

FERNANDO FRANCISCO DOS SANTOS

**ANÁLISE MICROMECAÂNICA DA FRATURA DÚCTIL EM
AÇOS ESTRUTURAIS E APLICAÇÕES À AVALIAÇÃO DE
FALHAS EM DUTOS**

Dissertação apresentada à Escola Politécnica da Universidade
de São Paulo para obtenção do título de Mestre em Engenharia
junto ao Departamento de Engenharia Naval e Oceânica

Orientador: Prof. Dr. Claudio Ruggieri

**São Paulo
2003**

“ A emoção mais bonita e profunda que podemos experimentar é o senso do Mistério. Aqui está a semente de qualquer arte, de qualquer verdadeira ciência. O homem para o qual não é mais familiar o sentimento do Mistério, que perdeu a faculdade de se maravilhar e humilhar perante a criação, é como um homem morto”

Albert Einstein

Ao meu avô João Francisco dos Santos (*in memoriam*)

AGRADECIMENTOS

Ao meu orientador Prof. Claudio Ruggieri, pela sua dedicação, paciência, amizade e por acompanhar e cuidar da minha formação em todos os momentos de aprendizado, dificuldades, enfim de alegria.

À FAPESP (Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo) pelo suporte ao desenvolvimento desta pesquisa através do processo Nº 00/09818-2.

Ao Prof. Masao Toyoda (Departamento de Produção e Materiais, Universidade de Osaka) pelo fornecimento de resultados experimentais necessários ao desenvolvimento deste trabalho.

Aos amigos do Grupo de Mecânica da Fratura e Integridade Estrutural (NVFRAC) do Departamento de Engenharia Naval e Oceânica (PNV) pelo apoio, discussões e os quais, direta ou indiretamente, contribuíram para esta investigação.

Ao Prof. Arnaldo H. Paes de Andrade pelas sugestões e contribuições para o desenvolvimento deste trabalho.

Aos amigos e professores da FEI (Faculdade de Engenharia Industrial) pelo apoio e incentivo desde o início da graduação – Pe. Stefano Perugini, Pe. Vando Valentini, Prof. Costantino Agazzi (*in memoriam*), Prof. Flavio Viera de Souza, Prof^a Carla Andreia, Prof. Raul Fernandes, Prof^a Marli Pizorelli e Prof. Geraldo Roberto de Almeida e Marcelo

Aos amigos do Movimento Comunhão e Libertação, Fraternidade e Pe. Cassio que me educam a um olhar atento diante da Realidade.

Aos meus pais Manoel e Magda, aos meus irmãos Eduardo e Vinícius, ao meus tios e tias, em especial à minha tia Maria de Lourdes por ceder o espaço para a redação deste trabalho. Ao grande amigo Edson e à minha nova família Tania, Selma e Corina. Enfim, a todas pessoas que contribuíram para a minha formação pessoal e profissional.

SUMÁRIO

Seção No.	Página
Dedicatória	i
Agradecimentos	ii
Sumário	iii
Lista de Figuras	vi
Lista de Tabelas	x
Lista de Símbolos	xi
Resumo	xiv
Abstract	xv
1. INTRODUÇÃO	1
2. CARACTERÍSTICAS FENOMENOLÓGICAS DA FRATURA DÚCTIL E O COMPORTAMENTO MECÂNICO DE MATERIAIS	6
2.1 Aspectos Microestruturais da Fratura Dúctil em Metais	6
2.1.1 Nucleação de Cavidades	9
2.1.2 Crescimento de Cavidades	11
2.1.3 Coalescência de Cavidades	13
2.2 Comportamento Mecânico de Barras Cilíndricas Submetidas à Tração	15
2.3 A Influência do Entalhe na Distribuição da Tensão e Deformação na Iniciação da Fratura Dúctil	19
3. MODELOS MICROMECAÑICOS PARA A FRATURA EM MATERIAIS DÚCTEIS	22
3.1 Avaliação da Integridade Estrutural Utilizando Modelos Micromecânicos	21
3.2 Modelo de Células Computacionais para Materiais Porosos	23
3.3 Modelo de Células Computacionais Incorporando o Critério da Tensão Modificada pela Deformação Crítica (SMCS)	29
3.4 Crescimento da Trinca Material Através da Extinção da Célula Computacional	30

4.	ANÁLISE NUMÉRICA DE BARRAS CILÍNDRICAS UTILIZANDO CRITÉRIOS DE DANO LOCAL	33
4.1	Ensaio Experimentais em Barras Cilíndricas	33
4.2	Modelos Computacionais	36
4.3	Calibração Paramétrica da Curva Tensão-Deformação	42
4.3.1	Calibração do Critério GT	42
4.3.2	Resultados da Calibração GT	44
4.3.3	Discussão dos Resultados da Calibração GT	51
4.3.4	Calibração do Critério SMCS	57
4.3.5	Resultados da Calibração SMCS	57
4.3.6	Discussão dos Resultados da Calibração SMCS	60
5.	ANÁLISE EXPLORATÓRIA DA MODELAGEM MICROMECAÂNICA APLICADA À AVALIAÇÃO DE FALHA EM DUTOS	62
5.1	Ensaio Experimentais em Dutos Sob um Ciclo de Carregamento à Flexão	63
5.2	Modelo de Elementos Finitos para Dutos	66
5.3	Previsão da Iniciação da Fratura Dúctil em Dutos	71
5.4	Resultados Obtidos	72
6.	CONCLUSÕES E OBSERVAÇÕES FINAIS	81
7.	TRABALHOS PUBLICADOS	83
8.	REFERÊNCIAS	84

APÊNDICE

Anexo A:	ANÁLISE NÃO LINEAR 3D ATRAVÉS DO MÉTODO DE ELEMENTOS FINITOS - CÓDIGO WARP3D	87
-----------------	---	-----------

LISTA DE FIGURAS

Figura No.	Página
1	<i>Mapa da malha dutoviária nacional.</i> 2
2	<i>Trinca em estrutura metálica em Kobe (1995), na qual a fratura frágil (clivagem) originou-se a partir de regiões intensamente plastificadas nas juntas soldadas.</i> 4
3	<i>(a) Formação de trinca (macroscópica) interna na região de estrição em barra cilíndrica submetida a tração uniaxial [6]; (b) Crescimento e coalescência de microcavidades nucleadas a partir de inclusões não metálicas [6]</i> 7
4	<i>(a) Inclusões e partículas de segunda fase dispersas na matriz metálica (b) Nucleação de cavidades na vizinhança das inclusões (c) Crescimento de cavidades (d) Coalescência das cavidades formando a trinca macroscópica. [9]</i> 8
5	<i>Cavidade esférica submetida ao estado triaxial de tensões [19]</i> 12
6	<i>(a) Material poroso contendo cavidades nucleadas; (b) Modelo contínuo de Gurson com as propriedades da porosidade média do material [9]</i> 13
7	<i>Modelo de carga aplicável à instabilidade de cavidades [9]</i> 14
8	<i>Comportamento típico para materiais dúcteis: (1) Curva Tensão–Deformação Nominal ou de Engenharia (2) Curva Tensão–Deformação Verdadeira e (3) Curva Corrigida</i> 16
9	<i>Estado triaxial de tensão decorrente do efeito de constrição na região central do corpo de prova à tração.</i> 18
10	<i>Curva triaxialidade de tensão–deformação plástica equivalente utilizando a análise de barras cilíndricas.</i> 21
11	<i>Modelo para a fratura dúctil utilizando células computacionais [19].</i> 25
12	<i>Estratégia de redução de forças nodais remanescentes após a extinção de uma célula computacional [19]</i> 32

13	<i>Geometria dos corpos de prova utilizado nos experimentos: (a) corpo de prova cilíndrico convencional; (b) corpos de prova com entalhe com diferentes entalhes circulares.</i>	35
14	<i>Curva tensão–deformação verdadeira medida experimentalmente para barras cilíndricas com e sem entalhe submetidas à carregamentos de tração [43]</i>	35
15	<i>Matriz de análise dos corpos de prova à tração.</i>	37
16	<i>Modelo de elementos finitos 3D para corpos de prova à tração (a) sem entalhe (b) com entalhe R0.2</i>	39
17	<i>Modelo de elementos finitos 3D para corpos de prova à tração (a) com entalhe R1 (b) com entalhe R2</i>	40
18	<i>Calibração da porosidade f_0 para a curva tensão–deformação em barras cilíndricas sem entalhe</i>	46
19	<i>Distribuição da triaxialidade de tensão na seção transversal de barras sem entalhe com diferentes níveis de deformação.</i>	46
20	<i>Calibração da porosidade f_0 para a curva tensão–deformação em barras cilíndricas entalhe R0.2.</i>	48
21	<i>Distribuição da triaxialidade de tensão na seção transversal de barras entalhe R0.2 com diferentes níveis de deformação.</i>	48
22	<i>Calibração da porosidade f_0 para a curva tensão–deformação em barras cilíndricas entalhe R1</i>	49
23	<i>Distribuição da triaxialidade de tensão na seção transversal de barras entalhe R1 com diferentes níveis de deformação.</i>	49
24	<i>Calibração da porosidade f_0 para a curva tensão–deformação em barras cilíndricas entalhe R2.</i>	50
25	<i>Distribuição da triaxialidade de tensão na seção transversal de barras entalhe R2 com diferentes níveis de deformação.</i>	50
26	<i>Evolução do crescimento da trinca macroscópica interna (a) CP–R0 para condição inicial, (b) CP–R0 para condição de instabilidade (c) trinca interna para a condição de instabilidade.</i>	53

27	<i>Evolução do crescimento da trinca macroscópica externa (a) CP-R02 para condição inicial, (b) CP-R02 para condição de instabilidade (c) trinca externa para a condição de instabilidade.</i>	54
28	<i>Evolução do crescimento da trinca macroscópica interna (a) CP-R1 para condição inicial, (b) CP-R1 para condição de instabilidade (c) trinca interna para a condição de instabilidade.</i>	55
29	<i>Evolução do crescimento da trinca macroscópica interna (a) CP-R2 para condição inicial, (b) CP-R2 para condição de instabilidade (c) trinca interna para a condição de instabilidade.</i>	56
30	<i>Calibração variação da triaxialidade de tensão-deformação plástica equivalente utilizando a análise de barras cilíndricas.</i>	60
31	<i>Ilustração esquemática do corpo de prova (duto) submetido ao ciclo de carregamento de flexão (a) indentação, (b) compressão e (c) tração.</i>	64
32	<i>Curva experimental carga (P) vs. deslocamento axial (Δ).</i>	67
33	<i>Modelo de elementos finitos 3D para os dutos utilizados nas análises numéricas.</i>	68
34	<i>Detalhes de construção da região onde estão localizadas as células computacionais: a) modelo tipo A b) modelo tipo B, c) vista da seção transversal do modelo tipo B.</i>	69
35	<i>Modelo numérico de duto ao final da etapa de indentação (a) e ao final da etapa de compressão.</i>	74
36	<i>Modelo numérico de duto para condição de instabilidade na etapa de tração.</i>	75
37	<i>Curva de deslocamento do modelo de duto para as fases de pré-flexão (compressão) e flexão-reversa (tração) para os pontos de iniciação da falha dúctil obtidas no ensaio experimental e a previsão da resposta numérica (b) Modelo do duto na fase final da etapa de compressão</i>	77
38	<i>Evolução da triaxialidade de tensão vs. deformação equivalente do duto durante o ciclo de carregamento à flexão.</i>	78
39	<i>Evolução da triaxialidade de tensão vs. deslocamento radial do duto durante o ciclo de carregamento à flexão.</i>	80

