YERLIN ANDRÉS PLATA URIBE

**AVALIAÇÃO DE INTEGRIDADE ESTRUTURAL EM DUTOS E
TUBULAÇÕES DE ALTA PRESSÃO UTILIZANDO METODOLOGIAS
BASEADAS EM DEFORMAÇÃO PLÁSTICA**

São Paulo
2019

YERLIN ANDRÉS PLATA URIBE

**AVALIAÇÃO DE INTEGRIDADE ESTRUTURAL EM DUTOS E
TUBULAÇÕES DE ALTA PRESSÃO UTILIZANDO METODOLOGIAS
BASEADAS EM DEFORMAÇÃO PLÁSTICA**

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

São Paulo
2019

YERLIN ANDRÉS PLATA URIBE

**AVALIAÇÃO DE INTEGRIDADE ESTRUTURAL EM DUTOS E
TUBULAÇÕES DE ALTA PRESSÃO UTILIZANDO METODOLOGIAS
BASEADAS EM DEFORMAÇÃO PLÁSTICA**

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

Área de Concentração:
Engenharia Naval e Oceânica

Orientador:
Prof. Dr. Claudio Ruggieri

São Paulo
2019

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

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

São Paulo, _____ de _____ de _____

Assinatura do autor: _____

Assinatura do orientador: _____

Catálogo-na-publicação

Uribe, Yerlin Andrés Plata

Avaliação de integridade estrutural em dutos e tubulações de alta pressão utilizando metodologias baseadas em deformação plástica / Y. A. P. Uribe -- versão corr. -- São Paulo, 2019.

104 p.

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

1.Fratura dúctil 2.critério SMCS 3.Deformação plástica 4.Triaxialidade 5.Elementos Finitos I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Naval e Oceânica II.t.

"Life is like riding a bicycle. To keep your balance, you must keep moving".
(Albert Einstein)

À minha noiva Anyi.
Aos meus pais e minha família,
pelo apoio incondicional.

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Cláudio Ruggieri pela orientação, incentivo e pelo exemplo de seriedade e profissionalismo.

À minha noiva Anyi pelas palavras de motivação e apoio constante. Aos meus pais Gladys e Gerardo e meus familiares, em especial meus tios pelo apoio incondicional.

Ao Prof. Dr, Diego Burgos pelas valiosas contribuições e aos colegas do Grupo da Mecânica da Fratura e integridade Estrutural (NAMEF): Vitor Scarabeli, Marcus Nathan, Vinicius Gomez, Lucas Godois, Claudinei Ferreira, Bruno Sorrija e Allan Stubiener, pelo companheirismo e amizade.

Ao CNPq (Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico) pelo suporte financeiro através do processo No. 141821/2016-7.

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

RESUMO

Muitas das linhas dutoviárias utilizadas no transporte de petróleo e gás percorrem distâncias da ordem de centenas e até mesmo de milhares de quilômetros. Ao longo dessas distâncias as linhas podem estar sujeitas a cargas de grandes amplitudes, principalmente devido a movimentações decorrentes de diferenças geográficas e geológicas existentes ao longo do trajeto. As deformações plásticas decorrentes destes eventos podem afetar seriamente a integridade estrutural da linha dutoviária comprometendo sua integridade mecânica e a contenção do fluido em uma eventual ruptura da tubulação. Por este motivo é importante garantir a integridade estrutural destes componentes de forma a evitar sua instabilidade plástica ou fratura dúctil. Este trabalho explora a metodologia de células computacionais acoplada ao critério de dano SMCS (Stress Modified Critical Strain) para simular o comportamento da fratura dúctil em corpos de prova submetidos à tração e em dutos submetidos a grandes deformações longitudinais. Assim, este trabalho tem como objetivo o desenvolvimento de um procedimento de engenharia para a avaliação da integridade estrutural de dutos, de forma a prever a carga de início da fratura dúctil em tubulações utilizadas no transporte de petróleo e gás submetidas a grandes deformações plásticas. Uma série de ensaios de tração conduzidos por Toyoda et al. [1] para barras cilíndricas com diferente raio de entalhe, para um aço estrutural, fornece a resposta tensão-deformação utilizada para calibrar o critério de dano SMCS. Um teste de flexão cíclica (carga axial de compressão revertida por carga axial de tração) em grande escala desenvolvido por Toyoda et al. [1] para um duto de diâmetro externo 165 mm e espessura de parede 11 mm avalia o procedimento proposto para a predição do comportamento da fratura dúctil em tubulações com dano. Este estudo exploratório prediz a carga de fratura para tubulações associada ao início da fratura dúctil na área altamente danificada pelas deformações plásticas e na zona de flambagem, em boa concordância com as medições experimentais.

Palavras-chaves: Fratura dúctil, deformação plástica, elementos finitos, critério SMCS, triaxialidade

ABSTRACT

Oil and gas pipelines traverse distances of the order of hundreds and even thousands of kilometers. Along those distances the pipelines may be subject to several accidental loads such as large-scale soil movement, slope slides and seabed movements. The plastic strain resulting from these events can seriously affect the structural integrity of pipelines, compromising its mechanical integrity and fluid containment in an eventual pipeline failure. For this reason, it is important to guarantee the structural integrity of those components in order to avoid their plastic instability or ductile fracture. This work explores the capability of computational cell methodology coupled with the Stress Modified Critical Strain (SMCS) damage criterion to simulate the behavior of ductile fracture in tensile specimens subjected to tension load and pipe specimens subjected to large longitudinal strains. Thus, this work focuses on the development of an engineering procedure to assess the structural integrity of pipelines, in order to predict the critical load (tensile failure load) at onset of ductile fracture in pipelines used to transport oil and gas subjected to large plastic strains. A series of tensile test conducted by Toyoda et al. [1] on tensile specimens with different notch radius, for a structural steel, provides the stress-strain response used to calibrate the SMCS damage criterion. Full scale cyclic bend test also performed by Toyoda et al. [1] on a pipe specimen with 165 mm outer diameter and 11 mm wall thickness evaluates the proposed procedure for predicting ductile fracture behavior in damaged pipelines. This exploratory study predicts the tensile failure load associated with the onset of ductile fracture in the highly damaged area by plastic strains inside buckling zone in good agreement with the experimental measurements.

Keywords: Ductile fracture, plastic strain, finite elements, SMCS criterion, stress triaxiality

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 –	Energia total global fornecida em 2016	21
Figura 2 –	Evolução da matriz energética brasileira no período 2005 a 2030	22
Figura 3 –	Instalações típicas de sistemas dutoviários de alta pressão para transporte de gás natural	23
Figura 4 –	(a) Sistema dutoviário no Estado do Alaska (<i>Trans Alaskan pipeline</i>); (b) Sistema de dutos submarinos para transporte de gás natural no projeto Gorgon, costa noroeste da Austrália Ocidental	24
Figura 5 –	Falhas associadas a deformações plásticas de grande monta e imperfeições localizadas devido à ação de elevados deslocamentos impostos sobre segmentos de tubulações . . .	25
Figura 6 –	(a) Tensões elásticas de projeto consideradas para avaliação de integridade estrutural baseada na tensão; (b) Ilustração esquemática da operação de um componente estrutural sob regime elasto-plástico	26
Figura 7 –	Estruturas afetadas durante o terremoto de Great Hyogoken Nambu (Kobe, Japão) 1995	28
Figura 8 –	Esquema do efeito do aumento da plasticidade na ponta da trinca. (a) Trinca estacionária. (b) Propagação estável da trinca	29
Figura 9 –	Curva <i>Tensão vs. Deformação</i> de engenharia de materiais dúcteis	35
Figura 10 –	Modo de ruptura taça-cone (<i>cup and cone</i>)	36
Figura 11 –	Estágios no processo de fratura dúctil. (a) Inclusões dispersas na matriz metálica; (b) Nucleação das cavidades ao redor das inclusões maiores; (c) Crescimento de cavidades; (d) Coalescência das cavidades formando uma trinca macroscópica	37
Figura 12 –	Cavidade esférica em um sólido submetido ao estado triaxial de tensões	39

Figura 13 – (a) Material poroso contendo cavidades nucleadas; (b) Representação contínua do material poroso através do modelo constitutivo de Gurson	40
Figura 14 – Esquema dos principais mecanismos de coalescência de cavidades	41
Figura 15 – Esquema do crescimento dúctil de uma trinca. (a) Trinca inicial; (b) Crescimento de cavidades na zona de processo de fratura dúctil; (c) Coalescência de cavidades na ponta da trinca	42
Figura 16 – Esquema da forma alternada (<i>zig-zag</i>) de crescimento dúctil de uma trinca	43
Figura 17 – Esquema da extensão dúctil de trincas em Modo I de carregamento	45
Figura 18 – Modelo de extensão dúctil de trincas utilizando células computacionais. (a) células computacionais na ZPFD; (b) Malha de elementos finitos típica utilizada no modelagem de células computacionais	46
Figura 19 – Esquema de calibração dos parâmetros α e β . R_0 correspondente à barra sem entalhe. R_1 e R_2 correspondem às barras com entalhe	52
Figura 20 – Critério de dano SMCS utilizando células computacionais. (a) Extinção do elemento para o início da fratura dúctil. (b) Malha 2D de elementos finitos típica utilizando células computacionais	53
Figura 21 – Geometrias dos corpos de prova cilíndricos utilizados no procedimento experimental: (a) geometria sem entalhe; (b) geometria com entalhe; (c) raio do entalhe	56
Figura 22 – Curva experimental tensão vs. deformação verdadeira para as diferentes geometrias das barras cilíndricas	57
Figura 23 – Modelo 3D de elementos finitos para as barras cilíndricas submetidas à tração. (a) Barra sem entalhe; (b) barra com entalhe $r = 2\text{ mm}$ (R_2)	59
Figura 24 – Tensão vs. deformação verdadeira barra cilíndrica sem entalhe, tamanho de célula $D = 0.1\text{ mm}$	61

Figura 25 – Tensão vs. deformação verdadeira barra cilíndrica com entalhe R1, tamanho de célula $D = 0.1 \text{ mm}$	61
Figura 26 – Tensão vs. deformação verdadeira barra cilíndrica com entalhe R2, tamanho de célula $D = 0.1 \text{ mm}$	62
Figura 27 – Curva deformação plástica equivalente ($\bar{\varepsilon}_p$) vs. triaxialidade (h) para o tamanho de célula $D = 0.1 \text{ mm}$	63
Figura 28 – Modelo 3D de elementos finitos para a barra sem entalhe. (a) Dimensão de célula $D = 0.05 \text{ mm}$; (b) Dimensão de célula $D = 0.2 \text{ mm}$	64
Figura 29 – Efeito do tamanho da célula sobre a curva deformação plástica equivalente vs. triaxialidade	65
Figura 30 – Efeito do tamanho da célula na resposta <i>tensão vs. deformação</i> verdadeira	66
Figura 31 – Predição numérica do início da fratura dúctil para os modelos de barras cilíndricas	68
Figura 32 – Distribuição da triaxialidade e deformação plástica equivalente em função da distância desde o centro da barra. (a) Variação da triaxialidade; (b) Variação da deformação	69
Figura 33 – Evolução da fratura dúctil para a barra cilíndrica sem entalhe. Início da estrição para $\bar{\varepsilon} \approx 23\%$	71
Figura 34 – Evolução da fratura dúctil para a barra cilíndrica sem entalhe. Estrição no ponto de início da fratura dúctil $\bar{\varepsilon} \approx 105.5\%$. . .	71
Figura 35 – Crescimento da trinca interna para a barra cilíndrica sem entalhe para o nível de deformação $\bar{\varepsilon} \approx 110\%$	72
Figura 36 – Predição numérica do início da fratura dúctil na barra sem entalhe com $\alpha = 3.39$ e $\beta = 1.5$	73
Figura 37 – Ilustração esquemática do procedimento experimental realizado no duto	76
Figura 38 – Curva experimental Carga - Deslocamento	77

Figura 39 – Micrografia óptica da trinca dúctil observada no ponto de início da fratura dúctil	78
Figura 40 – Modelo de elementos finitos 3D para: (a) quarto de tubo; (b) células computacionais para análises de dano; (c) restrições aplicadas devido à simetria e às condições de carga impostas (Indentação, compressão e tração).	79
Figura 41 – Curva experimental tensão equivalente vs. deformação plástica equivalente para o encruamento isotrópico e cinemático	81
Figura 42 – Predição do início da fratura dúctil para $\Delta_c = 30\text{ mm}$	83
Figura 43 – Evolução da deformação plástica efetiva com a triaxialidade no procedimento de flexão cíclica (compressão e tração) para a primeira célula removida	84
Figura 44 – Estimativa do deslocamento crítico para o início da fratura dúctil na primeira célula removida	85
Figura 45 – Contorno de deformação plástica efetiva (equivalente) para o modelo de elementos finitos do duto no estágio final da indentação	86
Figura 46 – Contorno de deformação plástica efetiva (equivalente) para o modelo de elementos finitos do duto no estágio final da carga de compressão $\Delta = -30\text{ mm}$	87
Figura 47 – Contorno de deformação plástica efetiva (equivalente) para o modelo de elementos finitos do duto no estágio de tração $\Delta = 15\text{ mm}$	88
Figura 48 – Contorno de deformação plástica efetiva (equivalente) para o modelo de elementos finitos do duto no início da fratura dúctil $\Delta = 5.4\text{ mm}$	89
Figura 49 – Contorno de deformação plástica efetiva (equivalente) para o modelo de elementos finitos do duto, crescimento dúctil de trinca $\Delta = 5.2\text{ mm}$	90
Figura 50 – Predição do início da fratura dúctil para $\Delta_c = -40\text{ mm}$	92

Figura 51 – Predição numérica do início da fratura dúctil para deslocamento de compressão 30 e 40 <i>mm</i>	92
Figura A.1 – Procedimento de redução de forças nodais e extinção de célula computacional	104

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Propriedades mecânicas do aço STPT370 medidas a partir de um corpo de prova cilíndrico sem entalhe	56
Tabela 2 – Valores experimentais da tensão e deformação verdadeira no ponto de fratura dúctil	57
Tabela 3 – Deformação plástica equivalente ($\bar{\varepsilon}_p$) e triaxialidade (h) no ponto de início da fratura dúctil para cada geometria de corpo de prova cilíndrico	62
Tabela 4 – Valores da triaxialidade e deformação plástica equivalente para diferentes tamanhos de célula computacional	65
Tabela 5 – Parâmetros α e β para cada tamanho de célula	66
Tabela 6 – Valores da tensão e deformação de fratura para os modelos da barra sem entalhe $R0$	67
Tabela 7 – Valores de α para cada geometria de barra cilíndrica	73

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

API	<i>American Petroleum Institute</i>
BTU's	<i>British Thermal Unit</i>
CTOA	<i>Crack Tip Opening Angle</i>
CTOD	<i>Crack Tip Opening Displacement</i>
EPE	<i>Empresa de Pesquisa Energética</i>
GT	<i>Modelo constitutivo de Gurson-Tvergaard</i>
IEA	<i>International Energy Agency</i>
JIS	<i>Japanese Industrial Standards</i>
MME	<i>Ministério de Minas e Energia</i>
PNE	<i>Plano Nacional de Energia</i>
SBD	<i>Strain Based Design</i>
SMCS	<i>Stress Modified Critical Strain</i>
SNBA	<i>Strain Based Assessment</i>
SSY	<i>Small Scale Yielding</i>
STBA	<i>Stress Based Assessment</i>
TEP	<i>Tonelada Equivalente de Petróleo</i>
ZPFD	<i>Zona de Processo de Fratura Dúctil</i>

LISTA DE SÍMBOLOS

A_0	<i>Área inicial da seção transversal da barra cilíndrica</i>
A_i	<i>Área instantânea da seção transversal da barra cilíndrica</i>
C	<i>Constante 0.283 Modelo Rice e Tracey</i>
C_c	<i>Módulo inicial do encruamento cinemático</i>
D	<i>Dimensão célula computacional</i>
D_e	<i>Diâmetro externo do duto</i>
E	<i>Módulo de Young</i>
P	<i>Carga axial aplicada</i>
Q_∞	<i>Mudança máxima no tamanho da superfície de escoamento</i>
R^*	<i>Curvatura na meia seção do corpo de prova cilíndrico</i>
R_0	<i>Raio inicial da cavidade</i>
ℓ	<i>Dimensão característica SMCS</i>
$\overline{R}$	<i>Raio médio do vazio $(R_1 + R_2 + R_3)/3$</i>
b	<i>Taxa de mudança da superfície de escoamento</i>
f	<i>Fração volumétrica de cavidades / Porosidade instantânea</i>
f_0	<i>Fração volumétrica inicial</i>
f_E	<i>Fração volumétrica crítica $\approx 0.15 \sim 0.2$</i>
r_0	<i>Raio inicial da seção central da barra</i>
r_i	<i>Raio instantâneo da seção central</i>
h	<i>Triaxialidade $h = \sigma_m / \sigma_e$</i>
q_1, q_2, q_3	<i>Constantes introduzidas por Tvergaard no modelo constitutivo de Gurson</i>
Δ	<i>Deslocamento da linha de carga</i>
α	<i>Propriedade do material para o critério SMCS</i>
β	<i>Propriedade do material para o critério SMCS</i>
γ	<i>Taxa de decréscimo de C_c</i>

ν	<i>Coeficiente de Poisson</i>
$\bar{\alpha}$	<i>Backstress</i>
$\bar{\sigma}$	<i>Tensão verdadeira $\bar{\sigma} = P / A_i$</i>
$\bar{\varepsilon}$	<i>Deformação verdadeira $\bar{\varepsilon} = \ln (A_0 / A_i)$</i>
n	<i>fator de encruamento</i>
Δ_c	<i>Deslocamento de compressão</i>
Δ_n	<i>Deslocamento do nó</i>
α_{ij}	<i>Tensor do Backstress</i>
$\bar{\sigma}_{corrigida}$	<i>Tensão verdadeira corrigida</i>
$\bar{\sigma}_f$	<i>Tensão Verdadeira de Fratura</i>
$\bar{\varepsilon}_f$	<i>Deformação Verdadeira de Fratura</i>
$\bar{\varepsilon}_{p,crit}$	<i>Deformação plástica equivalente (efetiva) crítica</i>
$\bar{\varepsilon}_p$	<i>Deformação plástica equivalente</i>
$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$	<i>Tensões principais normais</i>
σ_e	<i>Tensão efetiva de von Mises</i>
σ_{ij}	<i>Tensor de tensões</i>
σ_{iso}	<i>Tensão equivalente componente do encruamento Isotrópico</i>
σ_{mo}	<i>Tensão máxima operacional</i>
σ_m	<i>Tensão hidrostática média $(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)/3$</i>
σ_{uts}	<i>Limite de resistência à tração; tensão última</i>
σ_{ys}	<i>Tensão de escoamento</i>
$\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$	<i>Deformações principais normais</i>
ε_p	<i>Deformação plástica</i>
ε_{ys}	<i>Deformação de escoamento</i>
t	<i>Espessura de parede do tubo</i>

SUMÁRIO

LISTA DE ILUSTRAÇÕES	IX
LISTA DE TABELAS	XIV
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS	XV
LISTA DE SÍMBOLOS	XVI
1 INTRODUÇÃO	20
1.1 Panorama Atual	20
1.2 Avaliação de Integridade Estrutural Baseada em Deformação	25
1.3 Integridade Estrutural de Materiais Dúcteis	27
1.4 Objetivos	32
1.5 Estrutura da Tese	34
2 ASPECTOS MECÂNICOS E FENOMENOLÓGICOS DA FRATURA DÚCTIL	35
2.1 Aspectos Mecânicos e Fenomenológicos	36
2.2 Nucleação de Cavidades	37
2.3 Crescimento de Cavidades	38
2.4 Coalescência de Cavidades	41
3 MODELAGEM MICROMECAÂNICA DA FRATURA DÚCTIL	42
3.1 Modelo de GT utilizando Células Computacionais	45
3.2 Critério de Dano SMCS (Stress Modified Critical Strain)	47
3.3 Calibração dos Parâmetros α e β	51
3.4 Calibração α usando $\beta = 1.5$	54

4	FRATURA DÚCTIL EM BARRAS CILÍNDRICAS	55
4.1	Medições Experimentais	55
4.2	Procedimento Computacional	58
4.3	Calibração dos parâmetros do SMCS	60
4.4	Efeito da triaxialidade no início da fratura dúctil	67
4.5	Calibração de α utilizando $\beta = 1.5$	72
5	AVALIAÇÃO DA CAPACIDADE DE CARGA EM DUTOS DEFORMADOS PLASTICAMENTE	75
5.1	Ensaio de flexão para um duto em escala real	75
5.2	Modelo de elementos finitos	77
5.3	Predição do início da extensão dúctil e capacidade de carga em dutos com dano	82
6	CONCLUSÕES E OBSERVAÇÕES FINAIS	93
6.1	Sugestões para trabalhos futuros	94
	REFERÊNCIAS	102
	APÊNDICE A IMPLEMENTAÇÃO NUMÉRICA DO SMCS	103
A.1	Procedimento de Extinção do Elemento (<i>Element Extinction</i>)	103

1 INTRODUÇÃO

1.1 Panorama Atual

O uso de fontes de energia é imprescindível ao desenvolvimento econômico e tecnológico do mundo moderno e está diretamente associado ao aumento da produtividade econômica e à melhoria do bem-estar da população. Mesmo com os avanços em eficiência energética, o aumento da população e a expansão da economia mundial produzirão um aumento considerável da demanda global de energia entre 2010 e 2040. Estima-se que a população mundial crescerá cerca de 20% entre o período de 2016 a 2040 fazendo com que haja um aumento na demanda energética de até 25% [2]. Diversos estudos e projeções recentes publicadas por agências internacionais¹ revelam que o petróleo e o gás natural ainda permanecerão como as principais fontes primárias de energia. Espera-se que em 2040, esses dois combustíveis ainda respondam por 57% de toda demanda energética do planeta (aproximadamente 386 quadrilhões de BTU's²). Para efeitos de comparação, a projeção da demanda por energia proveniente da hidrogenação em 2040 será de cerca de 19 quadrilhões de BTU's equivalentes, menos do 10% da energia produzida por combustíveis fósseis.

