento proposto demonstram elevado grau de precisão e corroboram a validade de aplicação do modelo de escala e das demais correções propostas para juntas soldadas dissimilares. Os desvios na previsão de falha são reduzidos em até 80% em relação à simples aplicação de procedimentos convencionais como a amplamente utilizada API 579 nível 2. Sendo assim, a presente tese figura como relevante contribuição teórica e acadêmica mas, mais do que isso, protótipo de uma relevante contribuição para etapas de projeto e avaliação de integridade de estruturas mecânicas, provendo aumento na segurança, confiabilidade, desempenho e retorno do investimento de equipamentos em serviço.

11.2 Sugestões para Trabalhos Futuros

Alguns trabalhos podem ser destacados como de grande importância para a continuidade do desenvolvimento das bases apontadas na presente tese e envolvem:

1. Realização de ensaios experimentais dedicados para a geração de compêndios com a calibração dos módulos de Weibull, m , para diversos materiais e condições de soldagem de interesse.
2. Desenvolvimento de corpos-de-prova e ensaios representativos de estruturas reais (p.ex. placas soldadas trincadas superficialmente, dutos com trincas em soldas circunferenciais, entre outros) com trincas e diversas condições de DMS para a ampliação dos casos de aplicação prática da metodologia e conseqüente consolidação das propostas.

3. Estudos complementares relacionados a tensões de escoamento equivalentes em juntas soldadas dissimilares com trincas interfaciais para maior generalidade futura das normalizações utilizadas no modelo de transferabilidade desenvolvido.
4. Desenvolvimento de modelos acurados para a previsão de tensão limite de resistência de aços estruturais ferríticos dedicados à aplicação em vasos de pressão e sistemas dutoviários.
5. Análise de sensibilidade a respeito da validade prática de elaboração de curvas FAD dedicadas (determinadas numericamente) para aplicações de juntas soldadas dissimilares como uma possibilidade adicional de aumento do grau de precisão das avaliações de integridade pretendidas.

REFERÊNCIAS

- [1] Agência Nacional de Petróleo - ANP. Anuário Estatístico da Indústria Brasileira de Petróleo 1990-1999. Rio de Janeiro: ANP, 2000.
- [2] Petrobrás Magazine, s/n, ed. 44, 2004.
- [3] Transpetro, Petrobrás Transporte S. A. Sítio institucional, disponível em <www.transpetro.com.br> . Acesso em 22 de Novembro 2005.
- [4] Agência Nacional de Petróleo - ANP. Anuário Estatístico da Indústria Brasileira de Petróleo 2007. Rio de Janeiro: ANP, 2007.
- [5] Leis, B. N. , Eiber R. J., *Fracture propagation control in onshore Transmission Pipelines*, In: Onshore Pipeline Technology Conference – Invited Paper, p.2.1 – 2.35, 1998, Anais.
- [6] Hippert Jr., E., “Investigação Experimental do Comportamento Dúctil de Aços API-X70 e Aplicação de Curvas de Resistência J-R para Previsão de Colapso em Dutos”, Tese de Doutorado, Escola Politécnica da USP, 2004.
- [7] Portal GásEnergia. Sítio institucional, disponível em <www.gasenergia.com.br> . Acesso em 20 de Novembro 2005.
- [8] Kiefner J. F., Maxey W. A., Elber R. J., e Duffy A., R., *Failure Stress Levels of Flaws in Pressurized Cylinders*, ASTM STP 536 Progress in FLaw Growth and Fracture Toughness Testing, American Society for Testing and Materials, pp. 416-481, 1973.
- [9] Harrison, R.P., Loosemore, K., and Milne, I., “Assessment of the Integrity of Structures Containing Defects.” CEGB Report R/H/R6, Central Electricity Generating Board, United Kingdom, 1976.
- [10] American Petroleum Institute., Recommended Practice for Fitness-for-Service, API RP-579, 2000.
- [11] British Standard Institution., Guide on Methods for Assessing the Acceptability of Flaws in Metallic Structures, BS7910, 1999.

- [12] Structural Integrity Assessment Procedures for European Industry: SINTAP; Final Report, Julho, 1999.
- [13] Glover, A. G., Hauser, D. and Metzbower, E. A., "Failure of Weldments" in Metals Handbook, Vol. 8, 1986.
- [14] Jutla, T., "Fatigue and Fracture Control of Weldments" in ASM Handbook, Vol. 19, pp. 434-449, 1996.
- [15] American Petroleum Institute, 1999, "Welding of Pipelines and Related Facilities," API-1104, 19th Edition.
- [16] Canadian Standards Association, 1999, "Oil and Gas Pipeline Systems," SA-Z662-99.
- [17] American Society of Mechanical Engineers, "Boiler and Pressure Vessel Code", seção XI, 1998.
- [18] American Welding Society, "Structural Welding Code", 1980.
- [19] Kirk, M., Dodds, R.H., "Effect of Weld Strength Mismatch on Elastic Plastic Fracture Parameters", Ph.D. Thesis, University of Illinois, 1992.
- [20] Ruggieri, C. "A Local Approach to Elastic-Plastic Analysis of Cracks and Applications to Cleavage Fracture", Ph.D. Thesis, Osaka University, 1994.
- [21] Irwin, G.R., "Fracture Dynamics." Fracturing of metals, American Society for Metals, Cleveland, 1948, pp. 147-166.
- [22] Irwin, G. R., "Onset of Fast Crack Propagation in High Strength Steel and Aluminum Alloys." Sagamore Research Conference Proceedings, Vol. 2, 1956, pp. 289-305.
- [23] Anderson, T. L. "Fracture Mechanics. Fundamentals and Applications", 2a edição, 2005.
- [24] American Society for Testing and Materials (ASTM), Standard Test Method for Plane Strain Fracture Toughness of Metallic Materials, ASTM E 399, Philadelphia, 1991.
- [25] Saxena, A. "Nonlinear Fracture Mechanics for Engineers", 1998, pp 81-146.

- [26] 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.
- [27] Williams, M. L., On the Stress Distribution at the Base of a Stationary Crack, *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 24, pp. 109-114, 1957.
- [28] Wells, A. A., Unstable Crack Propagation in Metals: Cleavage and fast fracture, *Proceedings of the Crack Propagation Symposium*, Vol. 1, Paper 84, Cranfield, UK, 1961.
- [29] Rice, J.R. "A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks." *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 35, 1968, pp 379-386.
- [30] Cravero, S., "Desenvolvimento de Procedimentos para Avaliação de Curvas J -R em Espécimes à Fratura SE(T) Utilizando o Método de Flexibilidade", Tese de Doutorado, Escola Politécnica da USP, 2007.
- [31] 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.
- [32] Dodds R. H. and Kirk M. T., "Effect of Weld Strength Mismatch on Elastic-Plastic Fracture Parameters." *Civil Engineering Studies*, University of Illinois, Urbana, 1992.
- [33] Wells, A. A., "Unstable Crack Propagation in Metals: Cleavage and fast fracture." *Proceedings of the Crack Propagation Symposium*, Vol. 1, Paper 84, Cranfield, UK, 1961.
- [34] Irwin, G. R., "Plastic Zone Near a Crack and Fracture Toughness." *Sagamore Research Conference Proceedings*, Vol. 4, 1961.
- [35] Dugdale, D. S., "Yielding in Steel Sheets Containing Slits." *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 8, pp. 100-104.
- [36] Barenblatt, G. I., "The Mathematical Theory of Equilibrium Cracks in Brittle Fracture." *Advances in Applied Mechanics*, Vol. VII, Academic Press, 1962, pp. 55-129.
- [37] Kanninen, M. F. and Popelar, C. H., "Advanced Fracture Mechanics." *Oxford Engineering Science Series*, Oxford University Press, 1985.
- [38] Burdekin, F. M. and Stone, D. E. W., "The Crack Opening Displacement Approach to Fracture Mechanics in Yielding Materials." *Journal of Strain Analysis*, Vol. 1, 1966, pp. 145-153.