LISTA DE TABELAS

Tabela No.		Página
1	<i>Composição química do aço SM490YB</i>	34
2	<i>Propriedades mecânicas do aço SM490YB utilizado (20°C)</i>	34
3	<i>Dados da modelagem numérica dos corpos de prova à tração</i>	42
4	<i>Valores da deformação equivalente (ϵ_{eq}) e da triaxialidade de tensão (h) estabelecido para o elemento à frente da trinca macroscópica</i>	52
5	<i>Valores da deformação equivalente (ϵ_{eq}) e da triaxialidade de tensão (h) estabelecido para o elemento no centro da amostra</i>	58
6	<i>Valores da deformação equivalente (ϵ_{eq}), dimensão da trinca macroscópica, nº de células deletadas e porosidade inicial</i>	59
7	<i>Propriedades mecânicas do aço STPT370 utilizado (20°C)</i>	63

LISTA DE SÍMBOLOS

J	Integral J .
Δa	Extensão dúctil; crescimento estável da trinca.
SFP	Sistema Flutuante de Produção.
GT	Gurson-Tvergaard.
SMCS	<i>Stress Modified Critical Strain</i> – Deformação Crítica Modificada pela Tensão.
f_0	Porosidade inicial.
D	Dimensão da célula computacional.
a	Constante do material.
β	Constante do material.
ρ_1	Densidade de discordância.
$\epsilon_1, \epsilon_2, \epsilon_3$	Deformações principais.
r	Raio da cavidade.
b	Vetor de Burgers.
σ_{e_l}	Tensão escoamento local.
μ	Módulo de cisalhamento.
a	Constante.
σ_I	Tensão na interface da partícula.
σ_{e_l}	Tensão de escoamento local.
σ_m	Tensão média ou hidrostática.
S_1	Tensão desviatória.
σ_c	Tensão de decoesão.
σ_{eq}	Tensão equivalente de Von Mises.

σ_X	Tensão normal na direção X.
σ_Y	Tensão normal na direção Y.
σ_Z	Tensão normal na direção Z.
ϵ_X	Deformação normal na direção X.
ϵ_Y	Deformação normal na direção Y.
ϵ_Z	Deformação normal na direção Z.
\bar{R}	Raio médio da microcavidade.
R_0	Raio inicial da microcavidade.
R_1	Raio da microcavidade na direção X.
R_2	Raio da microcavidade na direção Y.
R_3	Raio da microcavidade na direção Z.
ϵ_{eq}	Deformação plástica equivalente Von Mises.
σ_{ys}	Tensão de escoamento do material.
g	Função de escoamento; potencial plástico.
f	Porosidade corrente.
a, b	Dimensão planar da cavidade.
d	Espaçamento entre cavidades.
σ_{cc}	Tensão crítica de coalescência.
$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$	Tensões principais.
σ_e	Tensão nominal ou engenharia.
P	Carga aplicada.
A_0	Área inicial não deformada da barra cilíndrica.
ϵ_e	Deformação nominal ou de engenharia.
Δl	Variação de comprimento longitudinal.

l_0	Comprimento inicial.
σ	Tensão verdadeira.
A_i	Área instantânea deformada da barra cilíndrica.
ϵ	Deformação verdadeira.
R	Raio de curvatura longitudinal.
D	Diâmetro da seção transversal.
a	Raio mínimo da seção transversal.
ϵ_p^{crit}	Deformação equivalente crítica.
$ZPFD$	Zona de processo de fratura dúctil.
q_1, q_2, q_3	Parâmetros de ajuste (Tvergaard).
f_c	Valor de porosidade crítica.
\mathcal{A}	Função de aceleração da taxa de crescimento de cavidades.
f_f	Valor de porosidade para falha (fratura) final.
f^*	Fração volumétrica modificada.
f_u^*	Fração volumétrica correspondente à capacidade de carga nula.
ϵ_p^{local}	Deformação plástica local.
f_E	Valor crítico da porosidade.
F_{Nc}	Forças nodais na célula.
\bar{H}	Elongação médiã (normal ao plano da trinca) de uma célula.
\bar{H}_0	Elongação normal ao plano da trinca de uma célula.
L	Comprimento inicial não deformado da barra cilíndrica.
X, Y, Z	Planos Cartesianos ortogonais de referência.
η	Fator de redução.

h	Triaxialidade de tensão.
ϵ_t	Alongamento até a ruptura
σ_u	Tensão de ruptura.

RESUMO

Este trabalho investiga a habilidade da metodologia de células computacionais aplicada à modelagem da fratura dúctil em corpos de prova à tração e dutos danificados no contexto 3D. A metodologia de células computacionais descreve de forma adequada a previsão da extensão dúctil de trincas através de análises numéricas em grande escala, associadas a um critério de dano local e a uma dimensão característica sobre a qual o dano material ocorre. Ensaios laboratoriais foram realizados em aços estruturais de alta resistência para barras cilíndricas com e sem entalhes circunferenciais. O resultados destes testes são apresentados através da curva tensão–deformação as quais serão utilizadas para calibração dos parâmetros característico das células computacionais para o material em estudo.

O presente trabalho utiliza a metodologia de células computacionais associada a dois critérios de dano local para descrever a fratura dúctil em corpos de prova à tração: (1) o modelo constitutivo de *Gurson–Tvergaard* (GT) para o crescimento e coalescência de cavidades e (2) o modelo de deformação crítica (SMCS). Estes dois critérios de dano material são utilizados para previsão do fraturamento dúctil em uma amostra de duto submetida a um ciclo de carregamento à flexão. Embora esta metodologia apresente limitações à aplicabilidade da previsão do fraturamento dúctil nas amostras de dutos, o modelo de células computacionais apresenta excelentes resultados para previsão da fratura dúctil em barras cilíndricas de acordo com as medições experimentais.

ABSTRACT

This study explores the capabilities of a computational cell framework in a 3-D setting to model ductile fracture behavior in tensile specimens and in damaged pipelines. The computational cell methodology provides a convenient approach for ductile crack extension suitable for large scale numerical analyses which includes a damage criterion and a microstructural length scale over which damage occurs. Laboratory testing of a high strength structural steel provides the experimental stress-strain data for round bar and circumferentially notched tensile specimens to calibrate the cell model parameters for the material.

The present work applies the cell methodology using two damage criterion to describe ductile fracture in tensile specimens: (1) the Gurson-Tvergaard (GT) constitutive model for void coalescence and (2) the stress-modified, critical strain (SMCS) criterion to describe the critical deformation for the material. These damage criteria are then applied to predict ductile cracking for a pipe specimen tested under cycling bend loading. While the methodology still appears to have limited applicability to predict ductile cracking behavior in pipe specimens, the cell computational model predictions of the ductile response for the tensile specimens show excellent agreement with experimental measurements.

1 INTRODUÇÃO

As mudanças no transporte modal de óleo e derivados de petróleo, o recente incremento da participação de gás natural na matriz energética nacional e o aumento da produção de petróleo em campos oceânicos vêm incentivando a expansão do sistema dutoviário no Brasil. Estimativas recentes projetam uma expansão da malha dutoviária nacional dos atuais 14.000 Km para mais de 21.000 Km de dutos para os próximos 5 anos [1]. A Fig. 1 apresenta o mapa da malha dutoviária nacional, o qual mostra uma grande concentração da rede de dutos na região Sul e Sudeste. Além do crescimento da malha de distribuição terrestre, a exploração de poços marítimos (*off-shore*) no litoral brasileiro (particularmente na Bacia de Campos) tem aumentado a utilização de sistemas tubulares especiais (*risers rígidos em catenária*) para o transporte de óleo cru desde a raiz submersa do poço até a plataforma marítima ou o navio-tanque. Estes *risers* estão frequentemente submetidos a condições severas de operação e a elevados gradientes de temperatura ao longo de toda a sua extensão até a superfície o que pode comprometer seriamente a sua integridade estrutural. Este novo cenário da matriz energética nacional impõe importantes desafios tecnológicos em relação ao projeto e operação de sistemas dutoviários.

O desenvolvimento de novos materiais fabricados através de processos controlados de laminação e tratamento térmico associados à adição de elementos de liga (*e.g.* Cr, Mn, V, Ti) possibilita a obtenção de aços estruturais de alta resistência mecânica e, desta forma, a construção de tubos com espessuras de parede fina e grandes diâmetros. Isto representa um avanço no projeto de dutos que resulta no melhor desempenho das linhas dutoviárias e permite a operação em pressões mais elevadas sem a ocorrência de colapso plástico da estrutura. Acidentes recentes ocorridos em áreas densamente povoadas resultados do vazamento e ruptura de linhas dutoviárias, demonstram a enorme

contendo um defeito macroscópico (trinca) são possíveis sob condições de crescimento (propagação) estável desta trinca; tal crescimento estável é comumente caracterizado pela curva de resistência J vs. Δa (denominada curva R), onde a integral J representa o parâmetro local de fratura e Δa é o crescimento (extensão dúctil) estável da trinca.

Além do problema de propagação de trincas e defeitos, particularmente importante é a avaliação de danos estruturais causados por deformações plásticas localizadas como, por exemplo, aquelas introduzidas por grandes deslocamentos de dutos provocados por movimentos excessivos de solo, por colisões de *risers* adjacentes em situações extremas de Sistemas Flutuantes de Produção (SFP) ou oriundas de operações de lançamento de *risers* submarinos. Outros exemplos recentes do efeito de deformações plásticas excessivas sobre falhas estruturais vêm do colapso de estruturas metálicas ocorrido durante os terremotos de Northridge (EUA, 1994) e Kobe (Japão, 1995). As investigações realizadas após os terremotos demonstraram a ocorrência de fratura em regiões com elevada concentração de tensão (como, por exemplo, defeitos em juntas soldadas de conexões viga-coluna de estruturas metálica) e elevadas deformações plásticas decorrentes de carregamento dinâmico (abalo sísmico). A Fig.2 ilustra uma falha estrutural típica, observada após o terremoto de Kobe em uma coluna metálica, na qual a fratura frágil (clivagem) originou-se a partir de regiões intensamente plastificadas nas juntas soldadas.

Pesquisas realizadas nas últimas duas décadas têm demonstrado que previsões do comportamento à fratura e margens de segurança mais realistas podem ser obtidas através de análises elasto-plásticas associadas a modelos micromecânicos de fratura. Tais modelos incorporam uma descrição local do processo de fratura dúctil em procedimentos mais robustos (e mais realistas) para a avaliação e prevenção de falhas em materiais estruturais. A identificação dos parâmetros característicos que descreve o



Figura 2 *Trinca em estrutura metálica em Kobe (1995), na qual a fratura frágil (clivagem) originou-se a partir de regiões intensamente plastificadas nas juntas soldadas.*

processo de fratura pode ser determinada através de técnicas experimentais, onde corpos de prova são submetidos a esforços de carregamentos até a ruptura acopladas a análises numéricas detalhadas do processo de fratura.

Este trabalho aborda a aplicação de uma metodologia micromecânica de fratura dúctil, desenvolvida inicialmente para a modelagem da propagação estável de defeitos pré-existentes (trincas), para descrever o comportamento dúctil de barras cilíndricas e dutos submetidos a deformações plásticas intensas. O capítulo 2 apresenta a revisão bibliográfica do processo de fratura dúctil incluindo seus aspectos fenomenológicos e uma descrição do comportamento mecânico de materiais metálicos. O capítulo 3 apresenta os aspectos computacionais da modelagem micromecânica com introdução do conceito de células computacionais juntamente com dois modelos de dano material: o modelo de *Gurson-Tvergaard (GT)*, o qual descreve o crescimento das microcavidades em função da triaxialidade de tensão, e o modelo *SMCS (Stress Modified Critical Strain)* “Deformação Crítica Modificada pela Tensão”, que descreve

o dano material como uma combinação entre a deformação e a triaxialidade de tensão. O capítulo 4 descreve a calibração dos parâmetros computacionais para os dois modelos de dano material: (f_0, D) para o modelo *GT* e (α, β) para o modelo *SMCS*, ambos utilizando resultados das curvas experimentais de barras cilíndricas submetidas à tração com diferentes entalhes circulares. No capítulo 5, será realizada a previsão da iniciação e crescimento da trinca dúctil em componentes estruturais de grande escala a partir dos parâmetros computacionais calibrados para os corpos de prova à tração. Ensaios realizados em dutos sob um ciclo de carregamento à flexão visam simular a deformação proveniente da variação da curvatura local decorrente de carregamentos sísmicos. No capítulo 6, apresentar-se-á as principais conclusões e observações finais do trabalho.

