LENIN MARCELO PAREDES TOBAR

**Determinação de Fatores Plásticos ETA para Avaliação
de Forças Motrizes J e CTOD em Corpos-de-Prova
SE(T) de Juntas Soldadas**

Tese apresentada à Escola Politécnica
da Universidade de São Paulo para
obtenção do título de doutor em
Engenharia.

São Paulo
2012

LENIN MARCELO PAREDES TOBAR

**Determinação de Fatores Plásticos ETA para Avaliação
de Forças Motrizes J e CTOD em Corpos-de-Prova
SE(T) de Juntas Soldadas**

Tese apresentada à Escola Politécnica
da Universidade de São Paulo para
obtenção do título de doutor em
Engenharia.

Área de Concentração:
Engenharia Naval e Oceânica

Orientador: Prof. Dr.
Claudio Ruggieri

São Paulo
2012

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

São Paulo, 18 de Outubro de 2012.

Assinatura do Autor: _____

Assinatura do orientador: _____

FICHA CATALOGRÁFICA

Paredes Tobar, Lenin Marcelo

Determinação de fatores plásticos ETA para avaliação de forças motrizes J e CTOD em corpos-de-prova SE(T) de juntas soldadas / L.M.Paredes Tobar. -- ed.rev.-- São Paulo, 2012.

186 p.

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

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

*A maior conquista da humanidade não é a
revolução da tecnologia, é a evolução da
criatividade.*

Anônimo

À minha querida mãe *Marcela* pelo amor incondicional
e apoio constante ao longo desta jornada.
À minha amada *Jeanny* pela confiança e alegria dada
pelos nossos pequenos filhos (Marcelo Jr. e Max).

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Claudio Ruggieri pela orientação, incentivo, crédito e exemplo de profissionalismo.

À minha esposa Jeanny, aos meus pais Marcela e Domingo pelo constante e incansável suporte, carinho e estímulo.

Aos meus familiares pelo apoio incondicional, em especial aos meus irmãos Domingo, Marcela, Nicolas e Boris.

Aos Profs. Dr. João Batista de Aguiar e Dr. José Manoel de Aguiar pela introdução e guia através do fascinante mundo da plasticidade mecânica.

Aos amigos do Grupo da Mecânica da Fratura e Integridade Estrutural (NAMEF): Diego Sarzosa, João Massoti, Leonardo Mathias, Luis Parise, Mario Chiodo e Rafael Savioli pelo companheirismo e amizade.

À FAPESP (Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo) pelo suporte ao desenvolvimento desta pesquisa através do processo No 08/54208-3.

Ao Departamento de Engenharia Naval e Oceânica da Escola Politécnica-Universidade de São Paulo (EPUSP) pelo apoio institucional.

RESUMO

Este trabalho trata sobre o estudo numérico das forças motrizes (J e CTOD) em corpos-de-prova SE(T), usualmente extraídos da junta soldada do componente estrutural defeituoso, especificamente dutos submarinos (risers) com trincas circunferências alocadas no metal de solda. Durante o processo de instalação (*reeling method*) o duto é submetido a grandes carregamentos cíclicos (principalmente momentos de flexão) os quais introduzem fortes deformações plásticas (~ 2 e $\sim 3\%$) afetando diretamente a integridade estrutural e a operação segura do sistema dutoviário. Procedimentos correntes aplicados na determinação da tenacidade à fratura de materiais, frequentemente, baseiam-se no coeficiente adimensional de proporcionalidade plástica (o fator η) e tem se mostrado válido em espécimes homogêneos. Para configurações com dissimilaridade mecânica, a aplicação direta deste método fica comprometida pelo grau de complexidade que existe entre a relação acoplada das forças motrizes (J e CTOD) e carregamento remoto com a dissimilaridade mecânica introduzida pelo processo de soldagem. O objetivo da presente tese é desenvolver um procedimento numérico de estimação de parâmetros de mecânica da fratura aplicáveis em configurações não padronizadas SE(T) para condições de dissimilaridade mecânica (*weld strength mismatch*). Uma extensiva análise de elementos finitos é desenvolvida na obtenção dos fatores η aplicáveis para espécimes SE(T) com várias profundidades de trincas (a/W) e níveis de dissimilaridade mecânica (M_y) para dois tipos de carregamento: garra (*clamped end*) e pino (*pin loading*). Três diferentes, mas correlatos métodos são aplicados para a obtenção acurada dos fatores η em condição de dissimilaridade mecânica, a saber, são: trabalho plástico, separação de cargas e carga limite. Os efeitos tridimensionais são analisados de forma sistemática para diferentes valores de espessura (B/W) e comprimentos do espécime (H/W) com a finalidade de avaliar a robustez das soluções obtidas das análises em estado plano de deformação. Finalmente, os resultados obtidos fornecem suporte para uso de espécimes SE(T) em procedimentos de avaliação de defeitos em dutos soldados submetidos a carregamento de flexão.

ABSTRACT

This work focuses on the numerical study of crack driving forces (J and CTOD) on single edge notch in tension (SE(T)) specimens usually extracted from defective structural components, specifically, circumferentially welded cracked pipes. The most efficient procedure to deploy submarine pipes (risers) on the sea floor is the reeling method. This procedure introduces a huge amount of cyclic loading to the girth welded pipe during the installation causing permanent plastic deformation (around ~ 2 to $\sim 3\%$), which can affect the structural integrity and safe operation of the pipeline system. Current material fracture toughness procedures rely upon accuracy of proportionality plastic coefficient (also known η factor), which has to be effective for homogeneous condition. For mismatched configurations, where the strength of the weld metal is higher than the strength of base metal (also referred as overmatching), the direct applicability of such procedures remains a key aspect for defect assessment procedures and fitness for service codes, due to the complexity of the univocal relationship between crack driving forces and remote loading and the weld strength mismatch effect. The goal of the present thesis is to develop an estimation procedure of fracture mechanics parameters (J and CTOD) for SE(T) specimens in heterogeneous conditions. Extensive finite element analyses were conducted in order to obtain η factors for mismatched SE(T) specimens with varying crack lengths (a/W), different levels of overmatch (M_y) and two loading schemes (clamped and pin loading). Three different but related methods are applied to compute the η factor for welded mismatch configurations, namely the plastic work, load separation and limit load method. Also, the 3D effects are systematically analyzed for different thickness (B/W) and different specimen lengths (H/W) in order to prove the robustness of the proposed solutions derived from FE analyses in plane strain conditions. Finally, the results provide strong support for the use of constraint-designed SE(T) specimens in fracture assessments of circumferential surface cracks in girth welded pipes subjected to bending moment.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES E GRÁFICOS

Figura 1 Mapa dos reservatórios de hidrocarbonetos localizados na Camada Pré-Sal da Bacia de Santos [2].	25
Figura 2 Sistema de tubulações (risers) de uma plataforma Offshore.	26
Figura 3 Método S-Lay [6].	28
Figura 4 Método J-Lay [6].	29
Figura 5 Método Reel-Lay [6].	31
Figura 6 Curva tensão vs. deformação uniaxial correspondente aos materiais Elástico Não linear e Elasto-Plástico [16].	37
Figura 7 Interpretação da energia potencial de um corpo sujeito a tração, Modo I [16].	39
Figura 8 Definição do sistema de coordenadas polar na frente da ponta da trinca [16].	41
Figura 9 CTOD medido a partir da interceptação do ângulo reto (90°) com os flancos da trinca [20].	42
Figura 10 Deslocamentos derivados da solução HRR e estimativa do CTOD pelo método da interceptação 90° [16].	44
Figura 11 Fator adimensional d_n para diferentes valores de encruamento $1/n$: (a) Estado Plano de Tensões; (b) Estado Plano de Deformações [25].	45
Figura 12 Esquema do procedimento multiespécime para determinar a integral J proposto por Begley & Landes [26, 27].	48
Figura 13 Esquema de medição laboratorial de tenacidade em corpos de prova sujeitos a tração: (a) Corpo de Prova SE(T); (b) Evolução da curva Carga vs. Deslocamento - LLD (Δ) ou CMOD (V).	50
Figura 14 Metodologia de Separação de Carga: (a) Curvas P vs. LLD (Δ) de espécimes idênticos com diferentes comprimentos de trinca; (b) Parâmetro de Separação (S_{ij}); (c) Parâmetro de Separação em função de ligamento remanescente (b/W); (d) Possíveis fatores η_J em função do comprimento da trinca.	57
Figura 15 Geometria dos corpos de prova SE(T): (a) SE(T) _p carregado por pino; (b) SE(T) _c fixado por garra.	62
Figura 16 (a) Determinação do CTOD por intermédio do método da intersecção 90°; (b) Método de regressão linear aplicado no flanco deformado da trinca [57].	66
Figura 17 Tipos de modelos de materiais adotados para análises de forças motrizes em configurações soldadas: (a) Modelo Lei de Potência (Ramberg-Osgood); (b) Modelo Bilinear.	69

Figura 18 Modelo de elementos finitos SE(T) em estado plano de deformação (2D) com $a/W = 0.5$, $H/W = 10$ e tamanho do cordão de solda $2h = 15\text{mm}$ para: (a) Carregado por pino rígido; (b) Fixado por garra.....	72
Figura 19 Modelo tridimensional de elementos finitos SE(T) _c carregado por garra com $a/W = 0.5$, $H/W = 10$ e $2h = 15\text{ mm}$ para: (a) Geometria padrão 1-T;(b) Geometria DNV	73
Figura 20 Curvas evolutivas do carregamento remoto versus deslocamento da linha de carga (P vs. LLD) para relações $a/W = 0.1 - 0.7$ do espécime SE(T) _c . .	74
Figura 21 Curvas de Energia de deformação em função do comprimento de trinca para deslocamentos fixos (LLD) a partir de 0.1mm até 2.0mm.	75
Figura 22 Curvas comparativas entre os valores de taxa de liberação de energia (J_M) e integral de domínio (J_D) para espécime SE(T) _c e relação $a/W = 0.1$	76
Figura 23 Curvas comparativas entre os valores de taxa de liberação de energia (J_M) e integral de domínio (J_D) para espécime SE(T) _c e relação $a/W = 0.2$	77
Figura 24 Curvas comparativas entre os valores de taxa de liberação de energia (J_M) e integral de domínio (J_D) para espécime SE(T) _c e relação $a/W = 0.3$	77
Figura 25 Curvas comparativas entre os valores de taxa de liberação de energia (J_M) e integral de domínio (J_D) para espécime SE(T) _c e relação $a/W = 0.5$	78
Figura 26 Comparação de forças motrizes (J_M vs. J_D) para diferentes relações de a/W para o espécime SE(T) _c com $H/W = 6$	78
Figura 27 Curvas comparativas da evolução de forças motrizes (J_M vs. J_D) com respeito ao deslocamento de linha de carga LLD para espécime SE(T) _c com $H/W = 10$; (a) Condição evenmatch com $a/W = 0.1$; (b) Condição evenmatch com $a/W = 0.5$; (c) Condição 50% overmatch com $a/W = 0.1$; (d)Condição 50% overmatch com $a/W=0.5$	80
Figura 28 Comparação de forças motrizes (J_M vs. J_D) para diferentes relações de a/W para o espécime SE(T) _c com $H/W = 10$ e condição evenmatch.....	81
Figura 29 Comparação de forças motrizes (J_M vs. J_D) para diferentes relações de a/W para o espécime SE(T) _c com $H/W = 10$ e condição 50% overmatch. .	81
Figura 30 Curvas comparativas da evolução de forcas motrizes (J_M vs. J_D) com respeito ao deslocamento de linha de carga LLD para espécime SE(T) _p com $H/W = 6$; (a) Condição evenmatch com $a/W = 0.1$; (b) Condição evenmatch com $a/W = 0.5$; (c) Condição 50% overmatch com $a/W = 0.1$; (d)Condição 50% overmatch com $a/W=0.5$	83
Figura 31 Comparação de forças motrizes (J_M vs. J_D) para diferentes relações de a/W para o espécime SE(T) _p com $H/W = 10$ e condição evenmatch.	84
Figura 32 Comparação de forças motrizes (J_M vs. J_D) para diferentes relações de a/W para o espécime SE(T) _p com $H/W = 10$ e condição 50% overmatch. .	84

Figura 33 Variação das parcelas plásticas J e δ normalizadas com respeito à área normalizada para espécimes SE(T) com nível de dissimilaridade mecânica $M_y = 1.2$; (a-c) SE(T) _c com $a/W = 0.2, 0.5$ e $H/W = 10$; (b-d) SE(T) _p com $a/W = 0.2, 0.5$ e $H/W=6$.	87
Figura 34 Curvas de evolução carga versus deslocamento da linha de carga (LLD, Δ) e abertura da boca da trinca (CMOD, V) em função do tamanho relativo da trinca a/W e nível de dissimilaridade mecânica $M_y = 1.2$ para: (a-b) SE(T) _c com $H/W = 10$; (c-d) SE(T) _p com $H/W = 6$.	89
Figura 35 Curvas do parâmetro de separação de cargas $S_{i,j}$ versus deslocamento da linha de carga plástica normalizado (Δ_p/b_j) e abertura da boca da trinca plástica normalizada (V_p/b_j) para vários tamanhos relativos da trinca a/W e nível de dissimilaridade mecânica $M_y = 1.2$ para: (a-b) SE(T) _c com $H/W = 10$; (c-d) SE(T) _p com $H/W = 6$.	90
Figura 36 Variação do parâmetro de separação de cargas, $S_{i,j}$, derivado de deslocamento da linha de carga (LLD, Δ) e abertura da boca da trinca (CMOD, V) para vários tamanhos relativos do ligamento remanescente b/W e nível de dissimilaridade mecânica $M_y = 1.2$ com diferentes ajustes de curva para: (a-b) SE(T) _c com $H/W = 10$; (c-d) SE(T) _p com $H/W = 6$.	92
Figura 37 Variação do parâmetro h_a em função ao nível de deformação normalizada para espécime SE(T), fixado por garra para diferentes relações a/W e nível de dissimilaridade mecânica $M_y = 1.0, 1.2, 1.5$; (a-c-e) modelo Ramberg-Osgood (R-O); (b-d-f) modelo bilinear.	94
Figura 38 Variação do parâmetro h_a em função ao nível de deformação normalizada para espécime SE(T) carregado por pino para diferentes relações a/W e nível de dissimilaridade mecânica $M_y = 1.0, 1.2, 1.5$; (a-c-e) modelo Ramberg-Osgood (R-O); (b-d-f) modelo bilinear.	95
Figura 39 Esquematização das posições das navalhas dos extensômetros no corpo de prova [65].	96
Figura 40 Modelagem da camada de elementos no espécime SE(T) utilizando elementos finitos.	97
Figura 41 Curva comparativa entre o CTOD Tan e o CTOD 90° para corpo de prova SE(T) _p e relação a/W 0.5.	98
Figura 42 Curva comparativa entre o CTOD Tan e o CTOD 90° para corpo de prova SE(T) _p e relação a/W 0.2.	99
Figura 43 Curva comparativa entre o CTOD Tan e o CTOD 90° para corpo de prova SE(T) _c e relação a/W 0.5.	99
Figura 44 Curva comparativa entre o CTOD Tan e o CTOD 90° para corpo de prova SE(T) _c e relação a/W 0.2.	100
Figura 45 Fatores η_J derivados de CMOD para diferentes níveis de dissimilaridade mecânica para espécimes SE(T) sujeito por garra e relação $H/W = 10$.	102

Figura 46 Fatores η_J derivados de CMOD para diferentes níveis de dissimilaridade mecânica para espécimes SE(T) sujeito por garra e relação H/W = 6.	102
Figura 47 Fatores η_δ derivados de CMOD para diferentes níveis de dissimilaridade mecânica para espécimes SE(T) sujeito por garra e relação H/W = 10. ...	103
Figura 48 Fatores η_δ derivados de CMOD para diferentes níveis de dissimilaridade mecânica para espécimes SE(T) sujeito por garra e relação H/W = 6.	104
Figura 49 Fatores η_J derivados de LLD para diferentes níveis de dissimilaridade mecânica para espécimes SE(T) sujeito por garra e relação H/W = 10. ...	105
Figura 50 Fatores η_J derivados de LLD para diferentes níveis de dissimilaridade mecânica para espécimes SE(T) sujeito por garra e relação H/W = 6.	105
Figura 51 Fatores η_J derivados de CMOD para diferentes níveis de dissimilaridade mecânica para espécimes SE(T) carregado por pino e relação H/W = 6.	109
Figura 52 Fatores η_δ derivados de CMOD para diferentes níveis de dissimilaridade mecânica para espécimes SE(T) carregado por pino e relação H/W = 6.	110
Figura 53 Fatores η_J derivados de LLD para diferentes níveis de dissimilaridade mecânica para espécimes SE(T) carregado por pino e relação H/W = 6.	111
Figura 54 Comparação entre fatores η_J derivados de CMOD para espécimes SE(T) sujeito por garras com H/W = 10 e nível de dissimilaridade mecânica de 20% obtidos de modelos em estado plano de deformações e modelos tridimensionais.....	115
Figura 55 Comparação entre fatores η_J derivados de CMOD para espécimes SE(T) sujeito por garras com H/W = 10 e nível de dissimilaridade mecânica de 50% obtidos de modelos em estado plano de deformações e modelos tridimensionais.....	115
Figura 56 Comparação entre fatores η_δ derivados de CMOD para espécimes SE(T) sujeito por garras com H/W = 10 e nível de dissimilaridade mecânica de 20% obtidos de modelos em estado plano de deformações e modelos tridimensionais.....	116
Figura 57 Comparação entre fatores η_δ derivados de CMOD para espécimes SE(T) sujeito por garras com H/W = 10 e nível de dissimilaridade mecânica de 50% obtidos de modelos em estado plano de deformações e modelos tridimensionais.....	116
Figura 58 Comparação entre fatores η_J derivados de LLD para espécimes SE(T) sujeito por garras com H/W = 10 e nível de dissimilaridade mecânica de 20% obtidos de modelos em estado plano de deformações e modelos tridimensionais.....	117
Figura 59 Comparação entre fatores η_J derivados de LLD para espécimes SE(T) sujeito por garras com H/W = 10 e nível de dissimilaridade mecânica de	

50% obtidos de modelos em estado plano de deformações e modelos tridimensionais.....	118
Figura 60 Comparação entre fatores η_J derivados de CMOD para espécimes SE(T) carregado por pino com $H/W = 6$ e nível de dissimilaridade mecânica de 20% obtidos de modelos em estado plano de deformações e modelos tridimensionais.....	119
Figura 61 Comparação entre fatores η_J derivados de CMOD para espécimes SE(T) carregado por pino com $H/W = 6$ e nível de dissimilaridade mecânica de 50% obtidos de modelos em estado plano de deformações e modelos tridimensionais.....	119
Figura 62 Comparação entre fatores η_δ derivados de CMOD para espécimes SE(T) carregado por pino com $H/W = 6$ e nível de dissimilaridade mecânica de 20% obtidos de modelos em estado plano de deformações e modelos tridimensionais.....	120
Figura 63 Comparação entre fatores η_δ derivados de CMOD para espécimes SE(T) carregado por pino com $H/W = 6$ e nível de dissimilaridade mecânica de 50% obtidos de modelos em estado plano de deformações e modelos tridimensionais.....	120
Figura 64 Comparação entre fatores η_J derivados de LLD para espécimes SE(T) carregado por pino com $H/W = 6$ e nível de dissimilaridade mecânica de 20% obtidos de modelos em estado plano de deformações e modelos tridimensionais.....	121
Figura 65 Comparação entre fatores η_J derivados de LLD para espécimes SE(T) carregado por pino com $H/W = 6$ e nível de dissimilaridade mecânica de 50% obtidos de modelos em estado plano de deformações e modelos tridimensionais.....	121
Figura 66 Comparação das diferentes metodologias para obtenção do fator η_J do corpo-de-prova SE(T) _c com respeito ao comprimento relativo da trinca (a/W) e dissimilaridade mecânica: $M_y = 1.0, 1.2$ e 1.5	124
Figura 67 Comparação das diferentes metodologias para obtenção do fator η_J do corpo-de-prova SE(T) _p com respeito ao comprimento relativo da trinca (a/W) e dissimilaridade mecânica: $M_y = 1.0, 1.2$ e 1.5	125
Figura 68 Comparação dos presentes resultados em estado plano de deformação dos fatores η_J derivados de medições CMOD com os correspondentes valores derivados de outras referências [51, 64].	126
Figura 69 Influência da dissimilaridade mecânica (M_y) e dimensão do cordão de solda (h/W) sobre os fatores η_J ; (a-b) SE(T) _c , (c-d) SE(T) _p	128
Figura 70 Influência da dissimilaridade mecânica (M_y) e dimensão do cordão de solda (h/W) sobre os fatores η_δ ; (a-b) SE(T) _c , (c-d) SE(T) _p	129

Figura 71 Efeitos da dissimilaridade mecânica sobre os valores de J para espécime $SE(T)_c$ com tamanho relativo de trinca $a/W = 0.2$ e largura do cordão de solda $2h = 15\text{mm}$ para vários níveis de M_y	131
Figura 72 Efeitos da dissimilaridade mecânica sobre os valores de J para espécime $SE(T)_c$ com tamanho relativo de trinca $a/W = 0.5$ e largura do cordão de solda $2h = 15\text{mm}$ para vários níveis de M_y	131
Figura 73 Efeitos da dissimilaridade mecânica sobre os valores de J para espécime $SE(T)_p$ com tamanho relativo de trinca $a/W = 0.2$ e largura do cordão de solda $2h = 15\text{mm}$ para vários níveis de M_y	132
Figura 74 Efeitos da dissimilaridade mecânica sobre os valores de J para espécime $SE(T)_p$ com tamanho relativo de trinca $a/W = 0.5$ e largura do cordão de solda $2h = 15\text{mm}$ para vários níveis de M_y	132
Figura A1.1 (a) Fratura transgranular. (b) Fratura intergranular [70].	149
Figura A1.2 Estrutura cristalina cubica de corpo centrado (CCC) do Ferro: (a) Plano de escorregamento (110), característico do regime dúctil. (b) Plano de clivagem (frágil) (010) [70].	151
Figura A1.3 (a) Fratura frágil numa biela de alumínio. (b) Fratura dúctil num corpo de prova de aço-carbono [72].	152
Figura A1.4 (a) Fractografia representativa de fratura frágil de aço de baixo carbono a temperatura de -190°C (-310°F). (b) Fractografia representativa de fratura dúctil de aço de baixo teor de carbono a temperatura ambiente de 20°C (68°F) [72].	152
Figura A1.5 Esquema constitutivo das regiões de uma junta soldada monopasse [74].	153
Figura A1.6 Morfologia da poça de fusão: (a) Formato elíptico, (b) Formato de Gota [77].	155
Figura A1.7 Microestrutura da interface entre a linha e a poça de fusão: (a) Crescimento Planar; (b) Celular; (c) Dendrito Colunar; (d) Dendrito equiaxial [77].	156
Figura A1.8 Crescimento epitaxial e colunar perto da linha de fusão numa liga de Inconel; (a) Ampliação $200\mu\text{m}$; (b) Ampliação $100\mu\text{m}$ [77].	157
Figura A1.9 Classificação dos defeitos numa junta soldada: (a) Soldagem de topo de uma chapa com chanfro em V; (b) Junta soldada em T [76].	160
Figura A2.1 (a) Contorno fechado num sólido de duas dimensões. (b) Contornos arbitrários ao redor da ponta da trinca (Prova de independência do caminho da integral J) [16].	163
Figura A2.2 Estimativa do CTOD devido a deslocamento da trinca efetiva na região plástica de Irwin [16].	165

Figura A2.3 Modelo de faixa de escoamento (Dugdale & Barenblatt): (a) chapa infinita com trinca passante sujeita a carregamento remoto, (b) trinca passante com tamanho de trinca efetivo ($2a+\rho$) e tensões de fechamento nas bordas da ponta da trinca [80, 81].	167
Figura A2.4 Estimativa do CTOD pelo modelo de faixa de escoamento [16].	167
Figura A3.1 Esquema utilizado para determinação numérica da carga limite por intermédio de uma reta sobre os valores de J e P .	170
Figura A3.2 Possíveis padrões de deformação plástica para espécime SE(T) _c , com dissimilaridade mecânica.	172
Figura A3.3 Evolução da carga limite normalizada do espécime SE(T) _c com respeito ao ligamento remanescente (b/W) em condição homogênea.	173
Figura A3.4 Esquematização da estimativa da carga limite devido aos possíveis padrões de deformação em componentes bimateriais.	175
Figura A4.1 Comparação das soluções de carga limite obtidas por análises de elementos finitos (FEA) e soluções analíticas para espécime SE(T) _c com material homogêneo.	178
Figura A4.2 Comparação das soluções de carga limite obtidas por análises de elementos finitos (FEA) e soluções analíticas para espécime SE(T) _p com material homogêneo.	179
Figura A4.3 Evolução da Carga limite normalizada (P_{LM}/P_{LB}) em função do tamanho relativo da solda ($\psi = b/h$) e vários níveis de M_y do espécime SE(T) _c e tamanho relativo de trinca $a/W = 0.5$.	181
Figura A4.4 Evolução da Carga limite normalizada (P_{LM}/P_{LB}) em função do tamanho relativo da solda ($\psi = b/h$) e vários níveis de M_y do espécime SE(T) _c e tamanho relativo de trinca $a/W = 0.2$.	182
Figura A4.5 Curvas das cargas limites normalizadas em função ao tamanho relativo do defeito (a/W) com tamanho fixo de cordão de solda ($2h = 15$ mm) e vários níveis de M_y para espécime SE(T) _c .	182
Figura A4.6 Evolução da Carga limite normalizada (P_{LM}/P_{LB}) em função do tamanho relativo da solda ($\psi = b/h$) e vários níveis de M_y do espécime SE(T) _p e tamanho relativo de trinca $a/W = 0.5$.	185
Figura A4.7 Evolução da Carga limite normalizada (P_{LM}/P_{LB}) em função do tamanho relativo da solda ($\psi = b/h$) e vários níveis de M_y do espécime SE(T) _p e tamanho relativo de trinca $a/W = 0.2$.	185
Figura A4.8 Curvas das cargas limites normalizadas em função ao tamanho relativo do defeito (a/W) com tamanho fixo de cordão de solda ($2h = 15$ mm) e vários níveis de M_y para espécime SE(T) _p .	186

LISTA DE TABELAS

Tabela 1	Dimensões dos espécimes em estado plano de deformação (2D), 1 –T com comportamento elasto-plástico (modelo R-O).	63
Tabela 2	Dimensões dos espécimes em estado plano de deformação (2D), 1 –T com comportamento elástico-perfeitamente plástico (modelo bilinear).....	63
Tabela 3	Dimensões dos espécimes tridimensionais (3D) com comportamento elástico-plástico (modelo R-O).	64
Tabela 4	Propriedades do material adotado para análises elasto-plásticas.....	67
Tabela 5	Propriedades do material adotado para análises perfeitamente plásticas..	69
Tabela 6	Coeficientes para os polinômios de ajuste das Eqs. (61) e (62) para a obtenção dos diferentes fatores η em corpos-de-prova SE(T) fixados por garra.	107
Tabela 7	Coeficientes para os polinômios de ajuste das Eqs. (63) e (64) para a obtenção dos diferentes fatores η em corpos-de-prova SE(T) carregado por pino.....	112
Tabela A1.1	Planos cristalográficos de clivagem e cisalhamento para vários materiais [70].	150
Tabela A1.2	Nomenclatura para definir defeitos numa junta proposta pela ASW [76].	159

LISTA DE SÍMBOLOS

A : Área efetiva da seção trincada do corpo.

A_p : Área plástica generalizada.

a : Profundidade de trinca.

B : Espessura do corpo de prova.

B_N : Espessura efetiva do corpo de prova.

b : Ligamento remanescente ($b = W - a$).

ds : Incremento do arco do contorno fechado.

E : Modulo de elasticidade.

E' : Modulo de elasticidade em estado plano de deformação.

F : Trabalho realizado pelas forças externas.

$G(a/W)$: Função que depende da geometria do principio de separação de cargas.

$\mathcal{G}$: Taxa de liberação de energia.

H : Comprimento do corpo de prova.

$H(\Delta_p/W)$: Função que depende da deformação plástica do principio de separação de cargas.

h_a : Parâmetro que relaciona as componentes plásticas do LLD e CMOD.

I_n : Constante de integração na solução do campo HRR.

J : Amplitude da singularidade - Integral J .

J_D : Integral J derivado do procedimento numérico do contorno.

J_e : Parcela elástica da integral J .

J_M : Integral J derivado do procedimento multiespécimes.

J_p : Parcela plástica da integral J .

J_{IC} : Valor de integral J que produz a iniciação de crescimento da trinca.

K_I : Fator de intensidade de tensões em Modo I de abertura.

K_{eff} : Fator de intensidade de tensões efetivo.

M_y : Nível de dissimilaridade mecânica.

m : Fator adimensional de restrição plástica.

n : Coeficiente de encruamento.

P : Carga imposta.

P_L : Carga limite generalizada de um componente homogêneo.

P_L^{nc} : Carga limite do espécime sem defeito em condições homogêneas.

P_L^c : Carga limite do espécime trincado.

P_{LM} : Carga limite da configuração bimaterial ou heterogênea.

P_{LB} : Carga limite da configuração do material base ou homogênea.

r : Distância radial desde a ponta da trinca.

r_y : Raio da zona plástico.

S_{ij}^* : Desviador de Tensões .

S_{ij} : Parâmetro de separação de cargas.

T_i : Vetor de tração ($i = 1, 2$).

U : Energia de deformação armazenada.

U^* : Energia de deformação complementar.

u_i : Vetor de deslocamento ($i = 1, 2$)

u_y : Deslocamento vertical da face da trinca.

V : Abertura da boca da trinca (CMOD).

V_e : Abertura elástica da boca da trinca (CMOD_e).

V_p : Abertura plástica da boca da trinca (CMOD_p).

W : Largura do corpo de prova.

W_p : Trabalho plástico equivalente à área sob a curva carga versus deslocamento.

w : Densidade de energia de deformação.

$2h$: Largura do cordão de solda.

α : Coeficiente de plasticidade.

Γ : Caminho de integração usado para obtenção de J .

Δ : Deslocamento da linha de carga (LLD).

Δ_e : Deslocamento elástico da linha de carga (LLD_e).

Δ_p : Deslocamento plástico da linha de carga (LLD_p).

δ : Abertura da ponta da trinca (CTOD).

δ_e : Parcela elástica da abertura da ponta da trinca.

δ_{ij} : Delta kronecker.

δ_p : Parcela plástica da abertura da ponta da trinca.

ε_{ij} : Tensor de deformação plástica.

$\widetilde{\varepsilon}_{ij}$: Função adimensional na solução do campo HRR.

ε_p : Deformação plástica uniaxial.

ε_y : Deformação de referencia ou escoamento (σ_y/E).

η_J^{LLD} : Fator adimensional derivado da curva P-LLD para calcular J .

η_J^{CMOD} : Fator adimensional derivado da curva P-CMOD para calcular J .

η_δ^{CMOD} : Fator adimensional derivado da curva P-CMOD para calcular δ .

θ : Direção angular desde a ponta da trinca.

μ : Módulo cisalhante.

Π : Energia potencial do corpo trincado.

σ : Tensão uniaxial.

σ_e : Tensão equivalente de Von – Mises.

σ_{ij} : Tensor de tensão.

σ_{kk} : Tensor de tensão principal ou hidrostático.

σ_y : Tensão de escoamento.

σ_y^{MS} : Tensão de escoamento de material de solda ou adição.

σ_y^{MB} : Tensão de escoamento de material de base.

$\widetilde{\sigma}_{ij}$: Função adimensional na solução do campo HRR.

σ_θ : Tensão de referência (geralmente igual á tensão de escoamento).

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ASTM: Sociedade americana de ensaio de materiais (do inglês: American Society for Testing and Materials).

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

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

Curva R : Curva de resistência à propagação estável da trinca.

EPRI: Instituto de pesquisa de energia elétrica dos Estados Unidos (do inglês: Electric Power Research Institute).

FEA: Análises de Elementos Finitos (do inglês: Finite Element Analysis).

GSY: Escoamento generalizado na seção plena do material base (do inglês: Gross Section Yielding).

HRR: Solução analítica para o campo de tensões e deformações na frente da trinca dada pela integral J .

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

LUB: Análises das linhas de arcos (do inglês: Least Upper Bound Circular Arcs).

MFEL: Mecânica de fratura elástica linear.

MFEP: Mecânica de fratura elasto-plástica.

MB: Material base de uma configuração bimaterial.

MS: Material de solda ou adição de uma configuração bimaterial.

NDT: Ensaio não destrutivo (do inglês: Non-Destructive Test).

SCR: Dutos flexíveis submarinos para o transporte de óleo e gás (do inglês: Steel Catenary Risers).

SE(T): Espécime com entalhe lateral submetido a tração (do inglês: Single Edge Notch Tension specimen).

SE(T)_c: Espécime SE(T) fixado por garra (clamped).

SE(T)_p: Espécime SE(T) carregado por pino (pin load).

SLF: Campo das linhas de escorregamento (do inglês: Slip Line Fields).

SSY: Escoamento em pequena escala (do inglês: Small Scale Yielding).

ZAC: Zona afetada pelo Calor (do inglês: Heat Affected Zone).

2D: Contexto bidimensional.

3D: Contexto tridimensional.