- [39] Westergaard, H. M., "Bearing Pressures and Cracks." Journal of Applied Mechanics, Vol. 6, 1939, pp. 49-53.
- [40] Shih, C. F., "Relationship between the J-integral and the Crack Opening Displacement for Stationary and Extending Cracks." Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 29, 1981, pp. 305-326.
- [41] Begley, J. A. and Landes, J. D., "The J-Integral as a fracture criterion." ASTM STP 514, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1972, pp. 1-23.
- [42] Landes, J. D. and Begley, J. A., "The Effect of Specimen Geometry on J_{IC} ." ASTM STP 514, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1972, pp. 24-29.
- [43] American Society for Testing and Materials (ASTM), "Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness.", ASTM E 1820, Philadelphia, 1996.
- [44] British Standards Institution (BSI), Fracture Mechanics Toughness Tests – Part 1: Method for Determination of K_{IC}, critical CTOD and critical J values of Metallic Materials, BS 7448-1, Inglaterra, 1991.
- [45] American Society for Testing and Materials (ASTM), "Standard Test Method for Crack-Tip Opening Displacement (CTOD) Fracture Toughness Measurement.", ASTM E 1290-02, Philadelphia, 2005.
- [46] Turner, C. E., "Fracture Toughness and Specific Energy: A Re-analysis of Results," Material Science and Engineering, 11, 1973, pp. 275-282.
- [47] Sumpter, J. D. G., and Turner, C. E., "Method for Laboratory Determination of J_c," Cracks and Fracture, ASTM STP 601, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1976, pp. 3-15.
- [48] Paris, P., Ernst, H., Turner, C. E., "A J-Integral Approach to the Development of factors," Fracture Mechanics: Twelfth Conference, ASTM STP 700, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1980, pp. 338-351.
- [49] Ernst, H., Paris, P., Rossow, M., and Hutchinson, J. in Fracture Mechanics, ASTM STP 677, American Society for Testing and Materials, 1979, p.581.
- [50] Rice, J., Paris, P., and Merkle, J. in Progress in Flow Growth and Fracture Toughness Testing, ASTM STP 536, American Society for Testing and Materials, 1973, p. 231.
- [51] Kim, Y.J., Kim, J.S., Schwalbe, H.H., "Numerical Investigation on J-integral Testing of Heterogeneous Fracture Toughness Testing Specimens: Part I – Weld Metal Cracks," Fatigue & fracture of engineering materials & structures, Vol. 26, n° 8, 2003, pp. 683-694.

- [52] Okumura, T., Taniguchi, C., “Engenharia de Soldagem e Aplicações”, editora LTC, Rio de Janeiro, Brasil, 1982.
- [53] American Welding Society, “Welding Handbook – Welding Technology”, 8th edition, Vol. 1, Miami, United States, 1987.
- [54] Toyoda, M., “Fracture Toughness Evaluation of Steel Welds (Review Part I)”, Osaka University, Faculty of Engineering, Department of Welding and Production Engineering, Osaka, Japan, 1989.
- [55] Toyoda, M., “Fracture Toughness Evaluation of Steel Welds (Review Part II)”, Osaka University, Faculty of Engineering, Department of Welding and Production Engineering, Osaka, Japan, 1989.
- [56] ASM Handbook Vol. 9, “Metallography and Microstructures”, 9th edition, ASM International, 1992.
- [57] Haze, T. and Aihara, S., “Metallurgical Factors Controlling HAZ Toughness in HT50 Steels”, Journal of Mechanics and Physics of Solids, Vol. 32, pp.461, 1984.
- [58] Kerr, W.H., “A Review of Factors Affecting Toughness in Welded Steels,” International Journal of Pressure Vessel and Piping, Vol. 4, pp. 119-141, 1976.
- [59] American Society of Mechanical Engineers, Boiler and pressure Vessel Code, Section III, Nuclear Power Plant Components, 1980.
- [60] U.S. Department of Transportation (USDOT), Code of Federal Regulation, Title 49, Seções 191 e 192, “Regulations for the Transportation of Natural gas and other Gases by Pipeline, 1979.
- [61] American Petroleum Institute, API Standard 1104, Nineteenth Edition, Errata 1, 2001.
- [62] Ernst, H., Paris, P.C., e Landes, J.D., “Estimation of J-integral and Tearing Modulus T from a Single Specimen Test Record,” in Fracture Mechanics: Thirteenth Conference, ASTM STP-743, R. Roberts, Ed., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Pennsylvania, pp. 187-203, 1990.
- [63] Nikishkov, G.P., e Atluri, S.N., “An Equivalent Domain Integral Method for Computing Crack Tip Integral Parameters in Non-Elastic, Thermo-Mechanical Fracture,” Engineering Fracture Mechanics, Vol. 26, N° 6, pp.851-867, 1987.
- [64] Bleackley, M.H., Jones, R.D., e Luxmoore, A.R., “Path Dependency of the Rice J-Integral in Weld Geometries,” in Proceedings of the Sixth European Conference on Fracture: Fracture Control in Engineering Structures, pp. 643-654, 1986.

- [65] Dong, P., e Gordon, J.R., "The Effect of Weld Mismatch on Structural Integrity Assessments," presented at the Sixth Annual North American Welding Research Conference, Columbus, Ohio, November, 1990.
- [66] Kim, Y.J. and Schwalbe, K.H., "Mismatch effect on plastic yield loads in idealized weldments I. Weld centre cracks." In *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 68, 2001, pp. 163-182.
- [67] Kim, Y.J. and Schwalbe, K.H., "Numerical analyses of strength mis-match effect on local stresses for ideally plastic materials." In *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 71, 2004, pp. 1177-1199.
- [68] Lee, H., "Estimation of crack driving forces on strength-mismatched biomaterial interfaces." In *Nuclear Engineering and Design*, Vol. 212, 2002, pp. 155-164.
- [69] Shih, C.F., Asaro, R.J., O'Dowd, N.P., "Elastic-Plastic Analysis of Cracks on Bimaterial Interfaces: Part III – Large Scale Yielding." In *Transactions of the ASME*, Vol. 58, 1991, pp. 450-463.
- [70] Hutchinson, J.W., "Fundamentals of the Phenomenological Theory of Nonlinear Fracture Mechanics," *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 50, pp. 1042-1051, 1983.
- [71] Al-Ani, A.M., and Hancock, J.W., "J-Dominance of Short Cracks in Tension and Bending," *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 39, pp. 23-43, 1991.
- [72] Betegon, C., and Hancock, J.W., "Two-Parameter Characterization of Elastic-Plastic Crack Tip Fields," *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 58, pp. 104-113, 1991.
- [73] Du, Z.-Z., and Hancock, J.W., "The Effect of Non-Singular Stresses on Crack-Tip Constraint," *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 39, pp. 555-567, 1991.
- [74] Parks, D.M., "Advances in Characterization of Elastic-Plastic Crack-Tip Fields," in *Topics in Fracture and Fatigue*, A. S. Argon, Ed., Springer Verlag, pp. 59-98, 1992.
- [75] Wang, Y.Y., "On the Two-Parameter Characterization of Elastic-Plastic Crack-Front Fields in Surface-Cracked Plates," in *Constraint Effects in Fracture*, ASTM STP 1171, Hackett, et al. Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, pp. 120-138, 1993.
- [76] O'Dowd, N.P., and Shih, C.F., "Family of Crack-Tip Fields Characterized by a Triaxiality Parameter: Part I - Structure of Fields," *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 39., No. 8, pp. 989-1015, 1991.
- [77] O'Dowd, N.P., and Shih, C.F., "Family of Crack-Tip Fields Characterized by a Triaxiality Parameter: Part II - Fracture Applications," *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 40, pp. 939-963, 1992.

- [78] Dodds, R.H., Anderson, T.L., and Kirk, M.T., "A Framework to Correlate a/W Ratio Effects on Elastic-Plastic Fracture Toughness (J_c)," *International Journal of Fracture*, Vol. 48, pp. 1-22, 1991.
- [79] Anderson, T.L. and Dodds, R.H., "Specimen Size Requirements for Fracture Toughness Testing in the Ductile-Brittle Transition Region," *Journal of Testing and Evaluation*, Vol. 19, pp. 123-134, 1991.
- [80] Ruggieri, C., "WSTRESS Release 2.0, Numerical Computation of Probabilistic Fracture Parameters for 3-D Cracked Solids", *Boletim Técnico BT/PNV/51 da Escola Politécnica da USP – Departamento de Engenharia Naval e Oceânica*, São Paulo, 2001.
- [81] Batdorf, S. B. and Crose, J. G., "A Statistical Theory for the Fracture of Brittle Structures Subjected to Nonuniform Polyaxial Stresses," *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 41, pp. 459-464, 1974.
- [82] Evans, A. G., "A General Approach for the Statistical Analysis of Multiaxial Fracture," *Journal of American Ceramic Society*, Vol. 61, pp. 302-308, 1978.
- [83] Matsuo, Y., "Statistical Theory for Multiaxial Stress States Using Weibull's Three-Parameter Function," *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 14, pp. 527-538, 1981.
- [84] Beremin, F.M, "A Local Criterion for Cleavage Fracture of a Nuclear Pressure Vessel Steel," *Metallurgical Transactions*, Vol. 14A, pp. 2277-2287, 1983.
- [85] Wallin, K., Saario, T., and Torronen, K., "Statistical Model for Carbide Induced Brittle Fracture in Steel," *Metal Science*, Vol. 18, pp. 13-16, 1984.
- [86] Wallin, K. "The Scatter in K_{Ic} Results," *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 19, pp. 1085-1093, 1984.
- [87] Wallin, K., Saario, T., Torronen, K. and Forstén, J., "Brittle Fracture Theory (WST Model)" in *Reliability of Reactor Materials. Fracture Mechanics*, Research Report 402, K. Törrönen and I. Aho-Mantila, Eds., Technical Research Center of Finland, 1986.
- [88] Wallin, K., "Statistical Aspects of Constraint with Emphasis on Testing and Analysis of Laboratory Specimens in the Transition Region," in *Constraint Effects in Fracture*, ASTM STP 1171, Hackett, et al. Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, pp. 264-288, 1993.
- [89] Lin, T., Evans, A. G. and Ritchie, R. O., 1986, "A Statistical Model of Brittle Fracture by Transgranular Cleavage," *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 21, pp. 263-277, 1986.