2 CARACTERÍSTICAS FENOMENOLÓGICAS DA FRATURA DÚCTIL E O COMPORTAMENTO MECÂNICO DE MATERIAIS

2.1 Aspectos Microestruturais da Fratura Dúctil em Metais

A separação ou fragmentação de um corpo sólido em duas ou mais partes sob a ação de um carregamento é chamado de fratura. O processo de fratura é caracterizado pela formação e propagação de trincas. Para os materiais metálicos, observam-se dois modos de fratura: *fratura dúctil* e *fratura frágil*. Na *fratura dúctil*, o material apresenta considerável deformação plástica acompanhada por mecanismos de “rasgamento” lento (*tearing*) do material, com grande absorção de energia antes da ruptura. Na *fratura frágil*, praticamente não ocorre deformação plástica no material o qual apresenta baixa taxa de absorção de energia antes da ruptura[3].

Investigações realizadas em corpos de prova à tração demonstraram a conexão entre o regime dúctil macroscópico e o microregime local de falha. Tal conexão deriva diretamente de observações experimentais sobre a microestrutura da região de estrição antes da ocorrência da instabilidade plástica global. Em 1927, Ludwick [4] seccionou corpos de prova à tração de alumínio antes da ruptura final. Na região de estrição observou-se ocorrência de mecanismos de iniciação e propagação de trincas macroscópicas no centro da amostra antes da sua falha final. Tipper [5], em 1948, sugeriu que a resistência à fratura em metais dúcteis está relacionada com o crescimento de cavidades, originadas pela decoesão das partículas não metálicas da matriz. O trabalho posterior de Puttick [6], em 1959, realizado em barras de cobre e ferro confirmou de forma incisiva a ocorrência do crescimento e coalescência de cavidades como o fenômeno governante na fratura dúctil em metais.

A Fig.3(a) mostra a formação de uma trinca (macroscópica) interna na região de estricção do corpo de prova à tração; as observações experimentais demonstram que a nucleação de cavidades ocorre sob a ação crescente de deformações plásticas. Na Fig.3(b), a fase final do processo de fraturamento dúctil ocorre pelo crescimento e coalescência de microcavidades.

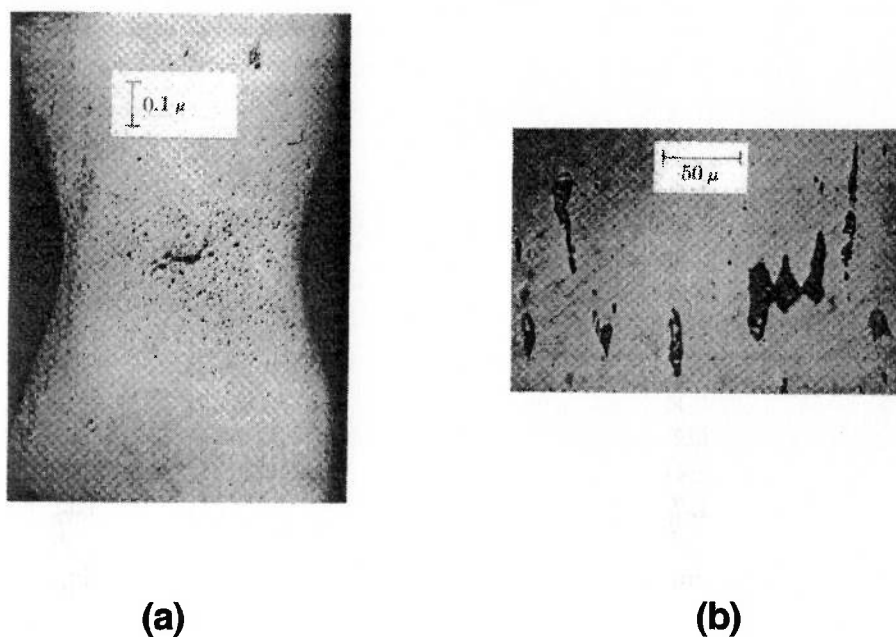


Figura 3 (a) Formação de trinca (macroscópica) interna na região de estricção em barra cilíndrica submetida a tração uniaxial [6]; (b) Crescimento e coalescência de microcavidades nucleadas a partir de inclusões não metálicas [6].

De acordo com trabalhos de Garrison e Moody [7] e Van Stone et al. [8] o processo de fratura dúctil é um modo de falha material que incorpora a combinação de vários mecanismos simultâneos e operativos em escala microestrutural que podem ser simplificados e divididos em: a) nucleação de microcavidades resultante da fratura ou separação de inclusões; b) crescimento subsequente de microcavidades suficientemente grandes e separadas uma das outras (microcavidades pequenas e próximas coalescem formando uma cavidade maior); c) coalescência final das microcavidades. O aumento

da deformação plástica ocasionará o crescimento das microcavidades que resultará na formação e propagação da trinca macroscópica na direção dos planos de intensa deformação por cisalhamento. Investigações experimentais subseqüentes permitiram estender a natureza fenomenológica da fratura dúctil a outras materias, por exemplo, aços de alta resistência e baixa liga, ligas de alumínio entre outros. A Fig. 4(a-d) [9] apresenta de forma esquemática as etapas do processo de fratura dúctil que será detalhado a seguir.

Em 1958, Kachanov [10] a partir de uma análise macroscópica do material considerando-se a presença das partículas de segunda fase e microporosidades inicialmente dispersas na matriz. Kachanov [10] estabeleceu que estes microdefeitos constituem um “dano inicial” no material, o qual favorece a concentração local de tensões, introduzindo os conceitos da Mecânica do Dano em Meios Contínuos. Nesta abordagem, a evolução do dano material é quantificada de forma indireta medindo-se a redução progressiva de propriedades mecânicas, por exemplo, módulo de elasticidade[11].

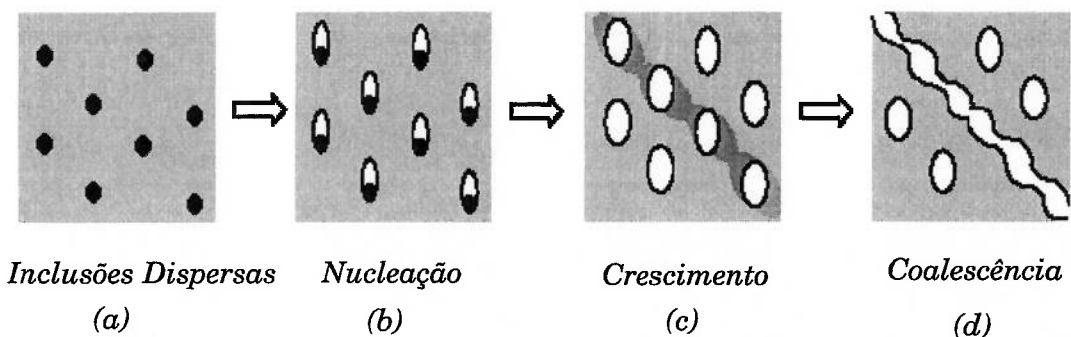


Figura 4 (a) *Inclusões e partículas de fase dispersas na matriz metálica.* (b) *Nucleação de cavidades ao redor das inclusões* (c) *Crescimento de cavidades* (d) *Coalescência das cavidades formando a trinca macroscópica.*[9]

2.1.1 Nucleação de Cavidades

A nucleação de cavidades em regiões intensamente deformadas ao redor de partículas de segunda fase ou inclusões não metálicas é o evento precursor do processo de fratura dúctil em materiais metálicos provocado pela decoesão da interface matriz/partícula ou fratura da própria partícula. O fenômeno da decoesão não ocorre simultaneamente ao longo de toda interface matriz/partícula. Fatores locais que influenciam na nucleação de novas cavidades tais como: tamanho, forma e orientação da partícula, resistência mecânica da matriz e da partícula, estado local de tensões e fração volumétrica da partícula também influenciam na nucleação da nova cavidade.

Investigações experimentais sugerem que a nucleação de cavidades ocorre primeiramente ao redor das partículas maiores (e.g, carbonetos, óxidos) dispersas na matriz metálica. A deformação plástica necessária para a nucleação de uma cavidade apresenta grande influência do estado local de tensões. Cox e Low [12] investigaram a influência do estado de tensão na nucleação de cavidades em partículas de MnS no aço 4340, e quantificaram, através da utilização de corpos de prova de tração com e sem entalhe, o surgimento de novas cavidades para diferentes níveis de tensão e deformação aplicado.

A modelagem da nucleação de microcavidades apresenta-se como um problema de grande complexidade no processo de fratura dúctil nos materiais metálicos. Diversos modelos teóricos para descrever o processo de nucleação de cavidades [7,8] apresentam condições bastante idealizadas e simplificadas. Gurland e Plateau [13] propuseram um dos primeiros modelos para a nucleação de cavidades a partir da fratura de uma partícula através de um balanço energético. Eles sugeriram que a condição necessária para a

fratura ocorre quando a energia elástica de deformação liberada pela partícula é igual ou maior à energia de superfície necessária para criar a nova cavidade

Alguns modelos teóricos apresentados na literatura para a nucleação de cavidade a partir da decoesão matriz/partícula são estabelecidos considerando a tensão na interface matriz/partícula. Goods e Brown [14] apresentaram um modelo de discordância para a nucleação de novas cavidades em partículas com dimensão $\leq 0.01 \mu\text{m}$. Eles estimaram que as discordâncias aos arredores da partícula eleva a tensão de escoamento local σ_{e_i} na interface. Brown e Stobbs [15] demonstraram que a densidade de discordâncias ρ_1 ao redor de uma partícula é aproximadamente $\rho_1 = 1.7\epsilon_1/rb$ e estabeleceram que a tensão local de escoamento na interface pode ser expressa por

$$\sigma_{e_i} = \alpha\mu b (\rho_1)^{1/2} = 1.3 \alpha\mu \left(\frac{\epsilon_1 b}{r} \right)^{1/2} \quad (1)$$

onde μ é o módulo de cisalhamento, b é o vetor de Burgers, ϵ_1 é a deformação plástica macroscópica máxima, α é uma constante que apresenta valores entre 1/3 à 1/7 e r raio da partícula. A presença de partículas impõe uma condição de restrição plástica local na matriz que deste modo eleva a tensão local na interface das partículas através de um fator estimado em 4.2 [14,15]. Desta forma a tensão local na presença de partícula é expressa na forma

$$\sigma_{e_i} = 5.4 \alpha\mu \left(\frac{\epsilon_1 b}{r} \right)^{1/2} \quad (2)$$

A nucleação de novas cavidades ao redor da partícula ocorre quando a tensão na interface da partícula σ_I apresentar valores superiores à tensão coesiva crítica σ_c . A máxima tensão na interface da partícula σ_I é a soma da tensão local modificada σ_{e_i} e a tensão média ou hidrostática σ_m e a tensão desviatória S_I na forma

$$\sigma_I = S_I + \sigma_m + \sigma_{e_i} \quad (3)$$

Argon et al.[16] apresentaram um modelo de nucleação de cavidades para materiais que contém inclusões e partículas de segunda fase com dimensão $> 1 \mu\text{m}$. Este modelo estabelece que a tensão de decoesão σ_c na interface de uma partícula cilíndrica é aproximadamente igual à soma da tensão média (hidrostática) σ_m e a tensão efetiva de Von Mises σ_{eq} definida na forma

$$\sigma_c = \sigma_m + \sigma_{eq} \quad (4)$$

O modelo de Argon et al.[16] apresenta limitações à respeito da correta previsão da deformação de nucleação. Entretanto, observações experimentais apresentam alguns resultados qualitativos importantes que demonstram a relação da deformação de nucleação com a resistência coesiva da interface matriz/partícula.