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	25
1.1 Os desafios do Pré-Sal	25
1.2 Instalações de dutos e <i>risers</i> em plataformas offshore	27
1.2.1 O método S-Lay	27
1.2.2 O método J-Lay	29
1.2.3 O método Reel-Lay	30
1.3 Motivação e objetivo do trabalho	32
2. MECÂNICA DA FRATURA ELASTO-PLÁSTICA	34
2.1 A mecânica da fratura monoparamétrica	35
2.2 A integral de linha J	35
2.2.1 A integral J como a taxa de liberação de energia	37
2.2.2 A integral J como o parâmetro de intensidade de tensões	39
2.3 A abertura da ponta da trinca (CTOD)	41
2.4 A relação entre integral J e CTOD	43
3. DETERMINAÇÃO DE FORÇAS MOTRIZES EM JUNTAS SOLDADAS	46
3.1 A metodologia multiespécime (Interpretação de energia)	46
3.2 A metodologia de espécime único (<i>Single specimen measurement</i>)	48
3.2.1 O fator η baseado no trabalho plástico	50
3.2.2 O fator η baseado na separação de cargas	53
3.3 O fator η derivado da carga limite	58
3.4 O aspecto mecânico da dissimilaridade mecânica	60
4. MATRIZ DE ANÁLISES E PROCEDIMENTOS NUMÉRICOS	61
4.1 Matrizes de análises e geometria do espécime SE(T)	61
4.2 Procedimentos numéricos e propriedades do material	64
4.2.1 Código de elementos finitos	64
4.2.2 Propriedades do material	66
4.2.2.1 Modelo constitutivo para materiais elasto-plásticos	66
4.2.2.2 Modelo constitutivo para materiais perfeitamente plásticos	68
4.3 Modelos de elementos finitos	70
5. PROCEDIMENTO PARA O CALCULO DA INTEGRAL J DERIVADO DO MÉTODO MULTIESPÉCIME	74
5.1 O método multiespécime em condição homogênea (evenmatch)	74

5.2 O método multiespécime em condições de dissimilaridade mecânica	79
6. PROCEDIMENTO PARA O CÁLCULO DOS FATORES η	85
6.1 A obtenção dos fatores η_J e η_δ plásticos baseados no trabalho plástico	85
6.2 A obtenção do fator η_J plástico baseado na separação de carga	87
6.3 A relação entre LLD e CMOD plástico em configurações bimateriais	92
6.4 Medições numéricas da abertura da ponta da trinca (CTOD).....	96
7. FATORES η_J E η_δ PARA ESPECIMENS SE(T) FIXADOS POR GARRA	101
7.1 Fatores η_J derivados de CMOD	101
7.2 Fatores η_δ derivados de CMOD	103
7.3 Fatores η_J derivados de LLD	104
8. FATORES η_J E η_δ PARA ESPECIMENS SE(T) CARREGADOS POR PINOS.	108
8.1 Fator η_J derivado de CMOD.....	108
8.2 Fatores η_δ derivados de CMOD	109
8.3 Fatores η_J derivados de LLD	110
9. COMPARAÇÃO DE RESULTADOS EM ESTADO PLANO DE DEFORMAÇÃO E TRIDIMENSIONAIS.....	113
9.1 Comparação dos resultados 3D com 2D.....	114
9.1.1 Espécimes SE(T) fixado por garras.....	114
9.1.2 Espécimes SE(T) carregado por pino	118
9.2 Comparação dos resultados 2D com outros procedimentos	122
10. EFEITOS DA DISSIMILARIDADE MECÂNICA E DIMENSÃO DO CORDÃO DE SOLDA SOBRE FORÇAS MOTRIZES.	127
10.1 Efeitos sobre os fatores η	127
10.2 Efeitos sobre integral J	129
11. CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	133
11.1 Conclusões	133
11.2 Sugestões para a continuação do trabalho.....	134
12. REFERÊNCIAS.....	137
APÊNDICE 1 – DEFEITOS EM JUNTAS SOLDADAS	145
A1.1 Aspectos sobre mecânica da fratura em juntas soldadas	148
A1.1.1 Fratura transgranular e intergranular	148
A1.1.2 Fratura frágil e dúctil	149
A1.2 Metalurgia da soldagem	153

A1.2.1 Microestruturas da poça de fusão.....	154
A1.3 Defeitos em juntas soldadas	158
APÊNDICE 2 – DEFINIÇÃO DA INTEGRAL J E ABERTURA DA PONTA DA TRINCA (CTOD).....	161
A2.1 J como uma integral de linha independente do caminho de integração.	161
A2.2 A abertura da ponta da trinca (CTOD) segundo o critério de Irwin.....	164
A2.3 A abertura da ponta da trinca (CTOD) segundo o modelo da faixa de escoamento.	165
APÊNDICE 3 – METODOLOGIA DA CARGA LIMITE	168
A3.1 Determinação numérica da carga limite	169
A3.2 Padrões de deformação plástica em juntas soldadas	170
A3.2.1 Escoamento da seção plena do material base (Gross Section Yielding)	172
A3.2.2 Escoamento da seção neta do ligamento remanescente (cracked ligament yielding)	174
APÊNDICE 4 – DETERMINAÇÃO DA CARGA LIMITE PARA COMPONENTES HETEROGÊNEOS	176
A4.1 Avaliação do procedimento numérico com resultados analíticos	176
A4.2 Soluções da carga limite para espécime SE(T) _c em condição “overmatch” ..	179
A4.3 Solução da carga limite para espécime SE(T) _p em condição “overmatch” ..	183

1. INTRODUÇÃO

1.1 Os desafios do Pré-Sal

A descoberta de petróleo no fundo do mar, mais precisamente debaixo da camada de sal, tem despertado o interesse do mundo na exploração do petróleo a grandes profundidades. O termo Pré-sal refere-se ao perfil geológico anterior à deposição do sal mais recente no fundo marinho, formado por um conjunto de rochas que permitiram o ambiente adequado para a formação dos reservatórios de petróleo no leito marinho. A camada do Pré-Sal, estende-se desde o Estado do Espírito Santo até o Estado de Santa Catarina dentro da zona econômica exclusiva do país, em profundidades que variam de 1.000 m a 2.000 m de lâmina de água e de 4.000 m a 6.000 m de profundidade no subsolo chegando, portanto, até 8.000 m da superfície do mar, incluindo uma camada que varia de 200 m a 2.000 m de sal [1-3], como se ilustra na Fig. 1. Alguns dos novos reservatórios recentemente descobertos possuem volumes estimados de 10,6 a 16 bilhões de barris de óleo o que possibilita ao país dobrar as atuais reservas. No entanto, a reserva total poderia triplicar ou quadruplicar se fossem confirmadas as expectativas das outras descobertas, o que posicionaria o Brasil entre as dez maiores reservas do mundo [4, 5].

Figura 1 Mapa dos reservatórios de hidrocarbonetos localizados na Camada Pré-Sal da Bacia de Santos [2].

Esta demanda crescente para exploração e produção de petróleo e gás em águas profundas e ultraprofundas (>1.000 m) tem motivado vigorosamente o desenvolvimento de sistemas oceânicos eficientes e, ao mesmo tempo, inovadores, capazes de atender aos severos requisitos de projeto, instalação e operação. Dentro deste cenário, o sistema de tubulações ou dutos ilustrado na Fig. 2 para transporte de gás e óleo da cabeça do poço até a plataforma ou unidade flutuante, comumente denominado sistema de *risers*¹, representa um elemento-chave à garantia da segurança operacional da unidade de produção. Em particular, na medida em que a infraestrutura oceânica move-se para águas cada vez mais profundas, a utilização de *risers* rígidos em catenária fabricados em aço (denominados **SCRs- steel catenary risers**) torna-se bastante atrativa e vantajosa em relação aos *risers* flexíveis, devido ao seu menor custo, maiores diâmetros e maior capacidade estrutural. Adicionalmente a estas vantagens, avanços tecnológicos introduzidos recentemente permitem a instalação de *risers* rígidos por intermédio de métodos mais rápidos e eficientes, tais como o *método carretel*.

Figura 2 Sistema de tubulações (risers) de uma plataforma Offshore.

¹ A denominação *risers* de produção aplica-se às tubulações e dutos verticais utilizados para condução de óleo e gás à unidade flutuante.

1.2 Instalações de dutos e *risers* em plataformas offshore

Uma das atividades de maior importância na exploração de petróleo no mar é a instalação do sistema dutoviário marinho, principal responsável pelo transporte do óleo e gás desde o fundo do mar até a plataforma. O método para a instalação dos dutos vai depender das características da unidade flutuante e das condições ambientais—oceanográficas do meio onde vão operar. Outro fator essencial que deve ser levado em conta é o impacto econômico decorrente da operação e montagem deste sistema o qual determinará o melhor método de instalação. Existem alguns métodos de instalação, dentre os quais os mais utilizados são os seguintes: S-Lay, J-Lay e Reel-Lay; sendo este último procedimento o mais utilizado, devido aos baixos custos de operação e eficiência durante a instalação.

1.2.1 O método S-Lay

O método S-Lay prevê a construção da linha sobre a embarcação de lançamento em posição quase horizontal, criando duas regiões de flexão acentuada: uma na rampa, conhecida por “*overbend*”, e outra no leito marinho, denominada “*sagbend*”, como se ilustra na Fig. 3. A junção dos dutos é feita a bordo da unidade por meio de soldagem dos segmentos sobre uma rampa de montagem, o grupo de tensionadores permite o controle da tração na linha e, conseqüentemente, uma adequada distribuição dos momentos concomitantes no convés. Uma rampa treliçada chamada “*stinger*” é utilizada para minimizar a forte variação angular que o duto experimenta ao deixar a embarcação. Este dispositivo estrutural se aloca na parte externa da unidade e atende aos critérios de projeto específicos. Durante o processo de instalação a linha adquire uma trajetória típica em “S” desde o tensionador até chegar ao leito marinho. Para garantir a segurança operacional durante a instalação existe um conjunto de roletes ao longo da rampa que permitem a correta movimentação e alívio de tensões da tubulação. Devido à configuração deste método de instalação, a construção em série é permitida, aumentando assim a produtividade [6].

Figura 3 Método S-Lay [6].

Os principais equipamentos desse tipo de embarcação são [6]:

- Equipamentos de transporte e manuseio de dutos;
- Estação de alinhamento e soldagem dos passes de raiz;
- Estações de soldagem dos passes de enchimento;
- Máquinas de tração;
- Estação de inspeção radiográfica;
- Estação de revestimento;
- Rampa de lançamento.

1.2.2 O método J-Lay

O método *J-Lay* é uma variação do método anterior e possui uma rampa de lançamento em posição vertical, como se ilustra na Fig. 4. A zona de concentração de tensões e momentos “*overbend*” desaparece e o duto adquire uma configuração aproximada ao desenho da letra *J*. A ausência da região de “*overbend*” foi o grande motivo pelo qual este método foi desenvolvido primordialmente para águas profundas [6].

Figura 4 Método J-Lay [6].

Com a utilização da torre de lançamento, as operações de construção já não podem ser mais desenvolvidas totalmente em série, tendendo assim uma redução na produtividade deste método. Para obter uma maior produtividade e reduzir o tempo de instalação dos dutos rígidos, várias formas de otimização vêm sendo desenvolvidas, tais como o sistema de soldagem automático e a pré-fabricação de tramos para a utilização de juntas de maior comprimento na torre de lançamento. As juntas pré-fabricadas são conectadas, no momento da instalação, através de conectores mecânicos o que permite a rápida montagem dos tramos em direção

vertical pronta para ser lançado. Um processo típico de lançamento *J-Lay* compreende [6]:

- Pré-fabricação de tramos, tipicamente entre 12 e 48m;
- Sistema de elevação para verticalização do tramo pré-fabricado;
- Sistema de transferência do tramo para a torre de lançamento;
- Estação de trabalho, visando alinhamento, soldagem, inspeção por ultrassom e revestimento.

Este método de instalação apresenta algumas vantagens como:

- Não necessita de ferramentas especiais submarinas, tais como tratores, para montagem de linha;
- Não necessita de instalações fabris em regiões costeiras e grandes canteiros, perpendiculares à praia para a construção das linhas.

1.2.3 O método *Reel-Lay*

A instalação de *risers* e dutos submarinos utilizando o método *Reel-Lay* ou carretel (também denominado *reeling*) representa um procedimento tecnicamente eficiente e operacionalmente econômico, particularmente em lançamentos e instalações de *risers* rígidos (**SCRs**). Uma das vantagens centrais deste método de instalação é permitir a soldagem de seguimentos e seções tubulares em terra (e, portanto, sob condições mais controladas e adequadas) para a formação de uma linha contínua de tubulação conformada (processo de “enrolamento”) ao redor de uma superfície cilíndrica (carretel). Após o transporte do carretel ao local de instalação, a linha passa por um processo de conformação reversa (processo de “desenrolamento”) seguida de retificação e lançamento ao mar sob tração. Uma das limitações deste método é a restrição de tubulações de grande diâmetro (diâmetro médio menor que 16 polegadas) devido às deformações impostas ao duto durante o processo de enrolamento e desenrolamento. Normalmente, a espessura do duto deve ser maior do que a requerida para os demais métodos. Outra limitação é a restrição quanto à utilização de alguns revestimentos devido à curvatura imposta. O uso de revestimento de concreto e de algum tipo de isolamento térmico de alta rigidez é impraticável, além de ser sensível às condições climáticas, pois o duto tem que ser

todo desenrolado e lançado por inteiro. Sendo assim, a operação não pode ser interrompida por eventuais condições adversas. A grande vantagem deste método, em relação aos outros, é a alta velocidade de instalação. A Fig. 5 mostra, esquematicamente, o lançamento utilizando o método Reel-Lay.

Figura 5 Método Reel-Lay [6].

Como foi dito anteriormente, este último método de instalação tornou-se atrativo devido à sua eficiência e baixo custo operacional. A sua capacidade de instalação abrange linhas de *risers* de 2 polegadas a 16 polegadas de diâmetro. O processo de conformação ao redor do carretel e retificação para lançamento resulta em deformações plásticas relativamente grandes (2 ~ 3%), acima da deformação de escoamento do material. Embora tais deformações plásticas não afetem significativamente a capacidade de carga (colapso plástico) dos dutos e *risers* (assumindo que a ovalização dos dutos durante o processo de enrolamento e desenrolamento seja adequadamente controlada), elas podem comprometer de forma potencialmente severa a resistência à fratura do material, particularmente nas

regiões de soldagem circunferencial da linha de tubulação. Nestas regiões, mesmo pequenos níveis de deformações plásticas induzem a nucleação e formação de micro defeitos com impacto potencialmente negativo sobre a resistência à fratura do material. Além disto, e talvez mais importante, defeitos pré-existent na forma de trincas em regiões de soldas circunferenciais (os quais possivelmente não foram detectados durante a fabricação e soldagem da linha de dutos) são submetidos a grandes esforços flexionais durante o processo de *reeling*, acompanhados de grandes forças motrizes de trincas caracterizadas por valores altos da Integral J ou CTOD.

1.3 Motivação e objetivo do trabalho

As análises de criticidade de defeitos (comumente referenciada como análise *ECA*, termo derivado da abreviatura em língua inglesa para *Engineering Critical Assessment*) nas juntas soldadas em *risers* e dutos submarinos lançados pelo método carretel são fortemente complexas pela existência de dissimilaridades mecânicas entre o metal de solda e o metal base, condição conhecida como *weld strength mismatch*. Os processos de soldagem introduzem fortes gradientes térmicos no metal base para fundir e misturá-lo com o metal de adição formando uma liga heterogênea com propriedades mecânicas e metalúrgicas diferentes aos originais. As particularidades metalúrgicas da soldagem não serão tratadas neste trabalho, mas no apêndice 1 apresenta-se uma breve revisão dos conceitos e aspectos fenomenológicos dos defeitos em juntas soldadas sob uma óptica da microestrutura e da configuração subatômica da solda.

Diversos códigos e práticas correntes de fabricação (e.g., ASME [7] e ASW [8]) especificam a utilização de metais de solda com resistência mecânica mais elevada em relação ao material base (uma condição normalmente referenciada como *weld overmatch*) como forma de proteger a junta soldada dos potenciais efeitos deletérios de defeitos do metal de solda sobre a integridade estrutural. Sob um carregamento remoto fixo, a condição *overmatch* reduz o nível de deformações plásticas no metal de solda (o qual, presumivelmente, contém uma maior quantidade de defeitos de soldagem) aumentando, conseqüentemente, a capacidade de carga do componente estrutural soldado. Entretanto, tal dissimilaridade mecânica entre o metal base e o metal de solda influencia significativamente a relação entre carregamento remoto

aplicado e a força motriz da trinca (caracterizada pela Integral J e CTOD). Com efeito, estudos preliminares conduzidos por Robles e Ruggieri [9] revelam que esta condição produz um aumento significativo nas tensões para o metal de solda comparado ao material homogêneo carregado sob os mesmo níveis de J ou CTOD. Este fenômeno adiciona grandes complexidades à correta interpretação de J e CTOD como parâmetros descritores das condições de fratura e talvez mais importantes, sobre metodologias convencionais para avaliação de defeitos em componentes estruturais, tais como os procedimentos BS7910 [10], SINTAP [11] e API 579 [12]. Consequentemente, metodologias preditivas para a avaliação correta e realista da integridade estrutural de juntas circunferenciais soldadas de *risers* rígidos e dutos devem necessariamente incorporar o efeito de dissimilaridades mecânicas (*weld strength mismatch*) sobre a avaliação de sua resistência à fratura e sobre procedimentos ECA.

Como um passo nesta direção, esta tese contempla uma investigação numérica e metodológica sobre os efeitos da dissimilaridade mecânica na determinação das forças motrizes (J , CTOD) por intermédio da metodologia η . O objetivo central é a determinação dos fatores η para medição de curvas de resistência ($J-R$) em espécimes SE(T) com entalhes centrais à solda incluindo o efeito de *overmatch* com dois tipos de carregamentos (pino e garra). Nos últimos anos tem crescido o interesse no desenvolvimento experimental e laboratorial da medição da tenacidade em espécimes sujeitos à tração com entalhe lateral (*SE(T) Single Edge Notched Specimens under Tension*), devido à forte similaridade dos campos de tensão e deformação que acontecem na vizinhança da ponta da trinca entre um duto contendo defeito (circunferencial ou longitudinal) e esse corpo de prova [13, 14, 15, 88].

2. MECÂNICA DA FRATURA ELASTO-PLÁSTICA

As primeiras experiências conhecidas na área de mecânica da fratura foram realizadas por Leonardo da Vinci (apud Anderson, 1995 [16]). Ele realizou experimentos para medir a resistência de fios de ferro de vários comprimentos e concluiu que a resistência é inversamente proporcional ao comprimento do fio, porque porções de arame com maior dimensão tem maior probabilidade de conter um defeito. Estes testes forneceram uma base qualitativa naquela época, mas não uma conexão com os conceitos da mecânica da fratura clássica. Posteriormente, uma conexão quantitativa entre o campo de tensões e o tamanho do defeito foi apresentada por Griffith [17]. Ele baseou-se no trabalho preliminar de Inglis [18], aplicado a um defeito elíptico usando análise de tensões para o crescimento instável de trinca em materiais frágeis. Consequentemente, esta análise não é válida para o tratamento de materiais metálicos, que apresentam uma zona plástica na vizinhança da ponta da trinca. Isto foi considerado por Irwin [19] quando desenvolveu o conceito da taxa de liberação de energia, baseado no trabalho inicial de Griffith, onde relaciona o campo de tensões e deformações na ponta da trinca com um único parâmetro descritor que posteriormente é definido como o fator de intensidade de tensões (K) [19].

Assim, a mecânica da fratura elástica linear (MFEL) estava praticamente estabelecida. Contribuições posteriores, feitas por vários pesquisadores, visaram incluir os efeitos do escoamento em pequena escala que ocorre na ponta da trinca em certos materiais. A correção de Irwin para zonas plásticas é uma extensão da MFEL, mas não é válida para materiais que exibem uma alta ductilidade, isto é, apresentam uma alta taxa de deformação plástica antes do crescimento instável da trinca. Para isso, Rice (1968) [20] desenvolveu outro parâmetro para caracterizar o comportamento de materiais não lineares na região da ponta da trinca. Assumindo a deformação plástica como elástica não linear, Rice conseguiu generalizar a taxa de liberação de energia para materiais com comportamento não linear como uma integral de linha, independente do caminho de integração, conhecida como a Integral J . Assim nasce a mecânica da fratura elasto-plástica ou não linear.

Apesar destes avanços, ainda ficava incompleto o arcabouço para empregar a mecânica da fratura não linear como uma ferramenta robusta em análises de integridade estrutural. Este arcabouço foi estabelecido por Shih e Hutchinson [21] e amplamente utilizado pelo Instituto de Pesquisa de Energia Elétrica dos Estados Unidos (EPRI) em avaliações de integridade estrutural de usinas nucleares. De forma paralela, no Reino Unido, o conceito do CTOD (Crack Tip Opening Displacement) foi desenvolvido extensivamente para o tratamento de juntas soldadas de componentes estruturais destinados à indústria do petróleo, que desenvolviam uma significativa zona plástica na região de processo de fratura antes do colapso.

2.1 A mecânica da fratura monoparamétrica

A caracterização dos campos de tensões e deformações na ponta de uma trinca é fundamental em estudos de mecânica da fratura, uma vez que esses campos e as suas respectivas perturbações nas vizinhanças determinam o processo de fratura. A mecânica da fratura monoparamétrica emprega um único parâmetro para descrever as condições de propagação de uma trinca sob condições de plasticidade restrita (escoamento de pequena escala – *Small Scale Yielding* – **SSY**), onde as dimensões da zona plástica na região da ponta da trinca são muito pequenas quando comparadas com outras dimensões relevantes do sólido, tais como comprimento da trinca (a), largura (W), espessura (B) ou ligamento remanescente ($b = W - a$). Este conceito permite relacionar o carregamento remoto aplicado com as forças motrizes que atuam na frente da ponta da trinca e que controlam o processo de fratura. Como foi descrito na seção anterior, os parâmetros mais comumente utilizados são: o fator de intensidade de tensões (K), a Integral J e a abertura da boca da trinca (CTOD), sendo estes dois últimos o interesse desta tese.

2.2 A integral de linha J

A integral J é um dos parâmetros mais utilizados para caracterizar o processo de fratura em materiais elasto – plásticos. Mediante a idealização do comportamento mecânico do material análoga ao comportamento elástico não linear, Rice postulou as bases para estender a metodologia da mecânica da fratura além da validade da mecânica da fratura elástica linear (MFEL). O comportamento de um material elasto

– plástico e elástico não linear sob carregamento uniaxial são idênticos quando são carregados e diferentes quando o descarregamento ocorre, como se ilustra na Fig. 6. Esta fenomenologia permite o emprego da teoria plástica de deformação, a qual relaciona as tensões e deformações totais no material e é equivalente à elasticidade não linear. A teoria plástica de deformação, para análises de mecânica de fratura, emprega a parcela plástica do modelo de Ramberg-Osgood para o carregamento uniaxial e pode ser expressa na seguinte forma [16]:

$$\varepsilon_p = \alpha \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \frac{\sigma}{E} \quad (1)$$

Em forma tridimensional, a mesma Eq. 1 fica:

$$\varepsilon_{ij} = \frac{3}{2} \alpha \left(\frac{\sigma_e}{\sigma_0} \right)^n \frac{S_{ij}^*}{E} \quad (2)$$

onde ε_{ij} é o tensor de deformação plástica, σ_e é tensão equivalente de Von Mises, σ_0 é a tensão de referência (em geral se adota a tensão de escoamento), E é o modulo de Young e S_{ij}^* é o tensor desviador de tensões, que se define como:

$$S_{ij}^* = \sigma_{ij} - \frac{1}{3} \sigma_{kk} \delta_{ij} \quad (3)$$

onde σ_{ij} é o tensor total de tensões, σ_{kk} são as tensões hidrostáticas e δ_{ij} é o delta de Kronecker. Em resumo, as Eq. (1) e (2) expressam uma dependência direta das deformações com as tensões quando o desviador de tensões é proporcional à tensão equivalente (Von Mises). Isto ocorre só se o carregamento remoto é monotônico e quase estático. Porém a validade desta teoria não garante automaticamente que as condições na ponta da trinca sejam caracterizadas por um único parâmetro quando a zona plástica ultrapassa certa região denominada zona de dominância da integral J [16]. Rice [20] mostrou que a Integral J pode ser descrita como uma taxa de liberação de energia para materiais não lineares (elasto – plásticos) assim como um parâmetro de intensidade de tensões, como se mostra nas seguintes seções.

Figura 6 Curva tensão vs. deformação uniaxial correspondente aos materiais Elástico Não linear e Elasto-Plástico [16].

2.2.1 A integral J como a taxa de liberação de energia

O conceito de taxa de liberação de energia foi inicialmente proposto por Griffith [17] para materiais frágeis, especificamente vidros. O termo taxa, neste contexto, não se refere à variação de uma função com respeito ao tempo, mas sim à variação de energia potencial com respeito à área da trinca definida pela seguinte expressão:

$$J = - \frac{d\Pi}{dA} \quad (4)$$

onde Π é a energia potencial e A é a área da trinca. A energia potencial é definida por:

$$\Pi = U - F \quad (5)$$

onde U representa a energia de deformação armazenada no sólido e F é o trabalho realizado pelas forças externas. Considere um corpo trincado que exhibe um comportamento não linear, como se ilustra na Fig. 7. Assumindo que a chapa tem

uma espessura unitária, então $A = a$, onde a é comprimento da trinca; sob controle de carga (P), Π é definido da seguinte maneira:

$$\Pi = U - P\Delta = -U^* \quad (6)$$

onde Δ é deslocamento da linha de carga e U^* é a energia de deformação complementar definida como:

$$U^* = \int_0^P \Delta dP \quad (7)$$

Substituindo as Eqs. (7) e (6) em (4), obtém-se uma expressão para J sob controle de carga (P) da seguinte forma:

$$J = \left(\frac{dU^*}{da} \right)_P \quad (8)$$

Em forma análoga, se o corpo estivesse sob controle de deslocamento (Δ), então $F=P\Delta=0$ e J é definido por:

$$J = - \left(\frac{dU}{da} \right)_\Delta \quad (9)$$

Segundo a Fig. 7, o diferencial de energia complementar dU^* para condição de controle de carga difere do diferencial de energia dU para controle de deslocamento pela quantidade de $\frac{1}{2} dPd\Delta$, o qual é muito pequeno e portanto desprezível se comparado para dU . Consequentemente, os valores da integral J para as duas condições de controle são iguais e podem ser expressos da seguinte forma:

$$J = \left(\frac{\partial}{\partial a} \int_0^P \Delta dP \right)_P = \int_0^P \left(\frac{\partial \Delta}{\partial a} \right)_P dP \quad (10)$$

ou,

$$J = - \left(\frac{\partial}{\partial a} \int_0^\Delta P d\Delta \right)_\Delta = - \int_0^\Delta \left(\frac{\partial P}{\partial a} \right)_\Delta d\Delta \quad (11)$$

Uma expressão mais geral da taxa de liberação de energia, para o caso em que o material seja elástico linear, empregando a integral J é:

$$J = \frac{K_I^2}{E'} \quad (12)$$

onde K_I é o fator de intensidade de tensões e E' é o módulo de elasticidade longitudinal para estado plano de deformação.

Figura 7 Interpretação da energia potencial de um corpo sujeito a tração, Modo I [16].

2.2.2 A integral J como o parâmetro de intensidade de tensões

Em forma análoga às anteriores descrições, a integral J pode ser considerada como um parâmetro de intensidade de tensões o qual representa diretamente os campos de tensão – deformação presentes na região próxima à ponta da trinca. Esta região é caracterizada pela presença de altos gradientes de tensões as quais variam com o inverso do quadrado da distância, na forma $(1/r)^{1/2}$. Isto foi demonstrado por

Hutchinson [22] e Rice e Rosengren [23], assumindo uma relação tensão-deformação uniaxial do tipo lei de potência:

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + \alpha \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \quad (13)$$

onde σ_0 é a tensão de referência (usualmente a tensão de escoamento), ε_0 é a deformação de escoamento (σ_0/E), α é uma constante adimensional e n é o coeficiente de encruamento. Esta relação é também chamada de equação de Ramberg-Osgood e representa um dos ajustes de curvas tensão–deformação mais amplamente usados na mecânica dos sólidos, como também se mostra na Eq. 1 para a parcela plástica da deformação. A distribuição atual das tensões e deformações é obtida mediante a correta aplicação das condições de contorno:

$$\sigma_{ij} = \sigma_0 \left(\frac{EJ}{\alpha \sigma_0^2 I_n r} \right)^{\frac{1}{n+1}} \tilde{\sigma}_{ij}(n, \theta) \quad (14)$$

e

$$\varepsilon_{ij} = \frac{\alpha \sigma_0}{E} \left(\frac{EJ}{\alpha \sigma_0^2 I_n r} \right)^{\frac{n}{n+1}} \tilde{\varepsilon}_{ij}(n, \theta) \quad (15)$$

onde I_n é uma constante de integração que depende de n , $\tilde{\sigma}_{ij}$ e $\tilde{\varepsilon}_{ij}$ são fatores adimensionais que dependem de n e θ definido na Fig. 8. Estas soluções são conhecidas também como solução HRR (Hutchinson, Rice e Rosengren) e sua amplitude é definida pela integral J da mesma forma que o fator de intensidade de tensões (K) caracteriza a amplitude da singularidade elástica linear. Desta maneira, a integral J descreve todas as condições dentro da zona plástica. Por exemplo, numa estrutura com escoamento em pequena escala (SSY) existem duas zonas de singularidade: a primeira definida pela região elástica, a qual varia com $1/r^{1/2}$ e a outra na região plástica onde as tensões variam com $r^{-1/(n+1)}$, sendo esta última a persistir uma vez que a zona elástica tenha desaparecido pela plasticidade na ponta da trinca.

Figura 8 Definição do sistema de coordenadas polar na frente da ponta da trinca [16].

2.3 A abertura da ponta da trinca (CTOD)

Depois do período do Pós-guerra, na década de 1960 muitos pesquisadores focaram seus esforços para avançar seus estudos na área de mecânica da fratura. Com o desenvolvimento de materiais mais tenazes, como aços microligados, a mecânica da fratura linear elástica estava ficando mais ineficiente para caracterizar o comportamento destes materiais contendo defeitos. Wells [24] propôs o deslocamento das faces da trinca como um critério alternativo de fratura, quando a plasticidade é significativa antes da ocorrência da falha. Ele percebeu esta fenomenologia quando testava ligas de aços de baixa e média resistência. A ponta da trinca se arredondava a medida que a deformação plástica aumentava. Esta observação levou a estabelecer um novo parâmetro, que agora é conhecido como abertura da ponta da trinca (CTOD). Wells [24] originalmente apresentou uma aproximação que relaciona o CTOD com o fator de intensidade de tensões (K) no limite de escoamento em pequena escala (SSY) sendo apropriada para a caracterização das condições na ponta da trinca além da validade da mecânica elástica linear. Existem outras abordagens conceituais alternativas que definem o CTOD como, por exemplo: O critério de Irwin e o modelo da faixa de escoamento.

Estas abordagens fogem do interesse desta tese, mas são apresentados em forma sucinta no apêndice 2, seção A2.2 e A2.3 respectivamente.

Posteriormente, Rice [20] introduziu uma aproximação para definir o tamanho da zona plástica desenvolvida na ponta da trinca em função do CTOD (δ). Ele considerou o problema em estado plano de deformações com comportamento mecânico idealizado elástico perfeitamente plástico e o resolveu através da metodologia das linhas de escorregamento (*Slip Line Fields – SLF*). Rice mostrou que o tamanho da zona plástica é aproximadamente $r_y = 2\delta$ e $\delta = 2u_y(3\pi/4)$, onde u_y é o deslocamento vertical do flanco superior/inferior da face de uma trinca semicircular como se mostra na Fig. 9. Este procedimento é definido como o método da intersecção 90° e fornece uma solução acurada e prática para medições experimentais, principalmente em análises de elementos finitos.

Figura 9 CTOD medido a partir da interceptação do ângulo reto (90°) com os flancos da trinca [20].

2.4 A relação entre integral J e CTOD

O critério de Irwin e o modelo da faixa de escoamento sob condições de plasticidade de pequena monta (SSY) estabelecem uma relação direta entre os parâmetros de mecânica da fratura elástico linear (K_I e G) com a abertura da ponta da trinca (δ) (veja apêndice 2 para mais detalhes). Portanto, sob este mesmo contexto a integral J pode se utilizar para estabelecer uma conexão direta com o CTOD através da seguinte expressão:

$$J = m\sigma_y\delta \quad (16)$$

onde m é uma constante adimensional que depende do estado de tensões e propriedades do material e σ_y é a tensão de escoamento do material. A Eq. 16 caracteriza adequadamente os campos de tensões e deformações além dos limites da mecânica de fratura elástica linear (MFEL). Shih [25] mostrou resultados adicionais que evidenciam a existência de uma única relação entre J -CTOD. Ele relacionou os deslocamentos na ponta da trinca com a integral J e as propriedades do escoamento (encruamento) do material sob a validade da solução HRR. Segundo a solução HRR, os deslocamentos perto da ponta da trinca são definidos por:

$$u_i = \frac{\alpha\sigma_0}{E} \left(\frac{EJ}{\alpha\sigma_0^2 I_n r} \right)^{\frac{n}{n+1}} r \tilde{u}_i(\theta, n) \quad (17)$$

onde $\tilde{u}_i$ é uma função adimensional da coordenada polar θ e do coeficiente de encruamento do material n . O campo de deslocamentos foi obtido usando a definição do CTOD mediante o procedimento de interceptação a 90°, como se mostra na Fig. 10, avaliando os deslocamentos u_x e u_y em $r = r^*$ e $\theta = \pi$:

$$\frac{\delta}{2} = u_y(r^*, \pi) = r^* - u_x(r^*, \pi) \quad (18)$$

substituindo a Eq. 18 na Eq. 17 e resolvendo para r^* , fica:

$$r^* = \left(\frac{\alpha \sigma_0}{E} \right)^{1/n} \{ \tilde{u}_x(\pi, n) + \tilde{u}_y(\pi, n) \}^{\frac{n+1}{n}} \frac{J}{\sigma_0 I_n} \quad (19)$$

estabelecendo $\delta = 2u_y(r^*, \pi)$ leva a:

$$\delta = \frac{d_n J}{\sigma_0} \quad (20)$$

onde d_n é uma constante adimensional dada por:

$$d_n = \frac{2\tilde{u}_y(\pi, n) \left[\frac{\alpha \sigma_0}{E} \{ \tilde{u}_x(\pi, n) + \tilde{u}_y(\pi, n) \} \right]^{1/n}}{I_n} \quad (21)$$

na Fig. 11 se apresentam os valores respectivos do fator d_n em função do encruamento (l/n).