Embora haja um grande esforço recentemente no desenvolvimento de energias provenientes de fontes renováveis e mais limpas, a maior parcela da energia mundial é e continuará sendo obtida a partir de fontes não renováveis, tais como o petróleo e o gás natural. Somente em 2016, de acordo a agência internacional de energia (IEA, *International Energy Agency*), 80% da energia fornecida foi proveniente de combustíveis fósseis enquanto os 20% restantes foram compostos por energia nuclear, hidrogenação, biocombustíveis e energias renováveis [4], conforme indicado na Fig. 1.

Há atualmente um consenso sobre a necessidade da diversificação da matriz energética mundial acompanhada de aumento da eficiência de equipamentos e racionalização do uso da eletricidade. Esta percepção tornou-se recentemente mais evidente devido às importantes questões climáticas associadas aos efeitos do aquecimento global e à significativa redução da oferta de hidroeletricidade devido ao baixo regime hidrológico em algumas regiões do planeta. Diante desse cenário, estima-se que para 2040 a produção de energia hidroelétrica permaneça em um

¹ International Energy Agency (IEA), World Energy Outlook 2017 [3]; b) The Outlook for Energy 2018: A View to 2040, Exxon Mobil [2]

² BTU ou *British Thermal Unit* é uma unidade padrão de energia equivalente a aproximadamente 1055 Joules.

patamar estável da ordem de 7% do total da produção mundial. Em contrapartida, a previsão da produção energética utilizando fontes alternativas, tais como a nuclear, eólica, solar e biomassa, é de um crescimento de aproximadamente 15% da produção mundial de energia elétrica (para o ano de 2016, o aporte das fontes renováveis, excluindo a hidrogeração, foi de apenas 7%) [2]. Embora o crescimento esperado das fontes alternativas de geração de energia elétrica seja elevado, estas fontes ainda são incapazes de fornecer a quantidade mínima necessária para atender à demanda prevista para 2040. Dentre as duas fontes energéticas citadas, projeta-se que o gás natural será a que terá um aumento mais significativo de demanda. É estimado um aumento mundial do uso do gás natural para geração de energia elétrica de 25% a 27% [2] (entre 2016 e 2040) e uma significativa redução do uso do carvão para termogeração (redução de 10% [2]) tornando, dessa forma, o gás natural a segunda fonte de energia mais utilizada no planeta.

Figura 1 – Energia total global fornecida em 2016 ³

Fonte: Adaptado de IEA [4]

O Plano Nacional de Energia (PNE) recentemente elaborado pela Empresa de Pesquisa Energética (EPE) do Ministério de Minas e Energia (MME) [5] indica que o Brasil atingirá cerca de 230 milhões de habitantes em 2030, dos quais quase 90% em centros urbanos, com fortes implicações sobre a demanda por diferentes formas de energia, incluindo a energia elétrica. O estudo mostra um significativo aumento

³ Outras fontes incluem energia geotérmica, solar, eólica entre outras. Mtoe (*Million tonnes of oil equivalent*) milhões de toneladas de petróleo equivalente.

da demanda energética brasileira até 2030 associado à incapacidade de oferta de geração hidroelétrica e outras fontes alternativas como apresentado no diagrama da Fig. 2. Estes estudos projetam, ainda, um aumento no consumo de gás natural de 78% até 2030 convertendo o gás natural na segunda maior fonte de geração energética no Brasil.

Figura 2 – Evolução da matriz energética brasileira no período 2005 a 2030 ⁴

Fonte: EPE [5]

A alta demanda por petróleo e, especialmente, gás natural e a crescente escassez em áreas de fácil acesso conduzem à busca de novas reservas em áreas remotamente distantes dos mercados consumidores. Segundo o recente Anuário Estatístico Brasileiro do Petróleo, Gás Natural e Biocombustíveis de 2017⁵, as reservas totais (comprovadas e possíveis) de gás natural do Brasil tiveram uma redução de aproximadamente 12% (no ano 2016) atingindo um total de 636.835 milhões de m^3 [6], dos quais 88% estão localizadas no mar (campos *offshore*). Dentro deste cenário, o transporte de gás natural por longas redes de dutos e tubulações de alta pressão representa um elemento-chave à produção e distribuição deste combustível fóssil, como ilustrado na Fig. 3.

A exploração e produção de gás natural e petróleo em campos remotos depende fortemente da viabilidade técnica e econômica do sistema de dutos para transporte e distribuição. Uma das principais formas, senão a mais importante, de atingir este

⁴ TEP: Tonelada Equivalente de Petróleo.

⁵ Agência Nacional de Petróleo, 2017

objetivo é por meio de dutos de grandes diâmetros submetidos a elevadas pressões. O uso de aços de alta resistência mecânica e elevada tenacidade à fratura permite que tais dutos sejam dimensionados com pequenas espessuras de parede tornando-se elementos-chave na viabilidade técnica e econômica de sistemas dutoviários de alta pressão. Esta redução da espessura da tubulação garante um menor peso estrutural e, principalmente, menor número de passes de soldagem da junta circunferencial com conseqüente redução do custo inicial de fabricação. Entretanto, o uso de dutos e tubulações fabricados em aços de alta resistência com elevadas relações D_e/t , onde D_e é o diâmetro externo do duto e t representa sua espessura de parede, impõe condições de projeto e operação distintas daquelas previstas em códigos de projeto convencionais podendo, portanto, causar impactos negativos sobre a integridade estrutural do sistema de dutos.

Figura 3 – Instalações típicas de sistemas dutoviários de alta pressão para transporte de gás natural

Fonte: ⁶

As longas linhas dutoviárias utilizadas no transporte de petróleo e gás geralmente atravessam grandes distâncias com distintas geografia e geologia. Por este motivo, essas linhas podem ser submetidas a cargas ambientais severas como: deslizamentos de encostas, movimentos de solo de grandes amplitudes e movimentos elevados do leito marinho no caso de dutos submarinos (ver Fig. 4). As deformações plásticas decorrentes destes eventos podem comprometer seriamente a integridade estrutural dos dutos que compõem a linha devido ao comprometimento da sua capacidade mecânica e perda de contenção do fluido com eventual ruptura da

⁶ Disponível em: <<http://www.ebru.co.ke/wp-content/uploads/2018/03/oil.jpg>>. Acesso em: 14 mar.
Disponível em: <<https://worldfinance100.com/2012/wp-content/uploads/2015/02/plains-all-america.jpg>>. Acesso em: 14 mar.

tubulação. Dutos e tubulações com moderada relação diâmetro/espessura ($D_e/t \leq 15 \sim 20$) e fabricados em aços com baixa a moderada resistência mecânica (e.g., aços classe API na faixa de graus $X42$ a $X60$ [7]) são geralmente capazes de acomodar deformações em níveis razoavelmente acima da deformação correspondente à deformação de escoamento (ε_{ys}) sem comprometimento sério da sua integridade estrutural devido à capacidade relativamente elevada de encruamento destes materiais.

Figura 4 – (a) Sistema dutoviário no Estado do Alaska (*Trans Alaskan pipeline*); (b) Sistema de dutos submarinos para transporte de gás natural no projeto Gorgon, costa noroeste da Austrália Ocidental

(a)

(b)

Fonte: ⁷

Entretanto, o cenário é diferente no caso de dutos e tubulações com grande relação de diâmetro sobre espessura ($D_e/t \geq 30 \sim 40$) e fabricados em aços com resistência mecânica elevada, tais como os recentes aços API de grau $X80$ e $X100$ [7]. Dentro de um contexto estrutural, tais tubulações submetidas a esforços elevados controlados por deslocamentos (como movimentos de solo de grandes amplitudes e movimentos elevados do leito marinho) admitem grandes deformações plásticas excedendo diversas vezes ($\approx 5 \sim 10\times$) a deformação de escoamento do material com forte potencial para que seja atingida a sua tensão última ou limite de resistência (σ_{uts}) ou, talvez mais importante, iniciação de uma falha por mecanismo dúctil envolvendo nucleação e propagação de um defeito macroscópico. Em qualquer um destes casos, haverá evidentemente um sério e irreversível comprometimento à integridade estrutural da linha de dutos, como ilustrado na Fig. 5, acompanhado quase que certamente de ruptura da seção resistente.

⁷ Disponível em: <https://ssl.c.photoshelter.com/img-get/I0000hJTlaLub_D8/s/800/700/22018684.jpg>. Acesso em: 14 mar.

(b) Disponível em: <<https://www.chevron.com/stories/underneath-the-great-gorgon>>. Acesso em: 14 mar.

Exemplos típicos do efeito da deformação plástica sobre o processo de degradação do material incluem: *i.* deformação permanente de sistemas dutoviários enterrados para transporte de gás devido ao deslizamento de encostas, grandes deslizamentos causados pelos fortes terremotos ou movimentos causados pelo descongelamento do solo nas regiões nórdicas; *ii.* deformações plásticas durante a instalação de risers de aço e tubulações submarinas utilizando o método do carretel (*reeling*); *iii.* flambagem local de componentes estruturais em navios e pontes sujeitas a sobrecargas.

Figura 5 – Falhas associadas a deformações plásticas de grande monta e imperfeições localizadas devido à ação de elevados deslocamentos impostos sobre segmentos de tubulações

As combinações das elevadas cargas e deformações às quais são submetidos os sistemas de dutos, incluindo os defeitos existentes no material e imperfeições nas juntas soldadas, potencialmente resultam em nucleação de pequenos defeitos ou trincas nos dutos, reduzindo a vida útil do sistema e aumentando a probabilidade com que ocorra uma falha catastrófica no sistema. Por este motivo, é muito importante garantir a integridade estrutural destes componentes submetidos a altos níveis de tensões e deformações, de forma a evitar a sua instabilidade plástica ou falha dúctil.

1.2 Avaliação de Integridade Estrutural Baseada em Deformação

Recentemente tem havido uma ênfase cada vez maior em relação ao uso de filosofias para avaliação de integridade estrutural em dutos e tubulações submetidos a elevados níveis de deformação plástica baseadas na deformação agente (*strain based assessment-SNBA*) em contraste a metodologias convencionais baseadas na tensão agente (*stress based assessment-STBA*), nas quais as tensões devem permanecer globalmente elásticas (ver Fig. 6(a)). As metodologias SNBA aplicáveis a dutos e tubulações, especificamente a sistemas dutoviários de alta pressão para transporte de gás, tem como objetivo principal a garantia da integridade estrutural

destes componentes sob elevados níveis de deformação plástica, frequentemente excedendo 0.5% [8], de forma a evitar a sua instabilidade plástica ou falha dúctil sob a ação de elevados deslocamentos impostos.

O conceito de avaliação de integridade estrutural baseada em deformação é geralmente associado a uma condição de estado limite para a qual os deslocamentos e deformações impostos, normalmente superiores àqueles correspondentes aos valores elásticos do material, devem ser inferiores à capacidade de carga de colapso plástico (*tensile strain capacity*) como ilustrado esquematicamente na Fig. 6(b) pela tensão última σ_{uts} , e é usada como medida de segurança para as condições impostas de carga axial ou de flexão controladas por deslocamentos que podem resultar em deformações plásticas na tubulação [9].

Figura 6 – (a) Tensões elásticas de projeto consideradas para avaliação de integridade estrutural baseada na tensão; (b) Ilustração esquemática da operação de um componente estrutural sob regime elasto-plástico

Na Fig. 6(a), σ_{ys} e ϵ_{ys} representam a tensão e deformação de escoamento do material e σ_{mo} define a tensão máxima operacional. Para manter a integridade da estrutura é necessário assegurar o comportamento elasto-plástico do material do tubo durante a fase de instalação e operação. O conceito SBD (*strain based design*, projeto baseado na deformação agente) é utilizado em muitas situações quando as cargas que geram as grandes tensões e deformações na parede do tubo superpõem-se às cargas oriundas apenas da pressão interna [8]. Estas cargas podem ser geradas pela deformação do solo causada pela atividade sísmica, deslizamentos de encostas, movimentos elevados do leito marinho, instalação de tubulações pelo método *reeling* (método do carretel) entre outros tipos de carga com grandes deslocamentos [8].

A abordagem SBD apresenta dois estados limites: o limite de resistência (ou tensão de ruptura) e a flambagem pela compressão (*compressive buckling*). A deformação aplicada é representada pela demanda de deformação, a qual é imposta

na tubulação devido às condições operacionais e ambientais (movimentos do solo, condições geotécnicas, entre outras) [10]. Para determinar se o componente estrutural (neste caso o duto ou tubulação) tem uma margem de segurança ampla e pode assegurar sua integridade estrutural na presença de defeitos causados pelas altas deformações longitudinais impostas, é necessário saber a demanda de deformação e a capacidade de carga de colapso plástico (*tensile strain capacity*).

A capacidade de carga de colapso plástico está dividida em capacidade de carga em tração (*Tensile Strain Capacity*) e capacidade de carga em compressão (*Compressive Strain Capacity*) [10]. A capacidade de carga em tração é a carga máxima ou deformação máxima que pode suportar um componente estrutural sem falha, enquanto a capacidade de carga em compressão é a deformação no ponto de momento fletor máximo, num ensaio de flexão, onde são impostos deslocamentos axiais.

A avaliação da integridade estrutural baseada na deformação agente (SNBA) de sistemas dutoviários em operação deve seguir um procedimento para avaliar a segurança do componente estrutural nas condições operacionais e na presença de carregamentos externos. Primeiramente, é necessário determinar a demanda de deformação, depois detectar e dimensionar os defeitos gerados ou existentes nas tubulações ou juntas soldadas e, finalmente, determinar as propriedades mecânicas do material, especialmente a tenacidade à fratura. Ressalta-se também que as propriedades do material podem ser alteradas dependendo das condições da carga aplicada. A título de exemplo, pode-se citar o carregamento cíclico por fadiga cuja reversão de carga (de tração para compressão ou vice-versa) pode alterar a tensão de escoamento e a capacidade de encruamento do material [10]. Detalhes adicionais da metodologia de avaliação da integridade estrutural em dutos e tubulações submetidas a elevados níveis de deformação plástica baseada sobre a deformação agente podem ser encontrados nas referências [8, 11].

1.3 Integridade Estrutural de Materiais Dúcteis

O efeito das deformações de grande monta e a deformação plástica no comportamento da fratura dúctil desempenham um papel importante na avaliação da integridade estrutural, incluindo as tubulações pressurizadas para transporte de gás natural e petróleo. A deformação plástica e o escoamento promovido por cargas extremas acidentais em tubulações enterradas, tais como movimentos do solo de grandes amplitudes causados por cargas sísmicas, causa um importante dano no material com uma redução significativa na ductilidade e na tenacidade à fratura,

afetando, assim, a capacidade de carga do componente estrutural. Os estudos realizados depois do terremoto em Northridge em 1994 [12–14] e o terremoto Great Hyogoken Nambu (Kobe, Japão) [1, 15, 16] em 1995 abordaram o efeito das deformações plásticas induzidas pelo movimento do solo na falha catastrófica (fratura frágil) de soldas transversais nas conexões viga-coluna carregadas em tração. Especificamente no caso do terremoto em Kobe, as altas taxas de deformação associadas a cargas dinâmicas e cíclicas [17] causaram um dano excessivo em diferentes componentes estruturais como pontes, estruturas metálicas, tubulações para uso doméstico entre outros, como mostra a Fig. 7.

Figura 7 – Estruturas afetadas durante o terremoto de Great Hyogoken Nambu (Kobe, Japão) 1995

Fonte: NIST [15]

Os defeitos que são desenvolvidos nestas estruturas aparecem após o início da extensão dúctil em regiões altamente deformadas sujeitas a diferentes condições de carregamento. Durante condições de sobrecarga, a extensão dúctil desses defeitos pode levar a falhas estruturais catastróficas. Consequentemente, procedimentos avançados para avaliação da fratura dúctil devem incluir o efeito das deformações de grande porte e a deformação plástica sobre a falha do material. O comportamento da fratura dúctil de materiais estruturais representa um fator importante para os procedimentos de avaliação da integridade estrutural e extensão da vida em operação de estruturas críticas. Os aços estruturais geralmente exibem um aumento substancial da tenacidade à fratura, vide aumentos no valor da Integral J para pequenos incrementos de trinca [18, 19], no começo da propagação estável da

misma. Ao contrário do que ocorre com uma trinca estacionária, a extensão da trinca é acompanhada por um aumento na plasticidade do material, conforme ilustrado na Fig. 8. Este fenômeno tem grandes implicações no comportamento à fratura e na integridade estrutural do componente na presença de defeitos. O aumento da zona plástica perto da ponta da trinca e o aumento das cargas na estrutura dissipa o trabalho realizado por forças externas na forma de energia de deformação plástica. Portanto, uma estrutura dúctil pode suportar elevados níveis de carga após a iniciação e o crescimento estável do defeito [20].

Figura 8 – Esquema do efeito do aumento da plasticidade na ponta da trinca. (a) Trinca estacionária. (b) Propagação estável da trinca

Fonte: Adaptado de Anderson [21]

A fratura dúctil em metais é um modo de falha que incorpora a combinação de vários mecanismos operacionais simultâneos em escala microestrutural (veja discussão detalhada em Garrison e Moody [22]). Esses mecanismos estão divididos em: a) nucleação de microcavidades resultantes da fratura ou separação de inclusões; b) crescimento subsequente de microcavidades suficientemente grandes e separadas umas das outras (as microcavidades pequenas e próximas coalescem formando uma cavidade nova e maior); c) deformações plásticas localizadas e d) coalescência final das microcavidades. Ao contrário da fratura frágil (fenômeno controlado quase que totalmente pelo campo de tensões normais nas vizinhanças da trinca), a inclusão do microrregime da fratura dúctil em análises de crescimento de trincas é fundamental para relacionar o comportamento dúctil do material com parâmetros macroscópicos de fratura, como por exemplo a Integral J . Observações experimentais e estudos numéricos mostram que as deformações plásticas associadas à nucleação de cavidades são pequenas, causando pequeno dano sobre o material nas vizinhanças da trinca, permitindo simplificar o processo múltiplo de falha descrito acima e assumir o crescimento de microcavidades como o evento

crítico controlador da extensão dúctil do material.

Acoplar os fenômenos micromecânicos com o regime macroscópico da estrutura é um dos problemas que são abordados em investigações recentes sobre a fratura dúctil. Um fator-chave para o sucesso dos procedimentos preditivos aplicáveis à avaliação da integridade mecânica de uma variedade de componentes estruturais é a incorporação de aspectos mecânicos e fenomenológicos inerentes à fratura de materiais. Uma parte importante nestes procedimentos é o desenvolvimento de modelos micromecânicos aplicáveis à fratura dúctil usando modelos e simulações numéricas de estruturas 3D contendo defeitos em materiais com comportamento elasto-plástico. Modelos numéricos não lineares utilizando métodos de elementos finitos avançados permitem avaliar e prever de forma precisa a resposta *tensão vs. deformação* e a condição de dano sob diferentes regimes de carregamento.

Nos últimos anos foram desenvolvidas metodologias micromecânicas para modelar o dano progressivo (crescimento e coalescência de microcavidades) em duas linhas principais de investigação: (1) modelos de fratura incorporando forças coesivas e (2) modelos contínuos de plasticidade incorporando o dano do material e a sua capacidade de carga macroscópica. Os modelos de forças coesivas desenvolvidos por Tvergaard e Hutchinson [23, 24] descrevem o comportamento das curvas R sobre condições de escoamento limitado (*SSY Small Scale Yielding*) e o estado plano de deformações sob diferentes níveis da tensão aplicada, definindo uma resistência para o material (tensão máxima à frente da ponta da trinca) e uma distância linear explícita sobre a qual o dano do material ocorre [20].

Os modelos contínuos de plasticidade (que incorporam dano no material) consideram os campos de tensões e deformações 3D sobre o mecanismo de crescimento de cavidades. O primeiro modelo micromecânico incorporando dano no material foi desenvolvido por McClintock [25] e por Rice e Tracey [26] que estabeleceram que a taxa de crescimento da cavidade aumenta com o tamanho da cavidade. Estabeleceram também que essa taxa de crescimento é amplificada por taxas de deformações que crescem por um fator exponencial que é função da tensão normal e da tensão efetiva [22]. O modelo de McClintock e de Rice e Tracey não leva em consideração a interação entre as cavidades e o efeito do crescimento de cavidades sobre o comportamento do material [22, 27]. Os trabalhos posteriores de Hancock e Mackenzie [28] e Mackenzie et al. [29], os quais foram baseados no conceito desenvolvido por McClintock [25] e Rice e Tracey [26], previram a falha dúctil (macroscópica) do material baseando-se na relação entre o estado triaxial de tensões (triaxialidade) e a deformação plástica por meio do critério de dano SMCS (*Stress Modified Critical Strain*).