2.1.2 Crescimento de Cavidades

De acordo com observações experimentais, o processo de crescimento e coalescência de cavidades está relacionado diretamente com a evolução da deformação plástica; diversos modelos foram criados na tentativa de descrever o mecanismo de crescimento de cavidades. McClintock [17] apresentou um modelo teórico que analisa de forma quantitativa a expansão (crescimento) de uma cavidade cilíndrica contida em um material com comportamento linear-perfeitamente plástico. Apesar de suas condições idealizadas o modelo revela grande influência do estado triaxial de tensões sobre o crescimento de cavidades.

Posteriormente, Rice e Tracey[18] estabeleceram através de uma relação semi-empírica o crescimento de uma cavidade esférica imersa em sólido infinito submetido a um campo remoto de tensões normais ($\sigma_X, \sigma_Y, \sigma_Z$) e deformações normais

$(\epsilon_X, \epsilon_Y, \epsilon_Z)$ como ilustrado na Fig. 5. Neste modelo a deformação da cavidade é influenciada pela triaxialidade de tensão através de aproximações analíticas na forma

$$\ln\left(\frac{\bar{R}}{R_0}\right) = 0.283 \int_0^{\epsilon_{eq}} \exp\left(\frac{1.5\sigma_m}{\sigma_{ys}}\right) d\epsilon_{eq} \quad (5)$$

onde R_0 é o raio inicial da cavidade, $\bar{R} = (R_1 + R_2 + R_3)/3$ é o raio médio corrente, ϵ_{eq} é a deformação plástica equivalente de 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.

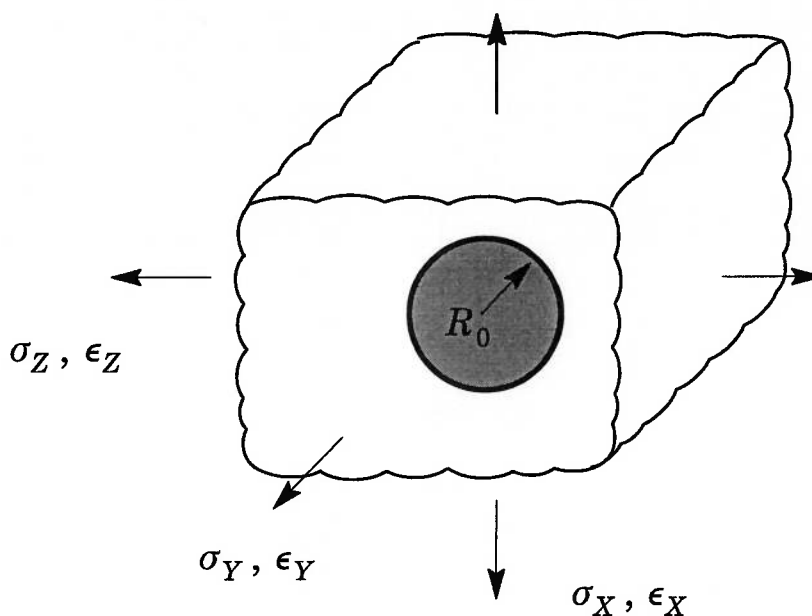


Figura 5 Cavidade esférica submetida ao estado triaxial de tensões. [19]

Gurson [20] introduziu um modelo constitutivo que descreve o comportamento plástico de materiais contendo cavidades. Este modelo descreve o regime de pós-escoamento (plástico) de um meio poroso considerando o material como um meio contínuo; as cavidades nucleadas e distribuídas no material entram implicitamente no modelo através da resposta global do material representado esquematicamente pela Fig. 6. A Eq.7 descreve a função de escoamento para os materiais porosos na forma

$$g(\sigma_{eq}, \sigma_m, \sigma_{ys}, f) = \left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_{ys}}\right)^2 + 2f \cosh\left(\frac{3\sigma_m}{2\sigma_{ys}}\right) - (1 + f^2) = 0 \quad (6)$$

onde f representa a fração volumétrica de cavidades (porosidade) definida como a relação entre o volume da(s) cavidade(s) e o volume total do material, σ_{eq} representa a tensão (macroscópica) efetiva de Von Mises, σ_m é a tensão (macroscópica) média, σ_{ys} é a tensão de escoamento do material. Em trabalho posterior, Tvergaard [21] apresentou modificações sobre o modelo original de Gurson, as quais estabeleceram uma descrição mais realista de materiais contendo cavidades. (estas modificações serão mais detalhadas no capítulo 3).

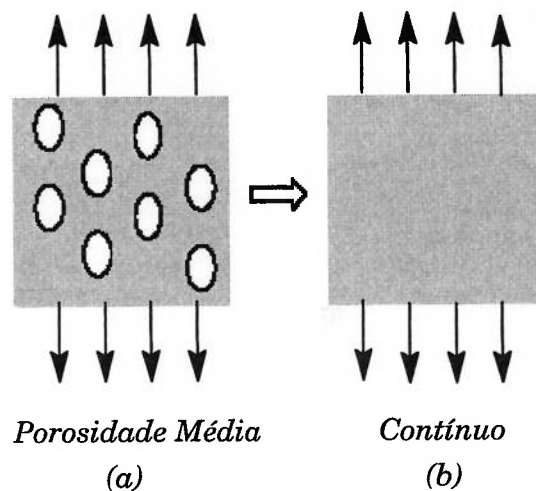


Figura 6 (a) Material poroso contendo cavidades nucleadas; (b) Modelo contínuo de Gurson com as propriedades da porosidade média do material [9]

2.1.3 Coalescência de Cavidades

A coalescência de cavidades é o estágio final da fratura dúctil. As cavidades adjacentes na matriz do material também coalescem, pois o aumento da deformação plástica no ligamento entre cavidades provoca um rápido decréscimo na capacidade de carga do material até ocorrer a ruptura. A formação de uma cavidade maior resultará na iniciação da trinca macroscópica com o aumento da deformação.

Thomason [22] desenvolveu um modelo de carga limitado à região de estricção interna entre as microcavidades. Neste modelo, a coalescência ocorre quando a tensão na região entre as cavidades atinge um valor crítico σ_c . A Fig. 7 ilustra duas cavidades cilíndricas que sofrem expansão (crescimento) submetidas a tensão principal σ_1 ; a dimensão planar das cavidades é $2a$ e $2b$ e o espaçamento entre as microcavidades é $2d$ conforme a Fig.7. Thomason aplicou o modelo de crescimento de cavidade de Rice e Tracey para prever o tamanho e a forma da cavidade; o critério para coalescência é expresso na forma

$$\sigma_{cc} \frac{d}{d+b} = \sigma_1 \quad (7)$$

onde σ_{cc} é o valor crítico da tensão de coalescência, σ_1 é a tensão máxima principal, d, b são dimensões características da cavidade.

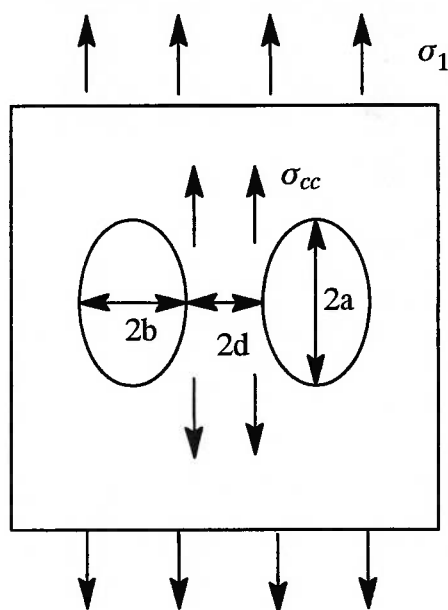


Figura 7 Modelo de carga aplicável à instabilidade de cavidades [9]

2.2 Comportamento Mecânico de Barras Cilíndricas Submetidas à Tração

A habilidade dos metais em deformar plasticamente é uma importante propriedade para materiais estruturais. Apesar de muitas estruturas e componentes mecânicos serem projetados dentro do regime elástico, a presença de entalhes e descontinuidades causam a concentração de tensões e deformações plásticas localizadas que podem comprometer a integridade estrutural.

Investigações experimentais sobre o comportamento mecânico dos materiais, caracterizado através da sua resposta tensão–deformação fornecem resultados sobre o fenômeno da falha dúctil em metais, particularmente sobre as propriedades de resistência e ductilidade[23]. A Fig. 8 apresenta o diagrama tensão–deformação esquemático para materiais dúcteis obtido a partir de barras cilíndricas submetidas a um carregamento uniaxial (longitudinal) de tração. A curva (1) representa a resposta tensão–deformação *nominal* ou de *engenharia*. A tensão nominal ou de engenharia σ_e é obtida dividindo–se a carga P pela área da seção transversal inicial A_0 . A deformação *nominal* ou de engenharia é definida como a variação do comprimento longitudinal Δl dividido pelo comprimento inicial l_0 .

A tensão e a deformação de engenharia são apresentadas na forma [23]

$$\sigma_e = \frac{P}{A_0} \quad (8)$$

$$\varepsilon_e = \frac{\Delta l}{l_0} \quad (9)$$

A curva (2) representa a resposta tensão–deformação *verdadeira*. A tensão verdadeira σ é definida com a carga aplicada P dividida pela área instantânea da seção transversal A_i . A deformação verdadeira é estabelecida pelo logaritmo natural da razão da área inicial pela área instantânea na forma [23]