Figura 10 Deslocamentos derivados da solução HRR e estimativa do CTOD pelo método da interceptação 90° [16].

Figura 11 Fator adimensional d_n para diferentes valores de encruamento $1/n$: (a) Estado Plano de Tensões; (b) Estado Plano de Deformações [25].

3. DETERMINAÇÃO DE FORÇAS MOTRIZES EM JUNTAS SOLDADAS

As forças motrizes (Integral J e CTOD) são aqueles parâmetros que controlam o processo de fratura num componente estrutural. Nas seções 2.2 e 2.3 foram descritas em forma detalhada as características principais, aplicabilidade e limitações de cada uma delas no regime elasto – plástico. A mecânica da fratura monoparamétrica está inteiramente baseada em materiais isotrópicos e homogêneos, e não leva em conta os potenciais efeitos que produz a presença de materiais heterogêneos ou dissimilares numa junta soldada. Apesar destas limitações, existe um campo de aplicação das metodologias existentes para avaliar integridade estrutural em materiais heterogêneos. O foco deste trabalho é estimar as forças motrizes agentes na estrutura heterogênea contendo um defeito mediante metodologias estabelecidas para materiais homogêneos. Posteriormente se discutirá sua aplicação e acurácia na caracterização de materiais com dissimilaridade mecânica em corpos de prova com entalhe lateral sujeito à tração SE(T).

3.1 A metodologia multiespécime (Interpretação de energia)

Griffith [17] estabeleceu as bases da mecânica da fratura elástica linear mediante o conceito da energia potencial (G) em materiais frágeis. Após a introdução da Integral J , Rice [20] adaptou este conceito para comprovar que a integral de linha pode ser interpretada como um parâmetro de taxa liberação de energia para materiais elasto - plásticos. Só depois dos extensos trabalhos experimentais de Begley & Landes [26-27], o método multiespécimes (energia potencial) passou a ser considerado como aplicável na determinação de J . Uma das limitações que esta metodologia apresentou foi a excessiva quantidade de corpos de prova requeridos para o teste, já que precisava-se de vários espécimes com a mesma geometria, tamanho e material, mas com diferentes comprimentos de trinca (a/W). Isto faz com que o custo para obter cada curva seja elevado, sem contar os inúmeros inconvenientes derivados das próprias medições e usinagem dos espécimes.

O procedimento para obter J utilizando a metodologia multiespécimes consiste em deformar o grupo de corpos idênticos com diferente tamanho de trinca em função do deslocamento da linha de carga (Curva P vs. Δ). A área sob a curva de cada espécime corresponde à energia absorvida por cada um deles de acordo com o deslocamento imposto como se ilustra na Fig. 12a. É possível calcular a energia de deformação como função do comprimento da trinca; para isso Begley & Landes estabeleceram como critério para definir a energia absorvida pelo sólido o valor da carga máxima onde se inicia o crescimento estável da trinca (J_{IC}). Plotando a energia de deformação (U) em relação ao tamanho da trinca (a) para diferentes deslocamentos da linha de carga (LLD, Δ) fixos, como se ilustra na Fig. 12b, se consegue um grupo ou família de curvas representativas do comportamento mecânico do sistema. Mediante a derivação da formulação geral de energia potencial, Eq. 9, para espécimes com entalhe lateral obtêm-se a seguinte expressão:

$$J = -\frac{1}{B} \left(\frac{\partial U}{\partial a} \right)_{\Delta} \quad (22)$$

onde B é a espessura do espécime e Δ significa que o processo de deformação está sob controle de deslocamento; desta forma é possível computar J obtendo a derivada da curva de energia $U = f(a)$ em função do tamanho do defeito como se mostra esquematicamente na Fig. 12c. No capítulo 5 apresenta-se um exemplo detalhado desta metodologia aplicada num corpo de prova SE(T)_c sujeito por garras, com propriedades mecânicas do material base (homogêneo). Posteriormente, a mesma análise é aplicada para avaliar o efeito da dissimilaridade mecânica produzido pela presença do material de adição (soldagem) num espécime heterogêneo com a mesma geometria, mas com diferentes propriedades mecânicas. O cordão de solda é assumido reto de forma prismática contendo uma trinca no meio para as duas configurações de carregamento (pino e garra). Os detalhes dos modelos numéricos são discutidos na seção 4.

Figura 12 Esquema do procedimento multiespécime para determinar a integral J proposto por Begley & Landes [26, 27].

3.2 A metodologia de espécime único (*Single specimen measurement*)

Inicialmente a metodologia multiespécimes constituía o único procedimento experimental viável na medição de J_{IC} (J iniciação). Este procedimento gerava uma série de limitações e dificuldades tais como a excessiva quantidade de corpos de prova para um tipo de geometria, elevados custos de usinagem e preparo dos corpos, erros nas medições do ponto de carregamento e deslocamentos (LLD), etc. Isto motivou o desenvolvimento de procedimentos experimentais menos onerosos e mais práticos. Dentro deste cenário Rice e colaboradores [28] demonstraram que é possível, para alguns casos, determinar J diretamente da curva Carga vs. Deslocamento de um único espécime. Mediante a análise dimensional, eles conseguiram estabelecer uma relação direta entre o carregamento aplicado e a geometria do corpo de prova. Esta abordagem só é válida em condições de

deformação plástica contida no ligamento remanescente, o que limita sua aplicação em configurações de baixa restrição². Posteriormente trabalhos experimentais de Clarke e colaboradores [29] e de Joyce e Gudas [30] permitiram incorporar o arcabouço experimental para determinar J em materiais que apresentam rasgamento dúctil (Curvas J - R) utilizando um único espécime. Estes procedimentos estão baseados no conceito da integral J como a taxa de liberação de energia, a qual se pode dividir em duas parcelas:

$$J = J_e + J_p = \frac{K_I^2}{E'} + \frac{\eta_J A_p}{B_N b_0} \quad (23)$$

onde J_e e J_p correspondem às parcelas elástica e plástica da integral J , respectivamente, K_I é o fator de intensidade de tensões no modo I de carregamento, E' é o modulo de elasticidade longitudinal, A_p é a área plástica sob a curva Carga vs. Deslocamento, B_N é a espessura efetiva do espécime (considerando entalhes laterais - *side groove*) e $b_0 = W - a_0$ é o ligamento remanescente no início do ensaio. O fator η_J representa a relação entre a porção plástica da integral J (J_p) e a energia de deformação plástica representada pela área plástica (A_p) [31]. A porção da área sob a curva P vs. LLD (CMOD) que corresponde à parcela plástica se computa subtraindo a parcela elástica da área total, como se mostra na Fig. 13.

O CTOD pode ser computado da mesma maneira, dividindo-o em duas parcelas: elástica e plástica; aproveitando a conexão que existe entre o CTOD e J [25, 32], a expressão fica da seguinte forma:

$$\delta = \delta_e + \delta_p = \frac{K_I^2}{m\sigma_y E'} + \frac{\eta_\delta A_p}{Bb\sigma_y} \quad (24)$$

onde m é o fator adimensional que depende da restrição plástica, σ_y é a tensão de escoamento ou também pode ser usada a tensão media (σ_{flow}) que é a media entre a tensão de escoamento (σ_y) e tensão limite de resistência (σ_{uts}), A_p corresponde à

² Corpos-de-prova de baixa restrição são aqueles cuja zona plástica, desenvolvida ao redor da ponta da trinca, possui dimensões significativas em comparação as dimensões principais do espécime.

parcela plástica da área sob a curva P vs. CMOD e η_δ é o fator que descreve o efeito da energia de deformação plástica sobre o CTOD total aplicado.

Figura 13 Esquema de medição laboratorial de tenacidade em corpos de prova sujeitos a tração: (a) Corpo de Prova SE(T); (b) Evolução da curva Carga vs. Deslocamento - LLD (Δ) ou CMOD (V).

3.2.1 O fator η baseado no trabalho plástico

O fator η foi introduzido como uma relação adimensional que vincula o trabalho plástico por unidade de área do ligamento remanescente com a taxa de liberação de energia J [31, 33]. Bucci e colaboradores [34] introduziram o emprego de um único espécime na determinação da integral J baseada na flexibilidade elástica (*Elastic Compliance*) e no campo de linha de escorregamento (*Slip Line Field*). Uma das limitações deste procedimento foi a restrição de sua aplicação para materiais que apresentam elevado encruamento, característico dos aços austeníticos. Trabalhos posteriores [35–37] permitiram o tratamento de materiais mais dúcteis, baseando-se no modelo de Ramberg-Osgood para diferentes níveis de encruamento. A integral J como se mostra na Eq. 11 (sob controle de deslocamento), aplicada a espécimes

SE(T), pode ser expressa de maneira alternativa separando em duas parcelas, como na Eq. 23. A formulação resultante fica:

$$J_e = -\frac{1}{B} \int_0^{\Delta_e} \frac{\partial P}{\partial a} d\Delta_e = \mathcal{G} \quad (25)$$

e

$$J_p = -\frac{1}{B} \int_0^{\Delta_p} \frac{\partial P}{\partial a} d\Delta_p \quad (26)$$

onde J_e corresponde à parcela elástica e é equivalente a taxa de liberação de energia de Griffith (veja seção 2.2.1), Δ_e e Δ_p são respectivamente os deslocamentos elástico e plástico da linha de carga, P é o carregamento remoto aplicado, a corresponde ao comprimento da trinca e B à espessura do corpo. A parcela elástica, J_e , também pode ser expressa em função do fator de intensidade de tensões em Modo I:

$$J_e = \mathcal{G} = \frac{K_I^2}{E'} \quad (27)$$

onde K_I é o fator de intensidade de tensões e $E' = E/(1-\nu^2)$ para estado plano de deformações, onde E & ν são o módulo de elasticidade e o coeficiente de Poisson, respectivamente. Sumpter & Turner [35] definiram uma relação entre J_e e o fator η_e baseada no trabalho elástico, W_e :

$$J_e = \eta_e \frac{W_e}{b} \quad (28)$$

onde $b = W - a$ corresponde ao ligamento remanescente assumindo que a espessura do espécime seja a unidade, $B = 1$. Analogamente, o fator η_e pode ser escrito em função da flexibilidade:

$$\eta_e = \frac{b}{C} \frac{\partial C}{\partial a} = - \frac{b}{P} \frac{\partial P}{\partial a} \Big|_{\Delta_e} \quad (29)$$

onde C é a flexibilidade elástica (termo no inglês – *compliance*). Esta relação é válida porque se demonstra que η_e sempre existe, e quando se substitui a Eq. 29 na Eq. 27 obtêm-se diretamente o valor de J_e . O CTOD (δ) pode ser dividido em duas parcelas, $\delta = \delta_e + \delta_p$, de maneira similar a Eq. 24, e mediante a relação unívoca que existe com J , demonstrada por Shih [25], a parcela elástica δ_e é dada por:

$$\delta_e = \frac{J}{m\sigma_y} = \frac{K_I^2}{m\sigma_y E'} \quad (30)$$

onde m é uma constante adimensional cujo valor é igual 2 para estado plano de deformações e 1 para estado plano de tensões e σ_y equivale à tensão de escoamento do material. Entretanto, a parcela plástica, J_p , pode ser derivada da Eq. 26, onde η_p é relacionado com a área plástica (A_p) sob a curva Carga vs. Deslocamento plástico (Δ_p). Utilizando a mesma relação do trabalho elástico mostrado na Eq. 28, a parcela plástica de J fica da seguinte maneira:

$$J_p = \eta_p \frac{W_p}{b} \quad (31)$$

onde o trabalho plástico W_p pode ser definido por:

$$W_p = \int_0^{\Delta_p} P d\Delta_p \quad (32)$$

Finalmente substituindo a Eq. 32 na Eq. 31, conjuntamente com a Eq. 26, obtém-se:

$$J_p = -\frac{1}{B} \int_0^{\Delta_p} \frac{\partial P}{\partial a} d\Delta_p = \eta_p \frac{\int_0^{\Delta_p} P d\Delta_p}{bB} = \frac{\eta_p A_p}{bB} \Big|_{\Delta_p} \quad (33)$$

Em forma análoga, a parcela plástica do CTOD (δ_p) se expressa:

$$\delta_p = \frac{\eta_\delta A_p}{bB\sigma_y} \quad (34)$$

A definição anterior da área plástica (A_p) está baseada em medições de carga vs. deslocamento da linha de carga (LLD, Δ) e os fatores η por ela obtidos serão definidos pelo supra índice LLD, η_J^{LLD} . Entretanto, o mesmo princípio pode se aplicar quando utiliza-se medições de abertura da boca da trinca (CMOD, V). Os fatores η derivados desta abordagem serão definidos pelo supra índice CMOD, η_J^{CMOD} & η_δ^{CMOD} .

3.2.2 O fator η baseado na separação de cargas

O princípio de separação de carga foi proposto, inicialmente, por Paris e colaboradores [36], onde se discutia a separabilidade da carga aplicada P na região plástica. Eles provaram que a existência do fator η_J^{LLD} depende exclusivamente da separação de carga (P) em duas componentes independentes. A primeira é uma função que depende somente da geometria e a segunda componente é função da deformação como se expressa na seguinte maneira:

$$P = G\left(\frac{a}{W}\right) \cdot H\left(\frac{\Delta_p}{W}\right) \quad (35)$$

onde G é a componente geométrica que depende do comprimento da trinca (a/W) e H corresponde à componente de deformação que depende do deslocamento plástico. Sharobeam & Landes (S&L) [38] propuseram um procedimento experimental para determinar estas duas componentes mediante o emprego de

curvas experimentais de Carga vs. Deslocamento (P vs. LLD, Δ) de uma mesma geometria e com tamanhos de trincas diferentes (a_i/W), como se mostra na Fig. 14a. O parâmetro de separação ($S_{i,j}$) é definido como a razão entre uma configuração qualquer $P(a_i/W)$ com uma de referência $P(a_j/W)$, que pode ser escolhida arbitrariamente para um valor fixo de deformação plástica (Δ_p^*). Isto permite que o parâmetro de separação seja independente da componente de deformação, embora constante em todo o domínio plástico. Por exemplo, o parâmetro de separação escolhido para um deslocamento plástico (Δ_{p1}) é igual a aquele escolhido num deslocamento plástico (Δ_{p2}), como se mostra na seguinte expressão:

$$S_{i,j} = \frac{P\left(\frac{a_i}{W}\right)}{P\left(\frac{a_j}{W}\right)} \Bigg|_{\Delta_p} = \frac{G\left(\frac{a_i}{W}\right) \cdot H\left(\frac{\Delta_{p1}}{W}\right)}{G\left(\frac{a_j}{W}\right) \cdot H\left(\frac{\Delta_{p1}}{W}\right)} = \frac{G\left(\frac{a_i}{W}\right) \cdot H\left(\frac{\Delta_{p2}}{W}\right)}{G\left(\frac{a_j}{W}\right) \cdot H\left(\frac{\Delta_{p2}}{W}\right)} = \frac{G\left(\frac{a_i}{W}\right)}{G\left(\frac{a_j}{W}\right)} \quad (36)$$

A Eq. 36 indica que para um valor fixo de tamanho de trinca (a_i/W) e uma referência dada por (a_j/W), o parâmetro de separação é constante ao longo do domínio plástico. Isto quer dizer que a carga pode ser representada por uma expressão separável como se exemplifica na Fig. 14b.

Para obter uma expressão matemática que represente o valor do fator η_J^{LLD} em função da separação da carga, é preciso relembrar a interpretação de taxa de energia explicada na seção 3.1, especificamente a Eq. 22 em conjunto com a Eq. 33. Reescrevendo para J_p e assumindo que $U = A_p$, a nova equação fica:

$$J_p = \frac{\eta_J^{LLD} A_p}{bB} = -\frac{1}{B} \left(\frac{\partial A_p}{\partial a} \right)_{\Delta} \quad (37)$$

resolvendo para η_J^{LLD} a equação fica:

$$\eta_J^{LLD} = -b \frac{\frac{\partial A_p}{\partial a}}{A_p} \quad (38)$$

substituindo a Eq. 35 na Eq. 32, fica:

$$A_p = W_p = \int_0^{\Delta_p} P d\Delta_p = \int_0^{\Delta_p} G\left(\frac{a}{W}\right) \cdot H\left(\frac{\Delta_p}{W}\right) d\Delta_p \quad (39)$$

Agora substituindo Eq. 39 na Eq. 38:

$$\eta_J^{LLD} = -b \frac{\frac{\partial \left[\int_0^{\Delta_p} G\left(\frac{a}{W}\right) \cdot H\left(\frac{\Delta_p}{W}\right) d\Delta_p \right]}{\partial a}}{\int_0^{\Delta_p} G\left(\frac{a}{W}\right) \cdot H\left(\frac{\Delta_p}{W}\right) d\Delta_p} \quad (40)$$

aplicando a regra da cadeia é possível simplificar os termos dependentes da deformação (Δ_p/W) e rearranjando os termos dependentes da geometria, chega-se à seguinte formulação:

$$\eta_J^{LLD} = -\frac{\left(\frac{b}{W}\right)}{G\left(\frac{a}{W}\right)} \cdot \frac{\partial G\left(\frac{a}{W}\right)}{\partial \left(\frac{a}{W}\right)} = \frac{\left(\frac{b}{W}\right)}{G\left(\frac{b}{W}\right)} \cdot \frac{\partial G\left(\frac{b}{W}\right)}{\partial \left(\frac{b}{W}\right)} \quad (41)$$

Onde $\partial b = -\partial a$ e η_p depende somente da função geométrica G . Finalmente, reescrevendo a Eq. 41, incluindo a relação estabelecida pelos autores S&L na Eq. 36, se consegue uma expressão para η_J baseada no deslocamento da linha de carga (LLD) em função do parâmetro de separação $S_{i,j}$, na seguinte forma:

$$\eta_J^{LLD} = \frac{\left(\frac{b}{W}\right)}{S_{i,j}\left(\frac{b}{W}\right)} \cdot \frac{\partial S_{i,j}\left(\frac{b}{W}\right)}{\partial \left(\frac{b}{W}\right)} \quad (42)$$

A metodologia analítica anteriormente descrita fornece a conexão entre o fator η_J e o parâmetro de separação. Com a disponibilidade dos valores de $S_{i,j}$ em função do deslocamento plástico (Δ_p) , Fig. 14b, é possível plotar este mesmo parâmetro com respeito ao tamanho do ligamento remanescente (b/W) . O procedimento é simples: para uma determinada configuração $(b_j/W_{fixo}, \Delta_p^*_{fixo})$ obtêm-se um grupo de valores

representativos de $S_{i,j}$ para cada tamanho de trinca ($a_i/W = 1 - b_i/W$), como se exemplifica na Fig. 14c. Note-se o comportamento crescente dos valores computados quando o ligamento (b/W) aumenta. Sharobeam & Landes [38–41] propuseram um ajuste de curva de potência (*Power law curve fitting*) para representar a tendência do parâmetro de separação da seguinte forma:

$$G(b_i/W) = S_{i,j} = A(b_i/W)^m \quad (43)$$

onde A e m são constantes que dependem do ajuste da curva e b_i/W é a configuração para um determinado comprimento de trinca. Substituindo Eq. 43 na Eq. 42, obtêm-se:

$$\eta_J^{LLD} = \frac{b}{W} \cdot \frac{m \left(\frac{b_i}{W}\right)^{m-1}}{\left(\frac{b_i}{W}\right)^m} = m \quad (44)$$

A solução obtida na Eq. 44 indica que o valor do fator η_J^{LLD} é constante ao longo do crescimento da trinca e não depende da deformação nem do tamanho do defeito. Por outro lado, a proposta feita neste trabalho é o emprego de um polinômio ($f(x) = a_0 + \sum_{v=1}^n a_v x^v; n \in \mathbb{N}$) de grau n como ajuste da curva $S_{i,j}$ vs. b_i/W , o qual fornece valores de η sensíveis ao tamanho da trinca, como se ilustra na Fig. 14d. Isto será esclarecido mais adiante na seção 6.2. Uma expressão similar pode-se adotar quando o deslocamento do espécime é caracterizado pela abertura da boca da trinca (CMOD, V), assumindo uma relação constante entre as componentes plásticas do LLD (Δ_p) e CMOD (V_p) como se mostra na seguinte expressão, [42]:

$$\Delta_p = h_a \cdot V_p \quad (45)$$

onde h_a é o parâmetro que depende do tamanho da trinca e é relativamente independente do tipo de carregamento e propriedades do material. Por tanto, o fator η_J^{CMOD} simplesmente pode se expressar em função da Eq. 42, re-escrevendo fica:

$$\eta_J^{CMOD} = \frac{\left(\frac{b}{W}\right)}{S_{i,j}\left(\frac{b}{W}\right)} \cdot \frac{\partial S_{i,j}\left(\frac{b}{W}\right)}{\partial \left(\frac{b}{W}\right)} \cdot h_a(b/W) \quad (46)$$

Na seção 6.3 são apresentados os parâmetros h_a para cada configuração trincada com diferentes tamanhos de trinca a/W e níveis de dissimilaridade M_y .

Figura 14 Metodologia de Separação de Carga: (a) Curvas P vs. LLD (Δ) de espécimes idênticos com diferentes comprimentos de trinca; (b) Parâmetro de Separação ($S_{i,j}$); (c) Parâmetro de Separação em função de ligamento remanescente (b/W); (d) Possíveis fatores η_J em função do comprimento da trinca.

3.3 O fator η derivado da carga limite

Na determinação experimental de forças motrizes (integral J) em espécimes da mecânica da fratura é necessária a obtenção numérica do fator η_J^{LLD} baseado na carga limite. Aproveitando o princípio de separação de cargas é possível derivar a carga limite (P_L) com respeito ao tamanho relativo do defeito (a/W), portanto, existe uma única expressão matemática de η_J^{LLD} em função ao tamanho da trinca (a/W). Assumindo o comportamento mecânico do material como elástico-perfeitamente plástico, o trabalho plástico (U_p) para um determinado comprimento de trinca (a/W) é dada pela seguinte expressão:

$$U_p = \int P d\Delta_p = P_L \Delta_p \quad (47)$$

onde P_L corresponde a carga limite generalizada e Δ_p a parcela plástica do deslocamento da linha de carga. Reescrevendo a Eq. 22 em conjunto com a Eq. 47, fica:

$$J_p = -\frac{1}{B} \frac{dU_p}{da} = -\frac{\Delta_p}{B} \frac{dP_L}{da} \quad (48)$$

Baseada na metodologia η apresentada na seção 3.2.1, por intermédio do trabalho plástico (U_p), também pode-se expressar a parcela plástica da integral J (J_p) da seguinte maneira:

$$J_p = -\frac{1}{B} \frac{dU_p}{da} = \frac{\eta_J U_p}{Bb} \quad (49)$$

substituindo a Eq. 48 na Eq. 49, o fator η_J baseado no deslocamento da linha de carga (LLD) é dada pela seguinte formulação:

$$\eta_J^{LLD} = - \frac{\left(1 - \frac{a}{W}\right)}{P_L} \frac{\partial P_L}{\partial \left(\frac{a}{W}\right)} \quad (50)$$

Em forma similar ao demonstrado na seção 3.2.2, pode-se expressar o fator η_J^{LLD} em função do CMOD por intermédio do parâmetro h_a (a/W), derivado das análises do modelo bilinear como se mostra na seção 6.3:

$$\eta_J^{CMOD} = - \frac{\left(1 - \frac{a}{W}\right)}{P_L} \frac{\partial P_L}{\partial \left(\frac{a}{W}\right)} \cdot h_{(a)} \quad (51)$$

Soluções analíticas e numéricas da carga limite, em condições de dissimilaridade mecânica, para corpos-de-prova SE(T) são inexistentes na bibliografia atual. O autor desenvolveu um procedimento baseado na metodologia da carga limite estabelecido por vários pesquisadores [43–48] aplicados em espécimes padronizados de alta restrição como: flexão três pontos (SE(B)) e compacto sujeito à tração (C(T)) e de baixa restrição como: espécime com trinca no meio (M(T)). Os resultados obtidos para SE(T) mostram boa concordância com os correspondentes resultados derivados das análises de elementos finitos como se detalha nos apêndices 3 e 4. Finalmente, a obtenção dos fatores η segue um procedimento que envolve a derivação da carga limite (P_L) com respeito ao comprimento da trinca (a/W) indicado pelas Eqs. 50 e 51; estes resultados são apresentados na seção 9.2.

3.4 O aspecto mecânico da dissimilaridade mecânica

Componentes estruturais soldados, particularmente juntas bimetálicas, usualmente exibem heterogeneidades mecânicas substanciais na deformação elasto-plástica e na tenacidade. Esta heterogeneidade é comumente chamada em inglês *weld strength mismatch*, ou dissimilaridade mecânica e pode ser quantificada mediante a relação entre as tensões de escoamento de cada material constituinte na forma:

$$M_y = \frac{\sigma_y^{MS}}{\sigma_y^{MB}} \quad (52)$$

onde M_y é o nível de dissimilaridade mecânica, σ_y^{MS} é a tensão de escoamento do metal de adição e σ_y^{MB} é a tensão de escoamento do material base. Existem três níveis de dissimilaridade mecânica, a saber: i) metal de adição mais resistente (*overmatch*, $M_y > 1$), ii) com resistência idêntica (*evenmatch*, $M_y = 1$), e iii) metal de adição menos resistente (*undermatch*, $M_y < 1$).

Códigos e práticas correntes de fabricação preconizam o uso de materiais de adição com resistência maior que a do material base. A condição de *overmatch* ($M_y > 1$) oferece proteção da zona soldada da excessiva deformação causada pelo carregamento remoto, evitando assim o risco de ruptura na região de junção. Este tipo de condição é aplicável para componentes estruturais sujeitos a cargas normais à área efetiva (juntas circunferenciais em dutos – *girth welds in pipe*) cujas propriedades mecânicas não ultrapassem a tensão de escoamento de 600 MPa [49].

4. MATRIZ DE ANÁLISES E PROCEDIMENTOS NUMÉRICOS

Nesta seção detalham-se as características geométricas e numéricas dos modelos de elementos finitos empregados nas análises para a obtenção dos fatores η e valores das cargas limites (P_L) para diferentes geometrias e níveis de dissimilaridade mecânica. Como foi descrito no início deste trabalho, a geometria de interesse é o espécime com entalhe lateral sujeito à tração (SE(T)) em suas duas configurações (garra e pino), para diferentes comprimentos de trinca. Dentro deste contexto também serão analisados os efeitos da espessura sobre as forças motrizes (efeitos 3D). Para isso, uma quantidade considerável de modelos com diferentes espessuras e dimensões foi construída.

4.1 Matrizes de análises e geometria do espécime SE(T)

A característica fundamental do espécime com entalhe lateral (SE(T)) sujeito à tração é a baixa restrição ao escoamento que apresenta na vizinhança da ponta da trinca quando se deforma. Como já foi mencionado na seção 1.3, as propriedades geométricas que possui lhe permitem caracterizar corretamente os campos de tensões e deformações que ocorrem num duto de alta pressão contendo um defeito. Os parâmetros de fratura (J ou CTOD) obtidos dos corpos de prova são fortemente afetados pelas condições de carregamento, tamanho do defeito e dimensões dos espécimes. Dentro deste contexto, e com a finalidade de capturar corretamente o comportamento mecânico do espécime contendo solda elaborou-se uma quantidade significativa de modelos de elementos finitos para estado plano de deformação (2D) e com espessura variável (efeitos 3D). O efeito do tamanho e da dissimilaridade mecânica do cordão de solda numa junta será analisado para espécimes com comportamento elasto-plástico (modelo Ramberg-Osgood), e perfeitamente plástico (modelo bilinear).

A Fig. 15 apresenta a geometria e as dimensões principais dos espécimes. Os materiais considerados são apresentados na subseção 4.2.2. A matriz de análises correspondente ao comportamento elasto-plástico inclui as seguintes configurações: SE(T) com $a/W = 0.1$ a 0.7 , com incrementos de 0.1 e $H/W = 6$ e 10 para espécime fixado por garra e $H/W = 6$ para espécime sujeitado por pino. As relações de tamanho de cordão de solda consideradas são $h/W = 0.08, 0.10, 0.15, 0.20, 0.27, 0.4, 0.8$. Para estes espécimes, a é a profundidade da trinca, H é a distância entre os pontos de aplicação do carregamento, W é a largura do espécime, e h é a metade do comprimento total do cordão de solda, $2h$.

Figura 15 Geometria dos corpos de prova SE(T): (a) SE(T)_p carregado por pino; (b) SE(T)_c fixado por garra.

As dimensões e proporções geométricas dos espécimes correspondem aos corpos de prova padrão 1-T ($B = 25.4$ mm, $W = 2B$). Na tabela 1 se mostram as dimensões dos espécimes para as análises elasto-plásticas em estado plano de deformações (2D).

Tabela 1 Dimensões dos espécimes em estado plano de deformação (2D), 1 – T com comportamento elasto-plástico (modelo R-O).

Espécime	a/W	h/W	H/W
SE(T)_p	0.1, 0.2, 0.3, 0.4, 0.5, 0.6, 0.7	0.08, 0.10, 0.15, 0.20, 0.27, 0.4, 0.8	6
SE(T)_c	0.1, 0.2, 0.3, 0.4, 0.5, 0.6, 0.7	0.08, 0.10, 0.15, 0.20, 0.27, 0.4, 0.8	6, 10

Da mesma forma, os efeitos sobre os valores da carga limite causados pelos diferentes níveis de dissimilaridade mecânica e dimensões do cordão de solda serão analisados. As propriedades do material perfeitamente plástico são detalhadas na seção seguinte; entretanto, as características geométricas apresentam uma peculiaridade no tamanho relativo do cordão de solda. Ele é relacionado com o ligamento remanescente (b) na forma b/h e estabelece a variação relativa do tamanho do cordão de solda (h) com respeito a ligamento remanescente ($b = W - a$), como se descreve na seguinte tabela.

Tabela 2 Dimensões dos espécimes em estado plano de deformação (2D), 1 – T com comportamento elástico-perfeitamente plástico (modelo bilinear).

Espécime	a/W	b/h	H/W
SE(T)_p	0.2, 0.5	1, 2, 4, 6, 10	6
SE(T)_c	0.2, 0.5	1, 2, 4, 6, 10	10

De forma análoga, os efeitos da espessura sobre as forças motrizes são analisadas empregando modelos de elementos finitos em 3D com vários níveis de dissimilaridade mecânica e com um só tamanho de cordão de solda ($2h$) fixo. Normas e procedimentos como AWS [50] estabelecem como tamanho padrão de cordão de solda em juntas soldadas circunferenciais o valor de $2h = 15$ mm. Para medir os efeitos da espessura utilizam-se dimensões de 1-T ($B = 25.4$ mm, $W = 50.8$ mm), 0.5 -T ($B = 12.7$ mm, $W = 25.4$ mm) e geometria modificada empregada pela DNV [51], onde $B = 30$ mm e $W = B/2$. Na tabela 3 se resumem as geometrias selecionadas.

Tabela 3 Dimensões dos espécimes tridimensionais (3D) com comportamento elástico-plástico (modelo R-O).

Espécime	a/W	h/W	H/W	Dimensão
SE(T)_p	0.1, 0.2, 0.3, 0.4, 0.5, 0.6, 0.7	0.15	6	1 -T, 0.5 -T, DNV
SE(T)_c	0.1, 0.2, 0.3, 0.4, 0.5, 0.6, 0.7	0.15	6, 10	1 -T, 0.5 -T, DNV

4.2 Procedimentos numéricos e propriedades do material

4.2.1 Código de elementos finitos

O código de elementos finitos empregado neste trabalho é o WARP3D [52], que permite a solução de modelos numéricos 3D de grande porte sujeitos à carregamentos estáticos e dinâmicos. Possui uma robusta formulação para deformação finita que permite o cálculo das deformações e rotações tanto em pequena escala (*small strain analyses*) como em grandes deslocamentos (*finite strain analyses*). As equações constitutivas que governam a deformação finita estão baseadas com respeito ao eixo inercial (não rotacional) ou fixo; isto elimina os efeitos das rotações finitas sobre a integração das taxas tensão-deformação do sólido. Consequentemente, esta característica fornece uma atualização em tempo real da resposta do material para cada passo do carregamento (*load step*), utilizando somente a formulação de pequena deformação sem modificação [52]. O modelamento discretizado da estrutura ou do corpo de prova é possível mediante o

uso de elementos isoparamétricos hexaédricos de 8 nós. Por simplicidade, este elemento apresenta um campo convencional de deslocamento tri-linear que incorpora a modificação da matriz deformação-deslocamento ($\bar{B}$) para eliminar o travamento característico deste tipo de elemento quando se atinge o regime plástico em modo incompressível [53]. O WARP3D possui os algoritmos necessários para calcular numericamente a integral J , baseados no trabalho fundamental de Rice [20], que relaciona a taxa de liberação de energia com uma integral de linha (veja Eq. A2.1 do apêndice 2). A implementação numérica deste parâmetro é definida como uma integral de domínio [54, 55] que fornece valores médios e constantes sobre domínios separados em forma incremental desde a ponta da trinca. Os valores obtidos numericamente apresentam boa concordância com aqueles derivados por esquemas de avaliação experimental (e.g., método η da ASTM 1820 [56]).