- [90] Mudry, F., 1987, "A Local Approach to Cleavage Fracture," *Nuclear Engineering and Design*, Vol. 105, pp. 65-76.
- [91] Bruckner-Foit, A., Ehl, W., Munz, D. and Trollidenier, B., "The Size Effect of Microstructural Implications of the Weakest Link Model," *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Vol. 13, pp. 185-200, 1990.
- [92] Thiemeier, T., Bruckner-Foit and Kolker, H., "Influence of the Fracture Criterion on the Failure Prediction of Ceramics Loaded in Biaxial Flexure," *Journal of the American Ceramic Society*, Vol. 74, pp. 48-52, 1991.
- [93] Minami, F., Brückner-Foit, A., Munz, D. and Trollidenier, B., "Estimation Procedure for the Weibull Parameters Used in the Local Approach," *International Journal of Fracture*, Vol. 54, pp. 197-210, 1992.
- [94] Ruggieri, C., Minami, F. and Toyoda, M., "A Statistical Approach for Fracture of Brittle Materials Based on the Chain-of-Bundles Model," *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 62, pp. 320-328, 1995.
- [95] Ruggieri, C. and Dodds, R. H., "A Transferability Model for Brittle Fracture Including Constraint and Ductile Tearing Effects: A Probabilistic Approach," *International Journal of Fracture*, Vol. 79, pp. 304-340, 1996.
- [96] Ruggieri, C. and Dodds, R. H., "Probabilistic Modeling of Brittle Fracture Including 3-D Effects on Constraint Loss and Ductile Tearing," in *International Conference on Local Approach to Fracture (MECAMAT 96)*, Fontainebleau, France, 1996.
- [97] Ruggieri, C. and Dodds, R. H., "Constraint Effects on Reference Temperature, T_0 , for Ferritic Steels in the Transition Region," *Engineering Fracture Mechanics* (submitted for publication).
- [98] Ruggieri, C. and Dodds, R. H., "Numerical Evaluation of Probabilistic Fracture Parameters Using WSTRESS," *Engineering Computations*, to appear.
- [99] Griffith, A. A., "The Phenomenon of Rupture and Flow in Solids," *Philosophical Transactions of the Royal Society*, A221, pp. 163-198, 1920.
- [100] Low, J. R., "Relation of Properties to Microstructure," *Transactions of the American Society of Metals*, V. 46A, pp. 163-179, 1953.
- [101] Tetelman, A. S. and McEvily, A. J., *Fracture of Structural materials*, John Wiley & Sons, New York, 1967.
- [102] Ritchie, R.O., Knott, J.F., and Rice, J.R., "On the Relationship Between Critical Tensile Stress and Fracture Toughness in Mild Steel," *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 21, pp. 395-410, 1973.

- [103] Weibull, W., "The Phenomenon of Rupture in Solids," Ingeniors Vetenskaps Akademien, Handlingar, Vol. 153, pp. 55, 1939.
- [104] Mann, N. R., Schafer, R. E. and Singpurwalla, N. D., Methods for Statistical Analysis of Reliability and Life Data, John Wiley & Sons, New York, 1974.
- [105] Feller, W., "Introduction to Probability Theory and Its Application," Vol. I, John Wiley & Sons, Inc. New York, 1957.
- [106] Lindley, T.G., Oates, G., Richards, C.E., Acta Metall. 18, pp. 1127-1136, 1970.
- [107] Gurland, J., Acta Metall. 20, pp. 735-741, 1972.
- [108] Gao, X., Zhang, G., Srivatsan, T.S., "Prediction of cleavage fracture in ferritic steels: a modified Weibull stress model.", in Materials Science & Engineering, A 394, pp. 210-219, 2005.
- [109] Ruggieri, C. and Dodds, R. H., "A Transferability Model for Brittle Fracture Including Constraint and Ductile Tearing Effects: A Probabilistic Approach," International Journal of Fracture, Vol. 79, pp. 309-340, 1996.
- [110] Gao, X., Ruggieri, C. and Dodds, R. H., 1998, "Calibration of Weibull Stress Parameters Using Fracture Toughness Data". International Journal of Fracture, Vol. 92, pp. 175-200.
- [111] Ruggieri, C., Gao, X. and Dodds, R. H., 2000, "Transferability of Elastic-Plastic Fracture Toughness Using the Weibull Stress Approach: Significance of Parameter Calibration". Engineering Fracture Mechanics, Vol. 67, pp. 101-117.
- [112] American Society for Testing and Materials, 1998, "Test Methods for the Determination of Reference Temperature, T₀, for Ferritic Steels in the Transition Region," ASTM E-1921, Philadelphia.
- [113] Dowling, A.R. and Townley, C.H.A., "The Effects of Defects on Structural Failure: A Two-Criteria Approach." International Journal of Pressure Vessel and Piping, Vol. 3, 1975, pp. 77-137.
- [114] Bloom, J.M., "Prediction of Ductile Tearing Using a Proposed Strain Hardening Failure Assessment Diagram." International Journal of Fracture, Vol. 6, 1980, pp. R73-R77.
- [115] Shih, C.F., German, M.D., and Kumar, V., "An Engineering Approach for Examining Crack Growth and Stability of Flawed Structures." International Journal of Pressure Vessels and Piping, Vol. 9, 1981, pp. 159-196.

- [116] Zerst, U., Ainsworth, R.A., Schwalbe, K.H., "Basic Principles of Analytical Flaw Assessment Methods." *International Journal of Pressure Vessels and piping*, Vol. 77, 2000, pp. 855-867.
- [117] Yang, Z.M., Lie, S.T., Gho, W.M., "Failure Assessment of Cracked Square Hollow Section T-joints." *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, Vol. 84, 2007, pp. 244-255.
- [118] Harrison, R.P., Loosemore, K., Milne, I., and Dowling, A.R., "Assessment of the Integrity of Structures Containing Defects." CEGB Report R/H/R6 – Rev 2, Central Electricity Generating Board, United Kingdom, 1980.
- [119] Miller, A.G., 1988, "Review of Limit Loads of Structures Containing Defects," *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 32, pp. 197-327.
- [120] Koppenhoefer, K., Gullerud, A., Ruggieri, C., Dodds, R. and Healy, B., 1994, "WARP3D: Dynamic Nonlinear Analysis of Solids Using a Preconditioned Conjugate Gradient Software Architecture." *Structural Research Series (SRS) 596*. UILU-ENG-94-2017. University of Illinois at Urbana-Champaign.
- [121] Moran, B., and Shih, C.F., 1987, "A General Treatment of Crack Tip Contour Integrals", *International Journal of Fracture*, Vol. 35, pp. 295-310.
- [122] Kutner, M.H., Neter, N.J., "Applied Linear Regression Models," 4^a edição, Boston, New York, 2004.
- [123] Minami, F., Toyoda, M., "Local Approach to Cleavage Fracture of Weldments", *International Conference New Horizons in Welding Fabrication*, MIT, 1996.
- [124] Minami, F., Toyoda, F., Tanaka, T., Arimochi, K., Glover, A.G., North, T.H., "The Effect of Weld Metal Yield Strength on the Fracture Behavior of Girth Welds in Grade 550 Pipe.", *Pipeline Technology*, Vol. I, 1995.
- [125] ASTM E 8M, "Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials", American Society for Testing and Materials, 2004.
- [126] ASTM E23-07ae1 Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials, 2007.
- [127] Gao, X., Dodds, R. H., Tregoning, R. L., Joyce, J. A. and Link, R. E., "A Weibull Stress Model to Predict Cleavage Fracture in Plates Containing Surface Cracks". *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Vol. 22, pp. 481-493, 1999.
- [128] Gao, X., Ruggieri, C. and Dodds, R. H., "Calibration of Weibull Stress Parameters Using Fracture Toughness Data". *International Journal of Fracture*, Vol. 92, pp. 175-200, 1998.

- [129] Minami, F., Brückner-Foit, A., Munz, D. and Trollidenier, B., “Estimation Procedure for the Weibull Parameters Used in the Local Approach,” *International Journal of Fracture*, Vol. 54, pp. 197–210, 1992.
- [130] Mann, N. R., Schafer, R. E. and Singpurwalla, N. D., *Methods for Statistical Analysis of Reliability and Life Data*, John Wiley & Sons, New York, 1974.
- [131] Gomes, P. T., Cruz, J. R. B., Rabelo, P. EX., Neto, M. M., Normalizing treatment influence on the forged steel SAE 8620 fracture properties. *Mat. Res.* [online]. 2005, Vol. 8, no. 1, pp. 57–63. Disponível em: <http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S1516-14392005000100011&lng=en&nrm=iso>. ISSN1516-1439.doi:10.1590/S1516-14392005000100011.
- [132] Dotta, F., “Previsão da pressão de colapso em dutos para transporte de gás e petróleo contendo defeitos planares incorporando curvas de resistência J-R: uma abordagem micromecânica utilizando critérios locais”, Tese de Doutorado, Escola Politécnica da USP, 2006.
- [133] McMeeking, R. M. and Parks, D. M., “On Criteria for J-Dominance of Crack Tip Fields in Large-Scale Yielding.” *ASTM STP 668*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1979, pp. 175-194.
- [134] Chakrabarty, J., 2006, *Theory of Plasticity* - 3rd Edition, Elsevier B. V., Oxford.