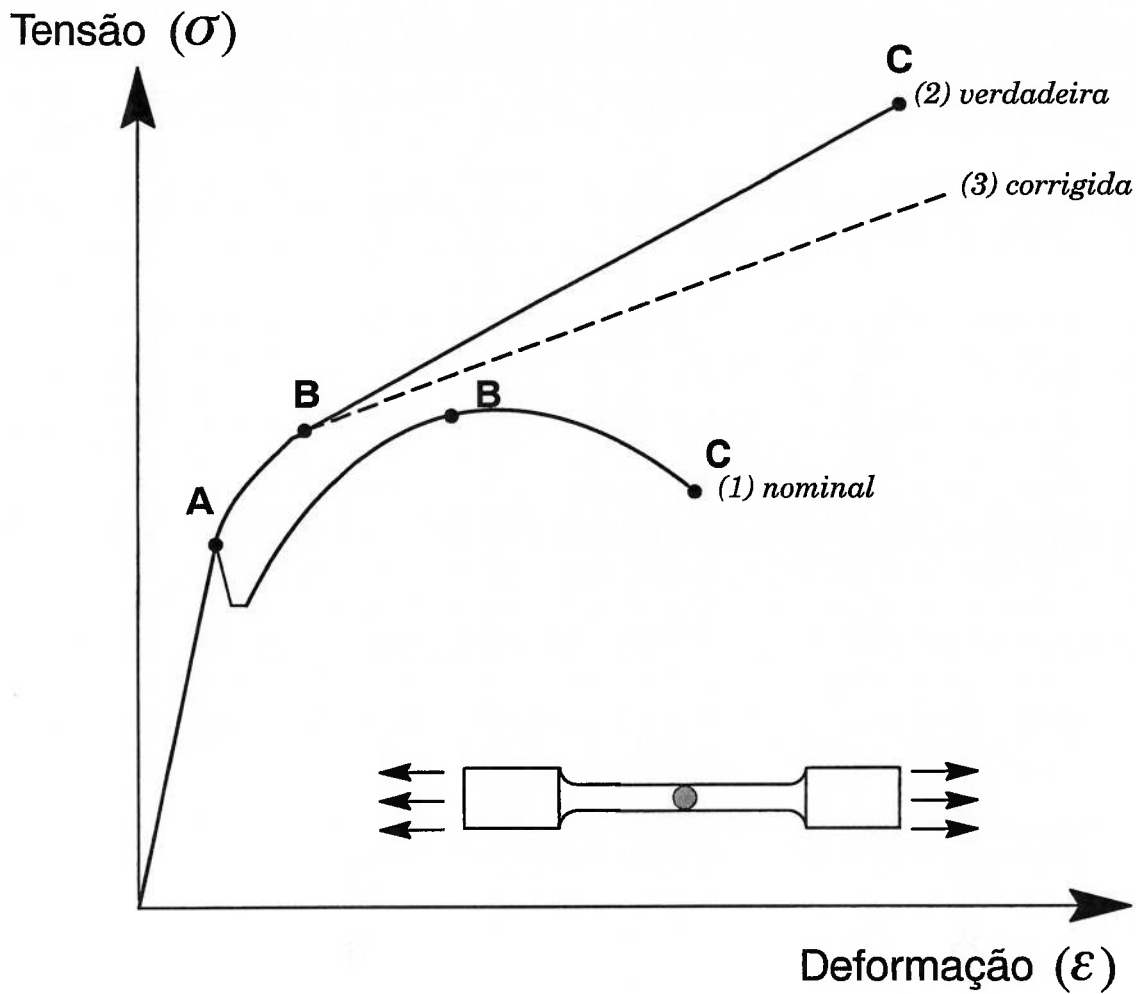


Figura 8 Comportamento típico para materiais dúcteis: (1) Curva Tensão-Deformação Nominal ou de Engenharia, (2) Curva Tensão-Deformação Verdadeira e (3) Curva Corrigida

$$\sigma = \frac{P}{A_i} \quad (10)$$

$$\varepsilon = \ln\left(\frac{A_o}{A_i}\right) \quad (11)$$

Nos diagramas apresentados na Fig.8, as duas curvas (1) nominal e (2) verdadeira são coincidentes até o ponto A (limite de escoamento). Dentro do regime elástico as deformações não são permanentes, o que significa que quando a carga aplicada é liberada, o corpo de prova retorna à sua forma original.

Durante o início da fase plástica do material, observa-se o aumento da capacidade de carga devido ao efeito do encruamento (*strain hardening*), onde ocorre a restrição (redução da mobilidade) do movimento das discordâncias. O material apresenta alongamento uniforme até o ponto **B** (limite de resistência) para a condição de máxima capacidade de carga do material. A partir deste ponto observa-se o fenômeno de estricção que corresponde ao início da instabilidade (deformação não-uniforme). A estricção ocorre quando o aumento da tensão devido à redução da área da seção transversal começa exceder o aumento da capacidade de suportar cargas (devido ao encruamento) estabelecendo um estado triaxial de tensões. Na estricção tem-se: [23]

$$\frac{d\sigma}{d\epsilon} = \sigma_{resistência} \quad (12)$$

onde $\sigma_{resistência}$ é a taxa de encruamento.

Brigdman[24] estabeleceu um fator de correção para a tensão atuante na seção transversal mínima. Através de observações experimentais a partir do início da estricção, foram efetuadas medições do raio de curvatura longitudinal R e do diâmetro D da seção transversal até a ruptura do material conforme Fig.9. A Eq. 13 estabelecida por Brigdman [24] e a Eq. 14 estabelecida por Davidenkov [25] descrevem o fator de correção da tensão devido ao estado triaxial na região da estricção na forma

$$\sigma_{corr} = \frac{\sigma}{\left(1 + \frac{2R}{a}\right) \left[\ln\left(1 + \frac{a}{2R}\right)\right]} \quad (13)$$

$$\sigma_{corr} = \frac{\sigma}{\left(1 + \frac{a}{4R}\right)} \quad (14)$$

onde σ_{corr} é a tensão corrigida, σ é a tensão (*verdadeira*) normal atuante na seção transversal, a é o raio mínimo da seção transversal e R é o raio do entalhe. As Eqs. (13) e (14) fornecem valores similares de tensão corrigida para raios de curvatura

longitudinal R superiores à 1 mm. A curva 3 da Fig.8 apresenta esquematicamente a curva tensão–deformação corrigida.

Needleman [26] realizou simulações numéricas através do método de elementos finitos para caracterizar o problema da estrição em corpos de tração utilizando um modelo de barra cilíndrica bidimensional com condições de contorno apropriadas. Os resultados obtidos demonstraram que a correção de Bridgman, Eq. (13), apresenta uma aproximação adequada para a distribuição da tensão na seção transversal mínima. A deformação localizada na região central do corpo de prova (estricção) ocorre pelo surgimento de um estado triaxial de tensão (Fig.9) e apresenta valores bem superiores aos observados na deformação uniformemente distribuída ao longo do corpo de prova.

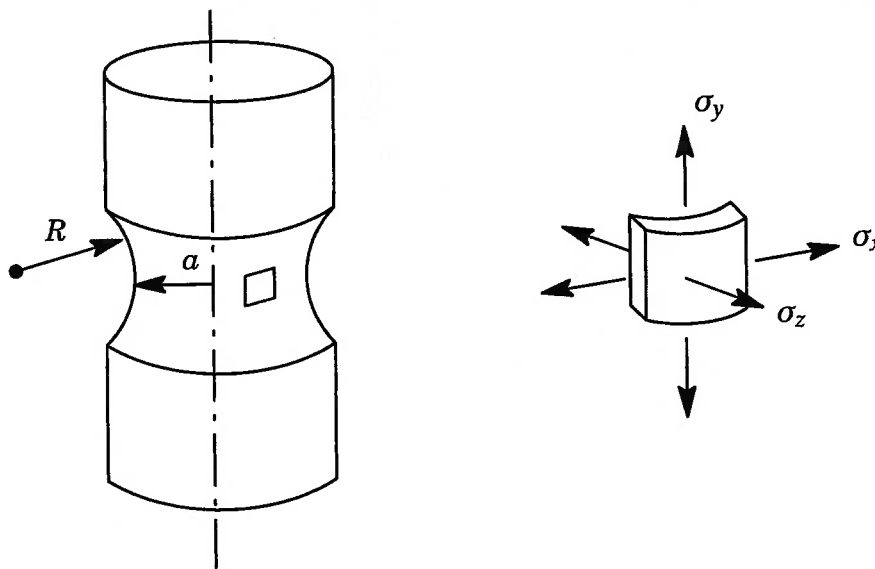


Figura 9 Estado triaxial de tensão decorrente do efeito de constricção na região central do corpo de prova à tração

2.3 A Influência do Entalhe na Distribuição da Tensão e Deformação na Iniciação da Fratura Dúctil

Os ensaios de tração em corpos de prova com entalhe tem sido usados amplamente para a investigação das propriedades de aços estruturais. Ensaios experimentais conduzidos por Hancock e Mackenzie [27][28] revelaram a influência do raio de entalhe na distribuição do campo de tensões e deformações em barras cilíndricas com diferentes entalhes circulares sobre a previsão da iniciação da fratura dúctil para aços estruturais HY130. Eles constataram que a ductilidade do material é fortemente influenciada pelo aumento do nível de triaxialidade de tensão definido como $h = \sigma_m / \sigma_{eq}$, onde σ_m é a tensão hidrostática ou média definida pela Eq. (15), σ_{eq} é a tensão equivalente de Von Mises, Eq. (16), sendo σ_1 , σ_2 e σ_3 as tensões máximas principais.

$$\sigma_m = \frac{(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)}{3} \quad (15)$$

$$\sigma_{eq} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2} \quad (16)$$

A deformação equivalente ϵ_{eq} nas barras cilíndricas podem ser definida através da Eq. (17), sendo ϵ_1 , ϵ_2 e ϵ_3 as deformações máximas principais.

$$\epsilon_{eq} = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\epsilon_1 - \epsilon_2)^2 + (\epsilon_2 - \epsilon_3)^2 + (\epsilon_3 - \epsilon_1)^2} \quad (17)$$

A iniciação da trinca macroscópica ocorre geralmente na região central dos corpos de prova à tração, onde observa-se valores máximos de triaxialidade de tensão. A presença do entalhe estabelece elevados níveis de triaxialidade nas barras cilíndricas reduzindo a capacidade de deformação desenvolvida antes da ruptura final. À medida que diminui o raio de curvatura do entalhe, este se comportará como uma trinca e assim o ponto de máxima triaxialidade deslocar-se-á para a região à frente do entalhe. Mais

detalhes da investigação do campo de tensão e deformação em barras cilíndricas com entalhes foram apresentadas por Hancock and Brown [29].

A partir do modelo Rice e Tracey [18] que descreve o crescimento de uma cavidade esférica unitária imersa em um sólido infinito submetido a um campo remoto de tensões e deformações, Hancock e Mackenzie [27,28] estabeleceram um critério de dano material que relaciona a deformação de falha em função do nível de triaxialidade de tensão para corpos de prova à tração com diferentes raios de entalhe. Eles integraram a Eq. (5) previamente apresentada no domínio da deformação resultando na equação característica de falha

$$\epsilon_p^{crit} = \alpha \exp\left(-\beta \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right) \quad (18)$$

onde ϵ_p^{crit} é a deformação crítica equivalente associada ao início da fratura dúctil, α e β são constantes do material calibrado através de dados experimentais obtidos de ensaios de tração para barras cilíndricas com diferentes raios de entalhe define a σ_m/σ_{eq} é a triaxialidade de tensão. A Fig. 10 apresenta esquematicamente a curva característica deformação vs. triaxialidade de um material. Os parâmetros α e β são obtidos através das simulações numéricas dos corpos de prova à tração, através dos quais se estabelece o ponto de instabilidade. Nesta condição de instabilidade, são determinados os valores de triaxialidade de tensão σ_m/σ_{eq} e deformação crítica ϵ_p^{crit} no centro da amostra para cada corpo de prova analisado e, através de um tratamento numérico (regressão linear), obtém-se a curva característica do material conforme a Eq. 18.