Para a determinação numérica do CTOD (δ) o programa FRACTUS2D [57] emprega o procedimento largamente utilizado que está baseado no método de intersecção 90° [16] (também conhecido como método da intersecção 45°), ilustrado na Fig. 16a. O procedimento simplesmente define o CTOD (δ) como a distância (vertical) da abertura da boca da trinca correspondente à intersecção de duas retas ortogonais com origem na ponta da trinca sobre o seu flanco deformado. Para minimizar potenciais problemas numéricos devidos à dificuldade de definição do “correto” ponto de intersecção sobre a região intensamente deformada pelo arredondamento (*blunting*) da trinca, utiliza-se um procedimento de regressão linear (método dos mínimos quadrados) sobre as coordenadas nodais deformadas do flanco da trinca. Isto permite construir uma reta média representativa do perfil deformado da trinca e, conseqüentemente, definir adequadamente o ponto de intersecção, como se ilustra na Fig. 16b.

Figura 16 (a) Determinação do CTOD por intermédio do método da intersecção 90°; (b) Método de regressão linear aplicado no flanco deformado da trinca [57].

4.2.2 Propriedades do material

4.2.2.1 Modelo constitutivo para materiais elasto-plásticos

As análises para obtenção do fator η em regime elasto-plástico são necessários soluções não lineares de elementos finitos, as quais incluem os efeitos do encruamento sobre os parâmetros de fratura (J ou CTOD) e a resposta carga-deslocamento. Estas análises empregam o modelo constitutivo de pequenas deformações (plasticidade de Mises- J_2) para a modelagem da superfície de escoamento, a qual segue uma lei isotrópica acurada quando os carregamentos são monotônicos e quase estáticos. Sob estas condições, a teoria de deformação coincide com a teoria incremental da plasticidade. As soluções numéricas dos modelos utilizam uma lei de potência para caracterizar a resposta à tração uniaxial real do material, na forma:

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_y} = \frac{\sigma}{\sigma_y} \quad \varepsilon \leq \varepsilon_y \quad ; \quad \frac{\varepsilon}{\varepsilon_y} = \left(\frac{\sigma}{\sigma_y} \right)^n \quad \varepsilon > \varepsilon_y \quad (53)$$

onde σ_y e ε_y são a tensão e deformação de referência (escoamento), respectivamente, e n é o expoente de encruamento, como se exemplifica na Fig. 17a. Dentro deste contexto, as análises de elementos finitos consideram níveis de dissimilaridade mecânica comumente utilizados pela indústria, a saber: equivalente (*evenmatch*), 10%, 20%, 30% e 50% *overmatch* ($M_y = 1.0, 1.1, 1.2, 1.3$ e 1.5 - veja Eq. 52). A junta é modelada como um sistema bimaterial (a zona afetada pelo calor – ZAC- não é considerada) com a tensão de escoamento e o expoente de encruamento fixos para o material base em todas as análises ($n = 10$ e $\sigma_y = 412$ MPa que corresponde ao aço API 5L X60). A tabela 4 fornece as propriedades dos materiais utilizados assumindo que o cordão de solda é modelado em forma de prisma retangular cujas propriedades mecânicas incluem o módulo de Young, $E = 206$ GPa, e o coeficiente de Poisson, $\nu = 0.3$. O encruamento para os diferentes níveis de dissimilaridade mecânica é estimado por meio de uma simples correlação (interpolação linear) entre a tensão de escoamento e o expoente de encruamento de uma faixa representativa, bastante abrangente, de materiais estruturais e vasos de pressão: $n = 5$ e $E/\sigma_y = 800$ (alto encruamento); $n = 10$ e $E/\sigma_y = 500$ (encruamento moderado); $n = 20$ e $E/\sigma_y = 300$ (baixo encruamento). Esta faixa de propriedades também reflete a tendência à diminuição no encruamento com o aumento da tensão de escoamento do material, comportamento característico de aços ferríticos.

Tabela 4 Propriedades do material adotado para análises elasto-plásticas.

Nível de Dissimilaridade Mecânica	Metal de solda		Metal de base	
	σ_y (MPa)	n	σ_y (MPa)	n
10% Overmatch	453	11.5	412	10
20% Overmatch	494	12.8	412	10
30% Overmatch	536	14.5	412	10
50% Overmatch	618	17.4	412	10
Evenmatch	412	10	412	10

4.2.2.2 Modelo constitutivo para materiais perfeitamente plásticos

Na determinação numérica da carga limite usa-se uma estratégia para simular o comportamento mecânico elástico - perfeitamente plástico. A finalidade é conseguir escoamento generalizado ao longo do ligamento remanescente ($b = W - a$) do espécime. O WARP3D permite o modelamento utilizando o modelo bilinear, cuja característica principal é estender a teoria plástica de Mises para pequenas deformações, até incluir efeitos de grandes deformações e rotações [52]. A superfície de escoamento está expressa em termos do tensor de tensões real (Cauchy) e é formulada para materiais dúcteis, os quais deformam sob regime plástico quase sem contribuição da parcela elástica na energia total de deformação. Este modelo emprega uma representação da curva uniaxial de tração (tensão-deformação) que consiste inicialmente do regime elástico (linear) seguido do regime plástico linear sem encruamento, da seguinte forma:

$$\sigma = E\varepsilon \quad \varepsilon \leq \varepsilon_y \quad ; \quad \sigma = \sigma_y \quad \varepsilon > \varepsilon_y \quad (54)$$

Na Fig. 17b ilustra-se a curva característica de tração uniaxial para materiais elásticos perfeitamente plásticos em condição de dissimilaridade mecânica (*overmatch* – $M_y > 1$). Kim & colaboradores [58] e Paredes & Ruggieri [59] demonstraram os efeitos da dissimilaridade mecânica e da geometria do cordão de solda sobre as forças motrizes (J ou CTOD) para materiais com comportamento elástico – perfeitamente plástico e materiais elasto – plásticos, respectivamente, para diferentes geometrias. Para os dois casos, os materiais exibem insensibilidade aos efeitos da geometria e da dissimilaridade mecânica entre as faixas de $1.0 < M_y < 1.5$ e $0.1 < h/W < 0.4$, sendo este efeito ainda menos significativos para materiais sem encruamento. Por tal motivo e com a finalidade de evidenciar as mudanças, provocadas pela dissimilaridade mecânica em forças motrizes, foram incrementados os níveis de “*overmatch*” e o tamanho do cordão de solda. Na tabela 5 se apresentam as propriedades mecânicas para materiais perfeitamente plásticos na seguinte forma:

Tabela 5 Propriedades do material adotado para análises perfeitamente plásticas.

Nível de	Metal de solda	Metal de base
Dissimilaridade		
Mecânica	σ_y (MPa)	σ_y (MPa)
20% Overmatch	494	412
50% Overmatch	536	412
75% Overmatch	618	412
100% Overmatch	824	412
150% Overmatch	1236	412
Evenmatch	412	412

Figura 17 Tipos de modelos de materiais adotados para análises de forças motrizes em configurações soldadas: (a) Modelo Lei de Potência (Ramberg-Osgood); (b) Modelo Bilinear.

4.3 Modelos de elementos finitos

Para capturar corretamente o comportamento mecânico dos espécimes sob diferentes condições de carregamento e comprimentos de trinca, os modelos numéricos devem possuir certas características que lhes permitam representar adequadamente o complexo campo de tensões e deformações que se produz quando o corpo é deformado. Na Fig. 18 se ilustra o modelo de elementos finitos em estado plano de deformações (2D) para uma configuração com trinca profunda $a/W = 0.5$, relação de comprimento $H/W = 10$ e tamanho de cordão de solda de $2h = 15\text{mm}$, que inclui os dois tipos de carregamento (pino e garra). A região definida para a solda, assim como a ponta da trinca, requer a construção de uma malha muito refinada, com a finalidade de representar adequadamente as tensões e deslocamentos que ocorrem durante a deformação. A ponta da trinca está constituída por uma malha convencional de anéis focais centrados que modelam o arredondamento inicial e o cordão de solda está formada por uma malha uniforme de dimensões reduzidas de elementos isoparamétricos alocados ordenadamente até a linha de interface. As propriedades mecânicas do cordão não incluem nenhuma região de transição (Zona afetada pelo calor – ZAC). Para evitar problemas derivados da convergência numérica e inexatidão no cálculo das tensões e deslocamentos, a ponta da trinca foi modelada com um arredondamento inicial de raio $\rho = 0.0025\text{ mm}$ (veja Fig. 18a).

As condições de simetria permitem somente o modelamento da metade do espécime, com as restrições respectivas impostas no ligamento remanescente e nas faces do modelo para simular estado plano de deformação ($w = 0$). Cada modelo simétrico de elementos finitos possui em média 1.241 elementos tridimensionais de 8 nós e 2.678 nós e é deformado sob controle de deslocamento, para melhorar a convergência. A carga aplicada resultante (P) é obtida da somatória das reações nodais dos elementos alocados no plano de simetria do modelo (plano da trinca, $y = 0$). Para as análises do espécime SE(T)_p empregou-se o modelo de contato na região do carregamento que consiste na interação entre um pino rígido simulado numericamente e os contornos do furo onde a carga é imposta. Isto permite a determinação de J ou CTOD em condições mais próximas à realidade.

Dentro deste contexto foram realizadas análises de elementos finitos de modelos tridimensionais (3D) nas mesmas condições e configurações, já antes usadas, para estado plano de deformações (2D). Com o objetivo de avaliar o efeito da espessura sobre os fatores η , utilizaram-se modelos numéricos com dimensões 1-T ($B = 25.4$ mm, $W = 2B$), 0.5-T ($B = 12.7$ mm, $W = 2B$) e geometria modificada DNV ($B = 30$ mm, $W/B = 0.5$), como se detalha na tabela 3. A Fig. 19 ilustra as malhas de elementos finitos tridimensionais SE(T)_c fixados por garra para geometria convencional 1-T e modificada DNV [51], com relação $H/W = 10$, $a/W = 0.5$, e $2h = 15$ mm. As condições de simetria permitem a construção de somente um quarto da geometria por meio da imposição de condições de contorno apropriadas. Em forma análoga ao refinamento da malha focal dos modelos 2D, aplicam-se as mesmas considerações para os modelos 3D. O modelo apresentado possui em média 30.000 elementos isoparamétricos de 8 nós (35.000 nós), com 20 camadas de elementos sobre a metade da espessura ($B/2$), sendo que a camada de largura maior corresponde ao plano de simetria ($Z = 0$) e, à medida em que as camadas de elementos aproximam-se da superfície externa ($Z = B/2$), estas diminuem de espessura, com o propósito de capturar a forte variação das tensões e deformações que ocorre nesta região. O processo de deformação é sob controle de deslocamento, modelando-se o pino rígido na superfície de contato para análises de espécime SE(T)_p, com o propósito de eliminar potenciais problemas na convergência numérica, como foi explicado anteriormente.

Figura 18 Modelo de elementos finitos SE(T) em estado plano de deformação (2D) com $a/W = 0.5$, $H/W = 10$ e tamanho do cordão de solda $2h = 15\text{mm}$ para: (a) Carregado por pino rígido; (b) Fixado por garra.

Figura 19 Modelo tridimensional de elementos finitos SE(T)c carregado por garra com $a/W = 0.5$, $H/W = 10$ e $2h = 15$ mm para: (a) Geometria padrão 1-T; (b) Geometria DNV.

5. PROCEDIMENTO PARA O CALCULO DA INTEGRAL J DERIVADO DO MÉTODO MULTIESPÉCIME.

5.1 O método multiespécime em condição homogênea (evenmatch)

Nesta seção se descreve detalhadamente o procedimento multiespécime aplicado a vários corpos de geometria SE(T) sujeitados por garra para material homogêneo. De fato foram utilizados vários modelos numéricos similares aos descritos na seção 4, com vários comprimentos de trincas $a/W = 0.1$ até 0.7 com incrementos de 0.1 e com uma relação comprimento sobre largura fixa ($H/W = 6$) e tensão de escoamento $\sigma_y = 412$ MPa ($n = 10$). Posteriormente realizaram-se as simulações numéricas carregando os modelos dos corpos-de-prova e plotando as curvas Carga vs. Deslocamento da linha de carga (P vs. LLD) como se exemplifica na Fig. 20. Note-se que a área sob a curva representa a energia de deformação de cada configuração para um deslocamento (LLD) fixo, por exemplo, à energia de deformação para a configuração com tamanho de trinca ($a/W = 0.1$) corresponde $U^{0.1}$, a qual é representada pela área abaixo da curva como se mostra na Fig.20. De maneira similar obtém-se a energia para a configuração $a/W = 0.7$. Estas áreas parciais ($U^{a/W}$) correspondentes a cada deslocamento fixo podem ser obtidas mediante o emprego de qualquer técnica de integração numérica convencional, por exemplo, a Regra de Simpson.

Figura 20 Curvas evolutivas do carregamento remoto versus deslocamento da linha de carga (P vs. LLD) para relações $a/W = 0.1 - 0.7$ do espécime SE(T)_c.

Figura 21 Curvas de Energia de deformação em função do comprimento de trinca para deslocamentos fixos (LLD) a partir de 0.1mm até 2.0mm.

Uma vez obtidas as energias de deformação com respeito ao tamanho do defeito para cada deslocamento da linha da carga (LLD), como se mostra na Fig. 21, computa-se a primeira derivada ($\partial U/\partial a$) de cada curva. Note-se que a energia diminui quando o tamanho do defeito cresce isto indica que a energia de deformação requerida para iniciar o crescimento num entalhe curto é maior do que num entalhe profundo como se exemplifica na Fig. 12b. Este comportamento é característico dos testes controlados por deslocamento; o contrário ocorre quando os mesmos são controlados por carga, onde a primeira derivada da energia possui um caráter crescente e positivo (veja Eq. 10). Finalmente, aplicando a Eq. 22 em conjunto com os resultados obtidos na Fig. 21 e a espessura do corpo de prova B , chega-se aos valores de J para cada configuração (a/W). Nas Figs. 22–25 comparam-se os valores de J obtidos pelo procedimento anteriormente descrito (J_M – Multiespécimes) com aqueles obtidos numericamente pelo método conhecido como Integral de domínio (J_D – Domínio) Eq. A2.1 (veja apêndice 2).

Na configuração com trinca profunda ($a/W = 0.5$) o valor de J_D obtido pela Eq. A2.1 apresenta uma significativa aderência com J_M derivado da Eq. 22. Conforme a relação a/W começa a diminuir o desvio entre os valores de J aumentam na seguinte ordem: $a/W = 0.5$ o desvio é $< 10\%$; $a/W = 0.3$ o desvio é 10% ; $a/W = 0.2$ o desvio é 15% ; e para $a/W = 0.1$ o desvio é maior que 30% , como se ilustra na Fig. 26.

Especificamente, nestes gráficos inclui-se uma linha de referência ($J_D = 1.2J_M$) que permite a interpretação visual dos resultados dentre a faixa de 20% de desvio.

Para entender a relação existente entre J e o trabalho plástico (energia potencial) para as configurações já analisadas anteriormente é necessário visualizar que o balanço entre o trabalho realizado pelas forças externas e a energia de deformação cumpre-se quando a zona plástica esta confinada numa pequena região relativamente às dimensões principais do sólido (escoamento a pequena escala-SSY) [33]. Isto é válido para configurações com trincas médias e profundas ($a/W > 0.2$), onde o carregamento remoto é responsável direto pela iniciação e crescimento da trinca devido ao elevado nível de triaxialidade concentrado na zona plástica, como se mostra nas Figs. 23–25. Entretanto, no caso de trincas curtas ($a/W \leq 0.2$), o trabalho plástico realizado pelas forças externas não é necessariamente transferido diretamente ao valor correspondente de J . Isto fica evidente quando aparecem zonas plásticas em regiões afastadas da ponta da trinca modificando a energia de deformação do sólido trincado, portanto afetando a area sob a curva carga – deslocamento como se mostra na Fig. 22. Evidentemente, os resultados para este tipo de configuração levantam dúvidas sobre a efetividade da metodologia η (veja seção 3.2.1) na correta avaliação de J em procedimentos correntes de integridade estrutural e tenacidade à fratura baseados em espécimes SE(T) [16, 33].

Figura 22 Curvas comparativas entre os valores de taxa de liberação de energia (J_M) e integral de domínio (J_D) para espécime SE(T)_c e relação $a/W = 0.1$.

Figura 23 Curvas comparativas entre os valores de taxa de liberação de energia (J_M) e integral de domínio (J_D) para espécime SE(T)_c e relação $a/W = 0.2$.

Figura 24 Curvas comparativas entre os valores de taxa de liberação de energia (J_M) e integral de domínio (J_D) para espécime SE(T)_c e relação $a/W = 0.3$.

Figura 25 Curvas comparativas entre os valores de taxa de liberação de energia (J_M) e integral de domínio (J_D) para espécime SE(T)_c e relação $a/W = 0.5$.

Figura 26 Comparação de forças motrizes (J_M vs. J_D) para diferentes relações de a/W para o espécime SE(T)_c com $H/W = 6$.

5.2 O método multiespécime em condições de dissimilaridade mecânica

Na seção anterior foi descrito em detalhe o procedimento numérico para obter J de várias configurações de uma mesma geometria utilizando a interpretação de energia potencial [26, 27]. Os resultados obtidos demonstram uma significativa precisão e confiabilidade no emprego desta metodologia para materiais homogêneos e trincas relativamente curtas ($a/W > 0.2$). Isto é devido, em boa medida, à facilidade que fornecem as análises de elementos finitos na confecção dos modelos numéricos e na extração precisa dos diferentes parâmetros que controlam o processo de fratura como: curva carga – deslocamento ($P-\Delta$), abertura da boca da trinca (CMOD), etc. Nesta parte do trabalho considera-se o efeito da dissimilaridade mecânica em juntas soldadas, conhecida pelo termo em inglês *weld strength mismatch effect*. Algumas normas e práticas de fabricação requerem juntas soldadas cujo material de adição possua propriedades mecânicas superiores à do material base. Esta condição é conhecida no termo em inglês *overmatch*, que permite o escoamento no material base antes do material de adição, gerando o efeito escudo que protege a trinca ou defeito alocado no interior do cordão.

Da mesma forma que na seção anterior, elaborou-se uma série de modelos numéricos com entalhe lateral sujeitos à tração SE(T) para os dois tipos de carregamentos (pino e garra), com as seguintes relações de tamanhos de trinca: $a/W = 0.1, 0.2, 0.3$ e 0.5 ; e relações de comprimento: $H/W = 6$ e 10 , para condições de material homogêneo (*evenmatch*) e com dissimilaridade mecânica (*overmatch*) de 20% e 50%. O cordão de solda é modelado como se fosse reto e prismático, com largura $2h = 15$ mm. A trinca se aloca justamente no centro dele, aproveitando a simetria é possível a modelagem da metade do espécime. Para maiores detalhes sobre a elaboração dos modelos veja a seção 4.

Por considerações de espaço e devido à similaridade dos resultados, só se mostram aqueles correspondentes à condição *evenmatch* e 50% *overmatch* para espécime SE(T)_c fixado por garra com $H/W = 10$ e espécime SE(T)_p carregado por pino com $H/W = 6$.

Figura 27 Curvas comparativas da evolução de forças motrizes (J_M vs. J_D) com respeito ao deslocamento de linha de carga LLD para espécime $SE(T)_c$ com $H/W = 10$; (a) Condição evenmatch com $a/W = 0.1$; (b) Condição evenmatch com $a/W = 0.5$; (c) Condição 50% overmatch com $a/W = 0.1$; (d) Condição 50% overmatch com $a/W = 0.5$.

Na Fig. 27 se exemplifica a evolução das forças motrizes J_M e J_D para trincas curtas ($a/W = 0.1$) e profundas ($a/W = 0.5$) no espécime $SE(T)_c$ em condições extremas de dissimilaridade mecânica (50% overmatch) e homogêneo (evenmatch). O desvio entre os valores de J é mais significativo em trincas curtas do que em trincas profundas para uma mesma condição de dissimilaridade mecânica. A justificativa já foi discutida na seção 5.1., para uma geometria similar com relação $H/W = 6$ em condição homogênea. Note-se que existe um ligeiro efeito da relação de comprimento (H/W) sobre J_M para trincas curtas. No caso anterior apresentou-se um desvio de 15% para trinca de tamanho $a/W = 0.2$ e $H/W = 6$ (evenmatch). Entretanto, para a mesma configuração e condição, mas com diferente relação de comprimento $H/W = 10$, o desvio aumentou para 25%, como se ilustra nas Figs. 26 & 28.

O efeito da dissimilaridade mecânica não é significativo para trincas profundas ($a/W = 0.5$), como se exemplifica nas Fig. 27b e 27d, sendo o desvio para condição de 50% *overmatch* com tamanho de trinca $a/W = 0.5$ de 13%. Quando a trinca começa a diminuir, os efeitos sobre as forças motrizes causados pela dissimilaridade dos materiais tornam-se consideráveis. Consequentemente, o desvio incrementa-se na seguinte ordem: $a/W = 0.3$ em 18%; $a/W = 0.2$ em 37%; e $a/W = 0.1$ em mais de 50% como se apresenta na Fig. 29.

Figura 28 Comparação de forças motrizes (J_M vs. J_D) para diferentes relações de a/W para o espécime $SE(T)_c$ com $H/W = 10$ e condição *evenmatch*.

Figura 29 Comparação de forças motrizes (J_M vs. J_D) para diferentes relações de a/W para o espécime $SE(T)_c$ com $H/W = 10$ e condição 50% *overmatch*.

Para espécimes $SE(T)_p$ carregados por pino as diferenças percentuais são similares às obtidas para espécimes $SE(T)_c$ fixados por garra. Na Fig. 30b & 30d a dissimilaridade mecânica praticamente não afeta o valor de J , seja este obtido pela definição da integral de domínio (J_D) ou pelo método multiespécime (J_M), quando o entalhe é profundo ($a/W > 0.5$). Comparando esta mesma configuração com aquela das Figs. 27b & 27d o nível de correlação é maior para o espécime $SE(T)_p$ devido ao carregamento combinado que atua na ponta da trinca (tração + flexão), impedindo assim a perda da restrição ao fluxo plástico. Entretanto, para trincas curtas, a perda de restrição, assim como o escoamento generalizado são causados pelo relaxamento de tensões na ponta da trinca, que por sua vez, gera um desvio considerável (>30%) entre as duas aproximações.

Em procedimentos de avaliação de integridade estrutural onde o grau de conservadorismo é significativo, defeitos planares superficiais (trincas curtas) não são levados em conta. Existem vários fatores, alguns deles já mencionados anteriormente, que afetam a relação unívoca entre o carregamento remoto e o campo de tensões e deformações na ponta da trinca. O tratamento deste tipo de defeito ainda continua sendo uma questão aberta para códigos e normas cujos procedimentos estão baseados em mecânica da fratura. Trabalhos prévios demonstraram a correta avaliação de forças motrizes (J e CTOD) empregando espécimes com trincas curtas ($a/W > 0.2$) na elaboração de curvas de resistência R ($J-\Delta a$) [32, 42, 61, 62]. As Figs. 30a & 30c apresentam um caso extremo de trinca curta ($a/W = 0.1$) onde a diferença entre a integral do domínio (J_D) e a interpretação de energia (J_M) é significativa. Além disso, o baixo nível de deformação que o sólido atinge ($J < 500 \text{ kJ/m}^2$) seria insuficiente para que a trinca crescesse e se propagasse. Sob estas condições existe a probabilidade de que um único parâmetro não seja capaz de caracterizar o processo de fratura na ponta da trinca, consequentemente estas metodologias perdem sua validade e aplicação no cenário da integridade estrutural. Por tal motivo, na determinação de fatores η para defeitos contidos em juntas soldadas, não se consideram trincas com esta dimensão ($a/W = 0.1$). Esses fatores são apresentados nas curvas subsequentes, só como referência e não como parte do compêndio de soluções.

Figura 30 Curvas comparativas da evolução de forças motrizes (J_M vs. J_D) com respeito ao deslocamento de linha de carga LLD para espécime SE(T)_p com $H/W = 6$; (a) Condição evenmatch com $a/W = 0.1$; (b) Condição evenmatch com $a/W = 0.5$; (c) Condição 50% overmatch com $a/W = 0.1$; (d) Condição 50% overmatch com $a/W = 0.5$.

Trincas intermediárias ($a/W = 0.2, 0.3$) mostram comportamentos quase idênticos entre si, como se exemplifica nas Figs. 31 & 32. Além disso, elas são comparáveis com trincas da mesma dimensão em espécimes SE(T)_c fixados por garras, Figs. 28 & 29. Isto é porque o espécime SE(T)_p possui dois regimes de dominância de carregamento, isto é, para trincas na faixa ($0.1 < a/W \leq 0.545$) o regime de dominância é tração e para trincas profundas ($a/W > 0.545$) a dominância no carregamento é flexão [63]. O desvio médio que estas configurações apresentam é próximo a 20%, com relação a 1.0 mm de deslocamento da linha da carga (LLD) para configurações com trincas $a/W > 0.2$, valor que é considerado válido desde o ponto de vista da engenharia.

Figura 31 Comparação de forças motrizes (J_M vs. J_D) para diferentes relações de a/W para o espécime SE(T)_p com $H/W = 10$ e condição evenmatch.

Figura 32 Comparação de forças motrizes (J_M vs. J_D) para diferentes relações de a/W para o espécime SE(T)_p com $H/W = 10$ e condição 50% overmatch.

6. PROCEDIMENTO PARA O CÁLCULO DOS FATORES η

No capítulo 3 foram explicadas as diferentes abordagens empregadas para obter os fatores η_J e η_δ , derivados de medições do deslocamento da linha de carga (LLD) e abertura da boca da trinca (CMOD). Neste capítulo, os procedimentos computacionais utilizados para a obtenção numérica dos fatores η serão propostos de maneira sucinta e explicativa. Os procedimentos que vão ser tratados neste capítulo são: O trabalho plástico, baseado no computo da área plástica sob a curva carga versus deslocamento (veja seção 3.2.1); e a separação de carga, derivada do princípio da existência de duas parcelas completamente independentes (veja seção 3.2.2). Com esta última abordagem é possível obter fatores η plásticos utilizando-se o princípio de separação de carga como será explicado mais adiante.

6.1 A obtenção dos fatores η_J e η_δ plásticos baseados no trabalho plástico

Na Seção 3.2.1 descreveu-se a metodologia para obter os fatores η derivados da área plástica utilizando-se medições de LLD (Δ) e CMOD (V). Em forma geral, as Eqs. 33 e 34 representam as parcelas plásticas da integral J e CTOD, respectivamente, reescrevendo-as:

$$J_P = \frac{\eta_J A_p}{bB} \Big|_{\Delta, V} \quad (55)$$

e

$$\delta_P = \frac{\eta_\delta A_p}{bB\sigma_y} \Big|_V \quad (56)$$

onde J_P e δ_P correspondem as parcelas plásticas de J e CTOD, b é o ligamento remanescente, B é a espessura do espécime, σ_y representa a tensão de escoamento do material e A_p que representa a área sob curva tensão-deslocamento seja derivada de medições CMOD (V) ou LLD (Δ). A estratégia para obter valores acurados de η_J e

η_δ baseia-se na normalização da integral J (CTOD) com respeito a área plástica como se mostra nas seguintes equações:

$$\bar{J}_p = \frac{J_p}{b\sigma_y} = \frac{\eta_J A_p}{b^2 B \sigma_y} = \eta_J \bar{A}_p \quad (57)$$

e

$$\bar{\delta}_p = \frac{\delta_p}{b} = \frac{\eta_\delta A_p}{b^2 B \sigma_y} = \eta_\delta \bar{A}_p \quad (58)$$

nesta forma os fatores η_J e η_δ representam a inclinação das curvas (retas) $J_p/(b\sigma_y)$ vs. $A_p/(Bb^2\sigma_y)$ e δ_p/b vs. $A_p/(Bb^2\sigma_y)$, e que por meio de uma regressão polinomial (linear) permite o cálculo instantâneo da inclinação da reta (fator η), segundo a evolução do carregamento do espécime trincado.

Na Fig. 33 ilustra-se o procedimento para determinar os fatores η_J e η_δ para espécimes SE(T)_p e SE(T)_c em estado plano de deformação com $a/W = 0.2, 0.5$ e nível de dissimilaridade mecânica de 20% ($M_y = 1.2$). O procedimento para obter η_J^{LLD} é essencialmente o mesmo. Para todos os casos analisados com diferentes configurações de tamanhos de trinca a/W e diferentes tipos de carregamentos (garra e pino) a relação linear entre $\bar{J}_p$ e $\bar{A}_p^{\text{CMOD}}$ se mantém durante todo o estágio de carregamento. Em forma consistente com as medições experimentais para estabelecer a tenacidade dos aços estruturais típicos amplamente utilizados na indústria offshore, por meio de espécimes de mecânica da fratura com entalhe lateral SE(T) [64], os níveis de carregamento para os quais a regressão linear é computada está na faixa de 100 até 1000 KJ/m² e em forma equivalente para o cálculo de CTOD. A experiência numérica demonstra que pequenas mudanças nos valores de J (CTOD) ao longo do carregamento não afeta significativamente o polinômio de ajuste na determinação dos fatores η instantâneos. O código Fractus2D [57] é utilizado na determinação dos fatores η derivados do trabalho plástico, o qual é definido pela componente plástica da área sob curva carga versus deslocamento da linha de carga (LLD) ou abertura da boca da trinca (CMOD).

Figura 33 Variação das parcelas plásticas J e δ normalizadas com respeito à área normalizada para espécimes SE(T) com nível de dissimilaridade mecânica $M_y = 1.2$; (a-c) SE(T)_c com $a/W = 0.2, 0.5$ e $H/W = 10$; (b-d) SE(T)_p com $a/W = 0.2, 0.5$ e $H/W = 6$.

6.2 A obtenção do fator η_J plástico baseado na separação de carga

A determinação das forças motrizes (J , CTOD) de um componente trincado baseia-se na determinação da área plástica sob a curva de carga versus deslocamento, onde o fator adimensional η descreve a relação unívoca entre a energia plástica de deformação do espécime com o J (CTOD) aplicado. Em trabalhos similares para estimar a integral J em espécimes de mecânica da fratura convencionais, Sharobeam e Landes [38–41] propuseram uma metodologia alternativa baseada no conceito de separação de cargas. Nesta direção, o procedimento para obter o fator η_J baseado no conceito de separação de cargas será detalhado segundo o arcabouço teórico apresentado na seção 3.2.2 para o espécime não convencional SE(T), com dois tipos de carregamentos (pino e garra) e diferentes níveis de dissimilaridade mecânica.

O procedimento começa analisando o comportamento mecânico de cada espécime por meio das curvas carga versus deslocamento (Δ , V), como se ilustra na Fig. 34. A evolução do carregamento para níveis baixos de deformações é acelerada até atingir o patamar de escoamento caracterizado pela tensão de escoamento do material; posteriormente o incremento torna-se lento conforme a deformação aumenta até atingir o colapso plástico ou ruptura. Este tipo de comportamento é característico dos aços estruturais amplamente usados na indústria petroleira. Na Fig. 34 ilustra-se o procedimento para uma configuração bimaterial com nível de dissimilaridade mecânica de 20% ($M_y = 1.2$). Outro aspecto importante a notar é o elevado grau de dispersão que apresenta o espécime SE(T)_p para os diferentes tamanhos de trinca com respeito ao espécime SE(T)_c, por exemplo, para trincas profundas ($a/W > 0.4$) a evolução da carga com respeito ao deslocamento (Δ , V) apresenta um patamar inferior de escoamento para níveis muito baixos de deformação; provavelmente o reduzido ligamento resistente acompanhado do carregamento combinado (para este caso existe uma dominância em flexão), o que faz com que o espécime atue como um mecanismo plástico (rotação pura do corpo rígido).

Figura 34 Curvas de evolução carga versus deslocamento da linha de carga (LLD, Δ) e abertura da boca da trinca (CMOD, V) em função do tamanho relativo da trinca a/W e nível de dissimilaridade mecânica $M_y = 1.2$ para: (a-b) SE(T)_c com $H/W = 10$; (c-d) SE(T)_p com $H/W = 6$.

Uma vez obtidos estes resultados, é possível avaliar o parâmetro de separação S_{ij} por meio da Eq. 36, que permite relacionar a carga desenvolvida por cada configuração (idêntica geometria, mas diferente a/W) com respeito a uma referência única. Neste caso adota-se o tamanho de trinca de $a/W = 0.5$ ($b_j = 25.4$ mm). A seleção da configuração de referência é arbitrária, demonstrando-se que o parâmetro de separação permanece invariável, [39], ao longo da fase de deformação plástica. Na Fig. 35 são apresentados os parâmetros de separação S_{ij} em função da parcela plástica do deslocamento (Δ_p e V_p) normalizado com respeito ao ligamento remanescente (b_j) para os dois tipos de espécimes SE(T)_p e SE(T)_c.

Figura 35 Curvas do parâmetro de separação de cargas $S_{i,j}$ versus deslocamento da linha de carga plástica normalizado (Δ_p/b_j) e abertura da boca da trinca plástica normalizada (V_p/b_j) para vários tamanhos relativos da trinca a/W e nível de dissimilaridade mecânica $M_y = 1.2$ para: (a-b) SE(T)_c com $H/W = 10$; (c-d) SE(T)_p com $H/W = 6$.