Os modelos de dano contínuo podem ser divididos em dois tipos: (a) os modelos desacoplados do critério de escoamento que não dependem do parâmetro de dano, tais como o modelo modificado Mohr-Coulomb (MMC) [30] e o SMCS proposto por Hancock e Mackenzie [28] e Mackenzie et al. [29], e (b) os modelos de dano que têm uma forte dependência das variáveis usadas para medir o nível de dano tal como é o modelo constitutivo de Gurson [31].

A teoria de plasticidade dilatante de Gurson [31], posteriormente modificada por Tvergaard [32], tem sido utilizada em análises de crescimento de trincas em condições de alta triaxialidade de tensões. Vários pesquisadores como Tvergaard e Needleman [33], Mathur et al. [34], Needleman e Tvergaard [35], Xia e Shih [36–38] e Ruggieri e Dodds [39] têm usado o modelo de Gurson-Tvergaard (GT) para análises de crescimento de defeitos em materiais dúcteis. O Modelo de GT define o dano do material em um contexto da mecânica do contínuo, idealizando o crescimento de microcavidades de forma esférica, e a nucleação de novas microcavidades baseadas nos níveis de tensão e deformação acelerando o processo de dano do material.

Os esforços de pesquisa para modelar e prever a iniciação dúctil das trincas em grandes componentes estruturais submetidos a extensas deformações plásticas têm evoluído em torno de metodologias utilizando barras cilíndricas com entalhes. Estas abordagens estão centradas no efeito do estado triaxial de tensões (triaxialidade) sobre a deformação plástica efetiva para iniciar a fratura dúctil. Os primeiros trabalhos de Hancock e Mackenzie [28] e Mackenzie et al. [29] usaram corpos de prova axissimétricos com entalhe para estimar os níveis de ductilidade para uma ampla gama de materiais. Os resultados obtidos por Hancock e Mackenzie [28] levaram à construção de um cenário de falha onde a deformação plástica efetiva (*effective plastic strain*) para o início do crescimento da trinca, $\bar{\epsilon}_{p,crit}$, no centro do corpo de prova, é função da triaxialidade de tensões, h , a qual é definida como a relação σ_m/σ_e onde σ_m é a tensão hidrostática média (*hydrostatic mean stress*) e σ_e é a tensão efetiva de von Mises (*effective Mises stress*). Estas predições revelaram uma dependência exponencial da ductilidade sobre a triaxialidade, como foi descrito por Rice e Tracey [26] em seu modelo de crescimento de microcavidades. Os estudos de Tvergaard e Needleman [33, 40] fornecem uma descrição do comportamento da estricção ("*pescoço*") na região central de um corpo de prova convencional de tração, sem entalhe, utilizando modelos de elementos finitos (incorporando o modelo de crescimento de microcavidades) para descrever o início da estricção dúctil no corpo de prova. Posteriormente, Becker et al. [41] estenderam esse modelo para descrever o crescimento das cavidades em corpos de prova cilíndricos com entalhe caracterizando o comportamento do início da extensão dúctil e crescimentos das microcavidades na presença de entalhes.

Os estudos que empregam um modelo micromecânico baseado em um critério local para prever a falha dúctil em pequenos corpos de prova são relativamente escassos. No entanto, há um número limitado de investigações que abordam a aplicabilidade e efetividade do critério de fratura dúctil derivado de pequenos corpos de prova para prever o comportamento da falha dúctil de amostras em escala real de tubos e componentes estruturais maiores. Dentre esses trabalhos, podem ser citados os desenvolvidos por Sadasue et al. [42], Igi et al. [43], Oh et al. [44, 45], Ishikawa et al. [46] e Suzuki et al. [47].

1.4 Objetivos

Diferentes procedimentos de engenharia têm sido desenvolvidos para a avaliação da integridade de componentes estruturais contendo defeitos. No entanto, devido às condições de carregamento e operação das estruturas, a quantificação da tenacidade à fratura e da resistência do material utilizando modelos analíticos e procedimentos experimentais são bastante demorados e onerosos. É importante ressaltar a dificuldade que existe na transferência dos resultados obtidos em laboratórios, utilizando corpos de prova padronizados, para estruturas reais em operação e contendo defeitos. Outra importante questão é o alto nível de conservadorismo imposto pelas análises feitas utilizando os procedimentos tradicionais de avaliação da integridade estrutural, o qual pode penalizar a continuidade operacional do equipamento ao exigir um reparo desnecessário ou, até mesmo, a sua completa retirada, ocasionando em perdas econômicas que poderiam ser evitadas.

Em muitos casos, devido à complexidade da localização dos componentes estruturais e as extremas cargas de operação a que são submetidos, torna-se necessária a realização de ensaios experimentais em escala real (do componente) para que se possa fazer uma avaliação de integridade mais acurada. Os procedimentos experimentais em escala real requerem grandes instalações e laboratórios com a capacidade para realizar os ensaios. Atualmente, poucos centros de pesquisa e universidades do mundo têm capacidade para tal, devido à grande complexidade envolvida e o elevado custo econômico.

As dificuldades apresentadas vêm motivando o desenvolvimento de metodologias ou procedimentos de engenharia para prever a fratura dúctil em materiais estruturais. Estas metodologias consideram o acoplamento de modelos micromecânicos ao regime macroscópico da estrutura. Nesses casos os modelos devem descrever a evolução do dano e as diferentes etapas fenomenológicas tais como a nucleação, crescimento e coalescência. São utilizadas análises numéricas

(método dos elementos finitos) baseadas em modelos de dano calibrados a partir de resultados experimentais, obtidos a partir de corpos de prova, com o intuito de obter um critério de dano realístico. Utilizando o modelo de dano calibrado e o método dos elementos finitos, o procedimento é implementado para a configuração do componente estrutural na escala real e com as características do carregamento impostas. Esta abordagem do processo de fratura dúctil mostra uma alternativa viável para lidar com os efeitos das cargas impostas e da geometria na resistência à fratura da estrutura.

Motivado pelas observações descritas anteriormente, este trabalho tem como objetivo principal a investigação e desenvolvimento de um procedimento de engenharia baseado na deformação, para avaliação da integridade estrutural de dutos com pequenos defeitos, predizendo o ponto ou carga de início da fratura dúctil devido ao desenvolvimento de um pequeno defeito em tubulações, para transporte de gás, submetida à flexão cíclica de grande amplitude e a grandes deformações plásticas. Outro objetivo específico é explorar a capacidade da metodologia de células computacionais [39] acoplada ao critério de dano SMCS (*stress modified critical strain*) [28, 29] e implementado modelos de elementos finitos 3D para modelar o comportamento da fratura dúctil (mecanismo de dano devido à nucleação de cavidades, crescimento e coalescência) em corpos de prova cilíndricos submetidos à tração e em modelos de dutos submetidos a altas deformações plásticas.

Geralmente, a metodologia de células computacionais fornece uma abordagem adequada para a modelagem da extensão dúctil de trincas utilizando análises numéricas de grande escala, incluindo critérios de dano confinado em uma camada de material simetricamente localizada no plano da trinca macroscópica. Para o critério de dano SMCS, a falha do material ocorre quando a deformação plástica equivalente atinge um valor crítico, sendo este valor crítico função do estado de tensões ou triaxialidade na ponta da trinca. A capacidade do critério de dano SMCS para a predição da fratura dúctil é analisada neste trabalho para diferentes barras cilíndricas (com e sem entalhe) com diferentes valores da triaxialidade na ponta da trinca e para um duto submetido a grandes deformações. Vários ensaios de tração desenvolvidos para barras cilíndricas com diferentes raios de entalhe fornecem a resposta *tensão vs. deformação* do aço estrutural de interesse, com a qual os parâmetros do critério de dano SMCS são calibrados.

1.5 Estrutura da Tese

Este trabalho está dividido da seguinte forma: a seção 2 apresenta a fundamentação fenomenológica da fratura dúctil necessária à formulação micromecânica; a Seção 3 apresenta a introdução à modelagem micromecânica da fratura dúctil e o critério de dano SMCS; A Seção 4 apresenta as medições experimentais para o material estudado (em barras cilíndricas com e sem entalhe), que posteriormente é utilizado nas análises numéricas e explora uma aplicação do modelo de células computacionais acoplado ao critério de dano SMCS para simular o comportamento dúctil de barras cilíndricas submetidas a tração. Já a Seção 5 apresenta uma aplicação do modelo de dano SMCS a um duto para descrever o comportamento da fratura dúctil quando o mesmo é submetido a altos níveis de deformação plástica. Por fim, a Seção 6 apresenta as principais observações e trabalhos futuros, enquanto os apêndices incluem detalhes adicionais ao desenvolvimento metodológico apresentado neste estudo.

2 ASPECTOS MECÂNICOS E FENOMENOLÓGICOS DA FRATURA DÚCTIL

A fratura dúctil é um mecanismo de falha no qual cavidades já existentes no material ou nucleadas durante a deformação crescem e se juntam ou coalescem até formar um caminho de fratura [22]. Normalmente, a fratura dúctil está associada com uma significativa deformação plástica acompanhada por mecanismos de rasgamento dúctil (*ductile tearing*). A Fig. 9 apresenta o esquema da curva *tensão vs. deformação* de engenharia típica em materiais dúcteis obtidas a partir de barras cilíndricas submetidas à tração monotônica. Quando o material é idealmente plástico; isto é, não apresenta efeito de encruamento (*strain hardening*), o mesmo apresenta instabilidade e estricção após o escoamento (ponto **A**). Em materiais que têm efeito de encruamento, o aumento da capacidade de carga retarda o início da estricção, o qual se inicia no ponto de máxima tensão (ponto **B**). Após esta região, a deformação aumenta a ponto de provocar a fratura dúctil no material (ponto **C**) devido à severa redução da área transversal da barra e a incapacidade da carga do material (por mais que o material encrue) em equilibrar o aumento instantâneo das tensões.

Figura 9 – Curva *Tensão vs. Deformação* de engenharia de materiais dúcteis

2.1 Aspectos Mecânicos e Fenomenológicos

Investigações realizadas a partir de observações experimentais sobre a microestrutura da região de estricção antes da ocorrência da instabilidade mostraram a conexão do regime dúctil macroscópico e o microestrutural de falha. Um importante resultado para entender o origem microestrutural da fratura dúctil foi a demonstração de que as cavidades nucleiam a partir das inclusões e partículas de segunda fase [22]. O trabalho de Tipper [48] em 1949 mostrou que o mecanismo de fratura dúctil estava relacionado com o crescimento e coalescência de microcavidades internas originadas em inclusões não metálicas. Posteriormente, o trabalho de Puttick [49] em 1959 corroborou as hipóteses estabelecidas por Tipper. Puttick realizou um teste da seção transversal de corpos de prova convencionais submetidos à tração para amostras de cobre e ferro, onde revelou que existe uma forte inter-relação entre a formação das microcavidades e a fratura dúctil.

Na Fig. 9 é observado a evolução do processo de fratura dúctil de um corpo de prova convencional de tração. Após o início da estricção (ponto B) ocorre a nucleação das microcavidades por meio da fratura de inclusões não metálicas. Devido às deformações crescentes, ocorre o crescimento das microcavidades com subsequente coalescência e a formação de uma trinca macroscópica interna. Este mecanismo prossegue na região do material à frente da trinca provocando sua propagação em direção à superfície da barra através dos planos de maior deformação por cisalhamento. Finalmente, ocorre a instabilidade global da barra causando o modo de ruptura taça-cone (*cup and cone*) comumente observado em ensaios de tração (ver Fig. 10).

Figura 10 – Modo de ruptura taça-cone (*cup and cone*)

Fonte: Callister [50]

Em diversos trabalhos e observações experimentais, Garrison e Moody [22] e Van Stone et al. [51], definiram o mecanismo de fratura dúctil como o modo de falha que incorpora a combinação de vários mecanismos simultâneos em escala microestrutural. Este trabalho permite simplificar o processo de fratura dúctil em três estágios distintos: 1) *nucleação* de microcavidades; 2) sob ação de deformação crescente ocorre o *crescimento* das microcavidades; 3) *coalescência* final de microcavidades. A Fig. 11 apresenta de forma esquemática os estágios do processo de fratura dúctil.

Figura 11 – Estágios no processo de fratura dúctil. (a) Inclusões dispersas na matriz metálica; (b) Nucleação das cavidades ao redor das inclusões maiores; (c) Crescimento de cavidades; (d) Coalescência das cavidades formando uma trinca macroscópica

Fonte: Adaptado de Anderson [21]

2.2 Nucleação de Cavidades

O início da fratura dúctil em materiais que contêm inclusões e partículas de segunda fase não metálicas se dá a partir da nucleação de cavidades. A nucleação pode ocorrer por decoesão da interface matriz-partícula ou pela fratura da partícula [22]. O processo de nucleação de novas cavidades pode ser influenciado por diversos fatores, tais como: tamanho, forma e orientação das partículas, estado local de tensões, fração volumétrica da partícula, resistência mecânica da matriz e resistência coesiva da interface matriz/partícula [22].

Diversos modelos teóricos, os quais em sua grande maioria assumem condições idealizadas e simplificadas, têm sido desenvolvidos para descrever a nucleação de cavidades. Garrison e Moody [22] descrevem brevemente os primeiros modelos que foram desenvolvidos para o estágio de nucleação de cavidades. O primeiro trabalho a propor um modelo para a previsão da tensão de fratura de partículas foi o apresentado por Gurland e Plateau [52]. Eles utilizaram um balanço energético (similar à abordagem de Griffith [53]) entre a energia elástica disponível na inclusão e a energia superficial necessária para sua fratura. Já Brown e Stobbs [54] sugerem

que a nucleação das cavidades não deve ocorrer a menos que a energia elástica da partícula seja maior do que a energia superficial associada com a formação das cavidades. Baseado neste trabalho e no trabalho de Argon et al. [55], Goods e Brown [56], introduziram um modelo para nucleação de cavidades devido à decoesão interfacial na interface matriz/partícula. Todos estes modelos teóricos apresentam limitações em relação à previsão da deformação de nucleação a qual corresponde à deformação plástica onde ocorre a nucleação.

2.3 Crescimento de Cavidades

Após a nucleação, as cavidades se expandem (crescem) com forma e volume determinados pelas propriedades do material e pelas condições de carga [22]. De acordo com observações experimentais, o crescimento de cavidades possui forte influência na evolução da deformação plástica após a sua nucleação. Portanto, para que a microcavidade possa crescer, é necessário a presença de deformação plástica.

Trabalhos conduzidos por McClintock [25, 57], baseados na mecânica do contínuo, foram os precursores da modelagem teórica do crescimento de cavidades cilíndricas contidas em materiais com encruamento linear e materiais plásticos sem encruamento. Embora limitado, o modelo de McClintock prevê que o estado triaxial de tensões tem uma grande influência sobre o crescimento de cavidades. Posteriormente, Rice e Tracey [26] consideraram uma cavidade esférica dentro de um corpo infinito com material de comportamento linear perfeitamente plástico, submetido a um campo remoto de tensões normais σ_1 , σ_2 , σ_3 e a um campo remoto de deformações normais ε_1 , ε_2 , ε_3 como ilustrado na Fig. 12. Utilizando aproximações analíticas para uma variedade de estado de tensões, Rice e Tracey [26] obtiveram uma descrição para o crescimento de cavidades onde a deformação da cavidade é influenciada pela triaxialidade de tensões na forma:

$$\ln \left(\frac{\bar{R}}{R_0} \right) = 0.283 \int_0^{\bar{\varepsilon}_{eq}} \exp \left(\frac{1.5 \sigma_m}{\sigma_{ys}} \right) d\bar{\varepsilon}_{eq} \quad (1)$$

em que R_0 é o raio inicial da cavidade, $\bar{R} = (R_1 + R_2 + R_3)/3$ é o raio médio, $\bar{\varepsilon}_p$ é a deformação plástica equivalente (von Mises), σ_m é a tensão média (hidrostática) definida por $\sigma_m = (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)/3$ e σ_{ys} é a tensão de escoamento do material. D'Escatha e Devaux [58] constataram que a Eq. (1) poderia ser modificada ao substituir a tensão de escoamento, σ_{ys} , pela tensão efetiva de von Mises, σ_e , para levar em consideração a influência da capacidade de encruamento do material [21].

Figura 12 – Cavidade esférica em um sólido submetido ao estado triaxial de tensões

Fonte: Adaptado de Anderson [21]

Devido às idealizações assumidas, os trabalhos de McClintock [25, 57] e de Rice e Tracey [26] não incorporam efeitos da interação entre cavidades e nem descrevem a falha final [21]. No entanto, a Eq. (1) mostra que a taxa de crescimento de uma cavidade possui uma dependência exponencial e é dada em função da relação da tensão média hidrostática, σ_m , e a tensão efetiva, σ_e , vista como o estado triaxial de tensões. Posteriormente, utilizando o trabalho de McClintock, Tracey [59] mostrou que, embora o material apresente comportamento elasto-plástico, a inter-relação entre o crescimento de cavidades e o estado triaxial de tensões permanece válido. Além disso, ficou constatado que o aumento do encruamento deveria exigir um incremento do nível de triaxialidade para manter a mesma taxa de crescimento da cavidade [20] e, para um estado triaxial de tensões fixo, a taxa de crescimento da microcavidade deveria aumentar com a quantidade de deformação [22].

O estudo do comportamento plástico de materiais porosos ou contendo cavidades foi introduzido em 1977 com o trabalho do Gurson [31]. O modelo constitutivo desenvolvido por Gurson [31], e mais tarde modificado por Tvergaard [32], descreve o comportamento plástico de um meio poroso (que contém cavidades) assumindo o material contínuo e homogêneo, como ilustrado na Fig. 13. As cavidades aparecem no modelo indiretamente por meio da sua influência sobre a resposta global do

material. Gurson forneceu a função de escoamento para materiais porosos na forma:

$$g(\sigma_e, \sigma_m, \sigma_{ys}, f) = \left(\frac{\sigma_e}{\sigma_{ys}}\right)^2 + 2f \cosh\left(\frac{3\sigma_m}{2\sigma_{ys}}\right) - (1 + f^2) \quad (2)$$

em que f representa a fração volumétrica de cavidades, definida como a relação entre o volume da(s) cavidade(s) e o volume total do material, σ_e é a tensão equivalente de von Mises, σ_m é a tensão média hidrostática e σ_{ys} é a tensão de escoamento. Quando $f \rightarrow 1$ as cavidades ocupam todo o volume do material ocasionando a perda da capacidade de carga do material. Para valores nulos de porosidade $f = 0$, a Eq.(2) recupera a forma clássica de escoamento de von Mises $g = (\sigma_e/\sigma_{ys})^2 = 1$. Uma vez que o modelo constitutivo de Gurson [31] não considera cavidades discretas, ele não é capaz de descrever a falha do material envolvendo instabilidade plástica e coalescência entre as cavidades. As modificações feitas por Tvergaard [32] ao modelo constitutivo de Gurson [31] proporcionaram uma descrição mais realista de materiais contendo cavidades (materiais porosos). Não obstante, o modelo constitutivo de Gurson, representado pela Eq.(2), caracteriza adequadamente o comportamento plástico de materiais dúcteis devido ao efeito de crescimento de cavidades [20]. Desta forma, é um dos modelos mais utilizados para a representação de mecanismos de fratura dúctil em materiais.

Figura 13 – (a) Material poroso contendo cavidades nucleadas; (b) Representação contínua do material poroso através do modelo constitutivo de Gurson

Fonte: Adaptado de Anderson [21]

2.4 Coalescência de Cavidades

A coalescência das cavidades é o último estágio do processo idealizado de fratura dúctil. Depois do crescimento das cavidades, devido à deformação plástica, duas ou mais cavidades se unem gerando uma nova superfície. A capacidade de carga do material diminui até ocorrer a fratura devido ao aumento da deformação plástica no ligamento entre as cavidades. A formação de cavidades maiores conduz à geração de uma trinca macroscópica devido ao aumento da deformação. A Fig. 14 mostra esquematicamente os três mecanismos principais do processo de coalescência de cavidades. O primeiro mecanismo (Fig. 14(a)) é aquele em que o crescimento de cavidades adjacentes, nucleadas a partir de inclusões, provoca o encontro de suas superfícies em expansão [20]. Na Fig. 14(b), a nucleação e o crescimento de cavidades secundárias ocorre na região do material localizada entre as cavidades maiores gerando uma nova superfície [20]. Por último, a Fig. 14(c) mostra a ocorrência de uma estreita banda de intensa deformação plástica entre grandes cavidades adjacentes possibilitando a conexão entre os vazios [20].

Figura 14 – Esquema dos principais mecanismos de coalescência de cavidades

Fonte: Adaptado de Ruggieri [20]

Independente do micromecanismo de conexão de cavidades, o fenômeno de intensa deformação plástica na região material entre as cavidades está associado ao processo de coalescência de cavidades. Vários trabalhos experimentais mostraram que a coalescência de cavidades ocorre de forma rápida e dentro de uma faixa de deformações locais onde a capacidade de carga do material é afetada drasticamente reduzindo seu valor. Os efeitos da coalescência de cavidades sobre o processo de fratura dúctil são usualmente considerados pequenos [22, 51].