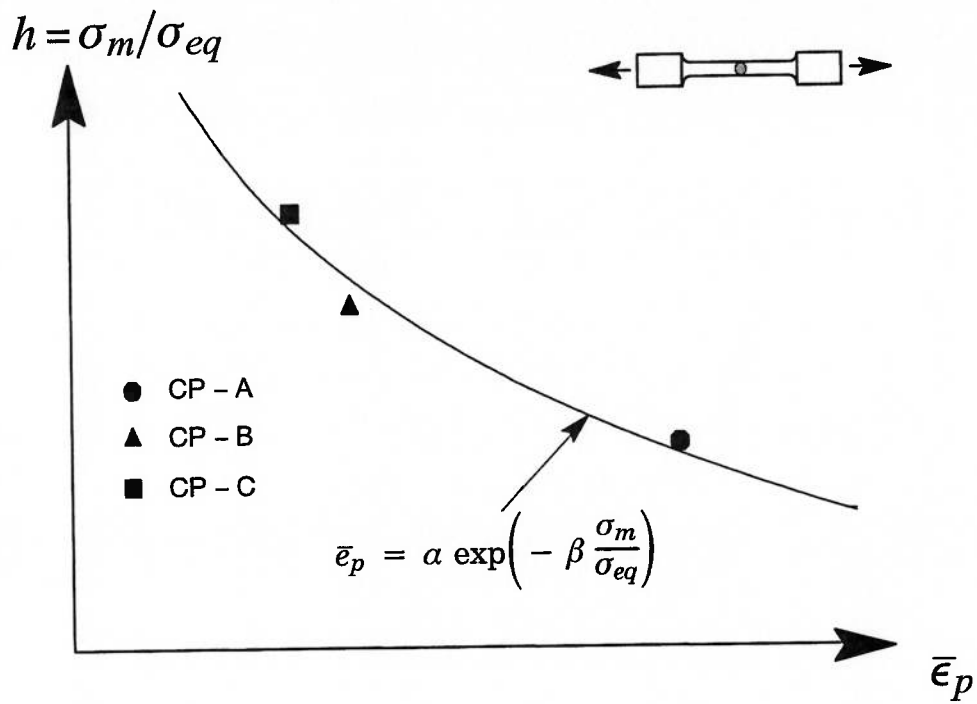


Figura 10 Curva triaxialidade de tensão - deformação plástica equivalente utilizando a análise de barras cilíndricas com diferentes raios de entalhe

3 MODELOS MICROMECAÑICOS PARA A FRATURA EM MATERIAIS DÚCTEIS

3.1 Avaliação da Integridade Estrutural Utilizando Modelos Micromecânicos

Metodologias preditivas para a garantia de segurança e quantificação do impacto de defeitos (e.g., trincas na forma de defeitos de soldagem, corrosões localizadas, delaminações, etc.) em componentes estruturais representam um elemento central em análises de integridade estrutural. Particularmente na avaliação de dutos e risers submarinos para o transporte de óleo e gás, tais metodologias permitem estabelecer critérios para decisões de reparo e programas de extensão da vida útil de instalações terrestres e marítimas. A falha estrutural (representada por vazamento do fluido ou ruptura material), em dutos contendo um dano material (defeito ou trinca macroscópica) é freqüentemente precedida por crescimento estável deste defeito até que um tamanho crítico seja atingido. Observações experimentais demonstram que aumentos significativos na capacidade de carga além dos limites elásticos e elasto-plásticos de uma estrutura contendo um defeito macroscópico (trinca) são possíveis sob condições de crescimento (propagação) estável desta trinca.[30]

Métodos analíticos apresentam restrições de aplicação e validade para condições de escoamento em grande escala e ao tipo de geometria empregada. A utilização de procedimentos computacionais através de análise numérica não-lineares, associada a ensaios experimentais em corpos de provas padronizados, apresenta-se como uma potencial ferramenta para a avaliação da integridade estrutural na simulação da iniciação e crescimento de defeitos sob condições de deformação em grande escala operando no regime dúctil.

Metodologias recentes abordam o problema da fratura em materiais dúcteis através de modelos micromecânicos, que incorporam aspectos fenomenológicos da falha dúctil (nucleação, crescimento e coalescência de cavidades) ao regime macroscópico da estrutura. Ao contrário da fratura frágil, a qual é um fenômeno controlado quase que totalmente pelo campo de tensões em pontos materiais nas vizinhanças da trinca, a inclusão do microregime da fratura dúctil em análise de iniciação e crescimento de trincas é fundamental para relacionar o comportamento (local) dúctil do material com os parâmetros (macroscópicos) de fratura e, desta forma, estabelecer uma avaliação mais realista do fenômeno de falha material.

3.2 Modelo de Células Computacionais para Materiais Porosos

Conforme introduzido anteriormente na seção 2.1, a caracterização do processo de fratura dúctil em metais permite estabelecer a incorporação de diversos micromecanismos de falha divididos em: a) nucleação de microcavidades resultantes da fratura ou separação de inclusões; b) crescimento subsequente de microcavidades suficientemente grandes e separadas uma das outras (microcavidades pequenas e próximas coalescem formando uma cavidade maior); c) localização de deformações plásticas e d) coalescência final das microcavidades. Neste contexto fenomenológico, a modelagem micromecânica desenvolvida permite incorporar os diversos mecanismos de dano material observados em materiais estruturais através de modelos numéricos simplificados. Observações experimentais mostram que a nucleação e crescimento de cavidades representam o fenômeno característico de extensão dúctil no material com aumentos crescente de deformação plástica.

Motivados pelos argumentos fenomenológicos apresentados acima, Xia and Shih [31,32,33] propuseram um modelo que incorpora os mecanismos de crescimento e

coalescência de microcavidades através do conceito de *célula computacional* para caracterizar o processo de fratura dúctil em simulações numéricas. Este conceito foi inicialmente aplicado a corpos de prova 2D convencionais utilizados na Mecânica da Fratura. Posteriormente, Ruggieri et al.[34] ampliaram sua aplicação no contexto 3D para a extensão de trincas sob o modo I de fratura. A Fig. 11(a) apresenta *simplificadamente* o processo de crescimento de uma trinca sob Modo I de deformação em um material ferrítico dúctil. A camada material diretamente associada à propagação da trinca macroscópica define a região local de dano denominada de *Zona de Processo de Fratura Dúctil (ZPFD)*. Esta zona material deve possuir suficiente espessura para incluir pelo menos uma cavidade da matriz; tal dimensão também possibilita introduzir um *parâmetro dimensional* para caracterizar localmente a região de dano. O crescimento e a coalescência de cavidades dentro da *ZPFD* provoca a redução das forças que esta camada exerce sobre o material adjacente em consequência do aumento do dano local. Computacionalmente, a redução de forças nas células computacionais permite a formação e propagação da trinca no modelo numérico.

A Fig.11(b) ilustra a modelagem deste processo utilizando o conceito de *células computacionais* confinada dentro de uma camada material simetricamente localizada no plano da trinca macroscópica. A *ZPFD* é dividida em elementos cúbicos (*células*) com dimensão linear (D), onde o parâmetro D representa implicitamente o espaçamento médio das (grandes) inclusões responsáveis pela nucleação de cavidades; cada célula computacional contém uma cavidade com porosidade f_0 . A porosidade inicial f_0 é definida como a relação entre o volume inicial da cavidade e volume da célula computacional.

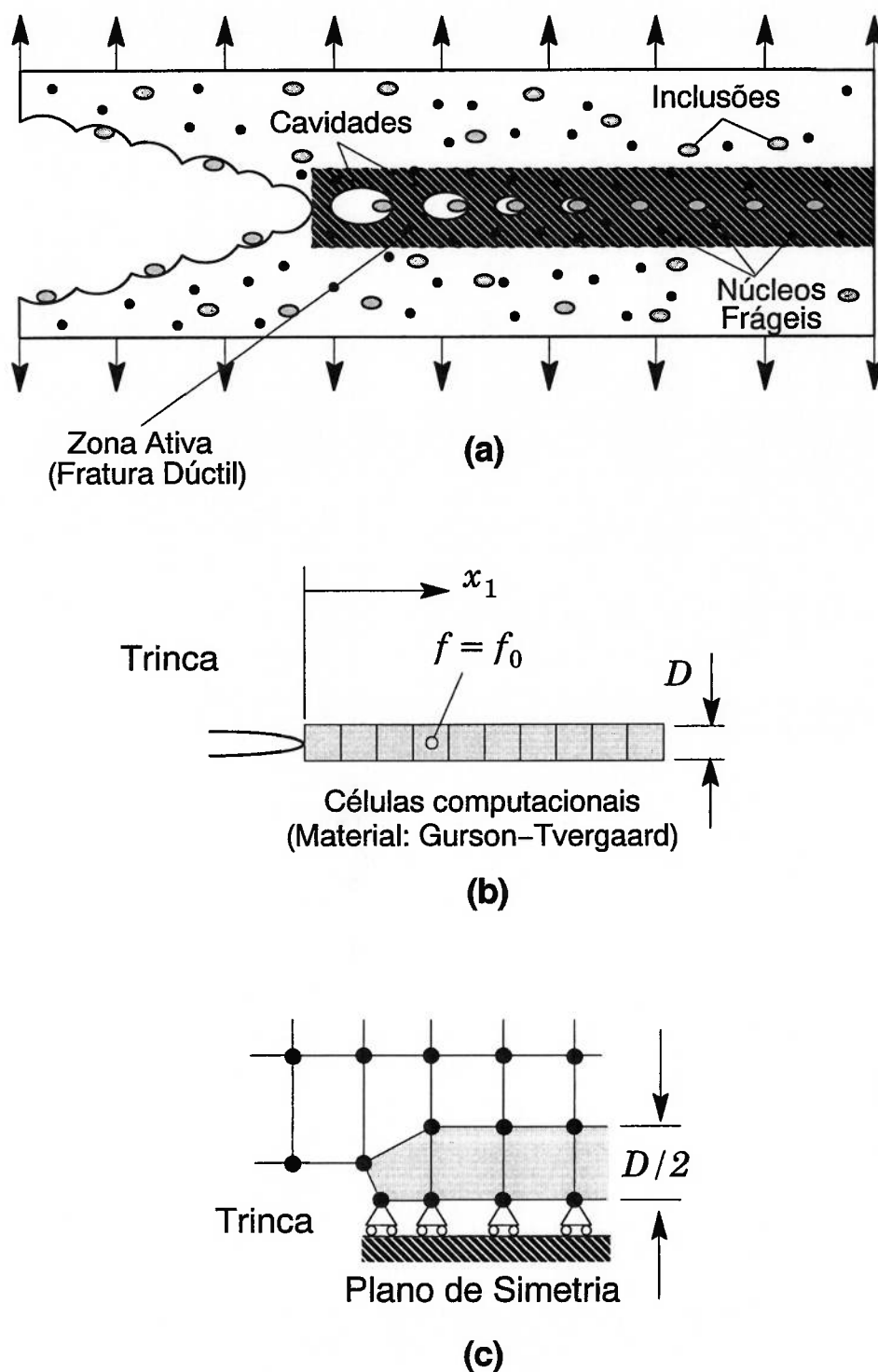


Figura 11 Modelo para fratura dúctil utilizando células computacionais. [19]

O modelo constitutivo de Gurson [20] e modificado por Tvergaard [21] (denominado modelo GT), descreve numericamente o crescimento progressivo da cavidade e o subsequente dano material nos elementos com propriedades de *células computacionais* para o regime pós-escoamento na forma

$$g(\sigma_{eq}, \sigma_m, \sigma_{ys}, f) = \left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_{ys}}\right)^2 + 2q_1 f \cosh\left(\frac{3q_2 \sigma_m}{2\sigma_{ys}}\right) - (1 + q_3 f^2) = 0 \quad (19)$$

onde σ_e representa a tensão (macroscópica) efetiva de Von Mises, σ_m é a tensão (macroscópica) média, σ_{ys} é a tensão de escoamento do material da célula e f define a fração volumétrica corrente. O modelo originalmente desenvolvido por Gurson [20] (ver Eq.(6)) considerou o comportamento do material como rígido perfeitamente plástico. Os fatores q_1 , q_2 e q_3 introduzidos por Tvergaard [21] servem como parâmetros de ajuste do modelo constitutivo e permitem uma descrição mais adequada do comportamento elasto-plástico no modelo. Os valores comumente adotados para estes parâmetros são $q_1 = 1.25$, $q_2 = 1.0$ e $q_3 = q_1^2$. A evolução do dano material está diretamente associada à evolução da porosidade f . Quando a porosidade corrente f atingir um valor crítico, f_E , as células computacionais sofrem um processo gradual de extinção provocando a propagação numérica da trinca no modelo GT.