Os parâmetros evidenciam uma perturbação no estágio inicial do carregamento, aproximadamente quando Δ_p/b_j ou $V_p/b_j \sim 0.004$, o que significa que a contribuição da parcela elástica da energia de deformação é da mesma magnitude da parcela plástica, porém afeta o valor do parâmetro $S_{i,j}$ de todas as configurações. Esta fenomenologia é mais evidente para trincas curtas e intermediárias que para trincas profundas, como no caso da condição de referência ($a/W = 0.5$), que permanece constante. Conforme o nível de deformação vai aumentando, a magnitude da parcela elástica começa a experimentar um decréscimo, isto gera uma estabilização dos valores ao longo da faixa plástica do carregamento até que ficam constantes.

Consequentemente, os parâmetros de separação podem ser extraídos diretamente da Fig. 35 para qualquer magnitude do deslocamento plástico fora do intervalo de contribuição elástica. Portanto, S_{ij} pode ser representado também em função do tamanho relativo do ligamento remanescente (b_j/W); lembre-se de que os resultados ilustrados na Fig. 36 são representativos para uma configuração de referência $a/W = 0.5$ ($b/W = 0.5$). Sharobeam e Landes [38] propuseram um ajuste matemático para representar em forma contínua os dados numéricos dos parâmetros de separação de carga, com a finalidade de obter o componente independente $G(a/W)$, veja Eq. 35, que é função da geometria. O ajuste matemático proposto foi uma curva de lei de potência (Power Law curve fitting) que mostra boa aderência sobre os resultados computados dos espécimes $SE(T)_c$; em contraste, a curva de potência oferece uma pobre concordância para trincas curtas e intermediárias ($a/W < 0.5$) nos espécimes $SE(T)_p$ como se ilustra na Fig. 36c e 36d.

O objetivo desta seção é avaliar a metodologia de separação de carga para configurações não convencionais com defeitos embebidos num cordão de solda. O fator η derivado deste procedimento utiliza um ajuste polinomial de 4º grau ilustrado na Fig. 36. Evidentemente o polinômio fornece um ajuste mais refinado e exato sobre os valores computados de S_{ij} para ambas geometrias, inclusive para tamanhos de trinca reduzidos. No capítulo 9 são apresentados os diferentes valores η obtidos pelas metodologias aqui explicadas, sendo considerados como referência comparativa os valores derivados do trabalho plástico (veja seção 3.2.1). O aspecto importante a ser indicado é que os valores η derivados do ajuste de curva de lei de potência mostram-se insensíveis ao comprimento de trinca, mantendo-se constante, conforme a trinca avança. Entretanto, o ajuste polinomial fornece fatores η mais próximos aos correspondentes valores derivados do trabalho plástico, os quais são dependentes ao tamanho relativo da trinca e tipo de carregamento.

Figura 36 Variação do parâmetro de separação de cargas, S_{ij} , derivado de deslocamento da linha de carga (LLD, Δ) e abertura da boca da trinca (CMOD, V) para vários tamanhos relativos do ligamento remanescente b/W e nível de dissimilaridade mecânica $M_y = 1.2$ com diferentes ajustes de curva para: (a-b) SE(T)c com $H/W = 10$; (c-d) SE(T)p com $H/W = 6$.

6.3 A relação entre LLD e CMOD plástico em configurações bimateriais

Nos inícios da mecânica da fratura, os procedimentos experimentais para caracterizar a resistência do material durante o crescimento estável do defeito estavam baseados em medições do deslocamento da linha de carga (LLD). Investigações posteriores permitiram incluir medições da abertura da boca da trinca (CMOD) como alternativa nos procedimentos de avaliação da integridade estrutural. Para isto deve existir uma relação constante entre CMOD e LLD ao longo do processo de carregamento. O parâmetro h_a representa a razão entre as parcelas plásticas do deslocamento da linha de carga (Δ_p) sobre a abertura da boca da trinca (V_p), veja Eq. 45. Cravero e Ruggieri [42] demonstraram a validade desta relação para espécimes SE(T) com dois tipos de carregamentos (pino e garra) no âmbito dos materiais homogêneos. Nesta seção serão analisados os parâmetros h_a para

condições homogêneas e com dissimilaridade mecânica ($M_y = 1.0, 1.2, 1.5$) para os dois modelos diferentes de materiais (lei de potência e bilinear) que são definidos como: elasto-plástico (*Ramberg-Osgood*→*R-O*) e elástico-perfeitamente plástico (*bilinear*) respectivamente. Dos modelos de elementos finitos de espécimes SE(T) para estado plano de deformação descritos no capítulo 4, foram obtidos os dados de deslocamento da linha de carga (LLD) e de abertura da boca da trinca (CMOD) como função da deformação aplicada. A função h_a para cada configuração, tipo de material e nível de dissimilaridade são apresentados nas Figs. 37–38. Como pode ser observado, após um período de transição para $J/(b\sigma_y^{MS}) < 0.005 \sim 0.01$ o fator h_a atinge um valor constante e independente do carregamento em todas as configurações SE(T) consideradas, excetos nos casos com trincas curtas ($a/W < 0.2$). Aqui o nível de deformação $J/(b\sigma_y^{MS})$ é normalizado com respeito a tensão do escoamento do material de solda (MS).

Note-se que para espécime SE(T)_c com modelo R-O (veja Fig. 37), o parâmetro h_a mostra-se mais sensível aos diferentes comprimentos de trincas, principalmente para trincas curtas ($a/W < 0.3$) e elevado nível de dissimilaridade mecânica ($M_y = 1.5$), comparados com os correspondentes valores obtidos das análises com modelo bilinear (elástico – perfeitamente plástico). Para trincas profundas ($a/W > 0.4$) existe uma aderência entre as curvas quase até atingir um patamar constante ao longo do carregamento, e isto é evidente nos dois tipos de materiais (elasto-plástico e perfeitamente plástico). Adicionalmente, esta geometria, para qualquer propriedade do material e nível de dissimilaridade mecânica, apresenta um parâmetro h_a ligeiramente crescente em função ao acréscimo da deformação; embora este quociente não seja completamente constante, ele pode ser considerado válido devido à baixa taxa de variação que apresenta dentro do intervalo plástico. As tendências observadas anteriormente permanecem quase invariáveis para geometria SE(T)_p, somente com algumas considerações que afetam a função h_a , a saber: h_a permanece tecnicamente constante após o estágio de transição inicial ($J/(b\sigma_y^{MS}) < 0.005 \sim 0.01$), é independente ao nível de dissimilaridade mecânica e ao encruamento como se mostra na Fig. 38. Consequentemente, estes resultados demonstram claramente a validade da relação constante entre as parcelas plásticas de LLD e CMOD, ao mesmo tempo estabelecem a conexão direta entre os fatores η_J^{CMOD} e η_J^{LLD} (veja Eqs. 46 & 51).

Figura 37 Variação do parâmetro h_a em função ao nível de deformação normalizada para espécime SE(T), fixado por garra para diferentes relações a/W e nível de dissimilaridade mecânica $M_y = 1.0, 1.2, 1.5$; (a-c-e) modelo Ramberg-Osgood (R-O); (b-d-f) modelo bilinear.

Figura 38 Variação do parâmetro h_a em função ao nível de deformação normalizada para espécime SE(T) carregado por pino para diferentes relações a/W e nível de dissimilaridade mecânica $M_y = 1.0, 1.2, 1.5$; (a-c-e) modelo Ramberg-Osgood (R-O); (b-d-f) modelo bilinear.

6.4 Medições numéricas da abertura da ponta da trinca (CTOD)

Existem métodos experimentais que servem para o propósito de garantir uma adequada avaliação do CTOD em medições laboratoriais. O emprego de extensômetros é amplamente usado em diferentes configurações: mono extensômetro (*single clip gauge*) ou duplo extensômetros (*double clip gauges*), os quais permitem a medição direta da Carga vs. Abertura da boca da trinca (CMOD) e Carga vs. Abertura da ponta da trinca (CTOD). Adicionalmente, o duplo extensômetro permite a determinação do CTOD em geometrias cujo raio plástico (r_p) é desconhecido, mediante as seguintes relações geométricas [65]:

$$CMOD(V) = V_1 - \frac{Z_1}{Z_2 - Z_1}(V_2 - V_1) \quad (59)$$

e

$$CTOD(\delta) = V_1 - \frac{Z_1 + a}{Z_2 - Z_1}(V_2 - V_1) \quad (60)$$

onde V_1 e V_2 são os deslocamentos de abertura dos extensômetros inferior e superior, respectivamente, Z_1 e Z_2 são as posições dos extensômetros relativos à superfície do espécime e a é o tamanho inicial da trinca. A Eq. (60) assume que os flancos da trinca permaneçam retos durante a abertura formando uma reta tangente com a navalha do extensômetro superior. Este procedimento experimental é definido como o método tangente (CTOD Tan) como se mostra na Fig. 39:

Figura 39 Esquematização das posições das navalhas dos extensômetros no corpo de prova [65].

Para sintetizar e comprovar a eficácia da aproximação geométrica levou-se a cabo uma simulação de elementos finitos empregando corpos de provas numéricos com entalhe lateral sujeito a tração nas bordas (*Single Edge Notch in Tension – SE(T)*), com relação de profundidade de trinca $a/W = 0.2$ e 0.5 , carregados por pino (*pinned*) e garra (*clamped*). Os modelos de elementos finitos são definidos em condição de estado plano de deformações (**2D**) com dimensões convencionais **1-T** (espessura $B = 25.4$ e $W/B = 2$). Os valores de Z_1 e Z_2 , que representam as posições dos extensômetros, foram modelados como uma camada de elementos que se estendem a partir do flanco da trinca sobre a superfície da borda da boca da trinca como se esquematiza na Fig. 40. As posições virtuais para as duas configurações foram de $Z_1 = 2.9$ mm e $Z_2 = 15.4$ mm e os tamanhos das trincas foram $a = 25.4$ mm (*trinca profunda*) e $a = 10.16$ mm (*trinca curta*).

Figura 40 Modelagem da camada de elementos no espécime SE(T) utilizando elementos finitos.

Os resultados obtidos deste procedimento são computados mediante o uso das Eqs. 59 & 60 para obter os valores de CMOD e CTOD Tan. Posteriormente estes resultados são comparados com aqueles obtidos por análises de elementos finitos, os quais estão baseados na determinação do CTOD mediante o procedimento de 90° como se detalha na seção 2.3 (Fig. 9). Nas Figs. 41 & 42 as curvas apresentam uma diferença média entre os valores obtidos por elementos finitos (CTOD 90°) e geométricos (CTOD Tan) de 13% para trinca curta e $\sim 18\%$ para trinca profunda correspondente à geometria carregada por pino, $SE(T)_p$. Para o modelo sujeito à garra $SE(T)_c$, as diferenças percentuais são ligeiramente menores quando comparadas à geometria anterior: ao redor de $\sim 10\%$ para trincas curtas e $\sim 16\%$ para trincas profundas, como se exemplifica nas Figs. 43 & 44. Em resumo, o método experimental para a determinação do CTOD e CMOD tem uma significativa acurácia ($< \sim 20\%$) do ponto de vista da engenharia.

Figura 41 Curva comparativa entre o CTOD Tan e o CTOD 90° para corpo de prova $SE(T)_p$ e relação a/W 0.5.

Figura 42 Curva comparativa entre o CTOD Tan e o CTOD 90° para corpo de prova $SE(T)_p$ e relação a/W 0.2.

Figura 43 Curva comparativa entre o CTOD Tan e o CTOD 90° para corpo de prova $SE(T)_c$ e relação a/W 0.5.

Figura 44 Curva comparativa entre o CTOD Tan e o CTOD 90° para corpo de prova SE(T)_c e relação a/W 0.2.

7. FATORES η_J E η_δ PARA ESPECIMENS SE(T) FIXADOS POR GARRA

Neste capítulo apresentam-se os valores dos fatores η_J e η_δ obtidos das análises de elementos finitos para espécime SE(T) carregado por garra. A matriz de análises, assim como as características dos modelos numéricos, foram detalhadas na seção 4.1 e as propriedades mecânicas do material base e material de solda foram explicadas na seção 4.2. Estes resultados aqui apresentados correspondem às análises em estado plano de deformações ou 2D. Como já foi discutido na seção 5.1, valores da integral J , e consequentemente fatores η para trincas extremamente curtas ($a/W < 0.2$), não formam parte do compêndio de soluções aqui desenvolvido, mas são ilustrados como referência nas curvas.

7.1 Fatores η_J derivados de CMOD

Nas Figuras 45 e 46 são apresentados os fatores η_J derivados de CMOD para espécimes SE(T) sujeito por garras em função da relação entre o comprimento da trinca e a largura do espécime (a/W), para os dois comprimentos relativos de espécimes ($H/W = 6, 10$) e diferentes níveis de dissimilaridade mecânica, a saber: *evenmatch*, 10%, 20%, 30% e 50% de *Overmatch* ($M_y = 1.0, 1.1, 1.2, 1.3$ e 1.5). Como já foi mencionado os valores η_J para trincas curtas ($a/W = 0.1$) são apresentados como referência e não como parte do compêndio de soluções descritos na parte final deste capítulo. Na Fig. 45 ($H/W = 10$) os valores η_J evidenciam uma forte dependência ao tamanho relativo da trinca (a/W), conforme ela aumenta, os fatores vão diminuindo em forma estável e linear. Entretanto, o efeito da dissimilaridade mecânica produz um pequeno desvio nos fatores η_J com respeito à condição homogênea (*evenmatch*) para razões de tamanho de defeito relativamente curtos ($a/W = 0.2, 0.3$), enquanto que para trincas maiores ($a/W > 0.4$) este desvio começa ser significativo conforme o nível de dissimilaridade aumenta. Este mesmo comportamento é observado para o mesmo espécime com comprimento relativo $H/W = 6$ com a diferença de que os fatores η_J para $a/W = 0.7$ apresentam um desvio em relação ao comportamento linear observado em profundidades de trincas menores, isto pode ser causado pela redução do ligamento remanescente acompanhado dos efeitos flexionais que

influenciam o campo de deformações plásticas na zona a frente da trinca afetando, consequentemente, a área plástica da qual η_I é derivado (veja Fig. 46).

Figura 45 Fatores η_I derivados de CMOD para diferentes níveis de dissimilaridade mecânica para espécimes SE(T) sujeito por garra e relação $H/W = 10$.

Figura 46 Fatores η_I derivados de CMOD para diferentes níveis de dissimilaridade mecânica para espécimes SE(T) sujeito por garra e relação $H/W = 6$.

7.2 Fatores η_δ derivados de CMOD

No capítulo 4 explica-se o procedimento teórico para obter os fatores η_δ baseados em medições de CMOD, aproveitando a conexão existente entre J e CTOD. Nas Figs. 47–48 são apresentados os valores dos fatores η_δ em função do comprimento relativo da trinca (a/W) com diferentes níveis de dissimilaridade mecânica. Nas figuras já mencionadas, os fatores η_δ mostram-se menos sensíveis à relação a/W , principalmente para trincas intermediárias ($0.2 < a/W < 0.4$), após o que a tendência diminui para trincas profundas. Entretanto, o efeito da dissimilaridade mecânica produz um desvio uniforme quase paralelo com respeito a condição homogênea, não sendo significativo para níveis de dissimilaridade menores a 30%. Especificamente na Fig. 48, a tendência decrescente dos valores η_δ correspondente ao espécime SE(T) com comprimento relativo $H/W = 6$, muda para trincas profundas ($a/W = 0.7$). Isto deve-se a perda da restrição da zona plástica na ponta da trinca que ocorre sobre o ligamento remanescente, afetando diretamente a área plástica de onde derivam-se os valores de η_δ .

Figura 47 Fatores η_δ derivados de CMOD para diferentes níveis de dissimilaridade mecânica para espécimes SE(T) sujeito por garra e relação $H/W = 10$.

Figura 48 Fatores η_{δ} derivados de CMOD para diferentes níveis de dissimilaridade mecânica para espécimes SE(T) sujeito por garra e relação $H/W = 6$.

7.3 Fatores η_I derivados de LLD

Finalmente, nas Figs. 49–50 são apresentados os valores dos fatores η_I baseados em LLD com respeito à relação profundidade do defeito/largura do espécime (a/W). Em contraste aos resultados anteriores, os valores de η_I apresentam uma forte dependência ao tamanho da trinca, principalmente para trincas relativamente curtas ($a/W = 0.2, 0.3$); para trincas maiores a tendência dos valores adota um comportamento quase linear e decrescente. Com respeito à dissimilaridade mecânica, as variações são similares aos resultados anteriores, sendo o desvio mais significativo para níveis superiores a 30%. Da mesma forma os efeitos flexionais sobre o campo de deformação plástica que ocorre na vizinhança da ponta da trinca tornam-se significativos para trincas profundas ($a/W = 0.7$) quando o tamanho relativo do espécime (H/W) diminui. Em forma geral, valores η_I derivados por LLD são muito sensíveis à geometria, tipo de carregamento e tamanho do defeito pelo que sua implementação laboratorial fica comprometida.

Figura 49 Fatores η_J derivados de LLD para diferentes níveis de dissimilaridade mecânica para espécimes SE(T) sujeito por garra e relação $H/W = 10$.

Figura 50 Fatores η_J derivados de LLD para diferentes níveis de dissimilaridade mecânica para espécimes SE(T) sujeito por garra e relação $H/W = 6$.

Para uma manipulação mais simples dos resultados apresentados anteriormente, foi obtido um polinômio de ajuste dos diferentes fatores η_I e η_δ na seguinte forma:

$$\eta(a/W) = C_0 + C_1(a/W) + C_2(a/W)^2 + C_3(a/W)^3 \quad (61)$$

onde o ajuste corresponde ao polinômio de terceiro grau obtido pelo o método dos mínimos quadrados; os coeficientes C_k são função do nível de dissimilaridade mecânica, $C_k = f(M_y)$ os quais são determinados por um polinômio de terceiro grau na seguinte forma:

$$C(M_y) = \xi_0 + \xi_1(M_y) + \xi_2(M_y)^2 + \xi_3(M_y)^3 \quad (62)$$

Nas Figs. 45–50 as regressões polinomiais mostram grande aderência sobre os valores computados de η , o que permite uma acurada determinação destes fatores para uma ampla faixa de níveis de dissimilaridade mecânica e vários tamanhos de trinca. Na Tabela 6 são apresentados os coeficientes de regressão polinomial cujo coeficiente de correlação é aproximadamente 97.5% para um intervalo de profundidade de trinca de $0.2 < a/W < 0.7$ e níveis de dissimilaridade mecânica de $1.0 < M_y < 1.5$.

Tabela 6 Coeficientes para os polinômios de ajuste das Eqs. (61) e (62) para a obtenção dos diferentes fatores η em corpos-de-prova SE(T) fixados por garra.

Espécime	H/W	Fator η	Coef.	C_0	C_1	C_2	C_3
SE(T)_c	10	η_J^{CMOD}	ξ_0	3.5804	-16.8870	35.8190	-26.3000
			ξ_1	-7.3516	49.8030	-108.5900	78.2410
			ξ_2	6.0628	-41.2640	87.4780	-61.9790
			ξ_3	-1.5442	10.2260	-20.9510	14.5380
		$\eta_\delta^{\text{CMOD}}$	ξ_0	-0.7970	2.8337	0.8604	-5.7972
			ξ_1	2.7661	-6.4921	-6.4540	18.3860
			ξ_2	-2.1985	7.7836	-0.5223	-10.9500
			ξ_3	0.6108	-2.6687	1.6885	1.7016
		η_J^{LLD}	ξ_0	-1.0542	1.4650	23.5690	-32.5610
			ξ_1	1.7027	19.6500	-98.1900	99.6160
			ξ_2	-1.3109	-15.1360	72.4170	-73.2560
			ξ_3	0.1157	4.7893	-19.3620	18.7580
	6	η_J^{CMOD}	ξ_0	10.5750	-56.1260	100.2400	-55.7270
			ξ_1	-26.6730	161.2000	-302.5600	179.0800
			ξ_2	23.6600	-144.8800	274.4100	-165.0800
			ξ_3	-6.8390	41.9740	-79.8450	48.3850
		$\eta_\delta^{\text{CMOD}}$	ξ_0	-1.3000	9.4462	-23.4640	17.8770
			ξ_1	4.3875	-25.9040	60.6820	-44.0750
			ξ_2	-3.7694	25.6820	-60.4150	43.7390
			ξ_3	1.0912	-7.9542	18.9400	-13.8470
		η_J^{LLD}	ξ_0	13.6450	-86.2710	186.6700	-132.2000
			ξ_1	-34.9660	240.2500	-519.3800	365.7700
			ξ_2	30.0320	-204.7900	438.5300	-306.9300
			ξ_3	-8.6215	57.9690	-122.9000	85.2990

8. FATORES η_I E η_δ PARA ESPECIMENS SE(T) CARREGADOS POR PINOS.

Da mesma forma que no capítulo anterior, neste capítulo são apresentados os valores dos fatores η_I e η_δ para espécimes SE(T) sujeitos por pinos para diferentes níveis de dissimilaridade mecânica e comprimentos de trincas. Este espécime, diferente do anterior, apresenta rotação do corpo rígido devido a liberdade que possui nos pontos de carregamento. Esta particularidade gera um campo de deformações combinado o qual varia segundo o tamanho do defeito e dominância do tipo de carregamento (tração ou flexão). Os resultados aqui mostrados correspondem as análises de elementos finitos em estado plano de deformações ou 2D. Cravero & Ruggieri [80] demonstraram que os valores de η para esta geometria em particular independe da relação distância dos pontos de carregamento/largura do corpo de prova (H/W), porém as soluções aqui apresentadas são aplicáveis para uma ampla faixa de tamanhos de espécimes com esta configuração.

8.1 Fator η_I derivado de CMOD

Na Fig. 51 mostram-se os resultados dos fatores η_I derivados de CMOD com respeito ao tamanho da trinca (a/W) e para vários níveis de dissimilaridade mecânica ($1.0 < M_y < 1.5$). Para trincas curtas ($a/W = 0.2$) e profundas ($a/W = 0.7$) os efeitos da dissimilaridade mecânica são mínimos em contraste para trincas intermediárias ($0.3 < a/W < 0.6$) onde o desvio pode ser significativo para níveis de dissimilaridade superior a 30%. De forma geral, os valores η_I derivados de CMOD independem do tamanho do defeito, sendo quase constantemente igual a $\eta_I \sim 1$.

Figura 51 Fatores η_J derivados de CMOD para diferentes níveis de dissimilaridade mecânica para espécimes SE(T) carregado por pino e relação $H/W = 6$.

8.2 Fatores η_δ derivados de CMOD

Na Fig. 52 são apresentados os valores η_δ derivados de CMOD em função da profundidade relativa da trinca. De forma similar aos valores η_J apresentados anteriormente, os valores η_δ apresentam um ligeiro desvio com respeito à condição homogênea (*evenmatch*) para trincas curtas e profundas respectivamente ($a/W = 0.2$ & 0.7) com diferentes níveis de dissimilaridade mecânica. O desvio torna-se significativo no intervalo de tamanho de trinca $0.3 < a/W < 0.6$ quando o nível de dissimilaridade entre metal de solda e de base ultrapassa os 30%. Analogamente os fatores η_δ apresentam uma débil dependência ao tamanho do defeito, porém adota um comportamento quase uniforme para todos os níveis de dissimilaridade mecânica.

Figura 52 Fatores η_{δ} derivados de CMOD para diferentes níveis de dissimilaridade mecânica para espécimes SE(T) carregado por pino e relação $H/W = 6$.

8.3 Fatores η_I derivados de LLD

Em contraste aos resultados apresentados anteriormente, os valores do fator η_I derivado de LLD apresentam uma forte variação para trincas curtas e intermediárias ($0.2 < a/W < 0.5$), no entanto, o efeito da dissimilaridade mecânica é reduzido para níveis inferiores a 30%, como se mostra na Fig. 53. Entretanto, para trincas profundas $a/W > 0.5$ os valores do η_{δ} apresentam um significativo desvio com respeito a condição homogênea, principalmente para níveis de dissimilaridade mecânica de 50%. Adicionalmente, η_I depende consideravelmente da profundidade relativa de trinca (a/W) cujo efeito é mais pronunciado para valores $a/W < 0.5$.

Figura 53 Fatores η_J derivados de LLD para diferentes níveis de dissimilaridade mecânica para espécimes SE(T) carregado por pino e relação $H/W = 6$.

Finalmente para facilitar a manipulação dos resultados obtidos anteriormente usa-se um polinômio de ajuste representado graficamente por uma linha contínua como se mostra nas Figs. 51–53. Por meio do procedimento dos mínimos quadrados obtêm-se regressões polinomiais multivariáveis de grande aderência e que permitem a determinação acurada dos fatores graficamente apresentados. O ajuste polinomial empregado nestas análises é de terceiro grau atingindo um coeficiente de correlação de 98% para todos os ajustes, o polinômio é dado pela seguinte expressão:

$$\eta(a/W) = C_0 + C_1(a/W) + C_2(a/W)^2 + C_3(a/W)^3 \quad (63)$$

onde C_k corresponde aos coeficientes de ajuste que são função do nível de dissimilaridade mecânica, $C_k = f(M_y)$ os quais são determinados por um polinômio de terceiro grau na seguinte forma:

$$C(M_y) = \xi_0 + \xi_1(M_y) + \xi_2(M_y)^2 + \xi_3(M_y)^3 \quad (64)$$

Na tabela 7 são expostos os diferentes coeficientes do polinômio de ajuste para espécime SE(T) carregado por pino que abrange todos os comprimentos possíveis específicos para esta geometria.

Tabela 7 Coeficientes para os polinômios de ajuste das Eqs. (63) e (64) para a obtenção dos diferentes fatores η em corpos-de-prova SE(T) carregado por pino.

Espécime	H/W	Fator η	Coef.	C_0	C_1	C_2	C_3
SE(T) _p	Todos	η_J^{CMOD}	ξ_0	1.9221	-7.4583	20.2120	-16.8740
			ξ_1	-1.4804	9.2930	-17.5470	11.6610
			ξ_2	0.8804	-4.1260	-0.3149	5.3814
			ξ_3	-0.1267	-0.1597	4.3608	-5.4275
		$\eta_\delta^{\text{CMOD}}$	ξ_0	1.1081	-8.7010	19.9310	-14.1030
			ξ_1	-1.1825	16.4220	-42.3550	32.6610
			ξ_2	0.7314	-9.1314	27.3720	-23.8610
			ξ_3	-0.1211	1.5208	-5.4822	5.4091
		η_J^{LLD}	ξ_0	5.6260	-62.4380	226.5500	-208.4500
			ξ_1	-5.5766	98.4230	-372.4200	354.7100
			ξ_2	0.6577	-43.5050	197.9700	-201.8200
			ξ_3	0.4201	4.9874	-33.3190	37.4130

9. COMPARAÇÃO DE RESULTADOS EM ESTADO PLANO DE DEFORMAÇÃO E TRIDIMENSIONAIS.

Neste capítulo comparam-se os diferentes fatores η , obtidos nos capítulos 7–8, derivados das análises em estado plano de deformações (2D) com aqueles baseados em análises numéricas de modelos tridimensionais (3D) com dimensões variáveis para diferentes comprimentos relativos de trinca (a/W). Isto deve-se ao caráter 3D dos campos de tensões e deformações associados com o potencial efeito da dissimilaridade mecânica entre o material base e de solda que podem afetar a energia de deformação plástica do corpo de prova da qual o fator η é determinado. Portanto, os resultados derivados do estado plano de deformações podem ser questionados na aplicação direta em ensaios de curvas R de espécimes SE(T) reais, porém precisam de verificação adicional.

Para levar em conta os efeitos 3D associados com a espessura do espécime sobre os fatores η , anteriormente mencionados, realizaram-se análises numéricas adicionais em modelos tridimensionais com espécimes SE(T) de espessuras e dimensões variáveis carregados por pino e garra para níveis de dissimilaridade mecânica de 20% e 50% ($M_y = 1.2, 1.5$), e tamanho fixo de cordão de solda $2h = 15$ mm. Os modelos de elementos finitos empregados nesta seção foram descritos no Cap. 4 e incluem espécimes SE(T) carregado por pino com $H/W = 6$ e SE(T) sujeito por garra com $H/W = 10$. Estes modelos possuem dimensões padronizadas ($B \times 2B$) de 1-T ($B = 25.4$ mm) e 0.5-T ($B = 12.7$ mm). Estas análises também consideram modelos tridimensionais com geometria modificada ($B \times B/2$) com $B = 30$ mm para os dois tipos de carregamentos (pino e garra). Este tipo de geometria é adotado pela DNV F-108 [51] em medições experimentais de curvas de resistência R de dutos soldados utilizando espécimes extraídos diretamente do componente estrutural (sentido longitudinal do duto).

9.1 Comparação dos resultados 3D com 2D

9.1.1 Espécimes SE(T) fixado por garras

Nas Figs. 54–59 mostram-se os diferentes valores de η_I e η_δ derivados de CMOD (V) e LLD (Δ) com respeito ao tamanho relativo da trinca a/W , além dos níveis de dissimilaridade mecânica $M_y = 1.2, 1.5$ para a configuração SE(T) fixada por garra. Para facilitar a comparação dos resultados, os fatores η baseados em análises de estado plano de deformações obtidas nos capítulos anteriores também foram incluídos. Como pode ser observado nas figuras, apesar de algumas diferenças (que dependem da profundidade da trinca e da configuração do espécime), os valores de η_I e η_δ (baseados em CMOD) derivados das análises 3D são essencialmente similares aos obtidos das análises 2D para uma condição de dissimilaridade mecânica de 20% ($M_y = 1.2$) ao longo dos diferentes tamanhos relativo da trinca (a/W), como se mostram nas Figs. 54 & 56.

Um cenário completamente diferente ocorre quando o nível de dissimilaridade mecânica é elevado a 50%, como se apresentam nas Figs. 55 & 57; para os valores de η_I obtidos das configurações tridimensionais que adotam dimensões padronizadas (1–T, 0.5–T) continuam mantendo uma boa aderência com os valores correspondentes a estado plano de deformações. Esta particularidade não se repete para os fatores η_δ com dimensões padronizadas (veja Fig. 57), como no caso de 0.5–T que apresenta um desvio considerável de ordem de grandeza equivalente ao desvio apresentado pelo espécime de geometria modificada na faixa de $a/W > 0.3$. A causa provável deste comportamento é a influência do tamanho relativo de cordão de solda com respeito à largura do espécime (h/W) sobre o campo de tensões e deformações atuantes, tanto na vizinhança da ponta da trinca como na linha de interface entre material base e material de adição. De forma geral, para níveis de dissimilaridade mecânica de 50%, os valores de η_I e η_δ apresentam um desvio ao redor de 20% ~ 25% com respeito aos fatores η derivados das análises de estado plano de deformação, isto gera algumas observações importantes, a saber: 1) Os resultados baseados em condição de estado plano de deformação descrevem satisfatoriamente a evolução dos fatores η com respeito ao tamanho relativo da trinca para níveis moderados de dissimilaridade mecânica ($M_y < 1.2$); 2) Os

resultados para estado plano de deformações fornecem, particularmente, fatores η_J conservadores comparados com os correspondentes resultados derivados das análises 3D para os espécimes adotados pela DNV F-108 [51], no caso de níveis elevados de dissimilaridade ($M_y = 1.5$). Este aspecto torna-se importante quando se emprega a integral J para a determinação do CTOD, atualmente utilizado por várias normas e procedimentos (veja, ASTM 1290 [66], DNV F-101[67]).

Figura 54 Comparação entre fatores η_J derivados de CMOD para espécimes SE(T) sujeito por garras com $H/W = 10$ e nível de dissimilaridade mecânica de 20% obtidos de modelos em estado plano de deformações e modelos tridimensionais.

Figura 55 Comparação entre fatores η_J derivados de CMOD para espécimes SE(T) sujeito por garras com $H/W = 10$ e nível de dissimilaridade mecânica de 50% obtidos de modelos em estado plano de deformações e modelos tridimensionais.

Figura 56 Comparação entre fatores η_{δ} derivados de CMOD para espécimes SE(T) sujeito por garras com $H/W = 10$ e nível de dissimilaridade mecânica de 20% obtidos de modelos em estado plano de deformações e modelos tridimensionais.

Figura 57 Comparação entre fatores η_{δ} derivados de CMOD para espécimes SE(T) sujeito por garras com $H/W = 10$ e nível de dissimilaridade mecânica de 50% obtidos de modelos em estado plano de deformações e modelos tridimensionais.

Em contraste aos resultados apresentados anteriormente, os fatores η_J^{LLD} mostram-se fortemente dependente ao tamanho relativo da trinca, principalmente para a faixa de $a/W < 0.4$. Este comportamento é acentuado pelo efeito deletério da dissimilaridade mecânica sobre os valores η_J , inclusive para níveis moderados, e.g. $M_y = 1.2$, veja Fig. 58. Entretanto, para intervalos de profundidade de trinca maiores ($a/W > 0.5$) existe uma boa aderência, inclusive para níveis de dissimilaridade de 50%, como se mostra na Fig. 59, isto significa que os efeitos da espessura do corpo são desprezíveis sobre os fatores η_J derivados de LLD para trincas profundas.

Particularmente, os resultados de η_J^{LLD} baseados em análises de estado plano de deformações não são conservadores comparados com os correspondentes valores de η_J derivados das análises tridimensionais. Esta observação, em particular, deve ser levada em conta em ensaios experimentais de curvas R com espécimes SE(T) baseados na medição do deslocamento da linha de carga (LLD).

Figura 58 Comparação entre fatores η_J derivados de LLD para espécimes SE(T) sujeito por garras com $H/W = 10$ e nível de dissimilaridade mecânica de 20% obtidos de modelos em estado plano de deformações e modelos tridimensionais.