ANEXO A – CARACTERÍSTICAS PRINCIPAIS DA FRATURA FRÁGIL E DA FRATURA DÚCTIL

Materiais estruturais apresentam basicamente dois modos principais de fratura. O primeiro modo é a fratura frágil, caracterizada pela súbita separação das faces de um defeito e pelo aspecto granular, plano e brilhante da superfície da fratura resultante, como exemplifica a Fig. A.1. Este tipo de fratura é particularmente importante pois pode produzir falhas catastróficas nas estruturas em operação, já que a taxa de propagação do defeito é usualmente muito elevada (muitas vezes ultrapassando a velocidade do som no ar). A fratura frágil mais comum em aços ferríticos é do tipo transgranular (denominada clivagem), na qual o crescimento do defeito ocorre devido à separação do material de acordo com seus planos cristalográficos preferenciais. O outro tipo de fratura frágil, bastante menos comum em aplicações de aços, é a fratura intergranular, na qual o defeito cresce devido à separação do material nos contornos de grão.

Figura A.1 - Fractografias representativas de fratura frágil; (a) Fractografia de superfícies de fratura; (b) MEV, magnificação de X500. [131]

O segundo modo de fratura é a fratura dúctil, característica de aços de alta tenacidade. Este tipo de fratura apresenta grande deformação plástica na frente de trincas antes da ocorrência de fratura instável, a qual, por sua vez, é ainda usualmente precedida de crescimento estável do defeito. Na Fig. A.2(a) pode ser vista uma macrografia de um corpo-de-prova C(T) na qual o processo de rasgamento dúctil fica bastante claro (ainda mais se comparado à Fig. A.1(a)), e na Fig. A.2(b) é apresentada uma imagem de microscopia eletrônica de varredura na qual observa-se a formação de alvéolos (*dimples*) nucleados por inclusões. A fratura dúctil, embora também indesejada em estruturas em serviço, é preferível à fratura frágil, já que, além de fornecer claros indícios de sua ocorrência antes da falha final, permite a acomodação de ocasionais sobrecargas sem a falha catastrófica do componente. A presença de um significativo grau de deformação plástica, porém, exige que a fratura seja tratada à luz da teoria da MFEP, desde que atendidos os limites de validade do campo HRR [23].

Figura A.2 - (a) Fractografia representativa de fratura dúctil. Observar a presença do defeito original, a zona com crescimento estável de trinca e finalmente o colapso da estrutura; (b) MEV, fratura dúctil com formação de alvéolos nucleados por inclusões [6].

Fatores como a temperatura de operação, as características metalúrgicas e o estado de tensões são os principais determinantes da forma de propagação de defeitos (frágil ou dúctil). A ocorrência de fratura frágil está intimamente ligada à presença de um

estado hidrostático severo de tensões combinado à ocorrência de forte restrição à deformação plástica na zona de processo de fratura (região com elevado nível de tensões à frente de trincas, na qual se desenvolve o processo de fratura [25]). Já a fratura dúctil, por outro lado, é caracterizada pela marcante presença de elevados níveis de deformações plásticas, as quais favorecem o crescimento e posterior coalescência de microcavidades com o deslizamento e ruptura dos planos cristalográficos (Fig. A.3). A título de exemplo, dutos e vasos de pressão costumam apresentar materiais de elevada tenacidade e defeitos pouco profundos, condição que propicia o desenvolvimento de fratura com sensível deformação plástica, violando as premissas de validade da MFEL [30]. Daí a grande importância do estudo detalhado dos parâmetros da mecânica da fratura elasto-plástica CTOD e integral J para a avaliação de integridade dos materiais estruturais contemporâneos.

Figura A.3 - (a) Inclusões e partículas dispersas na matriz metálica; (b) nucleação de cavidades ao redor das inclusões maiores; (c) crescimento de cavidades; (d) coalescência das cavidades formando uma trinca macroscópica [23][132].

ANEXO B – J COMO TAXA DE LIBERAÇÃO DE ENERGIA NÃO LINEAR E COMO FATOR DE INTENSIDADE DE TENSÕES

B.1 – J como Taxa de Liberação de Energia Não Linear [23]

Considerando um corpo bi-dimensional trincado com um domínio de integração estipulado por um contorno Γ , como apresentado na Fig. 2.4, A' representa a área interna ao contorno e o eixo de coordenadas é baseado na ponta da trinca.

Para condições quasistáticas e na ausência de forças externas, a energia potencial do corpo é dada pela Eq. (B.1).

$$U_p = \int_{A'} w dA' - \int_{\Gamma''} T_i u_i ds \quad (B.1)$$

onde Γ'' é a porção do contorno onde as trações são definidas. A variação de energia potencial ocasionada por uma extensão virtual da trinca é definida na Eq. (B.2).

$$\frac{dU_p}{da} = \int_{A'} \frac{dw}{da} dA' - \int_{\Gamma} T_i \frac{du_i}{da} ds \quad (B.2)$$

A integração de linha exibida na Eq. (B.2) pode ser calculada sobre todo o contorno Γ pois $\frac{du_i}{da} = 0$ na região onde os deslocamentos são definidos e $\frac{dT_i}{da} = 0$ nas regiões onde as trações são definidas. No momento em que ocorre crescimento de trinca, o eixo de coordenadas se move e a derivada relativa ao comprimento de trinca pode ser escrita como na Eq. (B.3) com $\frac{\partial x}{\partial a} = -1$.

$$\frac{d}{da} = \frac{\partial}{\partial a} + \frac{\partial x}{\partial a} \frac{\partial}{\partial x} = \frac{\partial}{\partial a} - \frac{\partial}{\partial x} \quad (B.3)$$

Confrontando a Eq. (B.3) com a Eq. (B.2) vem:

$$\frac{dU_p}{da} = \int_{A'} \left(\frac{\partial w}{\partial a} - \frac{\partial w}{\partial x} \right) dA' - \int_{\Gamma} T_i \left(\frac{\partial u_i}{\partial a} - \frac{\partial u_i}{\partial x} \right) ds \quad (B.4)$$

Toma-se neste momento como base a definição da densidade de energia de deformação, dada pela Eq. (B.5).

$$w = \int_0^{\varepsilon_{ij}} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} \quad (B.5)$$

Daí vem

$$\frac{\partial w}{\partial a} = \frac{\partial w}{\partial \varepsilon_{ij}} \frac{\partial \varepsilon_{ij}}{\partial a} = \sigma_{ij} \frac{\partial}{\partial x_j} \left(\frac{\partial u_i}{\partial a} \right). \quad (B.6)$$

Utilizando-se do princípio do trabalho virtual, pode-se escrever que

$$\int_{A'} \sigma_{ij} \frac{\partial}{\partial x_j} \left(\frac{\partial u_i}{\partial a} \right) dA' = \int_{\Gamma} T_i \frac{\partial u_i}{\partial a} ds \quad (B.7)$$

Confrontando-se as Eqs. (B.7) e (B.6), cancela-se um termo da integral de linha e obtém-se:

$$\frac{dU_p}{da} = \int_{\Gamma} T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds - \int_{A'} \frac{\partial w}{\partial x} dA' \quad (B.8)$$

E por fim aplicando-se na Eq. (B.8) o teorema de divergência e multiplicando ambos os lados por -1, com $n_x ds = dy$, chega-se a

$$-\frac{dU_p}{da} = \int_{\Gamma} \left(wn_x - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} \right) ds = \int_{\Gamma} \left(wdy - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds \right) \quad (\text{B.9})$$

Portanto, como pode ser visto na Eq. (B.9), a integral J é igual à taxa de liberação de energia para um material elástico seja ele linear ou não linear sob condições quasistáticas. Para o caso especial de material elástico linear e carregamento em modo I , portanto, $J = G$ (Eq. (B.10)) e pode ser facilmente determinado a partir do fator de intensidade de tensões K_I [23].

$$J = G = \frac{K_I^2}{E'} \quad (\text{B.10})$$

B.2 – J em Regimes Controlados por Tensão e Deformação [23]

A Eq. (B.11) define a taxa de liberação de energia para materiais elásticos lineares. A mesma definição básica é aplicável para materiais elásticos não lineares, meramente substituindo G por J , como mostra a Eq. (B.12).

$$G = -\frac{dU_p}{dA} \quad (\text{B.11})$$

$$J = -\frac{dU_p}{dA} \quad (\text{B.12})$$

onde U_p é a energia potencial e A é a área da trinca (definida como a área total das superfícies livres – flancos – constituintes da trinca). A energia potencial é dada pela Eq. (B.13) na forma

$$U_p = U - F \quad (\text{B.13})$$

onde U representa a energia de deformação armazenada no corpo e F é o trabalho aplicado pelas forças externas.