A influência dos valores parâmetros q_1 e q_2 no modelo GT foi investigada por Faleskog [35], através de um modelo de célula computacional unitário 3D. Os resultados obtidos demonstraram que os parâmetros q_1 e q_2 dependem das propriedades de encruamento do material e, portanto, afetam o modelo GT. A Fig.11(c) mostra o modelo 2D de células computacionais para uma malha de elementos finitos típica para a *Zona de Processo Fratura Dúctil (ZPFD)*. O material externo à região ZPFD é

descrito pelo modelo constitutivo de Von Mises e permanece sem dano material durante a história de carregamento.

Os parâmetros chaves D e f_0 estabelecem a conexão entre o modelo físico e computacional para a região de falha material e são *calibrados* a partir de uma série de análises numéricas não lineares (Método dos Elementos Finitos), de forma que os resultados computacionais descrevam as medições experimentais (ver discussão mais detalhada em Ruggieri [19]). Para os corpos de prova à tração utiliza-se a curva tensão-deformação e para corpos de prova contendo uma trinca macroscópica utilizados na Mecânica da Fratura as curvas R experimentais (curvas de resistência à propagação do defeito).

De acordo com análises recentes [31, 32, 33, 36] para aços ferríticos, os valores calibrados para a dimensão linear (D) representativas da ZPFD situam-se na faixa de 50~200 μm . Esta faixa de valores para D fornece resolução adequada do campo de tensões e deformações para caracterizar a iniciação e propagação da trinca macroscópica. No processo de calibração paramétrica, estabelece-se inicialmente o valor da dimensão da célula computacional (D) através da construção da malha de elementos finitos. Desta forma, a porosidade inicial f_0 torna-se o único parâmetro a ser ajustado nas análises numéricas a partir das curvas experimentais.

As aplicações do modelo constitutivo de Gurson-Tvergaard (GT) para descrever o processo de crescimento de cavidades em materiais associado à metodologia de células computacionais apresentam resultados satisfatórios para a caracterização do processo de falha dúctil para condições de alta triaxialidade de tensão. Entretanto, sob condições de baixa triaxialidade de tensão o modelo GT não apresenta uma resposta característica adequada para a descrição do processo de fratura dúctil. Chu and Needleman [37]

propuseram a utilização de uma função de aceleração da taxa de crescimento de cavidades controlada pela evolução do aumento da deformação plástica em regiões com baixa triaxialidade de tensão. Em seu modelo, a nucleação de novas cavidades secundárias na região entre as cavidades maiores já existentes afeta a taxa de evolução da porosidade na forma

$$df = (1 - f)d\epsilon_{kk}^p + \mathcal{A}(\bar{\epsilon}_p)d\bar{\epsilon}_p \quad (20)$$

onde $\bar{\epsilon}_p$ é a deformação plástica (corrente) da matriz. Nesta equação, o primeiro termo define a taxa de crescimento de cavidades devido à triaxialidade de tensões macroscópica (*i.e.*, $\bar{\epsilon}_p = 0$ recupera a forma original do modelo GT). A função $\mathcal{A}(\bar{\epsilon}_p)$ representa a deformação plástica correspondente à nucleação de novas cavidades relacionadas com o aumento da deformação plástica (nucleação secundária).

O modelo GT não descreve realisticamente o rápido decréscimo da capacidade de carga do material para grandes valores de fração volumétrica. Tvergaard e Needleman [38] propuseram uma nova fração volumétrica modificada f^* , a qual acelera o aumento da porosidade corrente quando $f = f^*$ na forma

$$f^* = \begin{cases} f & ; f \leq f_c \\ f_c + \frac{f_u^* - f_c}{f_f - f_c}(f - f_c) & ; f > f_c \end{cases} \quad (21)$$

onde f_f fração volumétrica final, f_u^* é a fração volumétrica correspondente à capacidade de carga nula *i.e.*, as tensões na Eq. (6) são nulas. Tvergaard e Needleman [38] também mostraram que esta condição impõe $f_u^* = 1/q_1$. Koplick and Needleman [39] e mais recentemente Brocks et al. [40] utilizaram análises de células unitárias contendo cavidades para demonstrar que f_c (e também f_f) é *fracamente* influenciado pelo nível de triaxialidade e pelo comportamento elasto-plástico do material (*strain hardening* –

encruamento) para os valores de porosidade inicial, f_0 , normalmente usados em modelos com células computacionais ($f_0 \leq 0.005$) [19].

3.3 Modelo de Células Computacionais Incorporando a Deformação Crítica Modificada pela Tensão (SMCS)

Como apresentado previamente no capítulo 2, Hancock e Mackenzie (H&M) [27,28] investigaram amplamente o efeito da triaxialidade de tensão na deformação plástica efetiva necessária para iniciação da fratura dúctil utilizando barras cilíndricas com diferentes raios de entalhe para alguns materiais, estabeleceram um critério de dano material denominado Deformação Crítica Modificada pela Tensão (*Stress Modified Critical Strain – SMCS*). A partir dos resultados obtidos por H&M, Panontin e Sheppard [41] descreveram de uma forma mais efetiva a aplicação do critério *SMCS* para caracterizar a falha em amostras submetidas à tração e amostras contendo uma pré-trinca. A iniciação da fratura ocorre quando a deformação plástica equivalente local, ϵ_p^{local} , na região onde está caracterizada a região de falha é igual ou maior ao valor da deformação crítica, ϵ_p^{crit} , estabelecida por Hancock e Mackenzie. O critério *SMCS* estabelecido por H&M é da forma

$$SMCS = \epsilon_p^{local} - \epsilon_p^{crit} \quad (22)$$

ou

$$SMCS = \epsilon_p^{local} - \alpha \exp\left(-\beta \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}\right) \quad (23)$$

A iniciação da fratura dúctil ocorre quando a condição $SMCS \geq 0$ é satisfeita para os elementos da *Zona de Processo de Fratura Dúctil (ZPFD)*, o processo de delegação das células computacionais é ativado e, desta forma, ocorre a propagação da trinca macroscópica nos modelos numéricos.

3.4 Crescimento da Trinca Material Através da Extinção da Célula Computacional

O processo de nucleação e propagação da trinca macroscópica dentro do modelo de elementos finitos com as propriedades de *células computacionais* ocorre pela técnica de extinção (deleção) dos elementos da *Zona de Processo de Fratura Dúctil (ZPFD)* proposta por Tvergaard [21] e implementada por Ruggieri e Dodds [34]. Para o modelo constitutivo de Gurson–Tvergaard (*GT*), a deleção ocorre quando a porosidade corrente f atinge o valor da porosidade crítica f_E . Após a deleção, as forças nodais do elemento deletado são distribuídas aos elementos adjacentes de forma gradativa utilizando um modelo linear de redução de forças residuais.[19]

As Figs.12 (a–d) ilustram o processo de extinção do elemento unitário utilizando o modelo linear de redução de forças residuais. A Fig.12 (a) mostra um elemento (célula) não deformado com tamanho inicial $D/2$ (dimensão normal ao plano de simetria da trinca). \bar{H}_0 denota a elongação normal ao plano da trinca como indicado na Fig.12(b) quando a porosidade atinge o valor crítico, $f = f_E$, as forças, F_{Nc} , correspondentes às tensões na célula imediatamente antes de sua extinção, são armazenadas e a rigidez da célula é nulificada (zerada); desta forma, as células extintas permanecem no modelo topológico mas não contribuem mais à rigidez global da estrutura. Durante incrementos de carga subseqüentes, as células extintas continuam a se deformar com uma elongação média \bar{H} , veja Fig. 12(c). As forças nodais F_{Nc} são, então, reduzidas a zero de forma linear para incrementos subseqüentes de elongação $\bar{H} > \bar{H}_0$, como mostrado na Fig.12(d). Conseqüentemente, para qualquer carregamento após $f_c = f_E$, a fração remanescente de forças nodais aplicada sobre a célula extinta é γF_{Nc} , com γ expresso por [19]

$$\gamma = 1.0 - \frac{\bar{H} - \bar{H}_0}{\eta(D/2)} \quad (0 \leq \gamma \leq 1) \quad (24)$$

onde um valor típico do fator de redução, η , é 0.1.

Para o modelo caracterizado pela equação da deformação crítica estabelecida pelo critério *SMCS*, o processo de extinção dos elementos da Zona de Processo de Fratura Dúctil (ZPFD) ocorre quando a deformação plástica equivalente local ϵ_p^{local} atinge o valor da deformação crítica ϵ_p^{crit} estabelecida pela Eq. 18. A partir deste instante as forças nodais das células computacionais são distribuídas gradualmente aos elementos adjacentes através do modelo linear de redução de forças residuais Figs.12 (a–d).

Os dois critérios de dano descritos anteriormente apresentam concepções distintas para caracterizar o dano material ao modelo numérico. O critério *GT* está associado com a porosidade crítica f_c e o critério *SMCS* relacionado com a deformação crítica ϵ_p^{crit} . Entretanto, eles apresentam o mesmo procedimento para o processo de deleção estabelecido pelo código WARP3D [42] utilizado nas simulações numéricas. O código WARP3D foi concebido para a solução de problemas 3D utilizando massivos recursos computacionais para resolução de modelos numérico não lineares (elasto-plástico) incorporando critérios locais de dano material associado ao conceito de células computacionais (maiores detalhes do código WARP3D são apresentados no Apêndice A).

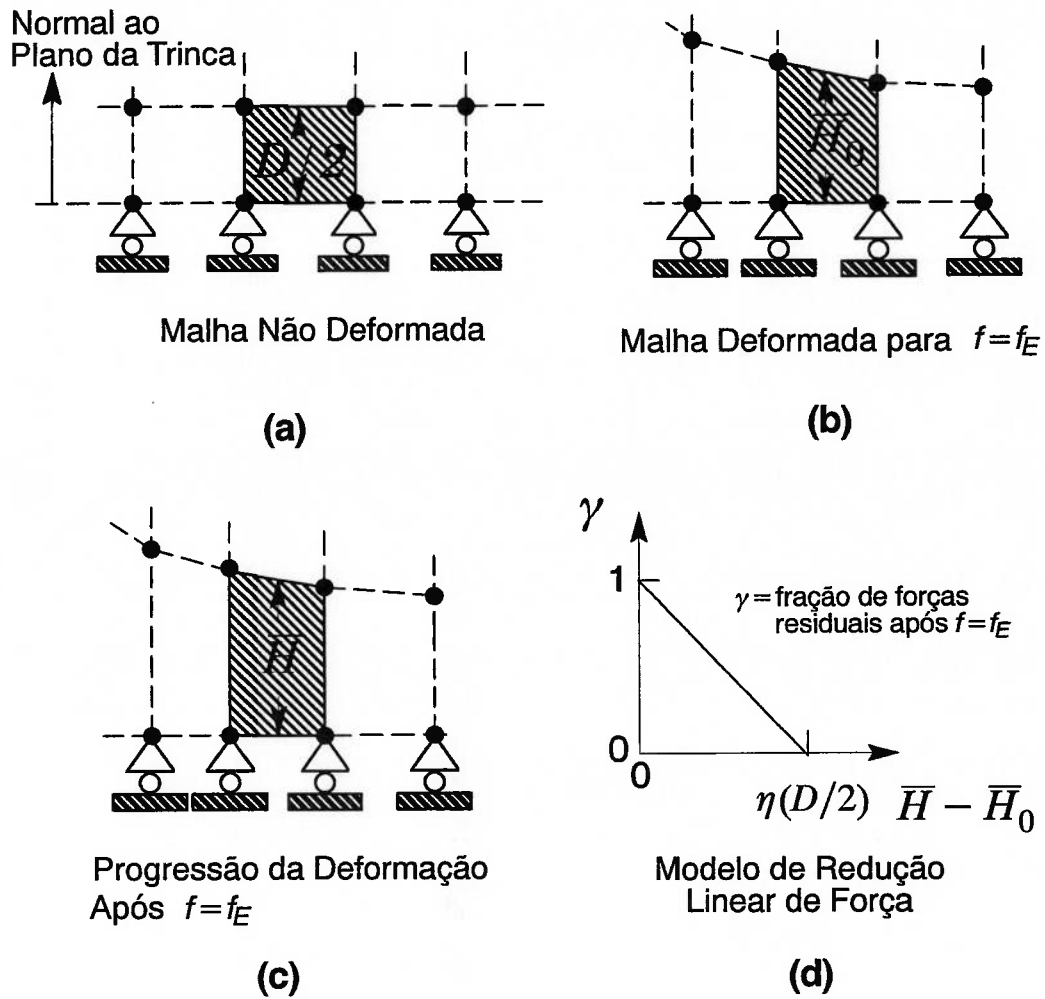


Figura 12 Estratégia de redução de forças nodais remanescentes após a extinção de uma célula computacional. [19]