3 MODELAGEM MICROMECAÂNICA DA FRATURA DÚCTIL

O processo de fratura dúctil incorpora a combinação de vários mecanismos simultâneos em escala microestrutural divididos em: a) nucleação de microcavidades; b) crescimento de microcavidades; c) coalescência final de microcavidades [20, 22, 51]. Esses estágios não ocorrem de maneira ordenada e nem sequencial. Uma matriz metálica pode apresentar estágios de dano distintos em diferentes regiões, que podem evoluir de forma particular em função do carregamento, campos de tensão-deformação e das características da microestrutura. Eventualmente, a região que apresenta maior fração volumétrica de cavidades (maior dano) tem uma perda relativa maior da sua capacidade de suportar carga. Portanto, esta região do material absorverá maior quantidade de energia de deformação plástica até a fratura [60].

Figura 15 – Esquema do crescimento dúctil de uma trinca. (a) Trinca inicial; (b) Crescimento de cavidades na zona de processo de fratura dúctil; (c) Coalescência de cavidades na ponta da trinca

Fonte: Adaptado de Anderson [21]

Quando a matriz metálica apresenta uma trinca e é submetida a uma carga normal ao plano da face da trinca (normalmente conhecido como Modo I de carregamento), a tensão remota aplicada é intensificada devido ao efeito da concentração de tensões na ponta da trinca (ver Fig. 15(a)). Devido à influência do campo local de tensão-deformação, o processo de dano vai se concentrar na região do material na frente da trinca. Esta região é denominada como zona de processo de fratura dúctil (ZPFD) e é ilustrada na Fig. 15(b) e (c) [21, 61]. Portanto, a falha desta região será o evento crítico que controla a falha global da estrutura, onde a determinação de uma distância característica desde a ponta da trinca é uma variável de grande importância que deve ser incorporada no modelo micromecânico.

Diferentes observações experimentais e computacionais demonstram que o início da nucleação de cavidades em metais dúcteis requer uma deformação plástica muito

pequena de forma que no material à frente da ponta da trinca só se acumule uma pequena quantidade de dano. Consequentemente, o processo de fratura dúctil pode ser simplificado, omitindo o estágio de nucleação de cavidades, e assumindo que o número de cavidades vai se manter constante durante o processo de dano [36, 37, 62]. Desta maneira, o modelo micromecânico de extensão dúctil de trincas considera como evento crítico o crescimento das microcavidades na zona de processo de fratura dúctil do material.

Um estudo experimental para o aço ASTM A508B (aço tipicamente utilizado em vasos de pressão) feito por Isacson e Narstrom [63] revelou as etapas de dano do material desde o arredondamento da ponta da trinca até o crescimento e propagação estável da trinca. A partir das observações metalográficas feitas em diferentes cortes transversais no plano da trinca, os autores observaram que a propagação dúctil da trinca ocorreu em uma forma alternada em uma camada coplanar à frente da trinca. A forma alternada (*zig-zag*) foi associada à deformação plástica no plano de máxima tensão de cisalhamento a 45° em relação ao plano de propagação (como mostra esquematicamente a Fig. 16). Essas observações corroboram as idealizações feitas por Xia e Shih [36, 37] ao evidenciar que uma camada de material coplanar à frente da trinca atua como a ZPFD durante a propagação estável da trinca. O modelo de Xia e Shih é descrito na seção 3.1.

Figura 16 – Esquema da forma alternada (*zig-zag*) de crescimento dúctil de uma trinca

Fonte: Adaptado de Anderson [21]

Procedimentos de modelagem da extensão dúctil e da previsão de dano em estruturas que contêm defeitos têm sido conduzidos em duas linhas: 1) modelos baseados na mecânica do dano quantificado na frente da trinca e utilizando o critério de crescimento de trinca (modelos contínuos de plasticidade); 2) modelos que

controlam a extensão dúctil por meio da deformação macroscópica [60]. Para a previsão do início da fratura dúctil e do crescimento de trincas em estruturas com baixa triaxialidade, os modelos baseados em medidas macroscópicas de deformação podem ser uma solução alternativa. Um dos modelos que está sendo utilizado atualmente é o modelo CTOA (*Crack Tip Opening Angle*), o qual utiliza o ângulo de abertura da ponta da trinca como o critério para quantificar o dano e a propagação dúctil de uma trinca.

O modelo de dano contínuo (modelo contínuo de plasticidade) mais representativo para análises de extensão dúctil de trincas é o modelo constitutivo de Gurson-Tvergaard (GT) [31, 32]. O modelo GT é bastante eficiente para prever a perda de resistência mecânica, devido ao crescimento de microcavidades no material, e descrever o crescimento de uma trinca em diversos modelos 2D e 3D. O modelo GT requer um estado de tensões de elevada triaxialidade para descrever o processo de crescimento de trinca. Portanto, para componentes estruturais de baixa triaxialidade, onde o campo de deformações plásticas possui efeito sobre a nucleação e crescimento de microcavidades, o modelo de GT pode apresentar desvios em relação ao comportamento real do material, como por exemplo dutos com pequena espessura de parede, os quais nem sempre atingem um nível de triaxialidade suficiente para a implementação do modelo GT. O modelo de GT foi desenvolvido principalmente para o caso de carregamento monotônico, não sendo necessariamente capaz de captar as tensões residuais que possam surgir em um carregamento cíclico [64]. Por esse motivo, o modelo GT não é usado no presente trabalho.

Os modelos micromecânicos que usam análises de elementos finitos para capturar a interação entre o campo de tensões na ponta da trinca e o campo de deformações global (remoto) podem fornecer uma metodologia mais acurada para a avaliação do início da fratura dúctil [65]. O critério de dano SMCS (*Stress Modified Critical Strain*) é uma metodologia micromecânica simples para prever a iniciação da fratura dúctil em condições de escoamento em larga escala (*large scale yielding*) e geometrias complexas as quais não necessariamente têm defeitos pré-existent, e mostra uma forte relação entre o estado triaxial de tensões e a deformação plástica agente no componente estrutural que conduz à fratura dúctil [65].

Embora o critério de dano SMCS continue sendo uma idealização do processo micromecânico da fratura dúctil, é uma ferramenta prática para a previsão de falhas nos procedimentos de avaliação da integridade estrutural de diferentes componentes. Para a implementação dos modelos GT e SMCS são requeridas diferentes variáveis dependentes do material que devem ser calibradas utilizando dados obtidos

experimentalmente.

3.1 Modelo de GT utilizando Células Computacionais

Em 1995, Xia e Shih (X&S) [36–38], baseando-se no modelo GT, propuseram uma metodologia que incorporava os mecanismos de crescimento e coalescência de microcavidades por meio do conceito de *células computacionais* para caracterizar o crescimento dúctil de uma trinca utilizando o método dos elementos finitos. Eles aplicaram o modelo de células computacionais em análises 2D de corpos de prova convencionais sob estado plano de deformações. A aplicação de células computacionais estendida ao contexto 3D foi desenvolvida por Ruggieri e Dodds [39] para a previsão do crescimento dúctil de trincas sob Modo I de carregamento de corpos de prova padronizados. A Fig. 17 mostra um esquema do processo de extensão de uma trinca em um material dúctil com diferentes inclusões e defeitos. A ZPFD é definida pela camada de material associada à propagação da trinca macroscópica, a qual deve possuir espessura suficiente para incluir pelo menos uma microcavidade. O crescimento e coalescência da microcavidade na ZPFD provoca a redução das forças exercidas pela camada sobre o material adjacente. Sendo submetido à ação de forças externas, o aumento do dano na ZPFD provoca a anulação das forças e o posterior avanço da trinca.

Fonte: Adaptado de Ruggieri e Dodds [39]

O modelo proposto por X&S utilizando o conceito de células computacionais considera que o mecanismo de crescimento de cavidades deve estar confinado dentro de uma camada de material simetricamente localizada no plano da trinca, como é ilustrado na Fig. 18(a). Essa camada de material tem espessura D , sendo D o espaçamento médio das inclusões responsáveis pela nucleação de cavidades. O modelo de células computacionais discretiza a ZPFD ou camada de material na

frente da trinca em células cúbicas com uma fração volumétrica inicial f_0 , onde f_0 é a relação entre o volume inicial da cavidade e o volume da célula.

O crescimento da cavidade e o dano progressivo em cada célula computacional são descritos pelo modelo de Gurson [31] modificado por Tvergaard [32], onde Tvergaard introduziu três constantes q_1 , q_2 , q_3 , para uma melhor aderência do modelo a materiais elasto-plásticos reais. O modelo de Gurson-Tvergaard (GT) é descrito pela equação 3:

$$g(\sigma_e, \sigma_m, \bar{\sigma}, f) = \left(\frac{\sigma_e}{\bar{\sigma}}\right)^2 + 2q_1 f \cosh\left(\frac{3q_2 \sigma_m}{2\bar{\sigma}}\right) - (1 + q_3 f^2) = 0 \quad (3)$$

em que σ_e é a tensão efetiva de von Mises, σ_m é a tensão média, $\bar{\sigma}$ é a tensão plástica do material da célula e f define a fração volumétrica corrente. Os fatores q_1 , q_2 , q_3 , introduzidos por Tvergaard são geralmente adotados como: $q_1 = 1.25$, $q_2 = 1$ e $q_3 = q_1^2$ [32]. O trabalho conduzido por Faleskog et al. [66] para extensivos modelos de células computacionais 3D, mostrou que os parâmetros q_1 , q_2 , q_3 dependem do comportamento do encruamento e da relação entre a tensão de escoamento e o módulo de Young σ_{ys}/E . Faleskog et al. [66] fornecem valores adicionais de q_1 , q_2 , q_3 para diferentes materiais com diferente valor de n (*fator de encruamento*) e da relação σ_{ys}/E . Para o modelo GT, descrito pela Eq.(3), a propagação da trinca ocorre quando o valor de f na célula imediatamente adjacente à ponta da trinca atinge um valor crítico f_E .

Figura 18 – Modelo de extensão dúctil de trincas utilizando células computacionais. (a) células computacionais na ZPFD; (b) Malha de elementos finitos típica utilizada na modelagem de células computacionais

Fonte: Adaptado de Ruggieri e Dodds [39]

O modelo típico 2D de células computacionais utilizando elementos finitos é ilustrado na Fig. 18(b). O material externo à ZPFD utiliza o modelo constitutivo de von Mises (modelo elasto-plástico convencional) e não sofrerá dano causado pela

nucleação de vazios em seus elementos. Os parâmetros D e f_0 são calibrados utilizando dados experimentais da tenacidade à fratura em materiais dúcteis por meio de ensaios de curvas de resistência (e.g., curva J-R), utilizando corpos de prova pré-trincados de tenacidade do tipo C(T), SE(B) e SE(T), ou por meio de ensaios convencionais de tração a partir de barras cilíndricas com entalhe na sua seção central submetidos a tensões uniaxiais de tração. Por meio de análises numéricas não lineares e utilizando o método de elementos finitos, os parâmetros D e f_0 são calibrados de maneira que as previsões computacionais descrevam os resultados obtidos experimentalmente de uma forma adequada. Uma vez calibrados os parâmetros D e f_0 , os mesmos são assumidos como propriedades constantes do material para serem utilizados em avaliações de integridade estrutural de componentes com diferentes geometrias e submetidos a diferentes condições de carregamento.

Para que o modelo proposto por X&S [36] seja aplicável computacionalmente é requerido que o gradiente espacial dos campos de tensão-deformação na ponta da trinca seja resolvido com um refinamento de malha adequado [39, 67, 68]. Isso se deve ao fato de que durante a simulação de elementos finitos a trinca avança comprimentos discretos iguais à dimensão do elemento D (que muitas vezes é da mesma ordem de grandeza do valor do CTOD do material), e a variação espacial das tensões e deformações na região próxima à trinca é estimada discretamente, considerando os valores médios ao longo do tamanho da célula. O refinamento da malha deve ser o mais adequado para que o modelo de GT possa resolver o dano imposto à célula. A dimensão D está relacionada com a microestrutura do material como uma dimensão característica do mecanismo de fratura e não como uma variável computacional que possa ser ajustada a conveniência das análises numéricas.

3.2 Critério de Dano SMCS (Stress Modified Critical Strain)

A partir de observações feitas sob o efeito do crescimento de cavidades e a coalescência no mecanismo de fratura dúctil, McClintock [25] e Rice e Tracey [26] realizaram uma avaliação teórica do efeito da tensão hidrostática sobre a ductilidade de alguns metais. Ambos os trabalhos adotaram um procedimento micromecânico para direcionar o crescimento das cavidades durante a deformação plástica e mostrar que a taxa de crescimento de cavidades aumenta com o tamanho da cavidade e é amplificada por taxas de deformação que crescem devido a um fator exponencial que

é função da tensão média e da tensão de escoamento [22]:

$$\frac{dR}{\bar{R}} = 0.283 \exp \left(\frac{1.5 \sigma_m}{\sigma_{ys}} \right) d\bar{\varepsilon}_p \quad (4)$$

em que $\bar{R}$ é o raio médio da cavidade, $\bar{\varepsilon}_p$ é a deformação plástica equivalente expressa na forma:

$$\bar{\varepsilon}_p = \sqrt{\frac{2}{3} \bar{\varepsilon}_p^{ij} \bar{\varepsilon}_p^{ij}} \quad (5)$$

e $d\bar{\varepsilon}_p$ é o incremento da deformação plástica equivalente.

A integração da Eq. (4) permite obter o crescimento total da cavidade, resultando no modelo de Rice e Tracey descrito na Eq. (1) anterior.

No modelo de Rice e Tracey (Eq. (1)) o lado esquerdo da expressão pode ser interpretado como o tamanho crítico da cavidade e o lado direito representa a demanda imposta como uma função do campo de tensões e deformações [64]. Como o modelo de Rice e Tracey foi desenvolvido para um material elástico perfeitamente plástico, D'escata e Devaux [58] substituíram a tensão de escoamento pela tensão efetiva de von Mises, σ_e , para levar em consideração o efeito do encruamento no material, e mostraram que o crescimento das cavidades é fortemente influenciado pelo estado triaxial de tensões visto como a relação $h = \sigma_m / \sigma_e$:

$$\ln \left(\frac{\bar{R}}{R_0} \right) = 0.283 \int_0^{\bar{\varepsilon}_p} \exp \left(1.5 \frac{\sigma_m}{\sigma_e} \right) d\bar{\varepsilon}_p \quad (6)$$

Embora no trabalho original de Rice e Tracey não considera um critério de falha dúctil, este fornece um caminho para prever o comportamento da fratura dúctil com base na relação entre o crescimento de microcavidades e o histórico de tensão-deformação. Ao se utilizar a Eq. (6) é possível aplicar critério de falha da forma:

$$\ln \left(\frac{\bar{R}}{R_0} \right) = \ln \left(\frac{\bar{R}}{R_0} \right)_{crit} = 0.283 \int_0^{\bar{\varepsilon}_p} \exp \left(1.5 \frac{\sigma_m}{\sigma_e} \right) d\bar{\varepsilon}_p \quad (7)$$

em que o início da fratura dúctil ocorre quando a taxa de crescimento de cavidades atinge um valor crítico $\ln(\bar{R}/R_0)_{crit}$.

Embora o coeficiente 0.283 tenha sido obtido no trabalho original de Rice e Tracey [26], esse valor pode ser associado à constante C . Desta forma, a Eq. (7) é reduzida

a [64]:

$$\eta = \frac{\ln\left(\frac{\bar{R}}{R_0}\right)_{crit}}{C} = \int_0^{\bar{\varepsilon}_p} \exp\left(1.5 \frac{\sigma_m}{\sigma_e}\right) d\bar{\varepsilon}_p \quad (8)$$

em que η é assumido com uma propriedade do material que pode ser calibrada a partir de dados experimentais.

O modelo descrito pelas equações (6) e (8) inclui um termo que integra a triaxialidade com respeito à deformação plástica equivalente. No entanto, em condições ou situações mais realistas, o material não deforma muito, de modo que a triaxialidade (a qual depende da geometria) permanece praticamente inalterada, mesmo quando a deformação plástica aumenta rapidamente [64]. Consequentemente, a Eq. (8) pode ser reduzida à forma:

$$\ln\left(\frac{\bar{R}}{R_0}\right)_{crit} = C \exp(1.5 h) \bar{\varepsilon}_p \quad (9)$$

Hancock e Mackenzie [28], Mackenzie et al. [29] e Hancock e Cowling [69] propuseram um conceito mais avançado que o modelo proposto por Rice e Tracey, em que sugeriram que o início da fratura dúctil depende da interação da triaxialidade e a deformação plástica equivalente, o que implica que uma maior triaxialidade acelera o início da fratura. Portanto, o início da trinca dúctil ocorre quando a deformação plástica equivalente atinge ou excede um valor crítico $\bar{\varepsilon}_p \geq \bar{\varepsilon}_{p,crit}$.

Utilizando a Eq. (9):

$$\bar{\varepsilon}_{p,crit} = \frac{\ln\left(\frac{\bar{R}}{R_0}\right)_{crit}}{C \exp(1.5 h)} = \frac{\ln\left(\frac{\bar{R}}{R_0}\right)_{crit}}{C} \exp(-1.5 h) \quad (10)$$

em que a relação $\ln(\bar{R}/R_0)_{crit}/C$ pode ser expressa como uma constante:

$$\alpha = \frac{\ln\left(\frac{\bar{R}}{R_0}\right)_{crit}}{C} \quad (11)$$

sendo α uma constante dependente do material. Então:

$$\bar{\varepsilon}_{p,crit} = \alpha \exp(-1.5 h) \quad (12)$$

Enquanto os dados experimentais fornecem suporte da dependência exponencial do crescimento de microcavidades sob a triaxialidade de tensões, Huang et al. [70]

e Huang [71] mostraram que o crescimento de uma cavidade esférica num sólido idealmente plástico era aproximadamente 50% superior à predição da expansão da cavidade utilizando a Eq. (12) com $\alpha = 0.283$. De fato, a análise de Huang [71] produz um valor de $\alpha = 0.427$ que se ajusta aos dados experimentais de Marini et al. [72] no qual $\alpha \approx 0.5$ para aços de baixa liga.

O coeficiente 1.5 da Eq. (12) foi uma derivação teórica de Rice e Tracey [26]. Mas, em 1987, Marini et al. [72] propuseram que o coeficiente estava relacionado ao modelo do processo de crescimento de cavidades sugerindo que um coeficiente diferente é requerido no modelo de coalescência para obter uma maior acurácia. Posteriormente, Johnson e Cook [73] mostraram que um coeficiente de 2.12 é mais acurado do que 1.5 para predizer a fratura em um aço 4340. Hancock e Brown [74] reportaram que o coeficiente está contido no intervalo 1.1 – 2.3 para aços britânicos 50 D e 50 D N.N.

Hancock e Mackenzie [28] e Mackenzie et al. [29] propuseram que as condições para o início da fratura dúctil poderiam ser expressas em termos de parâmetros locais que incorporam o crescimento crítico da microcavidade e o estado triaxial de tensões. Usando corpos de prova de tração axissimétricos (barras cilíndricas) com entalhe para produzir diferentes níveis de triaxialidade, eles construíram uma curva de falha em que a deformação plástica efetiva, para o início da fratura dúctil, era inversamente proporcional à taxa de crescimento da microcavidade, semelhante à proposta do modelo de Rice e Tracey. Como resultado, Hancock e Mackenzie [28] e Mackenzie et al. [29] propuseram o critério local para descrever o início da fratura dúctil em termos do valor crítico da deformação plástica efetiva da forma:

$$\bar{\varepsilon}_{p,crit} = \alpha \exp(-\beta h) = \alpha \exp\left(-\beta \frac{\sigma_m}{\sigma_e}\right) \quad (13)$$

em que α e β são propriedades do material e devem ser calibradas com dados experimentais obtidos a partir de ensaios de tração em barras cilíndricas com e sem entalhe. A Eq. (13) é frequentemente conhecida como o critério SMCS (*Stress Modified Critical Strain*). Torna-se claro que os parâmetros α e β não são determinados para replicar as micro características do crescimento de vazios, ao contrário, devem ser interpretados como parâmetros fenomenológicos acoplados ao micromecanismo de crescimento de cavidades.

No presente trabalho são utilizados dois modelos em elementos finitos, sendo um deles baseado em um valor de $\beta = 1.5$ e outro com o valor de β calibrado a partir de dados experimentais. Tais modelos são comparados para saber qual deles apresenta uma resposta mais acurada com a curva *tensão vs. deformação* experimental.

Panontin e Shepard [75] propuseram um processo de calibração dos parâmetros α e β utilizando diferentes estudos experimentais para corpos de prova cilíndricos com entalhes para o aço A516 (usado em vasos de pressão) e o aço HY 80. Os valores calibrados dos parâmetros α e β são obtidos a partir de análises de elementos finitos acoplados a ensaios experimentais de corpos de prova cilíndricos com entalhe submetidos a tração. Os raios de entalhe são variados com objetivo de produzir diferentes intervalos de estado triaxial de tensões e deformações.