Considerando uma placa trincada que exibe curva carga-deslocamento não linear e admitindo espessura unitária, como mostrado na Fig. B.1, para carregamento controlado por carga a energia potencial é dada pela Eq. (B.14).

$$U_p = U - P\Delta = -U^* \quad (\text{B.14})$$

onde U^* é a energia de deformação complementar, definida pela Eq. (B.15).

$$U^* = \int_0^P \Delta dP \quad (\text{B.15})$$

Figura B.1 - Representação gráfica da taxa de liberação de energia não linear [23].

Portanto, caso a placa da Fig. B.1 esteja sendo carregada em ensaio controlado por tensão, J é dado pela Eq. (B.16). Já caso esteja sendo usado o controle por deslocamentos, J é dado pela Eq. (B.17).

$$J = \left(\frac{dU^*}{da} \right)_P \quad (\text{B.16})$$

$$J = - \left(\frac{dU}{da} \right)_\Delta \quad (\text{B.17})$$

Como pode ser visto na Fig. B.1, dU^* para controle por carga difere de $-dU$ em relação a controle por deslocamento, representando um montante de $\frac{1}{2}dPd\Delta$, valor desprezível se comparado a dU . Portanto conclui-se que J para controle por carga é igual a J para controle por deslocamento e isso mostra que os valores de J obtidos em ensaios controlados por deslocamento podem ser utilizados como parâmetro de análise de estruturas reais, usualmente carregadas e avaliadas por carga.

B.3 – J como Parâmetro de Intensidade de Tensões

Em 1968, Hutchinson [26], e Rice e Rosengren [31] (HRR) independentemente demonstraram que a integral J caracteriza o campo de tensões na região da ponta da trinca em materiais elásticos não lineares. Ambos assumiram a formulação de Ramberg-Osgood para a relação entre tensão e deformação plástica, na forma

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_{ys}} = \frac{\sigma}{\sigma_{ys}} + \alpha \left(\frac{\sigma}{\sigma_{ys}} \right)^n, \quad (\text{B.18})$$

onde α é uma constante adimensional e n é o coeficiente de encruamento do material. HRR demonstraram que para J permanecer independente do caminho de integração, a composição tensão versus deformação deveria variar com $\frac{1}{r}$ nas proximidades da ponta da trinca e propuseram as seguintes relações:

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

$$\varepsilon_{ij} = k_2 \left(\frac{J}{r} \right)^{\frac{n}{n+1}} \quad (\text{B.20})$$

onde k_1 e k_2 são constantes de proporcionalidade. Atribuindo-se as devidas condições de contorno, podem ser caracterizadas as distribuições de tensões e deformações à frente da trinca com as seguintes relações [25]:

$$\sigma_{ij} = \sigma_{ys} \left(\frac{EJ}{\alpha \sigma_{ys}^2 I_n r} \right)^{\frac{1}{n+1}} \tilde{\sigma}_{ij}(n, \theta) \quad (\text{B.21})$$

$$\varepsilon_{ij} = \frac{\alpha \sigma_{ys}}{E} \left(\frac{EJ}{\alpha \sigma_{ys}^2 I_n r} \right)^{\frac{n}{n+1}} \tilde{\varepsilon}_{ij}(n, \theta) \quad (\text{B.22})$$

onde I_n é uma constante de integração dependente de n [25], e $\tilde{\sigma}_{ij}$ e $\tilde{\varepsilon}_{ij}$ são funções adimensionais de n e θ .

As Eqs. (B.21) e (B.22) são chamadas de singularidade HRR. Portanto, a integral J pode ser vista como um fator de intensidade de tensões e define a amplitude da singularidade HRR, caracterizando completamente o campo de tensões à frente da trinca (como propiciado por K no caso elástico linear).

B.4 – A Zona de Grandes Deformações

A formulação HRR, porém, apresenta a mesma anomalia encontrada na MFEL: ambas indicam tensões infinitas para o raio da trinca tendendo a zero. Porém, esse não

representa o comportamento real do material na ponta do defeito, já que as grandes deformações geram o arredondamento da ponta da trinca, reduzindo a triaxialidade local de tensões. E já que a ponta arredondada da trinca é uma superfície livre, a tensão σ_{xx} deve ser nula nessa posição. Isso ocorre pois a formulação HRR desconsidera o arredondamento da trinca e utiliza a teoria de pequenas deformações, a qual deixa de ser aplicável para deformações superiores a $\sim 10\%$. A fim de verificar a zona de validade de HRR para J , McMeeking e Parks [133] realizaram simulações de elementos finitos incorporando a teoria de grandes deformações e considerando o efeito das variações geométricas. Na Fig. B.2 é exemplificada a faixa na qual HRR não é válida, o que corresponde a uma distância de aproximadamente duas vezes o CTOD da ponta da trinca. A partir de tal posição a singularidade HRR representa de forma comparativamente bastante mais aderente o campo de tensões à frente do defeito.

Figura B.2 - Resultados de modelo de elementos finitos de grandes deformações de [133]. O arredondamento da ponta da trinca desvia as tensões da solução HRR nas proximidades da ponta da trinca [25].

Portanto, na região próxima à trinca na qual é válida a formulação HRR, a integral J caracteriza univocamente o campo de tensões e um valor crítico J_c é tido como uma medida de tenacidade à fratura do material constituinte do espécime, valendo as condições de similaridade da mecânica da fratura monoparamétrica [23].

ANEXO C – DETERMINAÇÃO DE CARGAS LIMITE POR MEIO DE SIMULAÇÕES ELASTO-PLÁSTICAS DE ELEMENTOS FINITOS

Análises convencionais de carga limite definem carga limite global como um nível de carregamento no qual os deslocamentos se tornam irrestritos [134], ou seja, rapidamente crescentes mesmo frente a pequenos ou inexistentes incrementos nos níveis de carga aplicados. Uma vez atingida tal condição, a estrutura é tida como em sua condição de máxima capacidade de carga (ou iminência de falha por colapso plástico). Tal carga (ou respectiva tensão) é definida como carga limite (ou tensão limite) [23], como ilustra a Fig. C.1(a) para o caso ilustrativo de tensões limite.

Quando uma estrutura apresenta defeitos na forma de trincas, porém, a situação de torna sensivelmente mais crítica já que pode ser caracterizada uma condição de carga limite local (definida em termos da instabilidade local do ligamento remanescente à frente da trinca ou defeito). Assim, para tais casos a tensão limite é estabelecida quando todo o ligamento ultrapassa uma tensão tomada como referência (usualmente σ_{ys}) [10][23], como apresenta a Fig. C.1(b).

Figura C.1 – Definição de tensão limite (σ_c) quando a seção resistente (em azul) atinge um dado nível de tensão para (a) estrutura sem defeito e (b) estrutura com defeito.

Estão disponíveis na literatura diversos compêndios de soluções para cargas limite aplicáveis a materiais homogêneos [10][11][12][119]. Contudo, ainda se fazem

presentes severas limitações, as quais são amplificadas quando consideradas estruturas soldadas dissimilares. Uma primeira limitação (de âmbito geral) é que merece destaque reside no fato de a grande maioria das cargas limites disponíveis para estruturas reais (placas, vasos de pressão, dutos, etc.) considerar modelo constitutivo do tipo elástico-perfeitamente plástico para os materiais constituintes. Isto conduz a uma sub-avaliação da capacidade real de carga do componente, já que não leva em conta a capacidade de encruamento demonstrada pelo material. Soluções mais recentes tomam como base para a definição de instabilidade a tensão σ_{flow} (ou ainda σ_{uts}), desta maneira considerando parcialmente (ou totalmente) a capacidade de encruamento e de absorção de energia do componente. Uma segunda limitação (de interesse das estruturas soldadas) é a existência, ainda nos dias de atuais, de um certo grau de ambigüidade na definição de carga limite para componentes trincados com DMS (Dissimilaridade Mecânica da Solda). Tal dificuldade se dá pois em componentes soldados trincados, a evolução da plasticidade nas proximidades do defeito depende da configuração da trinca e do nível de DMS. Uma discussão mais aprofundada sobre as definições de carga limite para estruturas soldadas foge ao escopo central da presente obra, porém, detalhes podem ser encontrados em [19][54][55][12][66][67].

Dentro do contexto de avaliação de integridade de juntas soldadas pretendido pelo presente trabalho, cargas limite (e tensões limite) são quando necessárias obtidas por meio de modelos de elementos finitos 3-D altamente refinados e que consideram os modelos constitutivos elasto-plásticos dos materiais envolvidos (na forma da Eq. (7.1) ou de sua curva tensão verdadeira vs. deformação logarítmica). As cargas limite são então tomadas quando se configura a instabilidade plástica do ligamento remanescente (tomando-se como referência a tensão σ_{uts} para elevado grau de realismo). São então definidas cargas ou tensões limites (σ_{c-uts}) bastante representativas da resposta estrutural das juntas dissimilares, incorporando as diferentes propriedades de materiais e seus efeitos nos campos de tensões e deformações. Assim, a definição de L_r originalmente descrita pela Eq. (6.3) tem seu denominador original σ_c substituído pelo valor numericamente corrigido para juntas dissimilares σ_{c-uts} , na forma

$$L_r = \frac{\sigma}{\sigma_{c-uts}}. \quad (C.1)$$

Tal adaptação permite uma redução significativa dos desvios na determinação da parcela de colapso plástico contabilizada pelos diagramas do tipo FAD e se mostra de grande importância frente aos materiais com alta capacidade de absorção de energia empregados nos dias atuais.