Figura 59 Comparação entre fatores η_j derivados de LLD para espécimes SE(T) sujeito por garras com $H/W = 10$ e nível de dissimilaridade mecânica de 50% obtidos de modelos em estado plano de deformações e modelos tridimensionais.

9.1.2 Espécimes SE(T) carregado por pino

Nesta seção serão apresentados os fatores η para espécime SE(T) carregado por pino em função ao comprimento da trinca (a/W) e diferentes níveis de dissimilaridade mecânica ($M_y = 1.2, 1.5$). Nas Figs. 60–65 mostram-se os valores η derivados das análises 3D e das análises 2D, os quais apresentam similaridade com aqueles resultados obtidos para espécimes SE(T) fixados por garra. Especificamente na Fig. 60, os espécimes com geometria padronizada (0.5–T e 1–T) apresentam valores muito próximos aos resultados em estado plano de deformação. Isto não ocorre para espécime com geometria modificada, onde o desvio pode ultrapassar os 15% com respeito à linha base estabelecida pelos resultados 2D. Na Fig. 61 esta diferença torna-se significativa ($> 25\%$), principalmente para este tipo de espécime adotado pela DNV F-108 [51], o que significa que os valores dos fatores η derivados das análises 2D fornecem soluções conservadoras para a determinação experimental da resistência do material (curvas R). Analogamente, os fatores η_{δ}^{CMOD} apresentam a mesma tendência e desvio para cada uma das configurações consideradas nestas análises. Finalmente, nas Figs. 64–65 são apresentados os fatores η_j^{LLD} , os quais possuem características semelhantes aos valores correspondentes a espécime sujeito por garra (veja Fig. 58–59) com a diferença de que valores derivados do

estado plano de deformação são conservadores com respeito aos resultados das outras geometrias como se mostra nas respectivas figuras.

Figura 60 Comparação entre fatores $\eta_{I,P}$ derivados de CMOD para espécimes SE(T) carregado por pino com $H/W = 6$ e nível de dissimilaridade mecânica de 20% obtidos de modelos em estado plano de deformações e modelos tridimensionais.

Figura 61 Comparação entre fatores $\eta_{I,P}$ derivados de CMOD para espécimes SE(T) carregado por pino com $H/W = 6$ e nível de dissimilaridade mecânica de 50% obtidos de modelos em estado plano de deformações e modelos tridimensionais.

Figura 62 Comparação entre fatores η_{δ} derivados de CMOD para espécimes SE(T) carregado por pino com $H/W = 6$ e nível de dissimilaridade mecânica de 20% obtidos de modelos em estado plano de deformações e modelos tridimensionais.

Figura 63 Comparação entre fatores η_{δ} derivados de CMOD para espécimes SE(T) carregado por pino com $H/W = 6$ e nível de dissimilaridade mecânica de 50% obtidos de modelos em estado plano de deformações e modelos tridimensionais.

Figura 64 Comparação entre fatores η_j derivados de LLD para espécimes SE(T) carregado por pino com $H/W = 6$ e nível de dissimilaridade mecânica de 20% obtidos de modelos em estado plano de deformações e modelos tridimensionais.

Figura 65 Comparação entre fatores η_j derivados de LLD para espécimes SE(T) carregado por pino com $H/W = 6$ e nível de dissimilaridade mecânica de 50% obtidos de modelos em estado plano de deformações e modelos tridimensionais.

9.2 Comparação dos resultados 2D com outros procedimentos

Nas Figs. 66 e 67 são apresentados os resultados 2D dos fatores η_J^{LLD} e η_J^{CMOD} para as duas geometrias tratadas nesta tese (SE(T)_c e SE(T)_p). Cada representação está em função ao tamanho relativo da trinca (a/W) e para um nível de dissimilaridade mecânica específico ($M_y = 1.0, 1.2, 1.5$). As diferentes metodologias abordadas neste trabalho são apresentadas e comparadas com relação ao procedimento padrão, especificamente para SE(T)_c são: O trabalho plástico (seção 6.1) adota-se como padrão; a separação de cargas (seção 6.2) com duas curvas de ajuste diferentes tipo polinomial e de potência; e a carga limite (apêndices 3 & 4). Analogamente, para espécime SE(T)_p empregou-se as mesmas metodologias.

De forma geral os resultados derivados da metodologia de separação de cargas, para as duas geometrias, mostram boa aderência com os correspondentes valores de η derivados do trabalho plástico especialmente para valores η_J^{LLD} (utilizando um polinômio de 4º grau). Entretanto, para valores de η_J^{CMOD} este mesmo ajuste polinomial provoca um desvio considerável para trincas curtas ($a/W \approx 0.2, 0.3$), provavelmente causado pela desproporção quantitativa que existe entre as parcelas plásticas do deslocamento da linha de carga com a abertura da boca da trinca ($h_a = \Delta_p/V_p$) – veja seção 6.3. Por outro lado, o ajuste de potência para esta mesma metodologia mostra ser insensível ao comprimento da trinca (a/W) e ligeiramente dependente ao nível de dissimilaridade mecânica para η_J^{LLD} . No entanto, os fatores η_J^{CMOD} mostram-se sensíveis conforme varia o tamanho do defeito aderindo-se aos valores η derivados do trabalho plástico para trincas profundas como se ilustra nas figuras 66d, 66e, 66f.

Os fatores η_J derivados da carga limite possuem outras características distintas dos correspondentes resultados derivados das análises com material que apresenta encruamento. Particularmente, em materiais sem encruamento (elástico–perfeitamente plástico), o ligamento resistente do espécime SE(T)_c está sujeito a tensão pura com restrição na rotação, isto gera um padrão plástico reto–oblíquo que começa na ponta da trinca e estende-se até a borda externa do espécime em um ângulo aproximado de 45°. A morfologia deste padrão permanece constante para qualquer comprimento do defeito, o que significa que a relação entre energia interna

de deformação e o trabalho externo não muda com a variação da dimensão da trinca. Trabalhos prévios desenvolvidos para espécimes M(T) (*Middle crack tension specimen*) mostram que o fator η_I derivados de LLD e CMOD nas mesmas condições mecânicas homogêneas e sem encruamento é igual a unidade, [45, 46, 68]. Esta mesma particularidade é observada na Fig. 66a onde o $M_y = 1.0$ (homogêneo) e o valor de $\eta_I^{\text{LLD}} \approx 1$ e diminui gradualmente conforme o nível de dissimilaridade mecânica aumenta. Note-se que para trincas curtas e intermediárias ($0.2 < a/W < 0.5$) estas soluções apresentam uma razoável concordância com os respectivos valores correspondentes a materiais com encruamento (elasto-plásticos). Em contraste, para trincas profundas ($a/W > 0.5$) existe um desvio significativo entre as metodologias, provavelmente causada pela diferença mecânica dos materiais com encruamento e as dimensões do espécime (H/W). Evidentemente, a aplicação deste procedimento, em particular para esta geometria SE(T)_c, na correta determinação de fatores η plásticos fica questionado devido a seu caráter imutável com respeito à geometria e o tamanho do defeito.

Os fatores η_I para espécime SE(T)_p (Fig. 67) possuem comportamentos similares aos correspondentes valores derivados para o espécime SE(T)_c. Em contraste aos resultados observados anteriormente, existe uma diferença considerável entre as metodologias, especificamente, valores η_I obtidos do ajuste de potência para trincas curtas ($a/W < 0.4$). Por enquanto, o ajuste polinomial acompanha satisfatoriamente os correspondentes valores derivados do trabalho plástico para diferentes comprimentos de trincas e níveis de dissimilaridade mecânica, inclusive para valores η_I^{CMOD} . Nas Figs. 67a & 67d incluiu-se as soluções obtidas da referência [69] que foram obtidas das análises analíticas (SLF) e de elementos finitos para espécime SE(T)_p com material homogêneo e bimaterial (interface) sem encruamento (elástico-perfeitamente plástico). Estes resultados em conjunto com aqueles derivados da carga limite (veja seção 3.3) para diferentes níveis de dissimilaridade mecânica mostram uma excelente aderência com aqueles valores derivados do trabalho plástico devido à influência do carregamento combinado sobre o campo de tensões e deformações que ocorre na zona de fratura que invalida o efeito do encruamento do material como se ilustram nas subseqüentes figuras.

Figura 66 Comparação das diferentes metodologias para obtenção do fator η_J do corpo-de-prova SE(T)_c com respeito ao comprimento relativo da trinca (a/W) e dissimilaridade mecânica: $M_y = 1.0, 1.2$ e 1.5 .

Figura 67 Comparação das diferentes metodologias para obtenção do fator $\eta_{I,P}$ do corpo-de-prova SE(T)_p com respeito ao comprimento relativo da trinca (a/W) e dissimilaridade mecânica: $M_y = 1.0, 1.2$ e 1.5 .

Finalmente, os resultados obtidos para fatores η_I , baseados em CMOD, para espécime SE(T)_c com vários níveis de dissimilaridade mecânica são apresentados e comparados com os correspondentes valores de η_I provenientes das referências bibliográficas detalhadas na Fig. 68. Os fatores derivados da DNV F108 [51] são, somente, aplicáveis para espécimes com comprimento relativo de $H/W = 10$, tamanho relativo de trinca de $0.2 \leq a/W \leq 0.5$ e espessura variável de $1 \leq B/W \leq 5$. Esta norma fornece expressões matemáticas fechadas, em função dos parâmetros recentemente mencionados, para o cálculo dos fatores η_I . Paralelamente, Shen & Tyson [64] desenvolveram extensivas análises numéricas para este mesmo tipo de espécime. Em conjunto com os resultados, obtidos por intermédio das formulações da DNV F108 [51], a Fig. 68 mostra que o desvio entre os correspondentes valores de η (em condições de “mismatch”) é significativo. A razão destas diferenças é que as anteriores metodologias foram concebidas para procedimentos de avaliação das propriedades de tenacidade à fratura e propagação de defeitos utilizando materiais mecanicamente homogêneos pelo que não incorporam o efeito da dissimilaridade mecânica.

Figura 68 Comparação dos presentes resultados em estado plano de deformação dos fatores η_I derivados de medições CMOD com os correspondentes valores derivados de outras referências [51, 64].

10. EFEITOS DA DISSIMILARIDADE MECÂNICA E DIMENSÃO DO CORDÃO DE SOLDA SOBRE FORÇAS MOTRIZES.

10.1 Efeitos sobre os fatores η

As análises aqui desenvolvidas até o momento estão condicionadas a um tamanho fixo de cordão de solda o que torna o escopo do trabalho limitado na sua aplicação. Nas inspeções no campo revelam o efeito corrosivo causado por um meio ambiente agressivo sobre as características e propriedades do material de adição nas juntas soldadas, o que faz que seja difícil determinar com precisão o tamanho do cordão de solda. Isto acarretaria erros na correta determinação das forças motrizes em juntas soldadas. Neste sentido, é necessário o desenvolvimento de análises mais profundas para estabelecer o grau de impacto que pode ter o tamanho do cordão e o nível de dissimilaridade mecânica sobre os fatores η . As Figs. 69 & 70 fornecem a dependência dos fatores η_I e η_δ em função do nível de dissimilaridade mecânica com diferentes larguras do cordão de solda para trincas curtas ($a/W = 0.2$) e profundas ($a/W = 0.5$) em espécimes SE(T)_c e SE(T)_p. Estes gráficos incluem também os fatores η correspondentes à condição homogênea (*evenmatch*) do metal de solda (*All Weld Metal-AWM*), onde as propriedades mecânicas do corpo de prova homogêneo correspondem àsquelas das condições de dissimilaridade mecânica como se exemplifica na tabela 4. Os resultados revelam uma baixa dependência do fator η_I ao tamanho do cordão de solda para toda a faixa de dissimilaridade mecânica e configurações de trinca. A sensibilidade do fator η_δ e do h/W é similar aos correspondentes valores do η_I , particularmente para trincas curtas em ambas geometrias (SE(T)_c e SE(T)_p). Entretanto, para trincas profundas o desvio torna-se significativo principalmente para níveis de $M_y > 1.3$, mas pelo contrário para níveis de $M_y < 1.3$ a tendência é inversa ao observado anteriormente, portanto, pode-se dizer que o tamanho de cordão não afeta significativamente os valores η .

Outro aspecto a considerar é a reduzida dependência do fator η das propriedades mecânicas do material ao serem comparadas com os correspondentes valores de η derivados da condição AWM para níveis de $M_y < 1.3$. Note-se que o desvio é menos severo entre os valores de η_I^{CMOD} em espécime SE(T)_p que no espécime SE(T)_c,

inclusive para trincas curtas. Na Fig. 70 claramente observa-se que tanto a tendência como a ordem de grandeza da magnitude dos fatores η_δ das duas configurações são semelhantes, isto apresenta uma vantagem importante do ponto de vista experimental na determinação das forças motrizes em espécimes de mecânica da fratura. A construção da curva de resistência ($\delta\Delta a$), por intermédio dos fatores η_δ , é possível ser feita com qualquer tipo de espécime, seja SE(T) sujeito por pino ou por garra devido a independência que mostram os valores destes fatores com respeito à geometria.

Finalmente, os resultados dos fatores η apresentados nos capítulos 7 e 8 são representativos para a determinação de parâmetros de mecânica da fratura (J ou CTOD) para espécimes SE(T) numa faixa de $0.1 < h/W < 0.4$.

Figura 69 Influência da dissimilaridade mecânica (M_y) e dimensão do cordão de solda (h/W) sobre os fatores η_J ; (a-b) SE(T)_c, (c-d) SE(T)_p.

Figura 70 Influência da dissimilaridade mecânica (M_y) e dimensão do cordão de solda (h/W) sobre os fatores η_{δ} ; (a-b) $SE(T)_c$, (c-d) $SE(T)_p$.

10.2 Efeitos sobre integral J

Durante as inspeções, as avaliações da criticidade de defeitos em componentes soldados no campo (*in situ*), às vezes, ficam como meras aproximações devido à ausência dos dados das propriedades mecânicas do material base ou de solda. Portanto, erros significativos na avaliação da integridade estrutural podem ocorrer quando é, somente, utilizado uma das propriedades mecânicas do material disponível. Neste sentido, é importante estabelecer a ordem do desvio entre as forças motrizes (J ou CTOD) de uma condição mecânica homogênea e uma heterogênea. Para entender melhor esta fenomenologia realizaram-se simulações de elementos finitos utilizando modelos numéricos $SE(T)$ com diferentes tipos de

carregamentos (pino e garra) para dois comprimentos de defeitos: trinca curta ($a/W = 0.2$) e trinca profunda ($a/W = 0.5$). A geometria e propriedades mecânicas dos espécimes são semelhantes a aqueles explicados no capítulo 4 para diferentes níveis de dissimilaridade mecânica como se mostra na tabela 4 (seção 4.2.2.1) e tamanho fixo de cordão de solda ($2h = 15$ mm). O principal objetivo é avaliar os potenciais erros que poderiam ocorrer na determinação da integral J por intermédio de fórmulas de estimação desenvolvidas para materiais homogêneos.

Nas Figs. 71–72 são apresentados as comparações entre J_{Mism} que corresponde ao nível de deformação da configuração bimaterial $SE(T)_c$ contendo defeito com a força motriz J_{AWM} que equivale à configuração do material homogêneo com propriedades mecânicas igual ao nível de dissimilaridade mecânica correspondente. Esta condição é referida como material de solda homogêneo (no inglês: *All Weld Metal* – AWM). Estes gráficos foram construídos utilizando como critério, para definir os valores de J (J_{Mism} e J_{AWM}), a medição da abertura da boca da trinca (CMOD) para cada condição de dissimilaridade mecânica. A linha contínua grossa representa a condição ideal de que os valores da integral J definidos como J_{Mism} e J_{AWM} são iguais, isto ocorre em condição de “evenmatch” (homogêneo). As linhas que não são contínuas representam o desvio da integral J para cada condição de dissimilaridade mecânica com respeito à condição ideal.

Na Fig. 71 os valores de J_{Mism} mostram desvios consideráveis com respeito aos correspondentes valores de J_{AWM} para condição de dissimilaridade mecânica de $M_y = 1.5$ atingindo um desvio médio de 40%~50%. Entretanto, para trincas profundas ($a/W = 0.5$) o desvio diminui consideravelmente ao redor de 10%~15% para o nível de dissimilaridade mecânica de $M_y = 1.2$ (Fig. 72). Note-se que para trincas profundas a dissimilaridade mecânica produz um reduzido efeito sobre o desvio da integral J , devido à limitada contribuição mecânica do material base na energia de deformação plástica. O contrário ocorre para trincas curtas onde existe um importante aporte da parcela elástica sobre os efeitos da dissimilaridade mecânica.

Para espécimes $SE(T)_p$ um comportamento similar é observado para os dois tamanhos de trincas com os mesmos níveis de dissimilaridade mecânica como se ilustra nas Figs. 73–74. Note-se que as tendências das forças motrizes são muito

parecidas aos resultados anteriores, apresentando diferenças percentuais da mesma ordem de grandeza devido aos efeitos da dissimilaridade mecânica.

Figura 71 Efeitos da dissimilaridade mecânica sobre os valores de J para espécime SE(T)_c com tamanho relativo de trinca $a/W = 0.2$ e largura do cordão de solda $2h = 15\text{mm}$ para vários níveis de M_y .

Figura 72 Efeitos da dissimilaridade mecânica sobre os valores de J para espécime SE(T)_c com tamanho relativo de trinca $a/W = 0.5$ e largura do cordão de solda $2h = 15\text{mm}$ para vários níveis de M_y .

Figura 73 Efeitos da dissimilaridade mecânica sobre os valores de J para espécime SE(T)_p com tamanho relativo de trinca $a/W = 0.2$ e largura do cordão de solda $2h = 15\text{mm}$ para vários níveis de M_y .

Figura 74 Efeitos da dissimilaridade mecânica sobre os valores de J para espécime SE(T)_p com tamanho relativo de trinca $a/W = 0.5$ e largura do cordão de solda $2h = 15\text{mm}$ para vários níveis de M_y .

11. CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.

11.1 Conclusões

Este trabalho avalia os efeitos da dissimilaridade mecânica sobre as forças motrizes (J ou CTOD) que ocorrem num espécime SE(T) contendo um defeito embebido no material de solda. O objetivo é estabelecer parâmetros de tenacidade à fratura, através dos fatores η , suficientemente robustos para caracterizar a resistência de uma configuração bimaterial trincada aplicáveis para medições laboratoriais de carga versus deslocamento (LLD ou CMOD) utilizando espécime SE(T) com trinca alocada no meio do cordão de solda. Os resultados em estado plano de deformação mostram que níveis moderados de dissimilaridade mecânica ($M_y = 1.1 \sim 1.2$) não afetam, significativamente, as expressões de estimação de J ou CTOD, aplicáveis para materiais homogêneos incluindo espécimes de mecânica de fratura com trincas curtas ($a/W > 0.2$).

O efeito tridimensional devido à espessura do espécime sobre os fatores η também foi estudado. Para níveis moderados de M_y existe uma baixa dependência dos fatores com respeito à espessura. O contrário ocorre para níveis $M_y = 1.5$ aplicados na geometria adotada pela DNV, cujo desvio ultrapassa os 30% comparados com os correspondentes resultados obtidos para estado plano de deformação. Observa-se que os resultados (2D) são ligeiramente menores com respeito aos resultados tridimensionais, isto gera uma vantagem quando são utilizados para determinar experimentalmente J ou CTOD, já que fornecem valores de tenacidade à fratura mais conservadores. Porém, as equações de ajustes, apresentadas nesta tese, para determinar os diferentes fatores η servem para esse propósito.

A metodologia da separação de cargas oferece uma alternativa experimental confiável para determinar parâmetros de mecânica de fratura em condições de materiais heterogêneos. A seleção da curva de ajuste possui uma importância vital no cálculo dos fatores η e, como já foi demonstrado, o polinômio de 4º grau apresenta resultados com boa aderência com os correspondentes valores derivados da metodologia do trabalho plástico. O contrário ocorre quando é utilizado um ajuste de curva tipo lei de potência (Sharobeam & Landes), os resultados mostram ser insensíveis ao comprimento da trinca (a/W) e dissimilaridade mecânica (M_y).

Finalmente, os valores η derivados da metodologia de carga limite possuem algumas peculiaridades que serão discutidas à continuação: 1) Os valores η baseados em medições LLD e CMOD para espécime $SE(T)_c$ sujeito por garra apresentam valores constantes conforme o tamanho do defeito (a/W) aumenta o que invalida uma correta medição das forças motrizes agentes na estrutura defeituosa. Do ponto de vista da avaliação da integridade estrutural precisa-se de parâmetros de mecânica da fratura aproximados, quando as características e propriedades mecânicas do componente estrutural são desconhecidas. A metodologia da carga limite fornece valores de fatores η próximos daqueles obtidos pelo trabalho plástico (menos conservadores). Isto se observa na faixa de trincas curtas e intermediárias ($0.2 \leq a/W \leq 0.5$) após a qual o desvio incrementa-se devido a diminuição dos fatores η derivados do trabalho plástico (mostram maior sensibilidade ao tamanho relativo da trinca e níveis de dissimilaridade mecânica). 2) O campo de tensão e deformação do espécime com entalhe lateral sujeito a tração $SE(T)_p$ carregado por pino apresenta certa diferença comparado com aquele sujeito a tração pura ($SE(T)_c$) devido ao efeito combinado imposto no ponto de carregamento. O carregamento combinado está composto por tração e flexão que atuam concomitantemente sobre o ligamento remanescente (b) do sólido. Isto modifica diretamente o tamanho e a morfologia da zona plástica que se gera na ponta da trinca o que invalida o efeito do encruamento do material sobre as forças motrizes que controlam o processo de fratura. Os fatores η derivados desta análise não apresentam diferenças significativas com os correspondentes valores obtidos do trabalho plástico para qualquer tamanho relativo de trinca e nível de dissimilaridade mecânica.

11.2 Sugestões para a continuação do trabalho

A ideia fundamental do grupo de mecânica de fratura (NAMEF) é abranger todos os aspectos relacionados com a integridade estrutural aplicado para espécime $SE(T)$ com diferentes tipos de carregamento (pino e garra), propriedades do material e vários tamanhos de trincas. Na presente tese foi desenvolvida uma extensa quantidade de análises numéricas para obter os fatores η_I e η_δ em configurações heterogêneas derivados, principalmente, da metodologia do trabalho plástico cujos

resultados servem para calcular curvas de resistência J - R . Para avaliar a acurácia dos presentes resultados, realizou-se varias comparações com os correspondentes valores de η_I derivados das diferentes metodologias aqui explicadas assim como o efeito tridimensional causado pela espessura do espécime. Uma das limitações deste trabalho é a consideração das propriedades mecânicas do material base como fixa para todas as análises, portanto, é recomendável estender este procedimento para materiais com diferentes coeficientes de encruamento seja para alto encruamento ($n = 5$) e baixo encruamento ($n = 20$). Outra limitação foi ter considerado o defeito ou trinca no meio do cordão solda, onde as propriedades mecânicas que governam o processo de fratura correspondem ao do material de adição, consequentemente a contribuição direta das propriedades do material base não é quantificada. Nesta direção, sugere-se realizar análises numéricas com a trinca localizada na interface entre o metal base e de adição considerando casos limites, onde a propriedade mecânica do metal de solda corresponde ao material elástico linear.

Como foi discutido anteriormente o emprego da carga limite para a determinação dos fatores de proporcionalidade plástica (η_I) em corpos-de-prova SE(T)_c sujeito por garras levanta uma questão importante relacionada com sua aplicabilidade em procedimentos correntes de medição de tenacidade a fratura. Baseado nos resultados prévios obtidos nesta geometria, os fatores η mostram-se insensíveis ao comprimento da trinca, especificamente para trincas curtas embora para trincas profundas a aderência da curva de ajuste seja aceitável. Ruggieri [33] demonstrou que o espécime SE(T)_c possui uma particularidade quando varia sistematicamente seu comprimento relativo com respeito à largura (H/W) e as propriedades mecânicas (n). O efeito da geometria acoplado com o nível de encruamento observado afeta diretamente os valores do fator η em condições homogêneas. Neste contexto, recomenda-se ampliar a investigação da metodologia da carga limite aplicada na determinação do coeficiente de proporcionalidade plástica (η) em condições de dissimilaridade mecânica.

Uma das questões que ainda ficam abertas é a relação entre J e CTOD quando existe crescimento estável do defeito em configurações de baixa restrição plástica. Em condições de escoamento em pequena monta (SSY) a relação J e CTOD

proposta por Shih [25] apresenta boa concordância com os resultados correspondentes às medições laboratoriais, mas, quando as condições de restrição na ponta da trinca são violadas esta relação deixa de ser confiável. A avaliação da integridade estrutural de dutos e tubulações submarinas (*risers*) emprega, especificamente, geometrias de baixa restrição plástica, por exemplo: espécime com entalhe lateral (SE(T)) ou com trinca central (M(T)). Portanto, sugere-se desenvolver procedimentos numéricos que capturem apropriadamente este efeito dinâmico causado pelo crescimento da trinca em componentes heterogêneos e homogêneos.

12. REFERÊNCIAS

1. *Entenda o que é a camada pré-sal*, Folha Online, 31/08/2009
2. *A importância do Pré-Sal*, disponível em: <http://Pré-Sal.org/>, acesso em Março 2011.
3. Agência Brasil, *A produção no pré-sal*, 31/08/2009.
4. Ministério de Minas e Energia (MME), disponível em: <http://www.mme.gov.br/>, acesso em Março 2011.
5. Statistical Review of World Energy (2009)
6. Lupinacci, A. L. M, *Contribuição ao estudo de flambagem em dutos rígidos submarinos conduzindo fluidos aquecidos*, Tese M.Sc., COPPE/UFRJ, Março/2003.
7. American Society of Mechanical Engineers, *Boiler and Pressure Vessel Code*, 1998.
8. American Welding Society, *Structural Welding Code*, 1980.
9. Robles, L.B., Ruggieri, C., *Effects of Strength Mismatch on Fracture Behavior of Welded Structures*. 15th Brazilian Congress of Mechanical Engineering – COBEM, Águas de Lindóia, 1999.
10. British Standard Institution, *Guide on Methods for Assessing the Acceptability of Flaws in Metallic Structures*, BS7910, 1999.
11. SINTAP, *Structural Integrity Assessment Procedure for European Industry*, Final Procedure, 1999.
12. American Petroleum Institute, *Recommended Practice for Fitness-for-Service*, API RP 579, 2000.
13. Cravero, S., *Desenvolvimento de Procedimentos para Avaliação de Curvas J-R em Espécimes a Fratura SE(T) Utilizando o Método de Flexibilidade*, Tese de Doutor em Engenharia, EPUSP, 2007.
14. Nyhus, B., Ostby, E., *SENT Testing of High Strength Steel*, In: 2nd International Symposium on High Strength Steel, Verdal, Norway, 2002, Anais.
15. Cravero, S., Ruggieri, C., *Correlation of Fracture Behavior in High Pressure Pipelines with Axial Flaws Using Constraint Designed Test Specimens – Part I: Plane Strain Analyses*, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 72, pp. 1344-1360, 2005.

16. Anderson, T., L., *Fracture Mechanics, Fundamentals and Applications, Third Edition*, CRC Press, 2005.
17. Griffith, A.A., *The Phenomena of Rupture and Flow in Solids*, Philosophical Transaction, Series A, Vol. 221, 1920, pp. 163-198.
18. Inglis, C.E., *Stresses in a Plate Due to the Presence of Cracks and Sharp Corners*, Transactions of the Institute of Naval Architects, Vol. 55, 1913, pp.219-241.
19. Irwin, G.R., *Analysis of Stresses and Strains near the End of a Crack Traversing a Plate*, Journal of Applied Mechanics, Vol.24, 1957, pp. 361-364.
20. Rice, J.R., *A Path Independent Integral and the Approximate Analyses of Strain Concentration by Notches and Cracks*, Journal of Applied Mechanics, Vol. 35, 1968, pp. 379-386.
21. Shih, C.F., Hutchinson, J.W., *Fully Plastic Solutions and Large Scale Yielding Estimates for Plane Stress Crack Problems*, Journal of Engineering Materials and Technology, Vol. 98, 1976, pp. 289-295.
22. 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.
23. Rice, J.R., 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.
24. Wells, A.A., *Unstable Crack Propagation in Metals: Cleavage and Fast Fracture*, Proceeding of the Crack Propagation Symposium, Vol. 1, Paper 84, Cranfield, UK, 1961.
25. Shih, C.F., *Relationship between the J integral and Crack Opening Displacement for Stationary and Extending Cracks.*, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 29, 1981, pp. 305-326.
26. Begley, J.A., Landes, J. D., *The J Integral as a Fracture Criterion*, ASTM STP514, American Society of Testing and Material 1972, pp. 1-20.
27. Landes, J.D., Begley, J.A., *The Effect of Specimen Geometry on J_{IC}* , ASTM STP514, American Society of Testing and Material 1972, pp. 24-39.
28. Rice, J.R., Paris, P.C., Merkle, J.G., *Some Further Results of J-Integral Analysis and Estimates*, ASTM STP536, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA, 1973, pp. 231-245.

29. Clarke, G.A., Andrews, W. R., Paris P.C., Schmidt, D.W., *Single Specimen Tests for J_{IC} Determination*, ASTM STP590 Mechanics of Crack Growth, American Society for Testing and Materials 1976, pp. 27-42.
30. Joyce, J.A., Gudas, J.P., *Computer Interactive J_{IC} Testing of Navy Alloys*, ASTM STP668 Elastic Plastic Fracture, American Society for Testing Materials 1979, PA, pp. 451-468.
31. Rice, J.R., Paris, P.C., Merkle, J.G., *Some Further Results of J-Integral Analysis and Estimates*, ASTM STP536 Progress in Flaw Growth and Fracture Toughness Testing, American Society for Testing and Materials 1973, pp. 231-245.
32. Kirk, M.T., Dodds, R.H., *J and CTOD Estimation Equations for Shallow Cracks in Single Edge Notch Bend Specimens*, Journal of Testing and Evaluation, Vol. 21, pp. 228-238, 1993.
33. Ruggieri, C., *Further Results in J and CTOD Estimation Procedures for SE(T) Fracture Specimens – Part I: Homogeneous Materials*, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 79, pp.245 – 265, 2012.
34. Bucci, R.J., Paris, P.C., Landes, J.D., Rice, J.R., *J Integral Estimation Procedures*, ASTM STP514 Fracture Toughness Part II, American Society for Testing and Materials, 1972, pp. 40-69.
35. Sumpter, J.D.G., Turner, C.E., *Method for Laboratory Determination of J_C* , ASTM STP601 Cracks and Fracture, American Society for Testing and Materials 1976, pp. 3-18.
36. Paris, P.C., Ernst, Hugo, Turner, C.E., *A J-Integral Approach to Development of η -Factors*, ASTM STP700 Fracture Mechanics: Twelfth Conference, American Society for Testing and Materials, 1980, pp. 338-351.
37. Turner, C.E., *The Ubiquitous η Factor*, ASTM STP700 Fracture Mechanics: Twelfth Conference, American Society for Testing and Materials 1980, pp. 314-337.
38. Sharobeam, M.H., Landes, J.D., *The Load Separation Criterion and Methodology in Ductile Fracture Mechanics*, International Journal of Fracture 47, pp. 81-104, 1991.

39. Sharobeam, M.H., Landes, J.D., *The Load Separation and η_{pl} development in Precracked Specimen test records*, International Journal of Fracture 59, pp. 213-226, 1993.
40. Sharobeam, M.H., Landes, J.D., Herrera, R., *Development of Eta Factors in Elastic- Plastic Fracture Testing using a Load Separation Technique*, ASTM STP1114 Elastic-Plastic Fracture Test Methods: The User's Experience (Second Volume), American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1991, pp. 114-132.
41. Sharobeam, M.H., Landes, J.D., *The Nonseparable Region in Ductile Material Fracture Behavior*, ASTM STP1131 Fracture Mechanics: Twenty-Second Symposium (Volume I), American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1992, pp. 198-221.
42. Cravero, S., Ruggieri, C., *Further Development in J Evaluations Procedure for Growing Cracks Based on LLD and CMOD Data*, International Journal of Fracture, Vol. 148, pp. 387-400, 2008.
43. Hao, S., Cornec, A., Schwalbe, K. -H., *Plastic Stress-Strain Fields and Limit Loads of a Plane Strain Cracked Tensile Panel with a Mismatched Welded Joint*, International Journal of Solids and Structures, Vol. 34, No. 3, pp. 297 – 326, 1997.
44. Kim, Y.J., *Estimation of Fully Plastic Crack Tip Stresses From Equilibrium of Least Upper Bound Circular Arcs*, International Journal of Mechanical Sciences No 44, 881 – 897, 2002.
45. Hornet, P., Eripret, C., *Experimental J Evaluation From A Load-Displacement Curve For Homogeneous and Overmatched SENB or CCT Specimens*, Fatigue & Fracture Engineering Materials and Structures, Vol. 18, No. 6, pp. 679 – 692, 1995.
46. Joch, J., Ainsworth, R.A., Hyde, T.H., *Limit Load and J-Estimates For Idealised Problems of Deeply Cracked Welded Joints in Plane-Strain Bending and Tension*, Fatigue & Fracture Engineering Materials and Structures, Vol. 16, No. 10, pp. 1061 – 1079, 1993.
47. Kim, Y.J., Schwalbe, K., -H, *Mismatch effect on Plastic Yield Loads in Idealised Weldments: I. Weld Centre Cracks*, Engineering Fracture Mechanics No 68, pp. 163 – 182, 2001.