O critério de dano SMCS é avaliado usando o método dos elementos finitos que não necessariamente representa as características reais do crescimento microestrutural dos vazios ou cavidades que causam a fratura dúctil. Portanto, se deve incluir uma dimensão característica, ℓ , para descrever o volume crítico no qual a deformação plástica equivalente é excedida:

$$\bar{\epsilon}_{p,crit} = \alpha \exp(-\beta h) = \alpha \exp\left(-\beta \frac{\sigma_m}{\sigma_e}\right) \quad r > \ell \quad (14)$$

A fratura ocorre quando a deformação plástica excede o valor crítico sob uma região crítica r igual a ℓ . Portanto, o parâmetro ℓ também deve ser calibrado para cada material. Para calibrar ℓ diversas metodologias têm sido propostas como as de Panontin e Sheppard [75] e Kanvinde e Deierlein [64]. Uma das metodologias mais usadas assume ℓ como sendo igual ao diâmetro da microcavidade sobre a superfície de fratura. No modelo computacional para representar o SMCS, ℓ está relacionado com o tamanho do elemento, D , na região de fratura dúctil. Utilizando elementos 3D tipo células computacionais, cada elemento (célula computacional) tem uma dimensão D que corresponde à dimensão característica ℓ para o critério de dano SMCS.

3.3 Calibração dos Parâmetros α e β

Para a calibração de cada parâmetro dependente do material para o critério SMCS são requeridos ensaios de tração para diferentes barras cilíndricas sem entalhe e com diferente raio de entalhe. Cada geometria das barras cilíndricas, utilizadas nos ensaios experimentais, é modelada com elementos finitos para avaliar os valores da triaxialidade e a deformação plástica equivalente. As análises numéricas são feitas para modelos 3D de cada geometria de barra cilíndrica com propriedades de material elasto-plástico que seguem a teoria de plasticidade de von Mises.

Após o processamento das análises numéricas em elementos finitos, são calculadas a triaxialidade e a deformação plástica equivalente no ponto de início da

fratura dúctil, obtido nos ensaios experimentais. A partir da curva *tensão vs. deformação* verdadeira experimental, obtém-se o valor da tensão de fratura, $\bar{\sigma}_f$, e deformação plástica de fratura, $\bar{\varepsilon}_f$, o que possibilita determinar o ponto crítico de início da fratura dúctil. O valor da triaxialidade e deformação plástica equivalente são estimados para cada geometria de barra cilíndrica utilizada nos ensaios de tração.

Na sequência é feita uma curva *deformação plástica equivalente* ($\bar{\varepsilon}_p$) *vs. triaxialidade* (h) em que cada ponto corresponde a uma barra cilíndrica (com e sem entalhe). Posteriormente, torna-se necessário fazer um ajuste exponencial dos pontos obtidos (na análise numérica) de forma que a equação da curva de ajuste corresponde à curva da deformação plástica crítica representada pela Eq. (13). Consequentemente, os valores de α e β são determinados a partir da curva de ajuste exponencial, como é ilustrado na Fig. 19.

Figura 19 – Esquema de calibração dos parâmetros α e β . $R0$ correspondente à barra sem entalhe. $R1$ e $R2$ correspondem às barras com entalhe

Em resumo, o procedimento proposto para a calibração dos parâmetros α e β é dado pelas seguintes etapas:

1. Análises de elementos finitos para cada modelo de barra cilíndrica (com e sem entalhe) usando o modelo de plasticidade de von Mises.
2. Estimar o valor da triaxialidade e deformação plástica equivalente para o ponto de início da fratura dúctil experimental.
3. Fazer a curva de ajuste exponencial para calcular os valores de α e β .

O modelo típico 2D de células computacionais utilizando elementos finitos é ilustrado na Fig. 20(b). O material externo à ZPFD utiliza o modelo constitutivo de

von Mises (modelo elasto-plástico convencional) e não sofrerá dano causado pela nucleação e coalescência de microcavidades em seus elementos. Os elementos dentro da ZPFD seguem as propriedades do material com dano impostas pelos parâmetros α e β do modelo SMCS previamente calibrados.

A predição do início da fratura dúctil no modelo numérico usando células computacionais segue a técnica de extinção de elementos (*element extinction*) proposta por Tvergaard [32] e implementada por Ruggieri e Dodds [39] para modelos de crescimento dúctil de trincas usando o modelo de GT e células computacionais (para mais detalhe ver Apêndice A referente à descrição da técnica de extinção de células). O procedimento computacional remove a primeira célula (elemento onde é esperado que ocorra o início da fratura dúctil) quando a deformação plástica equivalente, $\bar{\varepsilon}_p$, do elemento (tipo célula) atinge um valor igual ou superior à deformação plástica crítica, $\bar{\varepsilon}_{p,crit}$ representada pelo modelo SMCS, dando início ao crescimento dúctil da trinca macroscópica interna como é ilustrado na Fig. 20(a).

Figura 20 – Critério de dano SMCS utilizando células computacionais. (a) Extinção do elemento para o início da fratura dúctil. (b) Malha 2D de elementos finitos típica utilizando células computacionais

O valor calibrado da dimensão característica ℓ , corresponde à dimensão da célula D no modelo computacional que descreve os resultados experimentais da forma mais acurada. Mediante o uso de análises numéricas não lineares e o método dos elementos finitos são feitos modelos 3D para diferentes tamanhos da célula computacional. Posteriormente, fazendo análises de sensibilidade da malha é avaliado o efeito do tamanho da célula sobre a curva *tensão vs. deformação* e na curva *deformação plástica equivalente* ($\bar{\varepsilon}_p$) *vs. triaxialidade* (h). O tamanho do elemento tipo célula computacional calibrado corresponde ao modelo (de barra cilíndrica) com a malha que apresenta a melhor curva experimental *tensão vs. deformação* e a menor variação na curva *deformação plástica equivalente* ($\bar{\varepsilon}_p$) *vs. triaxialidade* (h) para valores baixos de triaxialidade.

O procedimento proposto para as análises de sensibilidade da malha e cálculo da

dimensão característica ℓ pode ser resumido nas seguintes etapas:

1. Para a barra sem entalhe, construir modelos de malha para diferentes tamanhos das células computacionais D .
2. Para cada modelo de malha (barra sem entalhe), conduzir a análise de elementos finitos e calibrar os parâmetros α e β seguindo o procedimento descrito anteriormente.
3. Calcular a curva deformação plástica equivalente ($\bar{\varepsilon}_p$) vs. triaxialidade (h) e *tensão vs. deformação* verdadeira numérica para cada tamanho de célula. A curva que apresentar a melhor correlação entre as análises numéricas e a curva experimental corresponde ao valor calibrado de D também conhecida como dimensão característica para o início da fratura dúctil ℓ .

3.4 Calibração α usando $\beta = 1.5$

No modelo desenvolvido por Rice e Tracey [26] e depois modificado por Hancock e Mackenzie [28] (veja Eq. (12)) é possível verificar a presença do coeficiente 1.5 no argumento da função exponencial. Este coeficiente foi obtido por Rice e Tracey assumindo o crescimento de uma microcavidade esférica. Utilizando a Eq. (12) com $\beta = 1.5$ é possível derivar um valor para o parâmetro α da forma:

$$\alpha = \frac{\bar{\varepsilon}_{p,crit}}{\exp(-1.5 \sigma_m / \sigma_e)} \quad (15)$$

Com a Eq. (15) e mantendo $\beta = 1.5$ é calibrado o valor de α para o critério de dano SMCS de acordo com o seguinte procedimento:

1. Utilizando o valor de ℓ calibrado e análises de elementos finitos para cada modelo de barra cilíndrica, deve-se avaliar os valores de triaxialidade, h , e deformação plástica equivalente, $\bar{\varepsilon}_p$ correspondente ao ponto de início de fratura dúctil ($\bar{\sigma}_f, \bar{\varepsilon}_f$).
2. Utilizando a Eq. (15) calcular o valor de α para cada barra cilíndrica.
3. Avaliar o valor médio de $\bar{\alpha}$ que corresponde ao valor calibrado usando $\beta = 1.5$.

4 FRATURA DÚCTIL EM BARRAS CILÍNDRICAS

Uma das metodologias mais utilizadas para o estudo do comportamento dúctil e a extensão dúctil de trincas em componentes estruturais é o ensaio de tração em barras cilíndricas com e sem entalhe. Esse ensaio permite avaliar o comportamento da fratura dúctil a partir da curva *tensão vs. deformação* e o efeito do estado triaxial de tensões sobre as propriedades mecânicas do material. Esta seção explora o comportamento da iniciação dúctil de trincas em barras cilíndricas submetidas à tração com diferentes geometrias de entalhe visando avaliar o comportamento da fratura dúctil sob diferentes valores de triaxialidade. Posteriormente, é feita uma abordagem da aplicação do critério de dano SMCS usando células computacionais para prever o início da fratura dúctil, assim como a resposta *tensão vs. deformação*, com o objetivo de comparar a predição numérica com a resposta experimental, e calibrar os parâmetros do critério SMCS.

4.1 Medições Experimentais

Toyoda et al. [1] reportaram uma série de ensaios de tração sob barras cilíndricas para um aço estrutural utilizado em tubulações de grau JIS (*Japanese Industrial Standards*) STPT370 de propriedades similares ao aço ASTM A 106 Grau A, usualmente utilizado a altas temperaturas. Estes ensaios foram feitos em barras cilíndricas sem entalhe e em barras cilíndricas contendo entalhes de diferentes geometrias. Os corpos de prova foram extraídos de um tubo de parede delgada de 11 mm de espessura na direção longitudinal (o diâmetro externo do tubo é $D_e = 165 \text{ mm}$). A barra cilíndrica sem entalhe (R0) tem um diâmetro de 6 mm e um comprimento da região útil de 20 mm. As barras com entalhe têm um raio na raiz do entalhe de 1 mm (R1) e 2 mm (R2), e o diâmetro na seção central da barra (o ponto mais profundo do entalhe) é de 6 mm. A Fig. 21 ilustra a geometria dos corpos de prova utilizados nos ensaios experimentais realizados por Toyoda et al. [1] ao passo que os resultados são apresentados na Tabela 1.

As propriedades mecânicas medidas para o aço obtidas da barra sem entalhe (*smooth tensile specimen*) mostram uma tensão de escoamento de 315 MPa a uma temperatura de 20°C e propriedades elasto-plásticas de encruamento relativamente altas representadas por $\sigma_{uts}/\sigma_{ys} \approx 1.4$. A Tabela 1 mostra as propriedades mecânicas para a barra sem entalhe reportadas por Toyoda et al. [1], e a Fig. 22 apresenta a curva experimental *tensão vs. deformação* verdadeira obtidas a partir de ensaios de tração para cada barra cilíndrica, sendo a tensão verdadeira $\bar{\sigma} = P/A_i$ e a deformação verdadeira $\bar{\varepsilon} = \ln(A_0/A_i)$ onde A_0 é a área inicial da seção transversal

da barra e A_i é a área instantânea da seção transversal para cada incremento de carga (Toyoda et al. [1] fizeram a medição de A_i durante o ensaio de tração).

Figura 21 – Geometrias dos corpos de prova cilíndricos utilizados no procedimento experimental: (a) geometria sem entalhe; (b) geometria com entalhe; (c) raio do entalhe

Fonte: Toyoda et al. [1]

Tabela 1 – Propriedades mecânicas do aço STPT370 medidas a partir de um corpo de prova cilíndrico sem entalhe

σ_{ys} [MPa]	σ_{uts} [MPa]	ϵ_T [%]	El [%]	R. A [%]	n R.O.
315	438	19.2	35.6	66.7	9.1

σ_{ys} : tensão de escoamento, σ_{uts} : tensão última ou limite de resistência

ϵ_T : alongação uniforme, El: porcentagem de alongação

R.A.: porcentagem de redução de área

n R.O.: Segundo norma API 579 – Anexo F

Fonte: Toyoda et al. [1]

Para investigar o mecanismo de iniciação e crescimento dúctil de uma trinca, Toyoda et al. [1] interromperam vários ensaios sob diferentes níveis de deformação. As barras foram seccionadas transversalmente no plano central de simetria e foram

preparadas e polidas para fazer observações no microscópio óptico. As observações mostraram o início da extensão dúctil e o crescimento da trinca (macroscópica) interna, com incrementos nos níveis de deformação aplicada, no centro da superfície de fratura. As análises fractográficas mostraram que o crescimento e coalescência de microcavidades são os mecanismos dominantes para o início da trinca dúctil. Em seu trabalho Toyoda et al. [1] apresentam detalhes adicionais que fornecem um suporte para a utilização do procedimento micromecânico de fratura dúctil SMCS.

Figura 22 – Curva experimental tensão vs. deformação verdadeira para as diferentes geometrias das barras cilíndricas

Fonte: Adaptado de Toyoda et al. [1]

Os valores da tensão de fratura, $\bar{\sigma}_f$, e deformação de fratura, $\bar{\epsilon}_f$, experimentais são mostrados na seguinte tabela:

Tabela 2 – Valores experimentais da tensão e deformação verdadeira no ponto de fratura dúctil

	$\bar{\sigma}_f$ [MPa]	$\bar{\epsilon}_f$ [%]
R0	894	106.7
R1	940	56.7
R2	902	68.7

4.2 Procedimento Computacional

A Fig. 23 (a-b) mostra os modelos de elementos finitos construídos para as análises não lineares 3D das barras cilíndricas utilizados para calcular a resposta *tensão vs. deformação* do material JIS STPT370. De modo a diminuir o tempo na execução das análises numéricas, o modelo 3D de elementos finitos de cada barra não inclui a modelagem da garra rígida (como ilustra a Fig. 21) uma vez que análises numéricas preliminares demonstraram que a garra rígida tem um efeito bastante pequeno sobre a resposta *tensão vs. deformação* da barra cilíndrica. Para cada modelo de barras cilíndricas são impostas condições de contorno (que simulam a garra rígida) por meio da imposição de restrição dos deslocamentos nodais nas direções X e Y na superfície externa do plano $Z = L/2$. As condições de simetria geométrica e de carregamento permitem modelar somente um quarto da barra cilíndrica. Em complemento, carregamento controlado por deslocamentos (Δ) é imposto nos modelos sobre todos os nós no plano $Z = L/2$, permitindo a continuação das análises após da diminuição da carga axial durante a estrição da barra.

O modelo para a barra sem entalhe com um tamanho de célula $D = 0.1\text{ mm}$ possui 10545 elementos isoparamétricos de 8 nós arranjados em 15 camadas de espessura variável ao longo do meio comprimento $Z = L/2$ como ilustra a Fig. 23 (a). A primeira camada ($Z = 0$) contém uma área quadrada de 441 (21×21) células computacionais, cada célula é modelada por um cubo de dimensão $D/2 \times D/2 \times D/2$. A primeira camada (com as 441 células) corresponde à seção onde inicia a estrição e onde é esperado que ocorra a fratura dúctil. O modelo 3D para a barra com entalhe $R2$ (raio do entalhe 2 mm) e tamanho de célula $D = 0.1\text{ mm}$ tem 13380 elementos isoparamétricos de 8 nós arranjados em 18 camadas de espessura variável ao longo do meio comprimento $Z = L/2$, como é ilustrado na Fig. 23 (b). A primeira camada tem aproximadamente uma área quadrada de 361 células computacionais (cada célula é um cubo de dimensão $D/2 \times D/2 \times D/2$) que permitem modelar a extensão dúctil da trinca no plano longitudinal central o qual corresponde ao ponto mais profundo na região do entalhe. O modelo 3D para a barra cilíndrica com entalhe $R1$ (raio do entalhe 1 mm) e tamanho de célula $D = 0.1\text{ mm}$ tem detalhes muito similares ao modelo 3D para a barra com entalhe $R2$.

As análises numéricas foram feitas com uma aproximação linear da curva *tensão vs. deformação* verdadeira medida para a barra sem entalhe, mas Toyoda et al. [1] fizeram uma correção da tensão verdadeira, para efeitos da estrição sobre o fluxo plástico utilizando a equação de Davidenkova [1, 76] da forma $\bar{\sigma}_{corrigida} = \bar{\sigma} / (1 + r_i / 4R^*)$ onde $\bar{\sigma}$ é a tensão verdadeira experimental, r_i é o raio instantâneo da seção

central da barra cilíndrica e R^* é o raio de curvatura da seção média da barra.

Figura 23 – Modelo 3D de elementos finitos para as barras cilíndricas submetidas à tração. (a) Barra sem entalhe; (b) barra com entalhe $r = 2\text{ mm}$ (R2)

As análises numéricas são conduzidas utilizando o código não linear WARP3D [77]. O código WARP3D incorpora a técnica de extinção de elementos (*element extinction*) para ser utilizada com o modelo de plasticidade de Gurson-Tvergaard e o critério de dano SMCS. Dessa forma, é possível estabelecer o incremento de carga (*load step*) onde o procedimento computacional remove a primeira célula ou elemento, o que permite estimar o ponto de início da fratura dúctil e calcular o valor da carga crítica para início da fratura.

4.3 Calibração dos parâmetros do SMCS

Seguindo o procedimento descrito na seção 3.3 foram calculadas as curvas numéricas *tensão vs. deformação* verdadeira para cada geometria de barra cilíndrica ($R0$, $R1$, $R2$) e uma dimensão de célula $D = 0.1 \text{ mm}$. As figuras 24, 25 e 26 mostram a correlação entre a curva experimental e a curva numérica onde a deformação plástica verdadeira, $\bar{\epsilon}$, foi definida como $\bar{\epsilon} = \ln(A_0/A_i)$, sendo A_0 a área inicial da região central de cada barra, e A_i é a área instantânea da seção transversal deformada a qual é calculada computacionalmente com uma sub-rotina utilizando os resultados obtidos nas análises de elementos finitos. A área instantânea é dada por $A_i = \pi (r_i)^2$ em que $r_i = r_0 - \Delta_n$ sendo r_0 o raio inicial da seção central de cada barra, r_i o raio instantâneo da seção central e Δ_n o deslocamento do nó em cada incremento de carga (*load step*).

A resposta numérica *tensão vs. deformação* verdadeira apresenta boa concordância com a curva experimental para cada corpo de prova. Na Fig. 26 é observado que a resposta numérica de *tensão vs. deformação* verdadeira, para o corpo de prova com entalhe R2, está ligeiramente acima da resposta experimental. Embora, esse comportamento esteja provavelmente associado as discrepâncias entre o modelo de encruamento elasto-plástico numérico e o comportamento real *tensão-deformação* para essa geometria, a predição da curva *tensão vs. deformação* verdadeira está suficientemente próxima para permitir boas estimativas dos valores críticos da triaxialidade e deformação plástica equivalente.

Figura 24 – Tensão vs. deformação verdadeira barra cilíndrica sem entalhe, tamanho de célula $D = 0.1 \text{ mm}$

Figura 25 – Tensão vs. deformação verdadeira barra cilíndrica com entalhe R1, tamanho de célula $D = 0.1 \text{ mm}$

Figura 26 – Tensão vs. deformação verdadeira barra cilíndrica com entalhe R2, tamanho de célula $D = 0.1 \text{ mm}$

Os valores críticos da triaxialidade de tensões, h , e deformação plástica equivalente, $\bar{\varepsilon}_p$, no início da fratura dúctil na região central de cada barra obtidos nas análises numéricas são apresentados na Tabela 3.

Tabela 3 – Deformação plástica equivalente ($\bar{\varepsilon}_p$) e triaxialidade (h) no ponto de início da fratura dúctil para cada geometria de corpo de prova cilíndrico

	h	$\bar{\varepsilon}_p$
R0	0.77	1.15
R2	1.13	0.60
R1	1.44	0.37

Uma vez são determinados os valores de h e $\bar{\varepsilon}_p$ no ponto de instabilidade dúctil para cada geometria de corpo de prova, um procedimento de ajuste exponencial permite descrever a dependência de $\bar{\varepsilon}_p$ sob h de acordo à Eq. (13). Os parâmetros α e β são calibrados de acordo ao procedimento descrito na seção 3.3.

Figura 27 – Curva deformação plástica equivalente ($\bar{\epsilon}_p$) vs. triaxialidade (h) para o tamanho de célula $D = 0.1 \text{ mm}$

A Fig. 27 mostra os valores calibrados para os parâmetros do critério SMCS e o aço JIS STPT370, os quais foram estimado como $\alpha = 4.19$ e $\beta = 1.69$. o corpo de prova cilíndrico (barra sem entalhe $R0$) possui a menor triaxialidade, desse modo, apresenta a maior deformação plástica no início da fratura dúctil. Em contraste, o corpo de prova com entalhe $R1$ possui o maior nível de triaxialidade e, assim, a menor deformação plástica no início da fratura dúctil. Este comportamento é consistente com as observações que um raio menor na raiz do entalhe causa maior concentração de tensões elevando o nível de triaxialidade.

Para avaliar o efeito do tamanho da célula computacional sobre o processo de calibração de α e β e a resposta *tensão vs. deformação* verdadeira, foram feitos três modelos de malha de elementos finitos para cada uma das geometrias das barras cilíndricas. Cada modelo tem uma camada de células computacionais na região central da barra com uma dimensão da célula ou elemento $D = 0.2 \text{ mm}$, 0.1 mm e 0.05 mm . A Fig. 28 mostra o exemplo da malha para a barra sem entalhe e tamanho de célula $D = 0.05, 0.2 \text{ mm}$.