APÊNDICE AA – RELATÓRIOS DE SOLDAGEM DAS CHAPAS DE AÇO ASTM A516 GR70

Relatório de Registro de Soldagem								Folha:	1	
								Data:	27/06/07	
Detalhe da Junta				Sequência de Passes
Posição de Soldagem: ____Plana____ Angulação inicial: ____-9°____ Temperatura de Pré Aquecimento: ____60°C____ Soldador: ____Oseas____ Chapa: ____Aço ASTM A516 Gr70 - Nº 01____										
Parâmetros de Soldagem										
Passe	Camada	Processo	Eletrodo	Temp. de interpasse	Ø (mm)	Fluxo	Corrente		Tensão (V)	Velocidade (cm/min)
							Tipo	(A)		
1	1	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	100	18,5	4.48
2	2	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	138	22	10.85
3	3	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	138	22	12.82
4	3	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	138	22	14.10
5	4	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	138	22	15.67
6	4	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	138	22	15.24
7	4	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	138	22	15.00
8	5	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	138	22	16.30
9	5	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	138	22	15.58
10	5	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	138	22	15.84
11	6	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	138	22	18.80
12	6	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	138	22	17.41
13	6	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	140	22	15.67
14	6	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	140	22	14.46
15	7	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	135	20	19.86
16	7	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	135	20	16.11
17	7	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	135	20	15.41
18	7	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	135	20	17.09
19	7	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	135	20	20.14
20	8	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	140	22	19.72
21	8	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	140	22	16.99
* Passes 20 e 21 de goivagem na raíz.										

Relatório de Registro de Soldagem								Folha:	2	
								Data:	28/06/07	
Detalhe da Junta					Sequência de Passes
Posição de Soldagem: ____Plana____ Angulação inicial: ____-9°____ Temperatura de Pré Aquecimento: ____60°C____ Soldador: ____Oseas____ Chapa: ____Aço ASTM A516 Gr70 - Nº 02____										
Parâmetros de Soldagem										
Passe	Camada	Processo	Eletrodo	Temp. de interpasse	Ø (mm)	Fluxo	Corrente		Tensão (V)	Velocidade (cm/min)
							Tipo	(A)		
1	1	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	100	18,5	4.72
2	2	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	138	22	8.81
3	3	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	138	22	16.59
4	3	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	140	21	14.10
5	4	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	140	21	14.84
6	4	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	140	21	15.67
7	4	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	140	21	14.46
8	5	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	140	21	17.09
9	5	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	140	21	12.26
10	5	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	140	21	14.46
11	6	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	140	21	14.10
12	6	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	140	21	12.82
13	6	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	140	21	14.17
14	7	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	135	21	19.32
15	7	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	135	21	20.29
16	7	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	135	21	17.63
17	7	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	135	21	19.72
18	8	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	135	21	18.19
19	8	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	135	21	16.59

* Passes 18 e 19 de goivagem na raíz.

Relatório de Registro de Soldagem								Folha:	3	
								Data:	29/06/07	
Detalhe da Junta					Sequência de Passes
Posição de Soldagem: ____Plana____										
Angulação inicial: ____-9°____										
Temperatura de Pré Aquecimento: ____60°C____										
Soldador: ____Oseas____										
Chapa: ____Aço ASTM A516 Gr70 - Nº 05____										
Parâmetros de Soldagem										
Passe	Camada	Processo	Eletrodo	Temp. de interpasse	Ø (mm)	Fluxo	Corrente		Tensão (V)	Velocidade (cm/min)
							Tipo	(A)		
1	1	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	100	18,5	4.74
2	2	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	140	21	10.34
3	3	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	140	21	15.65
4	3	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	140	21	13.43
5	4	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	140	21	15.79
6	4	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	140	21	11.76
7	5	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	140	21	18.00
8	5	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	140	21	18.37
9	5	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	140	21	15.00
10	6	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	140	21	16.67
11	6	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	140	21	15.38
12	6	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	140	21	9.23
13	7	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	135	21	22.50
14	7	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	135	21	17.14
15	7	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	135	21	15.00
16	7	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	135	21	13.33
17	8	SMAW	E8018-G	< 200°	3,2	----	CC+	135	21	18.00

* Passes 18 e 19 de goivagem na raíz.

Relatório de Registro de Soldagem								Folha:	4	
								Data:	29/06/07	
Detalhe da Junta					Sequência de Passes
Posição de Soldagem: ____Plana____										
Angulação inicial: ____-9°____										
Temperatura de Pré Aquecimento: ____60°C____										
Soldador: ____Oseas____										
Chapa: ____Aço ASTM A516 Gr70 - N° 03____										
Parâmetros de Soldagem										
Passe	Camada	Processo	Eletrodo	Temp. de interpasse	Ø (mm)	Fluxo	Corrente		Tensão (V)	Velocidade (cm/min)
							Tipo	(A)		
1	1	SMAW	E11018-G	< 200°	3,2	----	CC+	100	20	4.82
2	2	SMAW	E11018-G	< 200°	3,2	----	CC+	140	22	12.65
3	3	SMAW	E11018-G	< 200°	3,2	----	CC+	140	22	17.96
4	3	SMAW	E11018-G	< 200°	3,2	----	CC+	140	22	12.65
5	4	SMAW	E11018-G	< 200°	3,2	----	CC+	140	22	17.63
6	4	SMAW	E11018-G	< 200°	3,2	----	CC+	140	22	14.17
7	5	SMAW	E11018-G	< 200°	3,2	----	CC+	140	22	17.09
8	5	SMAW	E11018-G	< 200°	3,2	----	CC+	140	22	15.84
9	5	SMAW	E11018-G	< 200°	3,2	----	CC+	140	22	10.72
10	6	SMAW	E11018-G	< 200°	3,2	----	CC+	140	22	16.30
11	6	SMAW	E11018-G	< 200°	3,2	----	CC+	140	22	13.76
12	6	SMAW	E11018-G	< 200°	3,2	----	CC+	140	22	13.00
13	7	SMAW	E11018-G	< 200°	3,2	----	CC+	140	22	17.09
14	7	SMAW	E11018-G	< 200°	3,2	----	CC+	140	22	20.43
15	7	SMAW	E11018-G	< 200°	3,2	----	CC+	140	22	25.41
16	7	SMAW	E11018-G	< 200°	3,2	----	CC+	140	22	18.80
17	8	SMAW	E11018-G	< 200°	3,2	----	CC+	140	22	15.49

* Passes 18 e 19 de goivagem na raíz.

Relatório de Registro de Soldagem								Folha:	5		
								Data:	29/06/07		
Detalhe da Junta				Sequência de Passes

Posição de Soldagem: ____Plana____ Angulação inicial: ____-9°____ Temperatura de Pré Aquecimento: ____60°C____ Soldador: ____Oseas____ Chapa: ____Aço ASTM A516 Gr70 - N° 04____											
Parâmetros de Soldagem											
Passe	Camada	Processo	Eletrodo	Temp. de interpasse	Ø (mm)	Fluxo	Corrente		Tensão (V)	Velocidade (cm/min)	
							Tipo	(A)			
1	1	SMAW	E11018-G	< 200°	3.2	----	CC+	100	19.5	5.17	
2	2	SMAW	E11018-G	< 200°	3.2	----	CC+	140	22	12.24	
3	3	SMAW	E11018-G	< 200°	3.2	----	CC+	140	22	17.65	
4	3	SMAW	E11018-G	< 200°	3.2	----	CC+	140	22	13.04	
5	4	SMAW	E11018-G	< 200°	3.2	----	CC+	140	22	13.64	
6	4	SMAW	E11018-G	< 200°	3.2	----	CC+	140	22	13.04	
7	5	SMAW	E11018-G	< 200°	3.2	----	CC+	140	22	19.11	
8	5	SMAW	E11018-G	< 200°	3.2	----	CC+	140	22	16.85	
9	5	SMAW	E11018-G	< 200°	3.2	----	CC+	140	22	13.76	
10	6	SMAW	E11018-G	< 200°	3.2	----	CC+	140	22	18.75	
11	6	SMAW	E11018-G	< 200°	3.2	----	CC+	140	22	14.63	
12	6	SMAW	E11018-G	< 200°	3.2	----	CC+	140	22	10.79	
13	7	SMAW	E11018-G	< 200°	3.2	----	CC+	140	22	21.43	
14	7	SMAW	E11018-G	< 200°	3.2	----	CC+	140	22	20.00	
15	7	SMAW	E11018-G	< 200°	3.2	----	CC+	140	22	15.79	
16	7	SMAW	E11018-G	< 200°	3.2	----	CC+	140	22	16.48	
17	8	SMAW	E11018-G	< 200°	3.2	----	CC+	140	22	14.63	

* Passes 18 e 19 de goivagem na raiz.