48. Kotousov, A., Jaffar, M.F.M., *Collapse Load for a Crack in a Plate with Mismatched Welded Joint*, Engineering Failure Analysis No 13, pp. 1065-1075, 2006.
49. Koçak, M., *Structural Integrity of Welded Structures: Process - Property - Performance (3P) Relationship*, 63rd Annual Assembly & International Conference of the International Institute of Welding, 11-17 July 2010, Istanbul, Turkey.
50. Structural Welding Code –Steel, AWS D1.1/D1.1M: 2004, The American National Welding Society, Miami, Florida.
51. Det Norsk Veritas, *Fracture Control for Pipeline Installation Methods Introducing Cycle Plastic Strain*, Recommend Practice DNV -RP- F-108, 2006.
52. Koppenhoefer, K., Gullerud, A., Ruggieri, C., Dodds, R., and Healy, B., *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, 2003.
53. Hughes, T.J., *Generalization of Selective Integration Procedures to Anisotropic and Nonlinear Media*, International Journal for Numerical Methods in Engineering, Vol. 15, 1980, pp. 1413-1418.
54. Moran, B., Shih, C.F., *A General Treatment of Crack Tip Contour Integrals*, International Journal of Fracture, Vol. 35, 1987, pp. 295-310.
55. Moran, B., Shih, C.F., *Crack Tip and Associated Domain Integrals from Momentum and Energy Balance*, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 27, 1987, pp. 615-642.
56. American Society for Testing and Materials (ASTM), *Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness*, ASTM E 1820-08, Philadelphia, 2008.
57. Ruggieri, C., *FRACTUS2D: Numerical Computation of Fracture Mechanics Parameters for 2-D Cracked Solids*, EPUSP, University of Sao Paulo, 2010.
58. Kim, Y.-J., Kim, J. -S., Kim, Schwalbe, K.-H, Kim, Y.-J, *Numerical Investigation on J-Integral testing of heterogeneous fracture toughness testing specimens: Part I –Weld metal cracks*, Fatigue Fracture Engineering Materials Structures, Vol. 26, pp. 683-694, 2003.

59. Paredes, M., Ruggieri, C., *Further Results in J and CTOD Estimation Procedures for SE(T) Fracture Specimens – Part II: Center Cracked Welds*, Engineering Fracture Mechanics, Volume 89, July 2012, Pages 24–39.
60. McMeeking, R.M., Parks, D.M., *On Criteria for J-Dominance of Crack Tip Fields in Large-Scale Yielding*, ASTM STP668 Elastic Plastic Fracture, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, PA, 1979, pp. 175-194.
61. Cravero, S., Ruggieri, C., *Estimation Procedure of J-Resistance Curves for SE(T) Fracture Specimens Using Unloading Compliance*, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 74, pp. 2735-2757, 2007.
62. Joyce, J.A., Hackett, E.M., Roe, C., *Effects of Crack Depth and Mode Loading on the J-R Curve Behavior of a High Strength Steel*, ASTM STP1171 Constraint Effects in Fracture, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, pp. 239-263, 1993.
63. Lee, H., Kim, Y.J., *Effect of Strength Mismatch on Fully Plastic Fields in Dissimilar Joints under Combined Loading*, KSME International Journal, Vol. 12, No. 4, pp. 553-564, 1998.
64. Shen, G., and Tyson, W.R., *Crack Size Evaluation Using Unloading Compliance in Single-Edge-Notched- Tension Fracture Toughness Testing*, Journal of Testing and Evaluation, Vol. 37 (4), paper ID JTE102368, 2009.
65. Tkaczyk, T., O'Down, N.P., Nikbin, K., Howard, B.P., *The Effect of Pre-Strain on Ductile Fracture Toughness of Reeled Pipelines Steels*, Proceeding of PVP 2009, July 26-30, Prague, Czech Republic.
66. American Society for Testing and Materials, *Standard Test Method for Crack-Tip Opening Displacement (CTOD) Fracture Toughness Measurement*, ASTM E1290, 2008.
67. Det Norsk Veritas, *Submarine Pipeline Systems*, DNV-OS-F101, 2007.
68. Roos, E., Eisele, U., Silcher, H., *A Procedure for the Experimental Assessment of J-Integral by Means of Specimens of Different Geometries*, International Journal of Pressure Vessels and Piping 1986.
69. Kim, Y. J., Budden, P. J., *Plastic η factor solutions of homogeneous and bi-material SE(T) specimens for toughness and creep crack growth testing*, Fatigue and Fracture Engineering Material Structure, No 24, pp. 751-760, 2001.

70. Masubuchi, K., *Materials for Ocean Engineering*, M.I.T. Press, 1970.
71. Parker, E.R., *Brittle Behavior of Engineering Structures*, John Wiley & Sons, Inc., New York, 1957.
72. Tetelman, A.S., McEvilly, A.J., Jr., *Fracture of Structural Materials*, John Wiley & Sons, Inc., New York, 1967.
73. Masubuchi, K., *Analysis of Welded Structures, Residual Stresses, Distortion, and their Consequences*, Pergamon Press, 1980.
74. 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.
75. 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.
76. Standard Welding Terms and Definitions, AWS A3.0:2001, The American National Welding Society, Miami, Florida.
77. David, S.A., Babu, S.S., and Vitek, J.M., *Welding: Solidification and Microstructure*, The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society (TMS), June, 2003.
78. Irwin, G.R., *Plastic Zone Near a Crack and Fracture Toughness.*, Sagamore Research Conference Proceedings, Vol. 4, 1961, pp. 63-78.
79. Burdekin, F.M., Stone, D.E.W., *The Crack Opening Displacement Approach to Fracture Mechanics in Yielding Materials*, Journal of Strain Analysis, Vol. 1, pp. 145-153, 1966.
80. Dugdale, D.S., *Yielding in Steel Sheets Containing Slits.*, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 8, 1960, pp. 100-104
81. Barenblatt, G.I., *The Mathematical Theory of Equilibrium Cracks in Brittle Fracture.*, Advances in Applied Mechanics, Vol. VII, Academic Press, 1962, NY, pp. 55-129.
82. Martin, J.B., *Plasticity: Fundamentals and General Results*, the MIT Press, p. 601, 1975.
83. Kachanov, L.M., *Foundation of the Theory of Plasticity*, Amsterdam, North Holland, 1971.

84. Shih, C.F., Asaro, R.J., *Elastic-Plastic Analysis of Cracks on Bimaterial Interfaces: Part II – Structure of Small – Scale Yielding Fields*, International Journal of Applied Mechanics, Vol. 56, pp. 763 – 779, 1989.
85. Shih, C.F., Asaro, R.J., O'Down, N., P., *Elastic-Plastic Analysis of Cracks on Bimaterial Interfaces: Part III – Large – Scale Yielding*, International Journal of Applied Mechanics, Vol. 58, pp. 450 – 463, 1991.
86. Miller, A.G., *Review of Limit Loads of Structures Containing Defects*, International Journal of Pressure Vessel and Piping, No 32, pp. 197-327, 1988.
87. Kumar, V., German, M.D., Shih, C.F., (1981) *An Engineering Approach for Elastic-Plastic Analysis*, EPRI Report NP 1931, Electric Power Research Institute, Palo Alto, CA, USA.
88. Tarpani, J.R., Spinelli, Dirceu, *Linear elastic vs. elastic-plastic fracture mechanics methods in nuclear vessel integrity assessments*. International Journal of Pressure Vessels and Piping, North Ireland, v. 74, n.2, p. 97-103, 1997.

APÊNDICE 1 – DEFEITOS EM JUNTAS SOLDADAS

Durante a Segunda Guerra Mundial iniciou-se a construção dos primeiros navios fabricados com uniões soldadas. Naquela época inexístiam procedimentos padronizados de controle de qualidade e pouco se sabia sobre os processos de soldagem, materiais e metalurgia da solda. Diante dos exigentes requisitos operacionais da guerra, os Estado Unidos introduzem, pela primeira vez, esta técnica para a construção de navios em grande escala. Consequentemente, muitos navios apresentaram falhas na estrutura, algumas delas catastróficas envolvendo não só a perda da unidade como também a de vidas humanas. Os potenciais efeitos de pequenas falhas localizadas na estrutura, decorrentes dos processos de soldagem, eram desconhecidos, assim como a resistência à fratura dos materiais. Embora a soldagem possua melhores propriedades e características mecânicas sobre seu antecessor (juntas rebitadas), este processo apresenta uma série de limitações mecânicas e metalúrgicas que afetam diretamente a resistência à fratura e a tenacidade do material da junta soldada. Explicam-se a seguir algumas vantagens e desvantagens da soldagem:

Vantagens das estruturas soldadas sobre estruturas rebitadas.

- *Alta eficiência de junção.* Este parâmetro mede a relação entre a resistência à fratura de uma junta soldada e a resistência do material base. Uma junta simples soldada de topo com material de adição ligeiramente mais resistente que o material base facilmente alcança uma taxa de eficiência maior que 100%. Por outro lado, uniões com rebites dependem de alguns fatores, tais como: diâmetro, separação de fixação, etc. Portanto a taxa de eficiência sempre será menor que 100%.
- *Impermeabilidade e estanqueidade.* Estruturas soldadas apresentam uma maior resistência ao vazamento, seja da água ou do ar, durante períodos de funcionamento da estrutura quando comparadas com aquelas feitas com rebites. As estruturas soldadas são ideais para vasos de pressão e cascos de submarinos.
- *Redução de peso.* O peso da estrutura total pode se reduzir em 10% ~ 20% se a estrutura for montada com o processo de soldagem.

- *Sem limite de espessura.* Para juntas com rebites é muito difícil montar estruturas com espessuras de chapa maiores que duas polegadas. O contrário ocorre com juntas soldadas, em que virtualmente inexiste limite de espessura.
- *Projeto estrutural simples.* Os desenhos das juntas para estruturas soldadas são muito mais simples que para estruturas que usam rebites. As juntas soldadas, por exemplo, podem ter diferentes chanfros. Juntas com rebites, no entanto, necessitam de arranjos complexos de fixação e de maior quantidade de material.
- *Redução de tempo de fabricação e custo.* As vantagens anteriormente apresentadas do processo de soldagem representam uma redução considerável em custos, assim como uma melhora nos processos de montagem e fabricação.

Desvantagens do processo de soldagem

- *Dificuldade em deter a fratura.* Uma vez que uma trinca ou defeito apareça numa estrutura soldada, é muito difícil que ela seja detida quando começar a se propagar. É por isso que o estudo da mecânica de fratura em estruturas soldadas torna-se importante. O contrário ocorre quando a trinca aparece numa estrutura feita com rebites: ela começa a crescer, mas é detida pela descontinuidade da chapa. É possível que apareça outra trinca na chapa adjacente como produto do defeito anterior, mas levará algum tempo para isso acontecer. Por tal motivo este tipo de junta evita ou neutraliza a contínua propagação de um defeito.
- *Possibilidades de conter defeitos.* Durante o processo de soldagem, cargas extremas devidas a ciclos térmicos e esforços residuais são introduzidos no material. Isto produz uma série de defeitos e heterogeneidades como porosidade, trincas, inclusões, etc.
- *Soldabilidade do material.* Alguns materiais são mais difíceis de soldar que outros, como por exemplo, aços de alta resistência, que apresentam uma baixa soldabilidade no momento da junção e tem uma alta sensibilidade para

gerar trincas e micro trincas. Outro exemplo é o alumínio que apresenta porosidade nas juntas soldadas.

- *Confiabilidade em testes não destrutivos (Non Destructive Test - **NDT**)*. Apesar de existirem inúmeros testes não destrutivos, estes ainda não são completamente satisfatórios em termos de confiabilidade e custo.
- *Distorção e tensões residuais*. Devido ao alto gradiente térmico produzido pelo processo de soldagem, complexos campos de tensões térmicas aparecem naquela região. Estas tensões residuais geram distorções na junta que tendem a causar trincas e dissimilaridade mecânica (*mismatching*) na zona de fusão e na zona afetada pelo calor (*Heat Affect Zone – HAZ*).

Para que o processo de soldagem seja adequado, confiável e viável, é preciso levar em conta os seguintes aspectos: adequado projeto, apropriada seleção de material, equipamento e procedimentos de soldagem corretos assim como uma excelente mão de obra qualificada, e um estrito controle de qualidade. Evidentemente este processo 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. Efeitos colaterais decorrentes de tal processo incidem diretamente na resposta mecânica e na microestrutura dos componentes soldados sendo os mais críticos a tensão residual e as distorções, cujos efeitos deletérios comprometem seriamente a integridade estrutural do sistema. O efeito das tensões residuais em materiais frágeis pode ser destrutivo comparado com materiais dúcteis, onde as tensões são absorvidas e distribuídas ao longo da microestrutura metálica. Da mesma forma as distorções que aparecem como resultado do equilíbrio entre forças internas e externas reduzem consideravelmente a tenacidade e resistência do material. Como foi mencionado anteriormente, por meio de um adequado planejamento é possível minimizar estes efeitos que comprometem seriamente a segurança das estruturas soldadas. Estas anomalias mecânicas e seus possíveis impactos em forças motrizes (*J* ou CTOD) de juntas soldadas não serão considerados neste trabalho.

A1.1 Aspectos sobre mecânica da fratura em juntas soldadas

Nesta seção serão revisados brevemente os principais aspectos fenomenológicos que podem causar a fratura, seja por mecanismo frágil ou dúctil. Basicamente, a fratura é a separação de um sólido em duas ou mais partes; sua natureza dependerá do tipo de material, carregamento, características geométricas (dimensões e tamanho do defeito), condições ambientais e taxa de deformação [70].

A1.1.1 Fratura transgranular e intergranular

As fraturas em materiais policristalinos (metais), dependendo da direção de propagação da trinca, podem se classificar em dois tipos: *transgranular* e *intergranular* [71]. A fratura transgranular atravessa o grão de acordo com os planos cristalográficos preferenciais, separando as superfícies quase de forma paralela, como se mostra na Fig. A1.1a. Já a fratura intergranular ocorre entre os contornos do grão ou ao longo dos mesmos, formando um caminho muitas vezes de tipo irregular, como se exemplifica na Fig. A1.1b. Este tipo de fratura é muito comum no mecanismo de fluência de materiais submetidos a altas temperaturas, também conhecido em inglês como *creep fracture*. Durante a fase de solidificação do material de solda sobre uma junta, a probabilidade de aparição de trincas a quentes (intergranulares) na zona de fusão e na zona afetada pelo calor é alta. Embora este tipo de fratura seja frequente nos processos de junção que envolve calor, ele também pode ocorrer em temperatura ambiente, sob ações simultâneas de tensões e condições ambientais agressivas (corrosão). Este tipo de fratura é conhecida como corrosão sob tensão. Dentro deste contexto, o tipo de fratura mais comumente observado em aços ferríticos e austeníticos soldados na aplicação de estruturas offshore é intergranular.

Figura A1.1 (a) Fratura transgranular. (b) Fratura intergranular [70].

A1.1.2 Fratura frágil e dúctil

A estrutura subatômica dos materiais metálicos é caracterizada por uma série de arranjos espaciais e uniformes de moléculas (átomos) chamados cristais. Mediante o estudo da estrutura cristalina é possível explicar a natureza das falhas responsáveis pelo comportamento macromecânico dos materiais. Existem dois mecanismos de fratura em metais policristalinos: modo frágil (clivagem) e modo dúctil (cisalhamento) [71]. Na Fig. A1.2 se mostra uma estrutura elementar em forma de paralelepípedo, típica nas ligas de ferro (Fe), denominada célula unitária e que corresponde ao cubo de corpo centrado (CCC). Ela é formada por átomos alocados em cada vértice do cubo e de um único átomo no centro. A deformação plástica ou escoamento plástico é causado por cisalhamento ou escorregamento dos planos preferenciais, que são caracterizados por ter uma alta densidade atômica ou por apresentar uma distância mínima interatômica dentro da estrutura cristalina. O mecanismo de fratura dúctil (cisalhamento) é produzido pelos esforços cortantes agentes, ao nível da microestrutura. Os planos de deslizamento só podem ter três direções, no sentido das diagonais principais, como se mostra na Fig. A1.2a. Entretanto, no caso de fratura por clivagem os planos preferenciais são variados e diferentes, podendo inclusive ter a mesma configuração daqueles correspondentes ao cisalhamento. Este mecanismo é ativado principalmente pelas tensões normais. Na Fig. A1.2b mostra-se um dos planos preferenciais de clivagem. Na tabela A1.1 detalham-se algumas estruturas cristalinas com seus respectivos planos preferenciais de falha.

Cabe ressaltar que os metais e ligas possuem só três estruturas cristalinas comuns: cúbica de corpo centrado (CCC), cúbica de face centrada (CFC) e Hexagonal (HCP). Dentro dos metais, todos apresentam planos preferenciais de clivagem, exceto aqueles que possuem uma estrutura cúbica de face centrada (CFC), por exemplo: ligas de alumínio e aços inoxidáveis austeníticos, que são amplamente utilizados para aplicações criogênicas por não apresentarem fratura frágil.

Tabela A1.1 Planos cristalográficos de clivagem e cisalhamento para vários materiais [70].

Estrutura Cristalina	Exemplo	Plano de Clivagem	Planos primários de cisalhamento
Cubica de corpo centrado	Li, Na, K, Fe, maioria dos metais, V, Cr, Mn, Nb, Mo, W, Ta, Ti(B).	{100}	{112}, {110}
Cubica da face centrado	Cu, Ag, Au, Al, Ni, bronze, 300 series dos aços inoxidáveis.	Nenhum	{111}
Hexagonal	Be, Mg, Zn, Sn, Ti(α), U, Cd, grafito.	{0001}	{1122}, {1010}, {0001}
Diamante	Diamante, Si, Ge.	{111}	{111}
Sal gema	NaCl, LiF, MgO, AgCl	{100}	{110}
Composto de Zinco	ZnS, BeO	{110}	{111}
Fluorita	CaF ₂ , UO ₂ , ThO ₂	{111}	{100}, {110}

Do ponto de vista macroscópico, estes mecanismos de fratura apresentam diferentes aspectos visuais, tanto na superfície de fratura como no aspecto granular. A fratura frágil se caracteriza por ter superfícies lisas e granulares com tonalidade brilhante, nas faces da trinca, como se mostra na Fig. A1.3a. Por outro lado, o aspecto das superfícies de separação num material de alta ductilidade é irregular, com coloração cinzenta e fibrosa, como na Fig. A1.3b. De forma similar, a estrutura microscópica possui características particulares para cada modo de fratura. A clivagem ocorre sob um alto estado hidrostático de tensões na vizinhança da ponta da trinca. Isto gera um crescimento instável da trinca ao longo do ligamento resistente.

Figura A1.2 Estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC) do Ferro: (a) Plano de escorregamento (110), característico do regime dúctil. (b) Plano de clivagem (frágil) (010) [70].

A energia de deformação não é absorvida pelo sólido, mas sim transferida para o movimento de discordâncias e imperfeições. Consequentemente a superfície de fratura é plana e com a presença de marcas de praia (*river pattern*), como se ilustra na Fig. A1. 4a. Na fatura dúctil, por outro lado, se observa a formação de alvéolos nucleados por inclusões, os quais coalescem entre si para dar lugar à formação de uma fratura macroscópica, como se observa na Fig. A1. 4b.

Os mecanismos de fratura (frágil e dúctil) dependem intrinsecamente do estado de tensões, temperatura de operação e das características metalúrgicas para definir a forma de propagação. Para meios ambientes adversos, caracterizados por baixas temperaturas, defeitos superficiais podem causar mecanismos de falha por clivagem mesmo para níveis de sollicitação mecânica abaixo da tensão de escoamento do material. Por outro lado, em ambientes mais quentes, observações experimentais revelam que imperfeições planares em juntas soldadas (falta de penetração, inclusões, falta de fusão, trincas, etc.) favorecem o crescimento dúctil do defeito antes da ruptura. Efetivamente, tais estruturas com trincas superficiais apresentam colapso plástico geralmente precedido por um significativo crescimento estável do defeito. O processo de rasgamento dúctil, assim como sua caracterização mecânica, pode ser descrito por curvas de resistência (curvas $J - R$).

Figura A1.3 (a) Fratura frágil numa biela de alumínio. (b) Fratura dúctil num corpo de prova de aço-carbono [72].

Figura A1.4 (a) Fractografia representativa de fratura frágil de aço de baixo carbono a temperatura de -190°C (-310°F). (b) Fractografia representativa de fratura dúctil de aço de baixo teor de carbono a temperatura ambiente de 20°C (68°F) [72].

A1.2 Metalurgia da soldagem

O processo de soldagem gera transformações severas na microestrutura adjacente à poça de fusão, influenciando significativamente o comportamento local e global da estrutura. Quando a deposição do material de adição ocorre a taxas térmicas muito elevadas, criam-se várias regiões com características metalúrgicas diferentes entre si, as quais podem se agrupar da seguinte maneira: metal de solda (MS), zona afetada pelo calor (ZAC) e metal base (MB), como se ilustra na Fig. A1.5. As duas primeiras regiões são de maior importância, devido à sua profunda relação com a tenacidade, resistência mecânica e propagação de trincas num componente estrutural. O metal de solda é constituído pelo material de adição ou pelo mesmo material base fundido, o qual é obtido por qualquer tipo de soldagem com arco elétrico (MIG/MAG, Arco submerso, TIG, arame tubular, etc.); as características da microestrutura do material fundido dependerão intrinsecamente da velocidade de solidificação da poça de fusão [73].

Figura A1.5 Esquema constitutivo das regiões de uma junta soldada monopasse [74].

A região definida como zona afetada pelo calor (ZAC) apresenta 4 sub-regiões cuja dimensão dependerá diretamente da quantidade de calor gerada pelo procedimento de soldagem. A região de grãos grosseiros é próxima à interface com o metal de solda (GGAC); há ocorrência de rápido crescimento do grão austenítico sob temperaturas próximas da temperatura de fusão. O maior tamanho de grão austenítico favorece a temperabilidade do aço com consequente formação de martensita sob as taxas de resfriamento típicas do processo de soldagem. A sub-região de grãos finos (GFZAC) também está austenitizada, mas como a temperatura não é suficientemente elevada, o crescimento do tamanho do grão não é significativo. Embora a temperabilidade seja reduzida, ainda é possível ocorrer transformação martensítica se a taxa de resfriamento for suficientemente elevada ou se o teor de elementos de liga for favorável à transformação. Na sub-região Intercrítica (ICZAC) ocorre transformação austenítica parcial (somente alguns grãos transformam-se em austenita) e a microestrutura resultante é refinada (tamanho de grão pequeno). Na última sub-região subcrítica (SCZAC) não ocorre nenhuma transformação austenítica significativa, mas ainda podem existir efeitos de revenimento sobre a microestrutura original do metal base [74, 75].

A1.2.1 Microestruturas da poça de fusão

A poça de fusão pode ter duas formas geométricas: formato elíptico ou de gota, como indicado na Fig. A1.6. Essa geometria é determinada pela velocidade de soldagem e pelo balanço térmico entre energia de soldagem e as condições de transferência de calor no metal de base. O formato elíptico é determinado quando a velocidade de solidificação (T_E) é igual à de soldagem (T_L), enquanto que o formato de gota ocorre quando a velocidade de solidificação (T_E) é menor que a de soldagem (T_L). Estas condições definem a taxa de crescimento do grão (R) e o gradiente térmico (G_L) atuante no material fundido [77]. A distribuição do calor imposto pela fonte varia proporcionalmente ao longo da poça, desde a linha de fusão onde o gradiente térmico é significativo, porém a formação dos novos grãos é reduzida, até o centro simétrico da poça, onde o crescimento dos grãos é maior, com a consequente diminuição da temperatura. Isto gera uma morfologia dispersa e distinta da microestrutura na direção transversal do cordão como se mostra na Fig. A1.6.

Figura A1.6 Morfologia da poça de fusão: (a) Formato elíptico, (b) Formato de Gota [77].

O processo de solidificação ocorre quase espontaneamente sem nucleação no contorno da poça caracterizado por um crescimento epitaxial³ dos grãos parcialmente fundidos do material base. A microestrutura que se forma é definida pelas condições da interface líquida-sólida que controla o processo de solidificação durante o resfriamento. A natureza e estabilidade da interface líquida-sólida é, mormente determinada pelas condições térmicas e constitutivas (constitucional super-resfriamento) existentes na imediata vizinhança da interface. Dependendo destas condições o crescimento da interface pode ser: (a) Planar; (b) Celular; (c) Dendrito colunar; e (d) Dendrito equiaxial, como se ilustra na Fig. A1.7.

³ O crescimento epitaxial é um fenômeno, no qual os grãos da zona de fusão crescem com a mesma orientação cristalina dos grãos da ZAC. A força motriz necessária para a nucleação dos novos grãos é baixa, uma vez que a barreira termodinâmica para a solidificação é praticamente eliminada. Portanto, cada um desses novos grãos se solidifica, ao longo da mesma direção cristalográfica dos grãos da ZAC.

Figura A1.7 Microestrutura da interface entre a linha e a poça de fusão: (a) Crescimento Planar; (b) Celular; (c) Dendrito Colunar; (d) Dendrito equiaxial [77].

Como já foi mencionado, o crescimento dos grãos na interface sólido-líquido é determinado pelas condições constitutivas e térmicas as quais podem ser representadas matematicamente pelas seguintes relações:

$$\frac{G_L}{R} > \frac{\Delta T_0}{D_L} \quad (A1.1)$$

$$\frac{G_L}{R} < \frac{\Delta T_0}{D_L} \quad (A1.2)$$

onde G_L é o gradiente térmico no líquido, R é a taxa de crescimento no flanco da interface, ΔT_0 é a temperatura de equilíbrio de solidificação e D_L é o coeficiente de difusão do soluto no líquido. A Eq. A1.1 corresponde a crescimento estável dos grãos na interface cuja microestrutura é planar, como se mostra na Fig. A1.7a. Note-se que o gradiente térmico G_L (na Fig. A1.7 é definido por “atual”) tem o mesmo valor de temperatura de solidificação ΔT_0 (definido como “equilíbrio”) na interface líquido-

sólido (S–L). Quando o gradiente térmico G_L forma uma tangente com a curva ΔT_0 , tem-se a desigualdade na Eq. A1.1; entretanto, o crescimento celular ou dendrítico unicamente ocorre quando o gradiente térmico atua como reta secante da curva de equilíbrio, como se exemplifica nas Figs. A1.7b-d, dando lugar à desigualdade representada na Eq. A1.2. A área que se forma como produto da interseção entre as temperaturas atual e de equilíbrio corresponde ao estado constitutivo no qual coexistem intrinsecamente dois estados da matéria (sólido + líquido) e representa as condições de esfriamento e super-resfriamento. Esta importante fenomenologia resulta da segregação dos solutos presentes na fase líquida e tem uma influência significativa sobre a soldabilidade, microestrutura, tenacidade e resistência do material. Entretanto, a estrutura cristalográfica do material base favorece o crescimento de grãos numa direção cristalográfica específica no material de solda. Para materiais metálicos com estrutura policristalina cúbica a direção de fácil crescimento, ou direção preferencial, fica no eixo $\langle 100 \rangle$ (veja tabela A1.1). As condições para o crescimento são ótimas quando uma das direções preferenciais coincide com a direção da fonte de calor (direção de soldagem). Isto promoverá o crescimento da estrutura do grão em forma colunar sem nucleação adicional [75], como se ilustra na Fig. A1.8.

Figura A1.8 Crescimento epitaxial e colunar perto da linha de fusão numa liga de Inconel; (a) Ampliação 200μm; (b) Ampliação 100μm [77].

A1.3 Defeitos em juntas soldadas

Defeitos ou trincas são muito comuns em juntas soldadas como consequência dos altos ciclos térmicos introduzidos durante o processo de soldagem; geralmente estas imperfeições aparecem tanto no material de adição como no material base como se exemplifica na Fig. A1.9. Observações experimentais revelam a ocorrência de trincas na região soldada podendo ser de tipo planar (trincas a frio e a quente, falta de penetração, mordedura) ou volumétrica (porosidade, rechupe de cratera, etc.). Estes tipos de defeitos são também considerados descontinuidades estruturais em soldas por fusão e dependem inteiramente da quantidade de calor introduzido, das propriedades químicas do material de base e adição, e do controle dos parâmetros de soldagem (voltagem e intensidade de corrente). As descontinuidades por fusão são os tipos mais graves em uma junta soldada, por serem fortes concentradores de tensões, e formam-se quando as tensões de tração (tensões transientes, residuais ou externas) se desenvolvem em um material fragilizado, incapaz de se deformar plasticamente para absorvê-las. As expansões e contrações térmicas localizadas (zona de fusão e zonal afetada pelo calor), assim como das variações de volume devido a transformações de fase e as ligações entre as peças a serem soldadas determinarão o nível de intensidade das tensões introduzidas termicamente na junta. A fragilização na região da solda pode resultar de tratamentos térmicos, da presença de elementos nocivos (como o hidrogênio) e de mudanças microestruturais. As principais causas associadas ao tipo de trinca podem ser classificadas da seguinte forma:

a) Trincas no metal base:

Contaminação por Hidrogênio.

Níveis elevados de tensões transientes e residuais.

Fragilização após o resfriamento da ZAC.

b) Trincas no metal de adição:

Elevada rigidez da junta.

Eletrodos defeituosos.

Falta de fusão.

Distorção angular.

Rechupe de cratera.

c) Porosidade

Excesso de hidrogênio (H), nitrogênio (N) e oxigênio (O).

Elevada velocidade de solidificação.

Presença de óxidos, pinturas, graxas e óleo no metal base.

Material de adição ou consumível contaminado com impurezas.

Parâmetros de soldagem inadequados.

Presença de humidade na junta.

d) Inclusões:

Remoção inapropriada da escória

Presença de tungstênio no metal base

Inclusões de oxigênio pelos processos de soldagem com gás de proteção

Segundo a Sociedade Americana de Soldagem (termo no inglês: *American Society of Welding - AWS*) [76], com a finalidade de normalizar os diferentes defeitos presentes numa junta soldada propõe-se a seguinte nomenclatura (veja Fig.A1.9):

Tabela A1.2 Nomenclatura para definir defeitos numa junta proposta pela ASW [76].

Numeral	Termo no Inglês	Possível termo no Português
1	Crater Crack	Rechupe de cratera
2	Face Crack	Trinca superficial
3	Heat-Affected-Zone Crack	Trinca na ZAC
4	Lamellar Tear	Trinca interlamelar
5	Longitudinal Crack	Trinca longitudinal
6	Root Crack	Trinca de raiz
7	Root Surface Crack	Trinca de raiz superficial
8	Throat Crack	Trinca de garganta
9	Toe Crack	Mordedura
10	Transverse Crack	Trinca transversal
11	Underbead Crack	Trinca na ZAC
12	Weld Interface Crack	Trinca na interface
13	Weld Metal Crack	Trinca no metal solda

(a)

(b)

Figura A1.9 Classificação dos defeitos numa junta soldada: (a) Soldagem de topo de uma chapa com chanfro em V; (b) Junta soldada em T [76].

APÊNDICE 2 – DEFINIÇÃO DA INTEGRAL J E ABERTURA DA PONTA DA TRINCA (CTOD)

A2.1 J como uma integral de linha independente do caminho de integração.

A determinação dos campos de deformações e tensões na região próxima da ponta de trinca representa dificuldades matemáticas consideráveis, especialmente em materiais não lineares. Rice [20] propôs uma metodologia que abreviava estes detalhes matemáticos por meio de uma integral de linha a qual tem o mesmo valor em qualquer sentido ou caminho escolhido ao redor da trinca. Esta independência do caminho da integral permite obter soluções aproximadas dos campos de deformações e tensões na região de fratura, a qual pode ser tomada em qualquer direção da integral de linha. Como prova desta independência do caminho, suponha uma região fechada como se mostra na Fig. A2.1a definida por Γ^* . A integral de domínio J definida por Rice [20] aplicada a este contorno é:

$$J^* = \int_{\Gamma^*} \left(w dy - T_i \frac{\partial u_i}{\partial x} ds \right) \quad (A2.1)$$

onde w é a densidade de energia de deformação, T_i são as componentes do vetor tração, u_i são as componentes do vetor deslocamento e ds é o incremento do arco ao longo do contorno Γ . Mediante o teorema de divergência ou de Gauss pode-se converter a Eq. 16 numa integral de área como se mostra a seguir:

$$J^* = \int_{A^*} \left[\frac{\partial w}{\partial x} - \frac{\partial}{\partial x_j} \left(\sigma_{ij} \frac{\partial u_i}{\partial x} \right) \right] dx dy \quad (A2.2)$$

onde A^* é a área fechada pelo contorno Γ^* e a densidade de energia de deformação é definida na seguinte forma:

$$w = \int_0^{\varepsilon_{ij}} \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij} \quad (A2.3)$$

diferenciando a Eq. A2.3, fica:

$$\frac{\partial w}{\partial x} = \frac{\partial w}{\partial \varepsilon_{ij}} \frac{\partial \varepsilon_{ij}}{\partial x} = \sigma_{ij} \frac{\partial \varepsilon_{ij}}{\partial x} \quad (A2.4)$$

Aplicando a relação deformação – deslocamento (para pequenas deformações) na Eq. A2.4, fica:

$$\frac{\partial w}{\partial x} = \frac{1}{2} \sigma_{ij} \left[\frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\partial u_i}{\partial x_j} \right) + \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\partial u_j}{\partial x_i} \right) \right] = \sigma_{ij} \frac{\partial}{\partial x_j} \left(\frac{\partial u_i}{\partial x} \right) \quad (A2.5)$$

por meio da condição de equilíbrio devido à simetria dos tensores de tensões, fica:

$$\frac{\partial \sigma_{ij}}{\partial x_j} = 0 \quad (A2.6)$$

finalmente, obtém-se:

$$\sigma_{ij} \frac{\partial}{\partial x_j} \left(\frac{\partial u_i}{\partial x} \right) = \frac{\partial}{\partial x_j} \left(\sigma_{ij} \frac{\partial u_i}{\partial x} \right) \quad (A2.7)$$

substituindo a Eq. A2.7 na Eq. A2.2 podem-se cancelar os termos da integral de área e, por conseguinte, o valor de J^* é igual à zero para qualquer contorno fechado. Agora considere dois contornos arbitrários Γ_1 e Γ_3 ao redor da ponta da trinca, como se mostra na Fig. A2.1b. Se estes contornos se conectam com aqueles que estão na face da trinca (Γ_2 e Γ_4), então forma-se um contorno fechado. O valor da integral ao longo dos contornos corresponde à soma de todas as contribuições de cada segmento:

$$J = J_1 + J_2 + J_3 + J_4 = 0 \quad (A2.8)$$

Como as componentes do vetor de tração são nulas nas faces da trinca (Γ_2 e Γ_4) $T_i dy = 0$. Consequentemente J_2 e J_4 são iguais a zero e $J_1 = -J_3$, resultando o valor da integral J nulo para um contorno fechado. Em resumo, qualquer contorno escolhido (anti-horário) ao redor da trinca levará a um mesmo valor de J .