Figura 28 – Modelo 3D de elementos finitos para a barra sem entalhe. (a) Dimensão de célula $D = 0.05 \text{ mm}$; (b) Dimensão de célula $D = 0.2 \text{ mm}$

A partir das análises computacionais e seguindo o procedimento descrito na seção 3.3 foram estimados os valores da triaxialidade e deformação plástica equivalente para cada geometria de barra cilíndrica e cada dimensão da célula computacional.

Tabela 4 – Valores da triaxialidade e deformação plástica equivalente para diferentes tamanhos de célula computacional

	D=0.05mm			D=0.1mm			D=0.2mm		
	R0	R2	R1	R0	R2	R1	R0	R2	R1
h	0.81	1.15	1.42	0.81	1.14	1.45	0.73	1.13	1.41
$\bar{\varepsilon}_p$	1.16	0.58	0.37	1.15	0.6	0.37	1.13	0.6	0.38

Por sua vez, o comportamento da curva de deformação plástica equivalente que descreve o critério de dano SMCS (ver Eq.(14)) para cada tamanho de célula é o seguinte:

Figura 29 – Efeito do tamanho da célula sobre a curva deformação plástica equivalente vs. triaxialidade

A Fig. 29 mostra que para valores de triaxialidade maiores que $h > 1.1$, o tamanho da célula tem pouco efeito sobre a deformação plástica. Para níveis de triaxialidade baixos $h \approx 0.5$ a deformação plástica equivalente varia aproximadamente 10%, sugerindo também que não tem grande influência na fratura dúctil.

Para cada tamanho de célula são calibrados os parâmetros α e β :

Tabela 5 – Parâmetros α e β para cada tamanho de célula

	D=0.05mm	D=0.1mm	D=0.2mm
α	5.22	4.19	3.74
β	1.88	1.69	1.62

Para a calibração da dimensão característica (ℓ) foram feitos três modelos de malha de elementos finitos para a barra sem entalhe. Cada modelo tem uma camada de células computacionais na região central da barra com uma dimensão da célula ou elemento $D = 0.2\text{ mm}$, 0.1 mm e 0.05 mm . Usando o código não linear WARP3D [77] e implementado o critério de dano SMCS previamente calibrado para cada tamanho de célula é calculada a curva *tensão vs. deformação* verdadeira.

Figura 30 – Efeito do tamanho da célula na resposta *tensão vs. deformação* verdadeira

A Fig. 30 mostra que o tamanho da célula não tem influência na predição do ponto de início da fratura dúctil para o corpo de prova sem entalhe. A diferença entre o valor experimental e a predição numérica não é superior a 5%.

De acordo com as análises de sensibilidade da malha para a barra sem entalhe, a dimensão característica ℓ do critério SMCS calibrada para o aço JIS STPT370 é $D = \ell = 0.1\text{ mm}$, a qual tem a melhor concordância com a curva experimental e apresenta a menor diferença $\approx 1\%$ no valor da deformação plástica de fratura.

Portanto, os valores calibrados para α e β são os correspondentes ao modelo 3D com tamanho de célula $D = 0.1 \text{ mm}$. O tamanho de célula calibrado deve ser utilizado para determinar o início da fratura dúctil em qualquer componente estrutural com material JIS STPT370, utilizando o critério de dano SMCS.

Tabela 6 – Valores da tensão e deformação de fratura para os modelos da barra sem entalhe $R0$

	Experimental	D=0.05mm	D=0.1mm	D=0.2mm
$\bar{\sigma}_f$ [MPa]	894	895	891	896
$\bar{\epsilon}_f$ [%]	106.7	105.5	105.9	107.3

A Tabela 6 mostra os valores da tensão e deformação no início da fratura dúctil para cada tamanho de célula computacional.

4.4 Efeito da triaxialidade no início da fratura dúctil

Com o critério de dano SMCS calibrado e para um tamanho de célula $D = 0.1 \text{ mm}$ é estimado o ponto de início de fratura dúctil para cada geometria de barra cilíndrica.

$$\bar{\epsilon}_{p,crit} = 4.19 \exp \left(-1.69 \frac{\sigma_m}{\sigma_e} \right), \quad \ell = 0.1 \text{ mm} \quad (16)$$

A Fig. 27 mostra os níveis de triaxialidade desenvolvidos em cada um dos modelos de barra cilíndrica utilizados nas análises computacionais onde é possível constatar que a barra sem entalhe tem níveis baixos de triaxialidade $h \approx 0.77$ (veja Tabela 4) enquanto a barra com entalhe $R1$ apresenta o maior nível de triaxialidade. Além disso, pode-se notar que a dimensão do raio de entalhe afeta o estado triaxial de tensões de forma que a sua magnitude diminui com o aumento do raio. Com base nessas considerações e na análise da Fig. 31, verifica-se a influência do estado triaxial de tensões sobre a resposta *tensão vs. deformação* verdadeira e na predição do ponto de início de fratura dúctil. Claramente, a triaxialidade afeta a forma da curva *tensão vs. deformação* onde a carga crítica (carga de início da fratura dúctil) é maior para níveis de triaxialidade maiores. Esse comportamento revela que o aumento do raio de entalhe contribui para uma maior deformação da barra cilíndrica e, conseqüentemente, para uma diminuição no valor da carga crítica. Os componentes estruturais com baixa triaxialidade podem apresentar níveis de deformação plástica maiores antes de atingir o ponto de instabilidade, onde a carga crítica para início da fratura dúctil é menor do que em componentes com níveis maiores de triaxialidade. Por exemplo, para a barra com entalhe $R1$ (maior triaxialidade) o valor da tensão crítica (tensão de início de

fratura dúctil) é 9% maior do que para a barra sem entalhe $R0$ (menor triaxialidade), enquanto, a deformação crítica na barra $R1$ é 37% menor do que para a barra $R0$.

Figura 31 – Predição numérica do início da fratura dúctil para os modelos de barras cilíndricas

A Fig. 32 mostra a distribuição da triaxialidade e da deformação plástica equivalente (obtidas das análises de elementos finitos para o nível de deformação plástica aplicada no ponto de início da fratura dúctil $\bar{\sigma}_f$) em função da distância radial, r , normalizada com o raio do entalhe, R , (medida a partir do centro do corpo de prova). Os valores da triaxialidade e deformação plástica equivalente foram estimados para cada célula, ao longo do raio do corpo de prova, como um valor médio dos pontos de integração no elemento para o nível de deformação $\bar{\epsilon} = 105.9\%$. Para todas as barras cilíndricas o maior valor da triaxialidade de tensões ocorre no centro de cada barra (confirmando que no centro da barra se encontra a maior restrição geométrica) e começa diminuir em direção à superfície livre da barra, veja Fig. 32 (a). No centro da barra sem entalhe a deformação plástica equivalente é maior e começa a diminuir em direção à superfície exterior da barra. O comportamento da triaxialidade e da deformação plástica equivalente na barra sem entalhe confirma que o início da fratura dúctil ocorre no centro da barra.

Figura 32 – Distribuição da triaxialidade e deformação plástica equivalente em função da distância desde o centro da barra. (a) Variação da triaxialidade; (b) Variação da deformação

Em contrapartida, o que se observa para as barras cilíndricas com entalhe é que a máxima deformação plástica equivalente ocorre fora da região central do corpo de prova. No centro da barra (barras com entalhe $R1$ e $R2$) a deformação plástica equivalente é menor e começa a aumentar em direção da superfície livre do entalhe, veja Fig. 32 (b), enquanto o maior nível de triaxialidade ocorre no centro de cada barra. Portanto, o uso de $\bar{\varepsilon}_p$ como parâmetro de fratura não prevê de forma acurada o início da fratura dúctil. Logo, o parâmetro que melhor prevê e que influencia o início da fratura dúctil é a triaxialidade, a qual tem níveis altos no centro de cada barra cilíndrica, fornecendo o ponto de início da fratura dúctil e o lugar onde ocorre. Portanto, os resultados numéricos são consistentes com a proposta de Hancock e Mackenzie [28] a qual diz que a deformação plástica equivalente no ponto de início da fratura dúctil das barras diminui com o incremento da triaxialidade. Pequenos raios de entalhe fornecem maiores valores de triaxialidade, h , e menores valores de $\bar{\varepsilon}_p$ no centro das barras. Na Fig. 32 (a) é observado que o valor da triaxialidade (no centro da barra) para o raio de entalhe $R = 1\text{ mm}$ é 16.5% maior do que a triaxialidade na barra com entalhe $R = 2\text{ mm}$, enquanto o valor de $\bar{\varepsilon}_p$ para $R = 1\text{ mm}$ é 60% menor do que para a barra com entalhe $R = 2\text{ mm}$.

O processo de estricção na região central do corpo de prova pode fornecer uma visão adicional sobre o efeito da triaxialidade. As figuras 33, 34 e 35 apresentam o comportamento dúctil da barra cilíndrica sem entalhe obtido na análise numérica utilizando o tamanho de célula $D = 0.1\text{ mm}$ e o critério de dano SMCS calibrado previamente, para diferentes níveis de deformação $\bar{\varepsilon} \approx 23\%$, $\bar{\varepsilon} \approx 105.9\%$ e $\bar{\varepsilon} \approx 110\%$. O início da estricção na barra corresponde ao nível de deformação $\bar{\varepsilon} \approx 23\%$ que corresponde ao valor máximo da carga atingida nas análises (ver Fig. 33). Estes resultados podem ser comparados com os ensaios experimentais de tração em corpos de prova de seção cilíndrica onde a carga axial máxima ocorre durante o início da estricção. Com o incremento da deformação após o início da estricção, a carga axial começa a diminuir para níveis inferiores ao valor da carga máxima devido a que o dano no material aumenta na região central do corpo de prova. Após o processo de estricção, o início da falha dúctil ocorre sob altos níveis de deformação plástica $\bar{\varepsilon} \approx 105.9\%$ (ponto de instabilidade onde o procedimento computacional remove a primeira célula das análises numéricas), conforme ilustrado na Fig. 34. Neste ponto, o crescimento da trinca interna é causado pelos altos valores do nível de triaxialidade desenvolvidos na região central da barra de forma que o material remanescente, localizado no ligamento da seção transversal da barra, perde a capacidade de suportar o aumento da deformação ocasionando, assim a falha do corpo de prova. A Fig. 35 mostra o crescimento da trinca interna depois do início da fratura dúctil para um nível de deformação $\bar{\varepsilon} \approx 110\%$ onde a trinca interna avançou $\sim 0.8\text{ mm}$ (~ 8 células na

direção X e Y).

Figura 33 – Evolução da fratura dúctil para a barra cilíndrica sem entalhe. Início da estricção para $\bar{\epsilon} \approx 23\%$

Figura 34 – Evolução da fratura dúctil para a barra cilíndrica sem entalhe. Estricção no ponto de início da fratura dúctil $\bar{\epsilon} \approx 105.5\%$

Figura 35 – Crescimento da trinca interna para a barra cilíndrica sem entalhe para o nível de deformação $\bar{\varepsilon} \approx 110\%$

4.5 Calibração de α utilizando $\beta = 1.5$

Utilizando as análises de elementos finitos para cada geometria de barra cilíndrica e o modelo de plasticidade de von Mises, são estimados valores da deformação plástica equivalente e da triaxialidade para o nível de deformação correspondente ao ponto de início de fratura dúctil experimental ($\bar{\sigma}_f$, $\bar{\varepsilon}_f$). Assumindo que a deformação plástica equivalente, $\bar{\varepsilon}_p$, calculada para o ponto de início de fratura dúctil é igual à deformação plástica equivalente crítica, $\bar{\varepsilon}_{p,crit}$, é estimado um valor para o parâmetro α :

$$\text{Assumindo } \bar{\varepsilon}_p = \bar{\varepsilon}_{p,crit} \implies \alpha = \frac{\bar{\varepsilon}_p}{\exp(-1.5 h)} \quad (17)$$

Cada geometria de barra cilíndrica tem um valor estimado de α , portanto, é calculado um valor médio o qual corresponde ao α calibrado. A tabela 7 mostra os valores do parâmetro α para cada barra cilíndrica ($R0$, $R1$, $R2$) e a média estimada.

Tabela 7 – Valores de α para cada geometria de barra cilíndrica

	h	$\bar{\epsilon}_p$	α
R0	0.77	1.15	3.67
R1	1.45	0.37	3.23
R2	1.14	0.59	3.27
		$\bar{\alpha}$	3.39

Finalmente o parâmetro α é calibrado obtendo a seguinte expressão para a deformação plástica equivalente crítica:

$$\bar{\epsilon}_{p,crit} = 3.39 \exp(-1.5 h) \quad (18)$$

Utilizando a Eq.(18) e o método dos elementos finitos, é estimada a curva *tensão vs. deformação* verdadeira para prever o ponto de início da fratura dúctil na barra cilíndrica sem entalhe.

Figura 36 – Predição numérica do início da fratura dúctil na barra sem entalhe com $\alpha = 3.39$ e $\beta = 1.5$

A Fig. 36 mostra a comparação da predição numérica da fratura dúctil para o critério SMCS calibrado utilizando dois procedimentos diferentes. A linha com o

triângulo preenchido corresponde ao critério SMCS calibrado assumindo o parâmetro $\beta = 1.5$, lembrando que esse valor foi uma dedução teórica de Rice e Tracey [26] como foi descrito na seção 3.2. A proposta feita por Hancock e Mackenzie [28] de calibrar ambos os parâmetros α e β utilizando dados experimentais (ensaio de tração em barras cilíndricas) está representada na linha com o círculo preenchido. O valor de β calibrado tem uma pequena diferença com a dedução teórica de Rice e Tracey, mas a predição do ponto de início da fratura dúctil é mais acurada seguindo o critério de dano SMCS proposto por Hancock e Mackenzie. A predição da carga de início de fratura dúctil para barra sem entalhe, utilizando $\bar{\varepsilon}_{p,crit} = 4.19 \exp(-1.69 h)$ apresenta uma diferença inferior a 1% em relação ao valor experimental, enquanto ao se utilizar Eq. (18), tal diferença é relativamente maior, sendo da ordem de 3%.

5 AVALIAÇÃO DA CAPACIDADE DE CARGA EM DUTOS DEFORMADOS PLASTICAMENTE

Os defeitos resultantes de danos materiais devido a cargas localizadas de grande magnitude ou elevadas deformações plásticas, devido a carregamentos extremos e condições ambientais severas, continua sendo uma questão importante para o desenvolvimento de novas metodologias para a avaliação da integridade de estruturas crítica. As cargas severas e elevadas deformações plásticas podem ser geradas durante movimentos sísmicos de alta intensidade em dutos subterrâneos e em diferentes estruturas metálicas. Após o início da fratura dúctil na região material submetida a elevadas deformações plásticas e tensões normais são desenvolvidos defeitos na forma de trincas macroscópicas. Sob condições de sobre carga, estes defeitos podem propagar-se estavelmente até a fratura final ou falha catastrófica.

O estudo do comportamento dúctil em dutos submetidos a cargas severas utilizando metodologias baseadas na deformação emergiu recentemente como uma ferramenta importante para a análise da iniciação e instabilidade dúctil. Esta seção explora a aplicação de uma metodologia baseada na deformação para descrever a fratura dúctil macroscópica e avaliar a carga crítica para início da fratura dúctil num duto submetido a uma carga cíclica (compressão seguida de tração). A predição da carga de instabilidade dúctil (carga de início da fratura dúctil) é feita aplicando o critério SMCS acoplado ao modelo de células computacionais. Os parâmetros α e β do critério de dano são calibrados utilizando a medição da resposta *tensão vs. deformação* para corpos de prova cilíndricos. A evolução do dano calculado na simulação numérica é gerada com base no modelo de elementos finitos para um duto com tamanho de célula $D = 0.1mm$. O objetivo é verificar a habilidade da metodologia em capturar o início da fratura dúctil, assim como da resposta *carga-deslocamento* no duto submetido a altos valores de deformação plástica.

5.1 Ensaio de flexão para um duto em escala real

Toyoda et al. [1] e Ohata e Toyoda [78] desenvolveram uma série de ensaios para um duto em escala real submetido a grandes deformações plásticas e um ciclo de flexão. O duto tem um diâmetro externo $D_e = 165\text{ mm}$, uma espessura de parede $t = 11\text{ mm}$ e um comprimento de 610 mm . O material empregado na relação constitutiva do duto corresponde ao mesmo utilizado nas barras cilíndricas (i.e., JIS STPT370) e cujas propriedades mecânicas encontram-se apresentadas na Tabela 1, conforme já anteriormente apresentada. A Fig. 37 apresenta uma ilustração esquemática do procedimento do ensaio, o qual foi dividido em três estágios: 1. flexão em três

pontos; 2. carga axial de compressão e 3. carga axial de tração. No início, o tubo é submetido a uma carga de flexão (flexão em três pontos) na região central até que o valor da deformação longitudinal (do lado posterior à indentação) seja $\sim 1\%$ (ver Fig. 37 (a)). Depois, uma carga axial de compressão é aplicada com um deslocamento axial de 30 mm , gerando uma flambagem localizada na região da indentação (ver Fig. 37 (b)). Finalmente, o deslocamento axial de compressão é revertido aplicando um deslocamento axial em tração até a observação do início de uma trinca na superfície do duto. Os ensaios foram conduzidos em dois tubos os quais foram submetidos a dois níveis distintos de flexão, sendo a primeiro submetido à uma carga axial de compressão correspondente a 30 mm de deslocamento, enquanto o segundo foi flexionado a partir de um deslocamento de 40 mm . O anterior com objetivo de avaliar o efeito da compressão sobre o desempenho do tubo na fratura dúctil. Deve-se ressaltar que na segunda etapa (carregamento axial por compressão), um dos objetivos é justamente avaliar o efeito da compressão sobre o desempenho do tubo na fratura dúctil.

Figura 37 – Ilustração esquemática do procedimento experimental realizado no duto

O procedimento experimental desenvolvido por Toyoda et al. [1] forneceu a resposta da carga axial aplicada, P , e deslocamento da linha de carga, Δ , para o deslocamento de compressão de $\Delta_c = 30$ e 40 mm (ver Fig. 38 (a)). No procedimento experimental foi observado uma flambagem local na região central do comprimento do tubo (região de indentação), como é ilustrado esquematicamente na Fig. 38 (c). Além disso, quando o tubo atinge a capacidade de carga máxima em compressão, a carga começa diminuir com o aumento do deslocamento de

compressão. A Fig. 38 (b) ilustra o incremento de carga (*load step*) quando é observado o início da fratura dúctil durante o estágio de tração.

Toyoda et al. [1] e Ohata e Toyoda [78] observaram uma grande deformação na região indentada ou um dano semelhante à um sulco (comumente referenciado na literatura como *wrinkle*). A partir de micrografias ópticas, feitas na etapa de tração para diferentes níveis de deslocamento axial, foi observada a formação de um grande número de *wrinkles* na região indentada, os quais atuam, aparentemente, como entalhes arredondados onde ocorre o crescimento de uma pequena trinca com o incremento da carga. No entanto, uma vez que não existe relação clara entre o *wrinkle* e a trinca dúctil formada, o início da trinca dúctil (símbolos preenchidos na curva da Fig. 38) foi determinado quando a medição do deslocamento de abertura da superfície do *wrinkle*, localizado no ponto mais profundo da região indentada, foi de 0.3 mm e 0.2 mm para o deslocamento de $\Delta_c = 30$ e 40 mm , respectivamente.

Fonte: Adaptado de Ohata e Toyoda [78]

A Fig. 39 mostra a micrografia óptica que fornece a trinca dúctil nucleada no nível de carga quando o deslocamento de abertura da superfície do *wrinkle* medido corresponde ao valor crítico para o deslocamento de compressão de 30 e 40 *mm*.

5.2 Modelo de elementos finitos

Para prever o comportamento da extensão dúctil no duto submetido a grandes deformações são necessárias análises de elementos finitos. A Fig. 40 apresenta o modelo 3D de elementos finitos construído para o duto fabricado em aço JIS STPT370. Este modelo tem a mesma geometria do duto utilizado no procedimento

experimental (descrito anteriormente). Devido às condições de simetria foi possível construir somente um quarto do modelo com as respectivas restrições nodais. O quarto do modelo 3D possui 29652 elementos isoparamétricos de 8 nós. A região de dano no duto tem uma área retangular de 621 células com dimensão $D/2 \times D/2 \times D/2$ arranjadas sobre a primeira camada ($Z = 0$) como é ilustrado na Fig. 40 (b). A Fig. 40 (c) mostra as restrições impostas ao modelo devido à simetria e às condições de carga impostas. O carregamento controlado pelo deslocamento permite continuar com as análises numéricas após atingir a carga máxima. A partir desse ponto, a carga começa a diminuir devido ao desenvolvimento do dano na superfície do tubo e ao longo da espessura.