Relatório de Registro de Soldagem								Folha:	6	
								Data:	7/2/2007	
Detalhe da Junta					Sequência de Passes
Posição de Soldagem: <u>Plana</u> Angulação inicial: <u>-9°</u> Temperatura de Pré Aquecimento: <u>60°C</u> Soldador: <u>Oseas</u> Chapa: <u>Aço ASTM A516 Gr70 - N° 06</u>										
Parâmetros de Soldagem										
Passe	Camada	Processo	Eletrodo	Temp. de interpasse	Ø (mm)	Fluxo	Corrente		Tensão (V)	Velocidade (cm/min)
							Tipo	(A)		
1	1	SMAW	E11018-G	< 200°	3.2	----	CC+	100	18.5	4.90
2	2	SMAW	E11018-G	< 200°	3.2	----	CC+	140	22	8.54
3	3	SMAW	E11018-G	< 200°	3.2	----	CC+	140	22	16.55
4	3	SMAW	E11018-G	< 200°	3.2	----	CC+	140	22	14.55
5	4	SMAW	E11018-G	< 200°	3.2	----	CC+	140	22	16.67
6	4	SMAW	E11018-G	< 200°	3.2	----	CC+	140	22	13.41
7	5	SMAW	E11018-G	< 200°	3.2	----	CC+	140	22	15.38
8	5	SMAW	E11018-G	< 200°	3.2	----	CC+	140	22	16.44
9	5	SMAW	E11018-G	< 200°	3.2	----	CC+	140	22	10.76
10	6	SMAW	E11018-G	< 200°	3.2	----	CC+	140	22	14.91
11	6	SMAW	E11018-G	< 200°	3.2	----	CC+	140	22	14.04
12	6	SMAW	E11018-G	< 200°	3.2	----	CC+	140	22	13.11
13	7	SMAW	E11018-G	< 200°	3.2	----	CC+	140	22	19.67
14	7	SMAW	E11018-G	< 200°	3.2	----	CC+	140	22	18.46
15	7	SMAW	E11018-G	< 200°	3.2	----	CC+	140	22	18.46
16	7	SMAW	E11018-G	< 200°	3.2	----	CC+	140	22	18.46
17	8	SMAW	E11018-G	< 200°	3.2	----	CC+	140	22	13.48

* Passes 18 e 19 de goivagem na raíz.

APÊNDICE BB – FATORES η E FATORES ROTACIONAIS PLÁSTICOS r_p PARA ESPÉCIMES SE(B) BIMATERIAIS COM TRINCAS NO CENTRO DO CORDÃO DE SOLDA E TRINCAS INTERFACIAIS (PROXIMIDADES DA ZTA)

BB.1 Espécimes SE(B) com trinca no centro do cordão de solda

BB.1.1 Fatores η

A Eq. (BB.1) apresenta o polinômio de terceiro grau utilizado como base para as regressões multi-variáveis desenvolvidas para a determinação dos diversos fatores η em estudo. A Tab. (BB.1) apresenta, complementarmente, os coeficientes aplicáveis na referida equação para a determinação do fator η de interesse, assim como os coeficientes de múltipla correlação obtidos em cada caso. Na seqüência é apresentado o compêndio completo de valores determinados numericamente de forma gráfica para fácil visualização de tendências e valores de interesse pontual.

$$\begin{aligned}
 \eta = & c_1 + c_2 \cdot h + c_3 \cdot M_L + c_4 \cdot \left(\frac{a}{W}\right) + c_5 \cdot h^2 + c_6 \cdot M_L^2 + c_7 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^2 + c_8 \cdot h \cdot M_L + \dots \\
 & c_9 \cdot h \cdot \left(\frac{a}{W}\right) + c_{10} \cdot M_L \cdot \left(\frac{a}{W}\right) + c_{11} \cdot h^3 + c_{12} \cdot M_L^3 + c_{13} \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^3 + c_{14} \cdot h^2 \cdot M_L + \dots \\
 & c_{15} \cdot h^2 \cdot \left(\frac{a}{W}\right) + c_{16} \cdot h \cdot M_L \cdot \left(\frac{a}{W}\right) + c_{17} \cdot h \cdot M_L^2 + c_{18} \cdot h \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^2 + c_{19} \cdot M_L^2 \cdot \left(\frac{a}{W}\right) + \dots \\
 & c_{20} \cdot M_L \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^2 \\
 & \left(0,1 \leq \frac{a}{W} \leq 0,7 ; 0,6 \leq M_L \leq 2\right)
 \end{aligned}
 \tag{BB.1}$$

Tabela BB.1 - Coeficientes para aplicação no polinômio de regressão múltipla (Eq. (BB.1)) e respectivos coeficientes de múltipla correlação. Fatores para determinação de CTOD e J em espécimes SE(B) com trincas no centro do cordão de solda.

Coeficiente\Fator	η_{δ}^{CMOD}	η_J^{CMOD}	η_J^{LLD}
C ₁	0,6518288	2,5700383	-0,0005096
C ₂	-0,0060217	0,0254122	0,0251088
C ₃	1,9654066	1,1399230	0,9152551
C ₄	-0,2475176	5,3826811	10,4565818
C ₅	0,0013735	0,0021238	-0,0000744
C ₆	-0,4420913	-0,8922240	-0,5525923
C ₇	-2,4991808	-13,7780323	-19,4652049
C ₈	0,0047313	-0,0202847	-0,0110294
C ₉	-0,0309865	-0,2086206	-0,1022076
C ₁₀	0,1053626	-0,9877487	-1,0002443
C ₁₁	-0,0000592	-0,0001019	-0,0000237
C ₁₂	0,0931013	0,2488210	0,1358980
C ₁₃	3,1026583	7,4727397	12,1159208
C ₁₄	0,0008427	0,0004330	0,0003148
C ₁₅	0,0003715	0,0034870	0,0020454
C ₁₆	-0,0222207	0,0225180	0,0269119
C ₁₇	-0,0193036	-0,0057783	-0,0066306
C ₁₈	0,0536774	0,1337867	0,0395236
C ₁₉	0,2708860	-0,2395217	0,0235499
C ₂₀	-1,7015723	1,7013399	0,6040103
R ²	0,994	0,971	0,990

Fatores η_{δ}^{CMOD}

Figura BB.1 - Fatores η_{δ}^{CMOD} utilizados para a determinação de CTOD (δ) a partir de curvas P vs. CMOD em espécimes SE(B) bimateriais com trinca central à solda e cordão de largura (a) 5 mm, (b) 7,5 mm, (c) 10 mm, (d) 12,5 mm, (e) 15 mm e (f) 20 mm. Tais resultados são apresentados na forma funcional pela Eq. (BB.1) complementada pela tabela de mesma numeração.

Fatores η_J^{CMOD}

Figura BB.2 - Fatores η_J^{CMOD} utilizados para a determinação de J a partir de curvas P vs. CMOD em espécimes SE(B) bimateriais com trinca central à solda e cordão de largura (a) 5 mm, (b) 7,5 mm, (c) 10 mm, (d) 12,5 mm, (e) 15 mm e (f) 20 mm. Tais resultados são apresentados na forma funcional pela Eq. (BB.1) complementada pela tabela de mesma numeração.

Fatores η_J^{LLD}

Figura BB.3 - Fatores η_J^{LLD} utilizados para a determinação de J a partir de curvas P vs. LLD em espécimes SE(B) bimateriais com trinca central à solda e cordão de largura (a) 5 mm, (b) 7,5 mm, (c) 10 mm, (d) 12,5 mm, (e) 15 mm e (f) 20 mm. Tais resultados são apresentados na forma funcional pela Eq. (BB.1) complementada pela tabela de mesma numeração.

BB.1.2 Fatores r_p

A Eq. (BB.2) apresenta o polinômio de terceiro grau utilizado como base para as regressões multi-variáveis desenvolvidas para a determinação dos diversos fatores r_p propostos.

$$\begin{aligned}
 r_p = & c_1 + c_2 \cdot h + c_3 \cdot M_L + c_4 \cdot \left(\frac{a}{W}\right) + c_5 \cdot h^2 + c_6 \cdot M_L^2 + c_7 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^2 + c_8 \cdot h \cdot M_L + \dots \\
 & c_9 \cdot h \cdot \left(\frac{a}{W}\right) + c_{10} \cdot M_L \cdot \left(\frac{a}{W}\right) + c_{11} \cdot h^3 + c_{12} \cdot M_L^3 + c_{13} \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^3 + c_{14} \cdot h^2 \cdot M_L + \dots \\
 & c_{15} \cdot h^2 \cdot \left(\frac{a}{W}\right) + c_{16} \cdot h \cdot M_L \cdot \left(\frac{a}{W}\right) + c_{17} \cdot h \cdot M_L^2 + c_{18} \cdot h \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^2 + c_{19} \cdot M_L^2 \cdot \left(\frac{a}{W}\right) + \dots \\
 & c_{20} \cdot M_L \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^2 \\
 & \left(0,1 \leq \frac{a}{W} \leq 0,7 ; 0,6 \leq M_L \leq 2\right)
 \end{aligned}
 \tag{BB.2}$$

A Tab. (BB.2) apresenta os coeficientes aplicáveis na Eq. (BB.2) para a determinação do fator r_p de interesse para juntas com trinca no centro do cordão, assim como o coeficiente de múltipla correlação obtido. Na sequência são apresentados todos os valores calibrados de forma gráfica para fácil visualização de tendências e valores de interesse pontual.