Figura A2.1 (a) Contorno fechado num sólido de duas dimensões. (b) Contornos arbitrários ao redor da ponta da trinca (Prova de independência do caminho da integral J) [16].

A2.2 A abertura da ponta da trinca (CTOD) segundo o critério de Irwin.

O critério de Irwin [78] assume um tamanho de trinca efetivo $(a + r_y)$ que inclui a zona plástica desenvolvida na ponta da trinca o que permite estimar o deslocamento vertical da face da trinca da seguinte forma, Fig. A2.2:

$$u_y = \frac{K_I}{2\mu} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[\kappa + 1 - 2\cos^2\left(\frac{\theta}{2}\right) \right] \quad (A2.9)$$

onde u_y é o deslocamento vertical desde o plano de simetria até a face superior da trinca, K_I é o fator de intensidade de tensões para o modo de abertura I, r e θ são as coordenadas polares a partir da ponta da trinca, μ é o modulo cisalhante. Para estado plano de deformações, $\kappa = 3 - 4\nu$, e para estado plano de tensões, $\kappa = (3 - \nu)/(1 + \nu)$. Substituindo r por r_y na coordenada polar $\theta = 0$, obtém-se:

$$u_y = \frac{\kappa + 1}{2\mu} K_I \sqrt{\frac{r_y}{2\pi}} = \frac{4}{E'} K_I \sqrt{\frac{r_y}{2\pi}} \quad (A2.10)$$

onde E' é o modulo de Young efetivo, que para o caso de estado plano de tensões é $E' = E$ e para estado plano de deformações é $E' = E/(1 - \nu^2)$. A correção da zona plástica proposta por Irwin para estado plano de tensões é:

$$r_y = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_Y} \right)^2 \quad (A2.11)$$

substituindo a Eq. A2.11 na Eq. A2.10, fica:

$$\delta = 2u_y = \frac{4}{\pi} \frac{K_I^2}{\sigma_Y E} \quad (A2.12)$$

onde δ é o CTOD. Em forma alternativa, o CTOD pode relacionar a taxa de liberação de energia para material elástico linear:

$$\delta = \frac{4}{\pi} \frac{G}{\sigma_y} \quad (A2.13)$$

Figura A2.2 Estimativa do CTOD devido a deslocamento da trinca efetiva na região plástica de Irwin [16].

A2.3 A abertura da ponta da trinca (CTOD) segundo o modelo da faixa de escoamento.

Uma das mais aceitas é o modelo da faixa de escoamento (*strip-yield model*) [79], introduzido por Dugdale e Barenblatt [80, 81], onde assume-se uma zona plástica alongada na região da ponta da trinca num material elástico - perfeitamente plástico (sem encruamento) em condição de estado plano de tensões. Esta análise considera a superposição de duas soluções elásticas: a primeira é de uma trinca passante numa chapa infinita com um tamanho de defeito $2a$ e tamanho da zona plástica ρ sujeita a carregamento remoto como se mostra na Fig. A2.3a; a outra é assumindo que o tamanho do defeito $(2a + \rho)$, e com tensões de fechamento iguais aplicadas em cada extremo, Fig. A2.3b. Aplicando o princípio de superposição nestes dois modelos obtém-se uma solução geral para o fator de intensidade de tensões efetivo (K_{eff}):

$$K_{eff} = \sigma_y \sqrt{\pi a} \left[\frac{8}{\pi^2} \lnsec \left(\frac{\pi \sigma}{2 \sigma_y} \right) \right]^{1/2} \quad (A2.14)$$

Burdekin e Stone [79] basearam seu trabalho no modelo da faixa de escoamento para medir o CTOD nos extremos da trinca (zona plástica). O tamanho desta zona plástica é definido de acordo com as solicitações das tensões de fechamento agindo na ponta da trinca, e os deslocamentos de abertura que ocorrem no final desta correspondem ao CTOD. Reescrevendo a Eq. A2.14 o CTOD pode ser definido pela seguinte formulação:

$$\delta = \frac{8a\sigma_y}{\pi E} \lnsec \left(\frac{\pi \sigma}{2 \sigma_y} \right) \quad (A2.15)$$

derivando e usando series de expansão de Taylor para o termo *lnsec* na Eq. A2.15, fica:

$$\delta = \frac{8a\sigma_y}{\pi E} \left[\frac{1}{2} \left(\frac{\pi \sigma}{2 \sigma_y} \right)^2 + \frac{1}{12} \left(\frac{\pi \sigma}{2 \sigma_y} \right)^4 + \dots \right] = \frac{K_I^2}{\sigma_y E} \left[1 + \frac{1}{6} \left(\frac{\pi \sigma}{2 \sigma_y} \right)^2 + \dots \right] \quad (A2.16)$$

portanto, como $\sigma/\sigma_y \rightarrow 0$,

$$\delta = \frac{K_I^2}{\sigma_y E} = \frac{\mathcal{G}}{\sigma_y} \quad (A2.17)$$

a Eq. A2.17 difere minimamente da Eq. A2.13 do modelo de correção da zona plástica de Irwin [78]. Este modelo baseou-se na suposição de condições de estado plano de tensão e material sem encruamento, e a relação entre CTOD, K_I e $\mathcal{G}$ depende diretamente delas. A expressão geral mais comumente usada é:

$$\delta = \frac{K_I^2}{m\sigma_y E'} = \frac{G}{m\sigma_y} \quad (A2.18)$$

onde m é um fator adimensional que é aproximadamente 1.0 para estado plano de tensão e 2.0 para estado plano de deformação.

Figura A2.3 Modelo de faixa de escoamento (Dugdale & Barenblatt): (a) chapa infinita com trinca passante sujeita a carregamento remoto, (b) trinca passante com tamanho de trinca efetivo ($2a + \rho$) e tensões de fechamento nas bordas da ponta da trinca [80, 81].

Figura A2.4 Estimativa do CTOD pelo modelo de faixa de escoamento [16].

APÊNDICE 3 – METODOLOGIA DA CARGA LIMITE

Dentro dos procedimentos de avaliação de integridade estrutural considera-se o uso da carga limite das estruturas. A carga limite é um conceito baseado nos teoremas de análises de limite [82, 83] que consiste em assumir que o material, que conforma a estrutura com defeito, possui um comportamento elástico–perfeitamente plástico (veja seção 4.2.2.2) e que uma vez que exista escoamento generalizado ao longo do ligamento remanescente, a estrutura terá atingido sua carga máxima de carregamento ou carga limite. Inúmeras pesquisas e trabalhos relacionados na determinação da carga limite têm sido feitos ao longo dos últimos anos, focados em espécimes de mecânica da fratura convencionais e não padronizados [43, 68]. As análises das linhas de escorregamento (termo no inglês *Slip Line Field Analysis* - SLF) [83] ou análises das linhas de arcos (*Least Upper Bound Circular Arcs* - LUB), [44–46], aplicados para problemas em estado plano de deformação, mostram um nível de acurácia bastante significativo para certas condições restritas de dissimilaridade mecânica, tamanho da solda e profundidade da trinca para um número limitado de geometrias. Consequentemente, estas metodologias induzem erros consideráveis para configurações com tamanhos relativos de defeitos suficientemente curtos ou níveis de dissimilaridade mecânica elevados, devido à complexidade dos diferentes padrões plásticos de deformação e outras variáveis envolvidas que se desenvolvem tanto na ponta da trinca como na interfase entre os materiais de solda e base. Soluções analíticas fechadas, baseadas em SLF ou LUB, são pouco prováveis de serem concebidas num futuro próximo, e o tratamento detalhado destas metodologias na determinação das cargas limites para componentes estruturais heterogêneas fogem do interesse desta tese e não serão apresentados aqui.

Trabalhos posteriores [47, 48] demonstraram que, apesar do tempo e custo de consumo computacional, as análises de elementos finitos (FEA) baseados em modelos de materiais elásticos–perfeitamente plásticos são atualmente o procedimento mais confiável e efetivo para o cálculo da carga limite em componentes estruturais soldados que possuem defeitos.

A3.1 Determinação numérica da carga limite

A determinação numérica da carga limite seguiu uma estratégia simples baseada no comportamento mecânico do material (perfeitamente plástico), que uma vez que atinge o limite de escoamento, o carregamento imposto permanece quase constante conforme o nível de deformação aumenta. Na Fig. A3.1 se esquematiza a evolução das forças motrizes J (CTOD) com respeito à carga aplicada P , para duas configurações com tamanhos diferentes de trincas ($a/W_2 > a/W_1$). Como foi dito anteriormente, a deformação incrementa-se indefinidamente, uma vez atingida a tensão de escoamento com um acréscimo marginal do carregamento aplicado, formando uma assíntota entre os valores computados de J e a carga limite P_L . Para determinar em forma exata este valor utiliza-se a definição da reta tangente que relaciona as magnitudes do eixo das ordenadas (integral J) com as magnitudes do eixo das abscissas (P) definindo a inclinação da reta. Numericamente, a tangente é computada para cada iteração entre dois pontos da curva ($k, k+1$) em função à evolução do carregamento e a energia de deformação (J). Quando a variação da carga aplicada entre dois pontos computados diminui significativamente ($\Delta P^k = 0.001$), nesse instante a inclinação da reta (ϕ) aproxima-se a 90° , gerando uma reta com valor constante igual à carga limite $P = P_L$, como se exemplifica na seguinte equação:

$$\tan \phi = \lim_{\Delta P^k \rightarrow 0} \frac{\Delta J^k}{\Delta P^k} = \frac{J^{k+1} - J^k}{P^{k+1} - P^k} \quad (A3.1)$$

a ordem de grandeza da função ($\tan \phi$) é 10^3 , o que resulta em um ângulo próximo a $\phi = 90^\circ$; nesse instante, a carga limite é definida por intermédio de uma regressão linear entre os valores numéricos computados.

$$P_L = P_L^1 \quad (A3.2)$$

Figura A3.1 Esquema utilizado para determinação numérica da carga limite por intermédio de uma reta sobre os valores de J e P .

A3.2 Padrões de deformação plástica em juntas soldadas

A morfologia da zona plástica ou padrão de deformação depende intrinsecamente da geometria e do tipo de carregamento aplicados em materiais homogêneos. Para condições ideais como trincas profundas e níveis moderados de carregamento, a zona plástica inicia-se na ponta da trinca e concentra-se numa região limitada, cujas dimensões são desprezíveis com respeito às dimensões do corpo ou componente estrutural. Portanto, o trabalho externo é transferido diretamente às forças motrizes que controlam o processo de fratura na ponta da trinca (princípio de escoamento em pequena escala – *Small Scale Yielding* - SSY). Consequentemente, a carga limite dependerá inteiramente do padrão de deformação plástica, dos parâmetros geométricos e do tipo de carregamento. No caso dos corpos de prova com configurações bimetálicas, a forma da zona plástica é muito complexa devido aos efeitos causados pelos fatores adicionais como: o nível de dissimilaridade mecânica

(M_y) e tamanho relativo do cordão de solda ($\psi = b/h$). Estes fatores introduzem fortes variações nos campos de tensão e deformação da estrutura modificando diretamente a magnitude da carga limite, cujo valor varia para cada condição geométrica e configuração mecânica do cordão de solda. Portanto, é importante definir corretamente os diferentes padrões de escoamento ou deformação plástica na ponta da trinca para vários níveis de dissimilaridade mecânica (*overmatch*) visando a determinação acurada das cargas limites.

Investigações preliminares nesta área em particular [84, 85] demonstraram que as propriedades mecânicas do material menos resistente controlam o processo da fratura de um componente heterogêneo, portanto, as soluções da carga limite aqui apresentadas são avaliadas e comparadas entre si para cada tipo de padrão de deformação, sendo a solução resultante a menor delas. Consequentemente, a categorização das possíveis zonas plásticas em configurações bimateriais é importante. Na Fig. A3.2 é apresentada a esquematização dos possíveis padrões que ocorrem em condições de *overmatch*, os quais foram extraídos das análises de elementos finitos (FEA) em estado plano de deformação para espécime SE(T), fixado por garra.

Para estruturas heterogêneas com dissimilaridade mecânica superior ao metal base, $M_y > 1.0$ (*overmatch*); existem dois possíveis padrões de deformação:

- O primeiro é o escoamento da seção plena ou generalizado que ocorre no material de base sem afetar a seção neta do ligamento remanescente (b), o qual é conformado pelo material de adição. Este padrão é definido no inglês como *Gross Section Yielding* (GSY). A ocorrência deste tipo de padrão plástico depende de níveis elevados de dissimilaridade mecânica ou a presença de trincas curtas, o que gera um efeito escudo na região da trinca embebida no metal de solda, da tal forma promovendo o escoamento a grande escala fora da região soldada.
- O segundo padrão de deformação é caracterizado pela plastificação simultânea que ocorre tanto no ligamento remanescente como no material base, particularmente na região da interfase. Isto é comum para baixos níveis de dissimilaridade mecânica (M_y) ou reduzida largura do cordão de solda ($\psi = b/h$).

Figura A3.2 Possíveis padrões de deformação plástica para espécime SE(T)c, com dissimilaridade mecânica.

A3.2.1 Escoamento da seção plena do material base (Gross Section Yielding)

O escoamento na seção plena do material base é promovido por níveis elevados de dissimilaridade mecânica ou por trincas curtas. Em condições homogêneas, este tipo de padrão de deformação somente ocorre quando a dimensão do ligamento remanescente é próximo à largura do espécime ($b \approx W$). Isto significa que a carga limite da configuração com trinca curta é bastante próxima ao correspondente valor da mesma configuração, mas sem defeito. Conforme a profundidade do defeito começa aumentar, a contribuição da placa sem defeito na energia de deformação plástica diminui, até que a carga limite do corpo trincado controle o processo de deformação. Para quantificar o grau de impacto desta fenomenologia, utiliza-se a seguinte expressão, baseada em análises de linhas de escorregamento (SLF) extraídas das referências [83, 86]:

$$\frac{P_L^{nc}}{P_L^c} = \frac{\frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_y W}{\frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_y (W - a)} = \frac{1}{(1 - a/W)} \quad (A3.3)$$

onde P_L^{nc} e P_L^c corresponde as cargas limites das configurações não trincadas (sem defeito) e com defeito, respectivamente; σ_y é a tensão de escoamento do material homogêneo, W é a largura do espécime e a é o tamanho do defeito. Na Fig. A3.3 apresenta-se a evolução da Eq. A3.3 com respeito ao tamanho relativo do ligamento remanescente (b/W) e a linha descontinua representa a carga limite normalizada da configuração sem defeito. Note-se o comportamento assintótico quando $b/W \approx 0$, o que reflete o decréscimo exponencial da influência plástica da estrutura sem defeito sobre a carga limite da configuração trincada. No caso de trincas profundas ($b/W < 0.6$), o desvio com respeito à referência sem defeito começa a aumentar em forma exponencial em forma indefinida. Este argumento justifica que os efeitos da dissimilaridade mecânica e da geometria do cordão de solda são mais significativos para configurações de trincas profundas que para trincas curtas, onde a influência das propriedades mecânicas do material base é considerável [47].

Figura A3.3 Evolução da carga limite normalizada do espécime SE(T)_c com respeito ao ligamento remanescente (b/W) em condição homogênea.

Por conseguinte, a avaliação da carga limite em componentes heterogêneos que possuam um elevado nível de dissimilaridade mecânica (*overmatch*) ou trincas extremadamente curtas – veja Fig. A3.2a, o padrão de deformação plástica que vai se gerar é escoamento generalizado da seção plena do material base (GSY) e é dada pela Eq. A3.3 com as seguintes modificações:

$$\frac{P_{LM}}{P_{LB}} = \frac{1}{(1 - a/W)} \quad (A3.4)$$

onde P_{LM} e P_{LB} correspondem as cargas limites da estrutura com dissimilaridade mecânica e do material base, respectivamente.

A3.2.2 Escoamento da seção neta do ligamento remanescente (cracked ligament yielding)

Usualmente, para os casos de níveis moderados de dissimilaridade mecânico ou tamanho reduzido do cordão de solda (Fig. A3.2b), a zona plástica aloca-se ao longo do ligamento remanescente e do material base. Soluções analíticas da carga limite para estas condições são inexistentes, porém os resultados obtidos dos modelos numéricos permitem ajustar os parâmetros para satisfazer as duas condições assintóticas: $\psi = b/h \approx 1$ e $\psi \gg 1$, onde ψ corresponde ao tamanho de cordão de solda (h) normalizado com respeito ao ligamento remanescente (b) como se mostra na Fig. A3.4. Neste gráfico, no primeiro estágio ($0 < \psi < 1$) a plastificação da seção plena (GSY) é caracterizada pelo escoamento do material base sem afetar a trinca que se aloca dentro do metal de solda, porém os campos de tensão e deformação são regidos pelas propriedades mecânicas do material de adição. Portanto, a magnitude da carga limite permanece constante com um valor equivalente à carga limite para uma configuração homogênea com propriedades mecânicas do material de solda (P_{LW}). No segundo estágio ($\psi > 1$), a zona plástica começa na ponta da trinca e espalha-se em forma simultânea tanto no material de solda como no material base, e a carga limite decresce exponencialmente conforme o tamanho da solda diminui ($\psi \gg 1$), formando uma assíntota com respeito a horizontal, cuja magnitude é igual à carga limite normalizada do material base ($P_{LM}/P_{LB} \approx 1$).

Figura A3.4 Esquematização da estimação da carga limite devido aos possíveis padrões de deformação em componentes bimateriais.

APÊNDICE 4 – DETERMINAÇÃO DA CARGA LIMITE PARA COMPONENTES HETEROGÊNEOS

A4.1 Avaliação do procedimento numérico com resultados analíticos

Para avaliar a robustez do procedimento exposto no apêndice anterior, é necessária a comparação dos resultados numéricos com os correspondentes valores derivados das referências bibliográficas, baseados em soluções analíticas. Miller [86] apresenta várias soluções analíticas para determinar a carga limite, em estado plano de tensão e de deformação, de inúmeros corpos de provas e dutos contendo defeitos para materiais homogêneos. Especificamente, para espécimes SE(T) fixado por garra em estado plano de deformação ($B = 1 \text{ mm}$) a solução para carga limite é:

$$\frac{\sqrt{3}}{2} \cdot \frac{P_L}{\sigma_y W} = 1 - \frac{a}{W} \quad ; \quad 0 \leq \frac{a}{W} \leq 1 \quad (A4.1)$$

Entretanto, para espécime SE(T) carregado por pino em estado plano de deformação a carga limite em trincas profundas ($a/W > 0.545$) é determinada pela seguinte expressão:

$$\frac{P_L}{\sigma_y W} = 1.702 \frac{2}{\sqrt{3}} \left\{ \left[\left(0.794 - \frac{b}{W} \right)^2 + 0.587 \left(\frac{b}{W} \right)^2 \right]^{1/2} - \left[0.794 - \frac{b}{W} \right] \right\}; \quad \frac{a}{W} \geq 0.545 \quad (A4.2)$$

onde b/W é o tamanho relativo do ligamento remanescente. Para trincas curtas ($a/W < 0.545$) as soluções fechadas, baseadas em análises de linhas de escorregamento (SLF), são inexistentes [83]. Miller [86] fornece expressões que determinam o limite inferior (*lower bound*) e limite superior (*upper bound*), respectivamente:

$$\frac{\sqrt{3}}{2} \cdot \frac{P_L}{\sigma_y W} \geq 1 - \frac{a}{W} - 1.232 \left(\frac{a}{W} \right)^2 + \left(\frac{a}{W} \right)^3 \equiv f \left(\frac{a}{W} \right) \quad (A4.3a)$$

$$\frac{\sqrt{3}}{2} \cdot \frac{P_L}{\sigma_y W} \leq f \left(\frac{a}{W} \right) + 22 \left(\frac{a}{W} \right)^3 \cdot \left(0.545 - \frac{a}{W} \right)^2 \quad ; \quad \frac{a}{W} < 0.545 \quad (A4.3b)$$

Como estas soluções serão utilizadas para a determinação de fatores η plásticos, é preciso uma solução acurada para esta faixa de tamanho de trinca, visando à diferenciação da carga limite com respeito à profundidade da trinca. Neste sentido, Kim e Budden [69] propuseram uma solução baseada em análises de elementos finitos que fornece uma solução única para a faixa de trincas curtas e intermediárias ($a/W < 0.545$):

$$\frac{P_L}{\sigma_y W} = 1.1547 - 1.169 \frac{a}{W} - 0.8052 \left(\frac{a}{W} \right)^2 ; \frac{a}{W} < 0.545 \quad (A4.4)$$

Em forma alternativa, é apresentada a solução proposta pela EPRI (*Electric Power Research Institute*) [87], para SE(T) sujeito por pino em estado plano de deformação:

$$P_L = 1.455 \gamma \sigma_y b \quad (A4.5)$$

onde b é o ligamento remanescente, σ_y é a tensão de escoamento e γ é um parâmetro que depende da geometria do defeito (a/b) e é dado pela seguinte expressão:

$$\gamma = \sqrt{1 + \left(\frac{a}{b} \right)^2} - \frac{a}{b} \quad (A4.6)$$

Nas Figs. A4.1 – A4.2 são apresentados os diferentes resultados da carga limite obtidos analiticamente pelas Eqs. A4.1 – A4.6 e por análises de elementos finitos (FEA) para as duas configurações SE(T)_c e SE(T)_p, com diferentes tamanhos relativos de trinca em condição de material homogêneo. Na Fig. A4.1 a solução numérica mostra boa aderência com os correspondentes resultados analíticos, com um desvio menor a 3%. Na configuração SE(T)_p, as soluções apresentadas mostram boa concordância para trincas profundas ($a/W > 0.545$). Entretanto, os limites superior

e inferior (veja Eq. A4.3) propostos para trincas intermediárias e curtas ($a/W < 0.545$) são muito próximos entre si (veja Fig. A4.2), mas é preciso uma solução mais acurada em termos do tamanho do defeito. A Eq. A4.4 representa uma solução única dentro desta faixa como se ilustra na Fig. A4.2; a curva de ajuste fica no meio, entre os dois limites (*lower & upper bound*), porém acredita-se que é uma solução robusta da carga limite. Em contraste a estes resultados, a Eq. A4.5 não apresenta boa aderência para trincas intermediárias ($0.2 < a/W < 0.5$); muito provavelmente a causa seja o baixo refinamento dos elementos isoparamétricos empregados para essas análises, [69].

Figura A4.1 Comparação das soluções de carga limite obtidas por análises de elementos finitos (FEA) e soluções analíticas para espécime SE(T)_c com material homogêneo.

Figura A4.2 Comparação das soluções de carga limite obtidas por análises de elementos finitos (FEA) e soluções analíticas para espécime SE(T)_p com material homogêneo.

A4.2 Soluções da carga limite para espécime SE(T)_c em condição “overmatch”

As soluções propostas neste trabalho foram obtidas analítica e numericamente para o espécime SE(T)_c para configurações heterogêneas com diferentes níveis de dissimilaridade mecânica e dimensões do cordão de solda. A carga limite destes componentes estruturais depende diretamente do padrão de deformação plástica e de sua localização. Quando a zona plástica que se desenvolve na interface (região entre o metal de solda e base) é considerável, comparado com a dimensão da plasticidade desenvolvida na ponta da trinca, a carga limite é determinada por meio da Eq. A3.4 (no Apêndice 3). Para níveis moderados de dissimilaridade mecânica ou dimensões reduzidas do cordão de solda, o escoamento ocorre em forma simultânea entre o material base e o ligamento remanescente. Para esta condição, soluções analíticas acuradas da carga limite são inexistentes, porém os elementos finitos tornam-se numa ferramenta computacional eficaz na determinação numérica dela. Portanto, os resultados derivados destas análises foram ajustados por intermédio de uma reta normalizada, cobrindo um amplo espectro de níveis de dissimilaridade mecânica e dimensões da solda, cuja validade é testada para configurações com trincas curtas como será apresentado a continuação. Reescrevendo a Eq. A3.4 em conjunto com a seguinte expressão matemática constitui as soluções da carga limite

para espécimes bimateriais, $SE(T)_c$. Novamente, quando o escoamento da seção plena (GSY) precede ao escoamento do ligamento remanescente:

$$\frac{P_{LM}}{P_{LB}} = \frac{1}{(1 - a/W)} \quad (A4.7)$$

onde P_{LM} e P_{LB} corresponde a carga limite do componente soldado e a carga limite do espécime com propriedades mecânicas do material base respectivamente. Quando o escoamento desenvolve-se tanto no ligamento remanescente como na zona de interface simultaneamente, a seguinte expressão é proposta:

$$\frac{P_{LM}}{P_{LB}} = \begin{cases} M_y & ; 0 \leq \psi \leq \psi_1 \\ \frac{(M_y - 1) + 0.022}{1.101} \left(\frac{\psi_1}{\psi} \right) + \frac{(M_y - 1) + 9.581}{9.718} & ; \psi_1 \leq \psi \end{cases} \quad (A4.8a)$$

onde

$$\psi_1 = e^{-0.513(M_y - 1)} \quad (A4.8b)$$

O parâmetro ψ_1 é o valor limite no qual a carga limite do corpo (P_{LM}) corresponde à carga limite (P_{LW}) em condições homogêneas com propriedades mecânicas do material de solda (veja seção A3.2.2), é dizer que a zona plástica está contida pelo material de adição e o processo de fratura é controlada pela suas propriedades. Entretanto, a natureza exponencial do ψ_1 é derivado de um análise de limites (*upper bound fields*) [46], que sugere a forma de $\psi_1 = \exp[-C(M_y - 1)]$. O coeficiente C reflete a tendência da evolução da curva P_{LM}/P_{LB} para tamanhos significativos de cordão de solda ($\sim 2 > \psi$) e é obtido por intermédio de uma curva de ajuste dos resultados de elementos finitos na faixa de $1 < \psi < 5$ para todos os níveis de dissimilaridade mecânica. A carga limite resultante da estrutura será o valor mínimo entre as duas soluções representadas pelas Eqs. A4.7 & A4.8. Nas Figs. A4.3 e A4.4 são

apresentadas as curvas representativas da carga limite para cada nível de dissimilaridade mecânica e diferentes dimensões do cordão de solda para o caso de trinca profunda ($a/W = 0.5$) e trinca curta ($a/W = 0.2$). Em ambos os casos, as soluções fechadas apresentam boa aderência com os correspondentes valores da carga limite derivados das análises de elementos finitos (FEA). Com esta abordagem é possível determinar a carga limite em função ao tamanho relativo da trinca (a/W) para diferentes graus de dissimilaridade mecânica; na Fig. A4.5 ilustra-se a evolução da carga limite normalizada com respeito ao tamanho do defeito (a/W) para um tamanho fixo de cordão de solda ($h = 7.5$ mm) e níveis de dissimilaridade mecânica $1.0 < M_y < 2.0$.

Figura A4.3 Evolução da Carga limite normalizada (P_{LM}/P_{LB}) em função do tamanho relativo da solda ($\psi = b/h$) e vários níveis de M_y do espécime SE(T)_c e tamanho relativo de trinca $a/W = 0.5$.

Figura A4.4 Evolução da Carga limite normalizada (P_{LM}/P_{LB}) em função do tamanho relativo da solda ($\psi = b/h$) e vários níveis de M_y do espécime SE(T)_c e tamanho relativo de trinca $a/W = 0.2$.

Figura A4.5 Curvas das cargas limites normalizadas em função ao tamanho relativo do defeito (a/W) com tamanho fixo de cordão de solda ($2h = 15$ mm) e vários níveis de M_y para espécime SE(T)_c.

A4.3 Solução da carga limite para espécime SE(T)_p em condição “overmatch”

O espécime SE(T) carregado por pino apresenta um campo de tensões e deformações combinado na frente da ponta da trinca devido ao tipo de carregamento imposto nos extremos. Para configurações de trincas curtas, o elevado tamanho do ligamento remanescente ($b/W \approx 1$) dificulta a rotação do corpo rígido ao redor do seu centro, alocado num ponto sobre o plano de simetria do ligamento remanescente (b) conhecido como raio de giro plástico (r_p), gerando-se um padrão plástico muito similar aquele que se desenvolve num espécime sujeito a tensão pura. Para estes casos diz-se que o corpo está sujeito a carregamento combinado com dominância da tensão, o contrário ocorre para configurações com trincas profundas, onde o efeito dominante é a flexão. As Eqs. A4.2 – A4.6 permitem o cálculo destas cargas limites em condições mecânicas homogêneas para diferentes comprimentos de trinca (a/W), o que reflete o mesmo comportamento em componentes estruturais heterogêneos com elevados níveis de dissimilaridade mecânica produzindo o conhecido efeito escudo sobre o defeito. Nesta direção, a avaliação da carga limite nestas condições é análoga ao raciocínio aplicado na Eq. A4.7, para determinar o escoamento da seção plena do material base, (veja – seção A3.2.1), por intermédio da relação das cargas limites entre os componentes sem defeito e trincado. A carga limite do espécime sem trinca é equivalente ao correspondente valor utilizado para espécime SE(T)_c, por meio da manipulação matemática da Eq. A4.7, obtém-se a seguinte expressão para o espécime SE(T)_p, aplicada em condições de escoamento generalizado do material base (GSY):

$$\frac{P_{LM}}{P_{LB}} = \frac{1}{\beta} \quad (A4.9a)$$

onde β é igual:

$$\beta = \begin{cases} 1 - 1.0123 \left(\frac{a}{W}\right) - 0.6973 \left(\frac{a}{W}\right)^2; 0 < \frac{a}{W} < 0.545 \\ 1.702 \left\{ \left[1.587 \left(\frac{a}{W}\right)^2 - 1.586 \left(\frac{a}{W}\right) + 0.629 \right]^{\frac{1}{2}} - \left[\frac{a}{W} - 0.206 \right] \right\}; \frac{a}{W} \geq 0.545 \end{cases} \quad (A4.9b)$$

entretanto, a Eq. A4.10 representa a solução da carga limite para o espécime com defeito em função do tamanho do cordão de solda (ψ) e nível de dissimilaridade mecânica (M_y), quando o ligamento remanescente começa a plastificar e estende-se ao longo da interface metal solda – base:

$$\frac{P_{LM}}{P_{LB}} = \begin{cases} M_y & ; 0 \leq \psi \leq \psi_1 \\ \frac{(M_y - 1) + 0.0168 \left(\frac{\psi_1}{\psi}\right) - (M_y - 1) - 85.9658}{1.0510 - 85.4701} & ; \psi_1 \leq \psi \end{cases} \quad (A4.10a)$$

onde ψ_1 :

$$\psi_1 = (1 + e^{-2(M_y-1)})e^{-0.5(M_y-1)} \quad (A4.10b)$$

a Eq. A4.10 é válida para um nível de dissimilaridade mecânica de $1 \leq M_y \leq 3$ e tamanho relativo do cordão de solda $1 < \psi$. Dada uma estrutura com um M_y , ψ e a/W definidos, a carga limite atual do componente heterogêneo será o menor valor derivado das Eqs. A4.9 & A4.10. Na Fig. A4.6 mostra-se os resultados obtidos das análises de elementos finitos do espécime SE(T)_p com tamanho de trinca profunda ($a/W = 0.5$) que serviram para determinar as curvas de ajuste representadas pela Eq. A4.10. Na comprovação da validade desta proposta para espécimes heterogêneos SE(T) carregado por pino, realizou-se simulações numéricas para trincas curtas ($a/W = 0.2$) com diferentes níveis de M_y e tamanhos relativos do cordão ψ . Na Fig. A4.7 são apresentados os resultados das análises de elementos finitos (FEA) em conjunto com as soluções “fechadas” propostas, as quais mostram boa aderência com os correspondentes valores numéricos. Finalmente, a Fig. A4.8 ilustra as respectivas cargas limites das diferentes configurações com dissimilaridade mecânica com respeito ao comprimento da trinca (a/W).

Figura A4.6 Evolução da Carga limite normalizada (P_{LM}/P_{LB}) em função do tamanho relativo da solda ($\psi = b/h$) e vários níveis de M_y do espécime SE(T)_p e tamanho relativo de trinca $a/W = 0.5$.

Figura A4.7 Evolução da Carga limite normalizada (P_{LM}/P_{LB}) em função do tamanho relativo da solda ($\psi = b/h$) e vários níveis de M_y do espécime SE(T)_p e tamanho relativo de trinca $a/W = 0.2$.

Figura A4.8 Curvas das cargas limites normalizadas em função ao tamanho relativo do defeito (a/W) com tamanho fixo de cordão de solda ($2h = 15$ mm) e vários níveis de M_y para espécime SE(T)_p.