Figura 39 – Micrografia óptica da trinca dútil observada no ponto de início da fratura dútil

Fonte: Ohata e Toyoda [78]

Para as células computacionais (elementos com propriedades de dano) e os elementos livres de dano são atribuídas as seguintes propriedades $E = 206 \text{ GPa}$ e $\nu = 0.3$. As propriedades de dano nas células computacionais são determinadas pelo critério SMCS (descrito na seção 3.2) onde os valores calibrados são $\alpha = 4.19$ e $\beta = 1.69$ (ver Fig. 27) para uma dimensão da célula de $D = 0.1 \text{ mm}$. A análise numérica para o duto implementando o critério SMCS, utiliza a técnica de extinção de elementos (descrita no apêndice A), cuja diferença com o modelo de células implementando o critério GT deve-se ao fato de que na abordagem SMCS a extinção ou remoção do elemento (célula) ocorre quando a deformação plástica equivalente atinge um valor crítico descrito por $\bar{\epsilon}_{p,crit} = 4.19 \exp(-1.69 h)$.

Figura 40 – Modelo de elementos finitos 3D para: (a) quarto de tubo; (b) células computacionais para análises de dano; (c) restrições aplicadas devido à simetria e às condições de carga impostas (Indentação, compressão e tração).

As análises de elementos finitos 3D foram conduzidas utilizando o código não linear WARP3D [77]. O material elasto-plástico com encruamento isotrópico e cinemático é utilizado para considerar o efeito Bauschinger no material durante a carga de compressão. Toyoda et al. [1] e Ohata e Toyoda [78] reportaram as curvas *tensão vs. deformação* para encruamento isotrópico e cinemático, as quais são utilizadas no procedimento numérico com a curva *tensão vs. deformação* verdadeira medida para a barra sem entalhe.

Ohata e Toyoda [78] e Toyoda et al. [79] adotaram um modelo constitutivo o qual consiste na combinação do modelo de encruamento isotrópico e cinemático que foi introduzido inicialmente por Frederick e Armstrong [80] e, posteriormente, modificado por Chaboche [81]. A condição de escoamento de von Mises independente da pressão para o modelo combinado é expressa como [79]:

$$f(\sigma_{ij} - \alpha_{ij}) = \sigma_e(\bar{\varepsilon}_p) \quad (19)$$

em que σ_{ij} é o tensor de tensões, α_{ij} é o tensor do *backstress*⁸, σ_e é a tensão equivalente de von Mises e $\bar{\varepsilon}_p$ a deformação plástica equivalente de von Mises.

O encruamento isotrópico baseia-se no pressuposto de que a superfície de escoamento inicial se expande uniformemente sem distorção, à medida que o escoamento plástico (*plastic flow*) ocorre [82]. O modelo de encruamento isotrópico é implementado como a relação exponencial entre o raio atual da superfície de escoamento e a deformação plástica equivalente [77]:

$$\sigma_{iso} = \sigma_{ys} + Q_{\infty} \left(1 - e^{-b\bar{\varepsilon}_p}\right) \quad (20)$$

em que Q_{∞} é a mudança máxima no tamanho da superfície de escoamento e b define a taxa de mudança da superfície de escoamento com o desenvolvimento da deformação plástica.

O encruamento cinemático pressupõe que, durante a deformação plástica, a superfície de escoamento se traslada no espaço de tensões e sua forma e tamanho permanecem iguais [82]. Portanto, a lei da evolução do encruamento cinemático não linear expressada da forma [79]:

$$d\alpha_{ij} = \frac{C_c}{\sigma_e} (\sigma_{ij} - \alpha_{ij}) d\bar{\varepsilon}_p - \gamma \alpha_{ij} d\bar{\varepsilon}_p \quad (21)$$

⁸ $\bar{\alpha}$ Tensor do *backstress* é o parâmetro de encruamento, para o modelo de encruamento cinemático, que representa o centro da superfície de escoamento no espaço de tensões [82].

em que C_c é o módulo inicial do encruamento cinemático e γ é a taxa na qual C_c diminui com os incrementos da deformação plástica equivalente. Os parâmetros C_c , γ , Q_∞ e b são definidos como parâmetros do material e devem ser calibrados com dados experimentais.

A Fig.41 mostra as curvas experimentais para a barra sem entalhe. Ohata e Toyoda [78] calibraram os parâmetros C_c e γ para o aço STPT370 de forma que os valores calibrados são $C_c = 960 \text{ MPa}$ e $\gamma = 10$. Também definiram que a componente de encruamento isotrópico, σ_{iso} , é a diferença entre a tensão equivalente σ_e (obtida dos ensaios de tração na barra cilíndrica) e a tensão equivalente do backstress $\bar{\alpha}$ descrita na eq. (21), $\sigma_{iso} = \sigma_e - \bar{\alpha}$. Para maiores detalhes, recomenda-se consultar as referências [78, 79].

A partir dos valores das curvas tensão equivalente e deformação plástica equivalente da Fig. 41 é implementado o modelo de plasticidade cíclica no código não linear WARP3D como modelo constitutivo do material para as análises numéricas do duto.

Figura 41 – Curva experimental tensão equivalente vs. deformação plástica equivalente para o encruamento isotrópico e cinemático

Fonte: Adaptado de Ohata e Toyoda [78]

5.3 Predição do início da extensão dúctil e capacidade de carga em dutos com dano

Um procedimento alternativo para a predição do início da extensão dúctil de uma trinca em uma tubulação (submetida a altas deformações) é o critério de dano SMCS (*stress modified critical strain*), o qual utiliza os parâmetros α e β (que dependem do material) calibrados a partir de análises numéricas do comportamento da fratura dúctil barras cilíndricas submetidas à tração. Esta metodologia micromecânica para o estudo da fratura dúctil compara as predições do comportamento da extensão dúctil e a carga de falha em um duto submetido a grandes deformações, as quais simulam as cargas sísmicas de grande porte a que são submetidos os dutos em regiões onde podem ocorrer deslocamentos do solo.

A Fig. 42 mostra a resposta carga vs. deslocamento axial para o duto submetido a um deslocamento axial de compressão $\Delta_c = 30\text{ mm}$, incluindo a medição experimental do início da fratura dúctil e a predição numérica. Esta análise utiliza o critério SMCS (descrito na seção 3.2) para definir o início da propagação dúctil da trinca desenvolvida na região da flambagem local (elemento na superfície do duto com maior dano acumulado). Conforme os resultados apresentados na Fig. 42, observa-se que as análises numéricas fornecem uma estimativa mais conservadora do valor da carga aplicada no regime de compressão, enquanto no estágio de carregamento em tração as estimativas são menos conservadoras, uma vez que o valor da carga previsto é superior ao valor obtido experimentalmente. Possivelmente essa diferença seja decorrente do efeito Bauschinger (no estágio de compressão) além de possíveis erros na calibração dos parâmetros do material para o encruamento isotrópico e cinemático. Não obstante, uma boa concordância, embora ligeiramente não conservadora, é observada entre a medição da carga de falha (caracterizada no início da fratura dúctil na superfície do duto) e as predições numéricas.

A predição da carga de início da fratura dúctil mostra uma diferença de $\sim 14.5\%$ em relação ao valor medido experimentalmente, onde o valor reportado por Ohata e Toyoda [78] é $P_{crit} = 1420\text{ KN}$ e a predição numérica é $P_{crit} = 1625\text{ KN}$. Já em relação à predição do deslocamento no início da fratura dúctil observa-se uma diferença relativamente pequena quando comparada à medição experimental, onde o valor reportado por Ohata e Toyoda [78] é $\Delta_{crit} = -5.2\text{ mm}$ e a predição numérica é $\Delta_{crit} = -5.4\text{ mm}$ resultando uma diferença menor a $\sim 3.2\%$.

A predição do ponto de início da fratura dúctil mostra uma diferença relativamente pequena com a medição experimental, portanto a partir da implementação do critério

de dano SMCS (no duto submetido a altas deformações), associada ao procedimento computacional, é possível estimar a carga de fratura dúctil de maneira acurada e avaliar a integridade estrutural do componente para evitar o colapso plástico da estrutura.

Figura 42 – Predição do início da fratura dúctil para $\Delta_c = 30\text{ mm}$

A capacidade global do modelo numérico para descrever a medição da resposta carga-deslocamento do ensaio de flexão cíclica também merece uma análise. Durante a transição da carga axial de compressão para a carga axial em tração, a carga numérica incrementa a uma taxa maior com pequenos deslocamentos do que a medição da carga experimental. Embora as fontes que originam as diferenças observadas na Fig. 42 não sejam completamente investigadas, é possível argumentar que uma descrição mais acurada dessa característica transicional envolve a mudança da carga na região altamente deformada, a qual já sofreu uma grande flambagem devido à compressão, requerendo a incorporação de uma interação mais complexa das propriedades cíclicas de fluxo, formulação dos elementos, e possivelmente o histórico da deformação plástica não está totalmente contabilizado nos cálculos atuais.

No entanto, como o foco do presente trabalho está na predição numérica do comportamento da fratura dúctil e da carga de início da fratura dúctil com base no critério de dano fenomenologicamente calibrado, os resultados obtidos no presente

análise possuem grande potencial para utilização em procedimentos de engenharia.

A evolução do dano no duto submetido a altas deformações de natureza cíclica foi avaliada em termos de dois parâmetros: a deformação plástica equivalente acumulada e a evolução da triaxialidade (utilizando os resultados das análises de elementos finitos). Estes parâmetros foram calculados para o elemento na superfície do duto na região com a flambagem local (região com maior dano acumulado) onde ocorreu o início da fratura dúctil no procedimento experimental. A Fig. 43 mostra a evolução da deformação plástica acumulada e da triaxialidade para o duto submetido a um deslocamento de compressão $\Delta_c = 30 \text{ mm}$. Nas etapas de compressão e tração, a triaxialidade tem níveis relativamente baixos $\sim < 1$. Durante a aplicação do deslocamento axial de tração, a deformação plástica equivalente acumulada no duto (linha preta da Fig.43) começa a aumentar até atingir a curva de deformação plástica equivalente crítica $\bar{\epsilon}_{p,crit} = 4.19 \exp(-1.69 h)$ (linha tracejada na Fig. 43), dando início à fratura dúctil. A deformação plástica equivalente crítica para o duto submetido à carga de flexão e tração é $\bar{\epsilon}_{p,crit} \approx 1.33$. A Fig. 44 mostra a evolução da deformação plástica equivalente acumulada com o deslocamento axial aplicado. O deslocamento para o nível de deformação plástica equivalente a $\bar{\epsilon}_{p,crit} \approx 1.33$ é $\Delta \approx -5.4 \text{ mm}$, o qual corresponde ao valor do deslocamento onde ocorre o início da fratura dúctil, como mostra a Fig. 42.

Figura 43 – Evolução da deformação plástica efetiva com a triaxialidade no procedimento de flexão cíclica (compressão e tração) para a primeira célula removida

Figura 44 – Estimativa do deslocamento crítico para o início da fratura dúctil na primeira célula removida

As figuras 45 – 49 mostram os contornos da deformação plástica efetiva plotada sobre a geometria deformada para diferentes etapas do procedimento de flexão cíclica: a) final da indentação; b) parte final da etapa de compressão; c) etapa intermediária no estágio de tração; d) o perfil de deformação no início da fratura dúctil e e) o crescimento da trinca dúctil. A Fig. 45 mostra o final da indentação, nesta é desenvolvida uma região com um dano relativamente alto, mas com níveis de deformação plástica acumulada ainda na faixa de $0.2 \sim 0.75$. Durante o processo de compressão, na região afetada pela indentação é gerada uma flambagem local sobre a superfície do duto na área com células computacionais. A Fig. 46 mostra o aumento da deformação plástica efetiva na região de células computacionais (área onde se desenvolve o dano) com níveis de deformação plástica efetiva que excedem 0.75 e que se espalha por uma pequena parte da superfície externa do duto.

Figura 45 – Contorno de deformação plástica efetiva (equivalente) para o modelo de elementos finitos do duto no estágio final da indentação

Figura 46 – Contorno de deformação plástica efetiva (equivalente) para o modelo de elementos finitos do duto no estágio final da carga de compressão $\Delta = -30\text{ mm}$

Figura 47 – Contorno de deformação plástica efetiva (equivalente) para o modelo de elementos finitos do duto no estágio de tração $\Delta = 15\text{ mm}$

Figura 48 – Contorno de deformação plástica efetiva (equivalente) para o modelo de elementos finitos do duto no início da fratura dúctil $\Delta = 5.4\text{ mm}$

Figura 49 – Contorno de deformação plástica efetiva (equivalente) para o modelo de elementos finitos do duto, crescimento dúctil de trinca $\Delta = 5.2 \text{ mm}$

As Figuras 47 e 48 correspondem à etapa intermediária no estágio de tração ($\Delta_t = 15 \text{ mm}$) e no ponto de início da fratura dúctil ($\Delta = 5.4 \text{ mm}$) e mostra a evolução do dano com o incremento da carga de tração entre as duas etapas. Na etapa intermediária no estágio de tração mostrada na Fig. 47, a região danificada é caracterizada pelos altos níveis de deformação plástica efetiva acumulada na primeira camada de células computacionais atingindo um valor ~ 1.3 , mas com elementos (tipo célula) na superfície do duto com deformação plástica acumulada e triaxialidade com níveis abaixo dos valores críticos. A Fig. 48 mostra que para uma carga de tração correspondente a $\Delta = 5.4 \text{ mm}$, a região danificada claramente é maior, mas, sendo mais importante, pelo menos um elemento (célula computacional) atingiu a combinação crítica de deformação plástica acumulada e triaxialidade de tensões, fornecendo o início da fratura dúctil. Com o aumento do carregamento de tração, os elementos vizinhos à primeira célula removida atingem os valores críticos e a trinca na superfície do duto (região com maior deformação plástica acumulada) começa crescer. A Fig. 49 mostra a trinca desenvolvida para um nível de carregamento de tração correspondente a $\Delta_t = 24.8 \text{ mm}$, em que a trinca avançou $\sim 2.4 \text{ mm}$ na direção X .

A fenomenologia do comportamento da fratura dúctil no tubo pode ser analisada em termos da distribuição do campo de tensões sobre a seção do tubo com o aumento da carga axial de tração. Durante o estágio de flexão a três pontos e a carga

de compressão axial, a flambagem local, gerada na região de indentação na superfície do tubo, causa perda de rigidez e, além disso, atua como um concentrador de tensões, em que as altas tensões e deformações se acumulam em uma pequena porção localizada na superfície do tubo, principalmente durante a carga de compressão axial (ver Fig. 46). Quando a carga axial por compressão é revertida a tração, esta promove o endireitamento do tubo, aumentando a rigidez e redistribuindo as tensões longitudinais sobre a seção transversal do tubo. Na etapa intermediária ($\Delta_t = -15\text{ mm}$) mostrada na Fig. 47, o material está altamente danificado formando, provavelmente, um grande número de *wrinkles*, os quais ainda não se comportam como uma trinca. Com o aumento da carga axial de tração, os *wrinkles* acabam formando pequenas trincas na superfície do tubo, das quais é possível determinar a carga crítica para início da fratura dúctil.

Para avaliar o efeito da compressão sobre o comportamento da fratura dúctil foi aplicado um deslocamento axial de compressão de 40 mm . A Fig. 50 mostra a resposta numérica e a predição do início da fratura dúctil. Ao contrário da análise referente ao modelo de duto solicitado em compressão por 30 mm de deslocamento, para um deslocamento de 40 mm observa-se que a diferença entre a carga crítica prevista e a carga experimental é relativamente maior ($\sim 27\%$), onde o valor experimental reportado por Ohata e Toyoda [78] é $P_{crit} = 874.3\text{ KN}$ e a predição numérica é $P_{crit} = 1110\text{ KN}$. No que diz respeito à predição do deslocamento crítico (necessário para dar início à fratura dúctil) observa-se uma diferença relativamente pequena quando comparada com o valor experimental ($\sim 2.2\%$), onde o valor reportado por Ohata e Toyoda [78] é $\Delta_{crit} = 13.9\text{ mm}$ e a predição numérica é $\Delta_{crit} = 14.2\text{ mm}$.

A Fig. 51 mostra a comparação da resposta numérica carga-deslocamento para $\Delta_c = 30$ e 40 mm . Nas Fig. 38 (a) e 51 é observado que o deslocamento para o início da fratura dúctil para 40 mm é menor do que para 30 mm , também é requerido um valor menor da carga crítica para o início da fratura dúctil. Este comportamento implica que um maior deslocamento de compressão aumenta o dano na região indentada (maior deformação plástica) causando uma diminuição da carga crítica. Para 40 mm a carga de início da fratura dúctil é 62.4% menor e o deslocamento crítico é 62.6% menor do que para $\Delta_c = 30\text{ mm}$.

Figura 50 – Predição do início da fratura dúctil para $\Delta_c = -40mm$

Figura 51 – Predição numérica do início da fratura dúctil para deslocamento de compressão 30 e 40 mm

6 CONCLUSÕES E OBSERVAÇÕES FINAIS

Este estudo descreve um procedimento para a predição da carga de início de fratura dúctil devido ao desenvolvimento de um defeito tipo trinca em tubulações submetidas a grandes deformações plásticas. Esta metodologia considera o acoplamento de modelos micromecânicos 3D ao regime macroscópico da estrutura. O procedimento utiliza análises numéricas baseadas em modelos de dano calibrados com medições experimentais. A metodologia de células computacionais, que incorpora o critério de dano SMCS (*Stress Modified Critical Strain*) para descrever a coalescência de vazios, mostra-se adequada para cálculos em grande escala e descreve relativamente bem o dano material e o comportamento da fratura dúctil em barras cilíndricas submetidas à tração e em tubulações submetidas a grandes deformações. O dano acumulado na região afetada pela deformação plástica diminui a capacidade de carga do material.

Os parâmetros-chave do modelo são a dimensão da célula, D , e os parâmetros α e β , os quais são calibrados utilizando medições experimentais de ensaios de tração em barras cilíndricas com e sem entalhe; sendo que as curvas *tensão vs. deformação* verdadeira obtidas nos ensaios de tração são frequentemente utilizadas para a calibração dos parâmetros do critério SMCS.

As diversas análises exploratórias 3D para as barras cilíndricas com e sem entalhe, apresentadas neste trabalho, demonstram a habilidade da metodologia de células computacionais acoplada ao critério de dano SMCS para descrever detalhadamente a resposta mecânica e o comportamento dúctil nessas configurações de barras cilíndricas. Em particular, as simulações numéricas dos corpos de prova fornecem predições do ponto de instabilidade (início da fratura dúctil) com excelente precisão e concordância com as medições experimentais. Estes estudos revelaram excelente robustez do modelo de células acoplado ao SMCS com baixa sensibilidade a parâmetros computacionais, tal como a dimensão característica ou tamanho da célula, e maior sensibilidade aos parâmetros do material dados por α e β .

As análises numéricas servem para gerar parâmetros calibrados para o critério SMCS nos quais a resposta mecânica numérica e o ponto de início da fratura dúctil fornecem a melhor concordância com as medições experimentais para uma dimensão de célula fixa. Estudos de verificação da metodologia de células computacionais acoplada ao critério SMCS adicionais utilizaram os ensaios de flexão e tração em escala real de um duto realizado por Toyoda et al. [79] e Ohata e Toyoda [78] para prever a fratura dúctil e a capacidade de carga em tubulações com dano. As predições numéricas e as medições experimentais da carga de fratura

(caracterizada no início da fratura dúctil na superfície do duto) mostram uma boa concordância, embora ligeiramente não conservadora, com diferenças da ordem de 14.5%.

Embora o presente estudo demonstra a capacidade e relativa simplicidade do critério SMCS para prever o comportamento do início da fratura dúctil em componentes estruturais, é bom analisar que a fratura dúctil é um processo dependente de uma combinação complexa do campo de tensões local, incluindo os níveis de triaxialidade e a evolução do dano em relação ao histórico de carga. Para os corpos de prova submetidos a tração (barras cilíndricas) o procedimento proposto fornece uma rota eficaz e consistente para descrever o início da fratura dúctil. No entanto, para a amostra do tubo submetido a flexão cíclica (compressão revertida por tração), a implementação do critério SMCS é mais complexa para prever a instabilidade dúctil pois o tubo é submetido a um histórico de carga que difere amplamente da carga monotônica correspondente aos corpos de prova cilíndricos submetidos a tração. Nesse sentido, Ohata e Toyoda [78] avançaram na proposta de um critério de dano para início da fratura dúctil mais efetivo e consistente com a suposição de que a nucleação de cavidades, associado a grades deformações, é a controladora do início da fratura, e não o crescimento das microcavidades. Assim, o presente estudo fornece suporte convincente para a uso da metodologia de células computacionais incorporando o critério de dano SMCS para prever a fratura dúctil em componentes estruturais afetados por grandes deformações (dano) sob cargas de tração predominantes.

Também é demonstrada a potencialidade da metodologia micromecânica incorporando o critério SMCS e células computacionais como uma ferramenta de engenharia viável para avaliação da integridade estrutural e análises de fratura sob o regime dúctil em componentes estruturais submetidos a grandes deformações. O procedimento está acoplado a simulações numéricas em larga escala de estruturas 3D contendo defeitos para produzir um procedimento realista da avaliação da integridade estrutural de dutos e tubulações.

6.1 Sugestões para trabalhos futuros

A principal sugestão para trabalhos futuros reside na análise do comportamento da fratura dúctil em juntas circunferenciais de tubulações. Devido à dissimilaridade mecânica entre o material base e o material de solda é de grande interesse avaliar a carga crítica para início da fratura dúctil em juntas circunferências dissimilares, por meio da implementação do critério SMCS incorporando células computacionais. A

proposta busca analisar o efeito da dissimilaridade mecânica da junta soldada no comportamento da fratura dúctil.