Tabela BB.2 - Coeficientes para aplicação no polinômio de regressão múltipla (Eq. (BB.2)) e respectivos coeficientes de múltipla correlação. Fatores para determinação de CTOD em espécimes SE(B) com trincas no centro do cordão de solda.

Coeficiente\Fator	r_p
C ₁	-0.3341170
C ₂	-0.0084117
C ₃	1.2020564
C ₄	2.6187064
C ₅	0.0005759
C ₆	-0.8702290
C ₇	-5.7483654
C ₈	-0.0035236
C ₉	0.0127242
C ₁₀	-0.2861610
C ₁₁	-0.0000106
C ₁₂	0.1725146
C ₁₃	4.0919542
C ₁₄	0.0001468
C ₁₅	-0.0005979
C ₁₆	-0.0037171
C ₁₇	-0.0001362
C ₁₈	0.0084046
C ₁₉	0.3190343
C ₂₀	-0.3829707
R ²	0,931

Fatores r_p

Figura BB.4 - Fatores r_p utilizados para a determinação de δ a partir de curvas P vs. CMOD em espécimes SE(B) bimateriais com trinca central ao metal de solda e cordão de largura (a) 5 mm, (b) 7,5 mm, (c) 10 mm, (d) 12,5 mm, (e) 15 mm e (f) 20 mm. Tais resultados são apresentados na forma funcional pela Eq. (BB.2) complementada pela tabela de mesma numeração.

BB.2 Espécimes SE(B) com trinca na interface MB/MS

BB.2.1 Fatores η

A Tab. (BB.3) apresenta os coeficientes aplicáveis na Eq. (BB.1) para a determinação do fator η de interesse, assim como os coeficientes de múltipla correlação obtidos em cada caso. Na sequência é apresentado o compêndio completo de valores calibrados de forma gráfica para fácil visualização de tendências e valores de interesse pontual.

Tabela BB.3 - Coeficientes para aplicação no polinômio de regressão múltipla (Eq. (BB.1)) e respectivos coeficientes de múltipla correlação. Fatores para determinação de CTOD e J em espécimes SE(B) com trincas na interface MB/MS do cordão de solda.

Coeficiente\Fator	$\eta_{\delta-LS}^{CMOD}$	$\eta_{\delta-HS}^{CMOD}$	η_J^{CMOD}	η_J^{LLD}
C ₁	-0,3959720	2,4747380	3,2762361	0,4131015
C ₂	-0,0084844	0,0201515	-0,0055070	0,0037673
C ₃	5,6541197	-1,2320384	0,1086222	0,4111816
C ₄	-0,2904171	-0,7870968	1,9879151	8,8374474
C ₅	0,0014806	-0,0002847	0,0003795	-0,0000376
C ₆	-3,7897609	1,2232233	-0,3824794	-0,3514148
C ₇	-2,1354178	-3,5204148	-10,2792903	-18,2246590
C ₈	-0,0262746	-0,0249524	-0,0059192	-0,0104310
C ₉	0,0145188	0,0010447	0,0271162	0,0198759
C ₁₀	-0,9635824	0,7782516	0,9855348	0,0093026
C ₁₁	-0,0000358	-0,0000090	-0,0000156	-0,0000031
C ₁₂	0,7807446	-0,1607485	0,1258301	0,0927168
C ₁₃	2,4135152	3,7572064	7,6367778	11,8827786
C ₁₄	0,0001336	0,0004472	0,0003011	0,0002567
C ₁₅	-0,0003761	-0,0000043	-0,0005776	-0,0005218
C ₁₆	-0,0035991	-0,0041378	0,0076746	0,0025560
C ₁₇	0,0095587	0,0058153	-0,0006669	0,0016572
C ₁₈	0,0011664	0,0033578	-0,0246620	-0,0123879
C ₁₉	0,5311948	-0,2870099	-0,1459565	-0,0417288
C ₂₀	-0,5225915	-0,7894996	-0,6947008	0,0445693
R ²	0,993	0,995	0,989	0,996

Fatores $\eta_{\delta-LS}^{CMOD}$

Figura BB.5 - Fatores $\eta_{\delta-LS}^{CMOD}$ utilizados para a determinação de CTOD (δ) a partir de curvas P vs. CMOD em espécimes SE(B) bimateriais com trinca interfacial e cordão de largura (a) 5 mm, (b) 10 mm, (c) 15 mm e (d) 20 mm. Fatores para uso das propriedades do material menos resistente - *LS* (*Lower Strength*). Tais resultados são apresentados na forma funcional pela Eq. (BB.1) complementada pela Tab. (BB.3).

Fatores $\eta_{\delta-HS}^{CMOD}$

Figura BB.6 - Fatores $\eta_{\delta-HS}^{CMOD}$ utilizados para a determinação de CTOD (δ) a partir de curvas P vs. CMOD em espécimes SE(B) bimateriais com trinca interfacial e cordão de largura (a) 5 mm, (b) 10 mm, (c) 15 mm e (d) 20 mm. Fatores para uso das propriedades do material mais resistente -HS (Higher Strength). Tais resultados são apresentados na forma funcional pela Eq. (BB.1) complementada pela Tab. (BB.3).

Fatores η_J^{CMOD}

Figura BB.7 - Fatores η_J^{CMOD} utilizados para a determinação de J a partir de curvas P vs. $CMOD$ em espécimes SE(B) bimateriais com trinca interfacial e cordão de largura (a) 5 mm, (b) 10 mm, (c) 15 mm e (d) 20 mm. Tais resultados são apresentados na forma funcional pela Eq. (BB.1) complementada pela Tab. (BB.3).

Fatores η_J^{LLD}

Figura BB.8 - Fatores η_J^{LLD} utilizados para a determinação de J a partir de curvas P vs. LLD em espécimes SE(B) bimateriais com trinca interfacial e cordão de largura (a) 5 mm, (b) 10 mm, (c) 15 mm e (d) 20 mm. Tais resultados são apresentados na forma funcional pela Eq. (BB.1) complementada pela Tab. (BB.3).

BB.2.2 Fatores r_p

A Tab. (BB.4) apresenta os coeficientes aplicáveis na Eq. (BB.2) para a determinação do fator r_p de interesse para juntas com trinca interfacial, assim como o coeficiente de múltipla correlação obtido. Na sequência são apresentados todos os valores calibrados de forma gráfica para fácil visualização de tendências e valores de interesse pontual.

Tabela BB.4 - Coeficientes para aplicação no polinômio de regressão múltipla (Eq. (BB.2)) e respectivos coeficientes de múltipla correlação. Fatores para determinação de CTOD em espécimes SE(B) com trincas na interface MB/MS do cordão de solda.

Coeficiente\Fator	r_{p-LS}	r_{p-HS}
C ₁	-0.2355126	0.0231918
C ₂	-0.0051306	-0.0047120
C ₃	0.8996706	0.2803344
C ₄	2.8485944	2.9733758
C ₅	0.0000450	-0.0000464
C ₆	-0.6967884	-0.2642082
C ₇	-6.3063345	-6.9331754
C ₈	0.0089388	0.0112274
C ₉	-0.0040407	-0.0063194
C ₁₀	-0.2995887	-0.1354527
C ₁₁	-0.0000029	-0.0000015
C ₁₂	0.1492845	0.0553726
C ₁₃	4.3480323	4.8209422
C ₁₄	-0.0000702	-0.0000890
C ₁₅	0.0002344	0.0003347
C ₁₆	-0.0107805	-0.0127068
C ₁₇	-0.0003386	-0.0005633
C ₁₈	0.0110486	0.0126377
C ₁₉	0.1776816	0.1198147
C ₂₀	-0.0026664	0.0009694
R ²	0,920	0,900

Fatores r_{p-LS}

Figura BB.9 - Fatores r_{p-LS} utilizados para a determinação de CTOD (δ) a partir de curvas P vs. CMOD em espécimes SE(B) bimateriais com trinca interfacial e cordão de largura (a) 5 mm, (b) 10 mm, (c) 15 mm e (d) 20 mm. Fatores para uso das propriedades do material menos resistente - *LS* (*Lower Strength*). Tais resultados são apresentados na forma funcional pela Eq. (BB.2) complementada pela Tab. (BB.4).

Fatores r_{p-HS}

Figura BB.10 - Fatores r_{p-HS} utilizados para a determinação de CTOD (δ) a partir de curvas P vs. CMOD em espécimes SE(B) bimateriais com trinca interfacial e cordão de largura (a) 5 mm, (b) 10 mm, (c) 15 mm e (d) 20 mm. Fatores para uso das propriedades do material menos resistente - *HS* (*Higher Strength*). Tais resultados são apresentados na forma funcional pela Eq. (BB.2) complementada pela Tab. (BB.4).