Outro tópico de interesse é o estudo da variação da carga crítica para início da fratura dúctil no tubo para diferentes relações D_e/t utilizando a metodologia baseada na deformação que implementa o critério SMCS.

Também, é importante investigar o efeito da excentricidade no estágio de compressão, para estabelecer se tem algum efeito sobre a resposta carga-deslocamento e poder diminuir a diferença com a resposta experimental. E finalmente se sugere realizar um estudo do efeito das limitações do modelo de dano SMCS em não capturar de maneira acurada o dano crescente durante a compressão.

REFERÊNCIAS

- [1] M. Toyoda, M. Ohata, N. Ayukawa, G. Ohwaki, Y. Ueda, and I. Takeuchi, "Ductile fracture initiation behavior of pipe under a large scale of cyclic bending," in *3rd International Pipeline Technology Conference*, R. Denys, Ed., vol. II, Brugge, Belgium: Technologisch Instituut, 2000, pp. 87–102.
- [2] ExxonMobil, "The outlook for energy: A view to 2040," ExxonMobil, Irving, Texas, Tech. Rep., 2018, p. 63.
- [3] IEA, "World energy outlook: Chapter 1: Introduction and scope," IEA, France, Tech. Rep., 2017, pp. 33–61.
- [4] International Energy Agency, "Key world energy statistics 2018," IEA, France, Tech. Rep., 2018, p. 51.
- [5] Empresa de Pesquisa Energética, "Plano Nacional de Energia 2030," EPE, Rio de Janeiro, Tech. Rep., 2007.
- [6] ANP, "Anuario estatístico brasileiro do petróleo, gás natural e biocombustíveis 2017," Agência Nacional de Petroleo, Brasil, Tech. Rep., 2017, p. 263.
- [7] American Petroleum Institute, *Specification for line pipe, API 5L*, 2007.
- [8] M. Lower, "Strain-based design methodology of larger diameter grade X80 linepipe," Oak Ridge National Laboratory ORNL, Springfield, VA, Tech. Rep. ORNL/TM-2014/106, 2014.
- [9] M. L. Macia, W. C. Kan, S. J. Ford, B. Newbury, and M. F. Cook, "Approaches to qualify strain-based designed pipelines," in *8th International Pipeline Conference (IPC 2010)*, ASME, Calgary, Canada, 2010.
- [10] Y. Y. Wang, M. Liu, D. Horsley, M. Salama, and M. Sen, "Overall framework of strain-based design and assessment of pipelines," in *10th International Pipeline Conference (IPC 2014)*, ASME, Calgary, Canada, 2014, p. 12.
- [11] Y.-Y. Wang, M. Liu, Y. Song, M. Stephens, R. Petersen, and R. Gordon, "Second generation models for Strain-Based Design," Pipeline Research Council International (PRCI), Tech. Rep. PRCI Contract PR-ABD-1 Project 2, 2011.
- [12] N. F. G. Youssef, D. Bonowitz, and J. L. Gross, "A survey of steel moment-resisting frame buildings affected by the 1994 northridge earthquake," National Institute of Standards and Technology (NIST) (NIST), Tech. Rep. NISTIR 5625, 1995.
- [13] P. D. Moncarz, B. M. McDonald, and R. D. Caligiuri, "Earthquake failures of welded building connections," *International Journal of Solids and Structures*, vol. 38, pp. 2025–2032, 2001.

- [14] J. M. Barsom, "Fatigue and fracture behaviour of moment frame connections under seismic loading (northridge earthquake)," in *Fatigue and Fracture Mechanics*, W. G. Reuter and R. S. Piascik, Eds., ser. ASTM STP 1417, vol. 33, West Conshohocken: American Society for Testing and Materials, 2002, pp. 57–72.
- [15] National Institute of Standards and Technology, "The january 17, 1995 Hyogoken-Nanbu (Kobe) earthquake : Performance of structures, lifelines, and fire protection systems," National Institute of Standards and Technology (NIST), Tech. Rep., 1996.
- [16] H. Tamura, E. Sasaki, H. Yamada, H. Katsuchi, and T. Chanpheng, "Involvements of stress triaxiality in the brittle fracture during earthquakes in steel bridge bents," *International Journal of Steel Structures*, vol. 9, no. 3, pp. 241–252, 2009.
- [17] S. Toda, R. Hataya, S. Abe, and K. Miyakoshi, "The 1995 Kobe earthquake and problems of evaluation of active faults in Japan," *Engineering Geology*, vol. 43, pp. 151–167, 1996.
- [18] J. R. Rice, "A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks," *Journal of Applied Mechanics*, vol. 35, pp. 379–386, 1968.
- [19] J. W. Hutchinson, "Fundamentals of the phenomenological theory of nonlinear fracture mechanics," *Journal of Applied Mechanics*, vol. 50, pp. 1042–1051, 1983.
- [20] C. Ruggieri, "Modelagem Micromecânica da Fratura Dúctil e Aplicações à Integridade Estrutural," Tese (Livre docência), Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2001.
- [21] T. L. Anderson, *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications*, Third Edit. Boca Raton, FL: CRC Press, 2005.
- [22] W. M. Garrison and N. R. Moody, "Ductile fracture," *Journal of Physics and Chemistry of Solids*, vol. 48, no. 11, pp. 1035–1074, 1987.
- [23] V. Tvergaard and J. W. Hutchinson, "The relation between crack growth resistance and fracture process parameters in elastic-plastic solids," *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 40, no. 6, pp. 1377–1397, 1992.
- [24] V. Tvergaard and J. W. Hutchinson, "Effect of T-STRESS on mode i crack growth resistance in a ductile solid," *International Journal of Solids and Structures*, vol. 31, no. 6, pp. 823–833, 1994.
- [25] F. A. McClintock, "A criterion for ductile fracture by the growth of holes," *Journal of Applied Mechanics*, vol. 90, pp. 363–371, 1968.
- [26] J. R. Rice and D. M. Tracey, "On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields," *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 17, pp. 201–217, 1969.

- [27] J. Besson, "Continuum models of ductile fracture: A review," *International Journal of Damage Mechanics*, vol. 19, pp. 3–52, 2010.
- [28] J. W. Hancock and A. C. Mackenzie, "On the mechanism of ductile failure in high-strength steels subjected to multi-axial stress-states," *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 24, no. 2, pp. 147–169, 1976.
- [29] A. C. Mackenzie, J. W. Hancock, and D. K. Brown, "On the influence of state of stress on ductile failure initiation in high strength steels," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 9, pp. 167–188, 1977.
- [30] Y. Bai and T. Wierzbicki, "Application of extended mohr-coulomb criterion to ductile fracture," *International Journal of Fracture*, vol. 161, no. 1, pp. 1–20, 2010.
- [31] A. L. Gurson, "Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: Part I - yield criteria and flow rules for porous ductile media," *Journal of Engineering Materials and Technology*, vol. 99, pp. 2–15, 1977.
- [32] V. Tvergaard, "Material failure by void growth to coalescence," *Advances in Applied Mechanics*, vol. 27, pp. 83–151, 1989.
- [33] V. Tvergaard and A. Needleman, "Analysis of cup-cone fracture in round tensile bar," *Acta Metallurgica*, vol. 32, pp. 157–169, 1984.
- [34] K. K. Mathur, A. Needleman, and V. Tvergaard, "Three dimensional analysis of dynamic ductile crack growth in a thin plate," *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 44, no. 3, pp. 439–464, 1996.
- [35] A. Needleman and V. Tvergaard, "An analysis of ductile rupture modes of a crack tip," *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 35, no. 2, pp. 151–183, 1987.
- [36] L. Xia and C. F. Shih, "Ductile crack growth - I: A numerical study using computational cells with microstructurally-based length scales," *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 43, no. 2, pp. 223–259, 1995.
- [37] L. Xia and C. Shih, "Ductile crack growth - II: Void nucleation and ageometry effects on macroscopic fracture bahaviour," *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 43, no. 12, pp. 1957–1981, 1995.
- [38] L. Xia, C. F. Shih, and J. W. Hutchinson, "A computational approach to ductile crack growth under large scale yielding conditions," *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 43, no. 3, pp. 389–413, 1995.
- [39] C. Ruggieri, T. L. Panontin, and R. H. Dodds, "Numerical modeling of ductile crack growth in 3-d using computational cell elements," *International Journal of Fracture*, vol. 82, pp. 67–95, 1996.
- [40] A. Needleman, "A numerical study of necking in circular cylindrical bars," *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 20, pp. 111–127, 1972.

- [41] R. Becker, A. Needleman, O. Richmond, and V. Tvergaard, "Void growth and failure in notched bars," *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 36, no. 3, pp. 317–351, 1988.
- [42] T. Sadasue, S. Igi, T. Kubo, A. Glover, N. Ishikawa, D. Horsley, and M. Endo Shigeru Toyoda, "Ductile cracking evaluation of X80/X100 high strength linepipes," in *5th International Pipeline Conference (IPC 2004)*, ASME, Calgary, Canada, 2004.
- [43] S. Igi, M. Ohata, T. Sakimoto, K. Oi, and J. Kondo, "Ductile crack extension analysis for X80 bending deformation using damage-based model," in *10th International Pipeline Conference (IPC 2014)*, ASME, Calgary, Canada, 2014.
- [44] C. K. Oh, Y. J. Kim, J. H. Baek, and W. S. Kim, "Development of stress-modified fracture strain for ductile failure of API X65 steel," *International Journal of Fracture*, vol. 143, pp. 119–133, 2007.
- [45] C. S. Oh, N. H. Kim, Y. J. Kim, J. H. Baek, Y. P. Kim, and W. S. Kim, "A finite element ductile failure simulation method using stress-modified fracture strain model," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 78, pp. 124–137, 2011.
- [46] N. Ishikawa, H. Sueyoshi, and S. Igi, "Application of damage mechanics modeling to strain based design with respect to ductile crack initiation," in *8th International Pipeline Conference (IPC 2010)*, ASME, Calgary, Canada, 2010.
- [47] N. Suzuki, H. Takika, S. Igi, M. Okatsu, J. Kondo, and T. Arakawa, "Local buckling behavior of 48", X80 high-strain line pipes," in *8th International Pipeline Conference (IPC 2010)*, ASME, vol. Volume 4, Calgary, Canada, 2010.
- [48] C. F. Tipper, "The fracture of metals," *Metallurgia*, vol. 39, pp. 133–137, 1949.
- [49] K. E. Puttick, "Ductile fracture in metals," *The Philosophical Magazine*, vol. 4, pp. 964–969, 1959.
- [50] W. D. Callister and D. G. Rethwisch, *Materials Science and Engineering: an Introduction*, 8th edition. New York: John Wiley & Sons, 2009.
- [51] R. Van Stone, T. Cox, J. Low Jr, and J. Psioda, "Microstructural aspects of fracture by dimpled rupture," *International Metals Reviews*, vol. 30, no. 4, pp. 157–180, 1985.
- [52] J. Gurland and J. Plateau, "The mechanism of ductile rupture of metals containing inclusions," in *Transactions of ASM*, vol. 56, Germain-en-Laye, France, 1963, pp. 442–454.
- [53] A. A. Griffith, "The Phenomenon of Rupture and Flow in Solids," *Philosophical Transactions of the Royal Society, Series A*, vol. 221, pp. 163–198, 1921.
- [54] L. M. Brown and W. M. Stobbs, "The work-hardening of copper-silica v. equilibrium plastic relaxation by secondary dislocations," *Philosophical Magazine*, vol. 34, no. 3, pp. 351–372, 1976.

- [55] A. S. Argon, J. Im, and R. Safoglu, "Cavity formation from inclusions in ductile fracture," *Metallurgical Transactions A*, vol. 6A, pp. 825–837, 1975.
- [56] S. H. Goods and L. M. Brown, "Overview no. 1. the nucleation of cavities by plastic deformation," *Acta Metallurgica*, vol. 27, pp. 1–15, 1979.
- [57] F. A. McClintock and A. S. Argon, *Mechanical Behavior of Materials*. Reading, Massachussets: Addison-Wesley, 1966.
- [58] Y. d'Escatha and J. Devaux, "Numerical study of initiation, stable crack growth, and maximum load, with a ductile fracture criterion based on the growth of holes," in *Elastic-Plastic Fracture*, J. D. Landes, J. A. Begley, and G. A. Clarke, Eds., ser. ASTM STP 668, American Society for Testing and Materials, 1979, pp. 229–248.
- [59] D. M. Tracey, "Strain-hardening and interaction effects on the growth of voids in ductile fracture," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 3, pp. 301–315, 1971.
- [60] F. Dotta, "Previsão da pressão de colapso em dutos para transporte de gás e petróleo contendo defeitos planares incorporando curvas de resistência J-R: Uma abordagem micromecânica utilizando critérios locais," Tese (Doutorado), Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2006, p. 160.
- [61] A. S. Tetelman and A. J. McEvily, *Fracture of Structural Materials*. New York, NY: John Wiley & Sons, 1967, p. 697.
- [62] X. Gao, J. Faleskog, and C. F. Shih, "Cell model for nonlinear fracture analysis-ii. fracture-process calibration and verification," *International Journal of Fracture*, vol. 89, pp. 375–398, 1998.
- [63] M. Isacson and T. Narström, "Microscopic examination of crack growth in a pressure vessel steel," *Materials Science and Engineering A*, vol. 241, pp. 169–178, 1998.
- [64] A. M. Kanvinde and G. G. Deierlein, "Micromechanical simulation of earthquake-induced fracture in steel structures," Department of Civil and Environmental Engineering, Stanford University, Stanford, Tech. Rep. 145, Jul. 2004.
- [65] W.-M. Chi, A. M. Kanvinde, and G. G. Deierlein, "Prediction of ductile fracture in steel connections using smcs criterion," *Journal of Structural Engineering*, vol. 132, no. 2, pp. 171–181, 2006.
- [66] J. Faleskog, X. Gao, and C. F. Shih, "Cell model for nonlinear fracture analysis - i. micromechanics calibration," *International Journal of Fracture*, vol. 89, pp. 355–373, 1998.
- [67] W. Brocks, D. Klingbeil, G. Kunecke, and D.-Z. Sun, "Application of the guron model to ductile tearing resistance," in *Constraint Effects in Fracture Theory and Applications: Second Volume*, ser. ASTM STP 1244, Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1995, pp. 232–254.

- [68] Z. Zhang and M. Hauge, "On the Gurson micro-mechanical parameters," in *Fatigue and Fracture Mechanics: Twenty-Ninth Volume*, T. L. Panontin and S. D. Sheppard, Eds., ser. ASTM STP 1332, West Conshohocken: American Society for Testing and Materials, 1999, pp. 364–383.
- [69] J. W. Hancock and M. J. Cowling, "Role of state of stress in crack-tip failure processes," *Metal Science*, vol. 14, no. 8–9, pp. 293–304, 1980.
- [70] Y. Huang, J. W. Hutchinson, and V. Tvergaard, "Cavitation instabilities in elastic-plastic solids," *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 39, no. 2, pp. 223–241, 1991.
- [71] Y. Huang, "Accurate dilatation rate for spherical voids in triaxial stress fields," *Journal of Applied Mechanics (ASME Transactions)*, vol. 58, pp. 1084–1086, 1991.
- [72] B. Marini, F. Mudry, and A. F. Pineau, "Experimental study of cavity growth in ductile rupture," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 22, no. 6, pp. 989–996, 1985.
- [73] G. R. Johnson and W. H. Cook, "Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 21, no. 1, pp. 31–48, 1985.
- [74] J. W. Hancock and D. K. Brown, "On the role of strain and stress state in ductile failure," *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 31, no. 1, pp. 1–24, 1983.
- [75] T. L. Panontin and S. D. Sheppard, "The relationship between constraint and ductile fracture initiation as defined by micromechanical analyses," in *Fracture Mechanics: 26th Volume*, W. G. Reuter, J. H. Underwood, and J. J. C. Newman, Eds., ser. ASTM STP 1256, Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1995, pp. 54–85.
- [76] N. N. Davidenkov and N. I. Spiridonova, "Mechanical methods of testing," in *Proceeding 1946*, ASTM, vol. Volume 46, pp. 1147–1158.
- [77] B. Healy, A. Gullerud, K. Koppenhoefer, A. Roy, S. Roychowdhury, J. Petti, M. Walters, B. Bichon, K. Cochran, A. Carlyle, J. Sobotka, M. Messner, and R. Dodds, "WARP3D: 3-D dynamic nonlinear fracture analyses of solids using parallel computers," University of Illinois at Urbana-Champaign, Champaign, Illinois, Tech. Rep., Mar. 2018.
- [78] M. Ohata and M. Toyoda, "Application of equivalent damage concept to evaluation of ductile cracking for linepipe under large scale seismic loading," in *22nd International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering (OMAE)*, ASME, Cancun, Mexico, 2003.
- [79] M. Toyoda, M. Ohata, and M. Yokota, "Criterion for ductile cracking for the evaluation of steel structure under large scale cyclic loading," in *20th*

International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering (OMAE2001), ASME, Rio de Janeiro, Brazil, 2001.

- [80] C. C. Frederick and P. J. Armstrong, "A mathematical representation of the multiaxial baushinger effect," *Materials at High Temperatures*, vol. 24, pp. 1–26, 1966.
- [81] J. L. Chaboche, "Time-independent constitutive theories for cyclic plasticity," *International Journal of Plasticity*, vol. 2, no. 2, pp. 149–188, 1986.
- [82] W. F. Chen and D. J. Han, *Plasticity for structural engineers*. Ft. Lauderdale, FL: J. Ross Pub., 2007.

A IMPLEMENTAÇÃO NUMÉRICA DO SMCS

As análises numéricas para predizer o início e comportamento da fratura dúctil em diferentes componentes estruturais são geradas através do código não linear WARP3D [77]. As características do código incluem: (1) implementação de modelos de dano como são Gurson-Tvergaard e o SMCS utilizando teorias de grandes deformações; (2) extinção de elementos (tipo célula) utilizando o modelo linear de redução de forças nodais; (3) redução automática do incremento de carga (*load step*) baseado na taxa de acumulação de dano material na célula e (4) determinação da integral J através de procedimentos numéricos.

A.1 Procedimento de Extinção do Elemento (*Element Extinction*)

A implementação do procedimento numérico para quantificar a dependência da deformação plástica crítica sobre o estado triaxial de tensões em WARP3D deriva da avaliação da deformação plástica acumulada sobre o historial de carregamento:

$$\bar{\varepsilon}_p = \int \sqrt{\frac{2}{3} \dot{\varepsilon}_p^{ij} \dot{\varepsilon}_p^{ij}} dt = \sum_{steps} \sqrt{\frac{2}{3} \Delta \bar{\varepsilon}_p^{ij} \Delta \bar{\varepsilon}_p^{ij}} \quad (22)$$

em que $\Delta \bar{\varepsilon}_p^{ij}$ é o incremento da deformação plástica em cada nível de carregamento (*load step*).

O dano no material no elemento (tipo célula) ocorre quando a deformação plástica acumulada atinge o valor crítico estabelecido pelo critério de dano SMCS. A implementação numérica determina a $\bar{\varepsilon}_p$ corrente para cada ponto de integração do elemento e depois calcula a deformação média do elemento. Os valores de σ_m e σ_e requeridos para a implementação do SMCS também são calculados como a média dos valores dos pontos de integração do elemento.

O estágio final de coalescência de cavidades na região na frente da trinca ocorre através da nulificação das forças residuais. Essa redução é obtida por meio do processo de extinção de elementos utilizando um modelo linear de redução de forças. O procedimento de redução de forças (*linear traction-separation*) proporciona simplicidade computacional e retém forte conexão com o mecanismo físico de coalescência de cavidades. A Fig. A.1 ilustra esse modelo utilizando um esquema 2D. Na Fig. A.1 (a) mostra um elemento (tipo célula) não deformado com tamanho inicial $D/2$ (dimensão normal ao plano de simetria da trinca). Quando o elemento atinge o valor crítico de deformação plástica, a elongação média normal ao plano da

trinca é denotada como $\bar{H}_0$ (veja Fig. A.1 (b)). Este valor é calculado utilizando o deslocamento médio normal ao plano da trinca dos quatro nós sobre a face superior do elemento. As forças nodais internas antes de sua extinção são armazenadas e a rigidez da célula é nulificada, desta forma, as células extintas permanecem no modelo, mas não contribuem à rigidez global da estrutura. Durante incrementos de carga subsequentes, o elemento recentemente excluído continua se alongando normalmente ao plano da trinca, com uma elongação média $\bar{H}$ (ver Fig. A.1 (c)).

As forças nodais no elemento são reduzidas a zero em uma forma linear com incrementos subsequentes na elongação $\bar{H} > \bar{H}_0$. Para qualquer nível de carregamento após atingir o estado crítico de dano, $\bar{\varepsilon}_p = \bar{\varepsilon}_{p,crit}$, a fração remanescente das forças nodais aplicada sobre cada célula extinta, γ , é dada por:

$$\gamma = 1.0 - \frac{\bar{H} - \bar{H}_0}{\lambda (D/2)} \quad (23)$$

em que um valor típico do fator de redução λ é 0.1.

Figura A.1 – Procedimento de redução de forças nodais e extinção de célula computacional

Fonte: Adaptado de WARP3D [77]