4 ANÁLISE NUMÉRICA DE BARRAS CILÍNDRICAS UTILIZANDO CRITÉRIOS DE DANO LOCAL

4.1 Ensaios Experimentais em Barras Cilíndricas

A investigação do comportamento de barras cilíndricas submetidas a tração apresenta-se como uma metodologia importante para análise da iniciação de falha e instabilidade dúctil de estruturas e componentes mecânicos. O estabelecimento das propriedades mecânicas através de ensaios laboratoriais, associado às características fenomenológicas observadas durante a instabilidade plástica global, fornecem subsídios à aplicação de procedimentos de análise de integridade estrutural.

Yasuda et al. [43] realizaram recentemente um programa experimental utilizando ensaios de tração em corpos de prova cilíndricos convencionais (sem entalhe) e corpos de prova cilíndricos contendo diferentes geometrias de entalhes circulares para caracterizar a iniciação da fratura dúctil através da curva tensão-deformação. A partir de uma chapa de 13mm de espessura do aço estrutural SM490YB (classificação japonesa), foram extraídos os corpos de prova com diâmetro de 6 mm da seção transversal e comprimento útil de 20 mm (direção de laminação). A Fig. 13(a) apresenta a geometria e as dimensões do corpo de prova sem entalhe, denominado CP-R0. A Fig. 13(b) ilustra a geometria dos corpos de prova com profundidade de entalhe de 2 mm e com dimensão dos raios de entalhe de 0.2 – 1.0 – 2.0 mm denominados CP-R02, CP-R1 e CP-R2 respectivamente.

A Tabela 1 apresenta a composição química do material utilizado nesta investigação. A Tabela 2 apresenta as propriedades mecânicas do material SM490YB: (σ_{ys}) tensão de escoamento, (σ_u) tensão de ruptura e (ϵ_t) alongamento até a ruptura e propriedades elasto-plásticas de encruamento relativamente elevadas ($\sigma_u/\sigma_{ys} = 1.57$). Outras

propriedades mecânicas para este aço incluem módulo de elasticidade $E = 206$ GPa e módulo de Poisson $\nu = 0.3$.

Tabela 1 Composição química do aço SM490YB testado (% massa) [43]

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	B	Ceq
0.17	0.33	1.37	0.018	0.018	0.01	0.07	0.06	0.008	0.002	0.0001	0.43

Tabela 2 Propriedades mecânicas do aço SM490YB utilizado (20°C) [43]

σ_{ys} (MPa)	σ_u (MPa)	ϵ_t (%)	σ_u / σ_{ys}
344	540	17.6	1.57

A Fig.14 apresenta os resultados experimentais obtidos por Yasuda et. al.[43] através das curvas (verdadeiras) tensão–deformação para as diferentes amostras do material SM490YB. Nesses diagramas a tensão verdadeira é definida como $\sigma = P/A_i$ onde P é carga aplicada perpendicularmente à seção transversal, A_i é a área instantânea da seção transversal e a deformação plástica verdadeira é definida como $\epsilon = \ln(A_0/A_i)$. Os símbolos em destaque ao final de cada curva experimental representam o ponto de instabilidade dúctil dos corpos de prova, denotando a ruptura final das barras cilíndricas.

Nestes ensaios observa-se que o CP-R0 apresenta uma taxa de deformação elevada antes da ruptura final. Para os demais corpos de prova a presença do entalhe introduz efeitos de concentração de tensão; observa-se que quanto menor for o raio do entalhe da amostra testada, maior é a tensão desenvolvida ao longo do ensaio devido ao aparecimento do estado triaxial de tensão nas amostras. Consequentemente deformações correspondentes à falha no material são reduzidas.

A caracterização do processo de fratura dúctil foi estabelecida através da interrupção dos ensaios de tração em diversos níveis de deformação plástica macroscópica. As

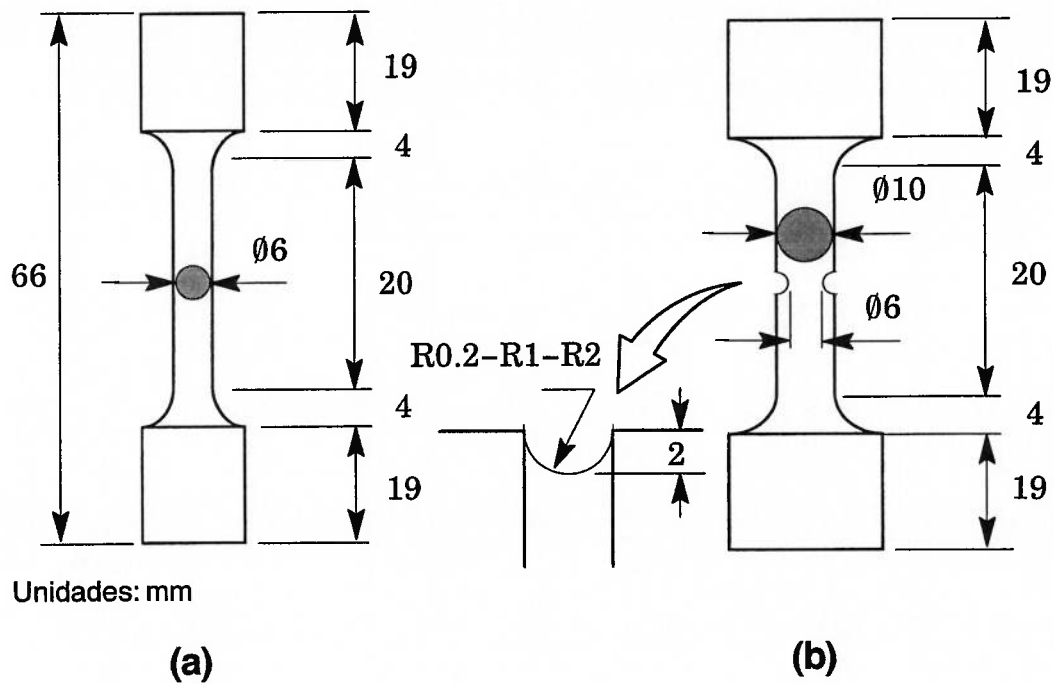


Figura 13 Geometria dos corpos de prova utilizado nos experimentos: (a) corpo de prova cilíndrico convencional; (b) corpos de prova com entalhe com diferentes entalhes circulares.

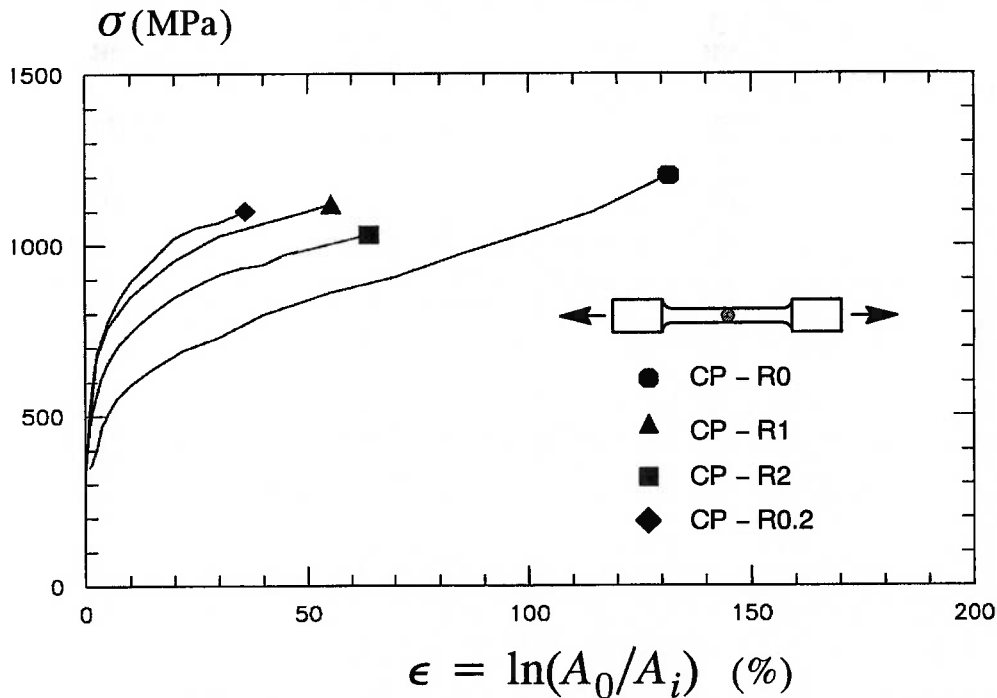


Figura 14 Curva verdadeira tensão–deformação medida experimentalmente para barras cilíndricas com e sem entalhe submetidas à carregamentos de tração.[43]

amostras foram descarregadas e seccionadas no plano central. Através de análises laboratoriais utilizando microscópio óptico e tratamento superficial da seção transversal (preparação e polimento de superfícies), verificou-se o início da extensão dúctil e o posterior crescimento da trinca macroscópica na região central dos corpos de prova sem entalhe e com entalhe R1 e R2. Na amostra com raio de entalhe R0.2, constatou-se que o início da trinca macroscópica ocorre na região à frente do entalhe, comportamento este semelhante ao observado em corpos de prova que contêm uma pré-trinca inicial. Exames fractográficos nas superfícies de fratura nas amostras testadas revelaram a presença de cavidades equiaxiais com grande número de microcavidades nucleadas no material circundando as cavidades maiores (nucleadas a partir de inclusões maiores dispersas na matriz). Estes resultados experimentais fornecem subsídios para aplicação do modelo de células computacionais proposto neste trabalho para previsão da iniciação da fratura dúctil.

4.2 Modelos Computacionais

Com o objetivo de estabelecer a previsão do comportamento dúctil de barras cilíndricas submetidas à tração foram construídos modelos dos diversos corpos de prova testados por Yasuda et al. [43], e a partir destes modelos foram realizadas simulações numéricas através do Método de Elementos Finitos (MEF). Nestes modelos numéricos a região onde ocorre a falha no material, denominada *Zona de Processo de Fratura Dúctil* (ZPFD), será caracterizada pelo modelo de células computacionais incorporando dois modelos de dano material: o modelo de *Gurson-Tvergaard* (GT) que descreve o crescimento das microcavidades para materiais porosos e o modelo (*SMCS*), *Deformação Crítica Modificada pela Tensão* que estabelece a deformação plástica crítica de falha associada à variação do nível de triaxialidade de tensão. A Fig. 15

apresenta esquematicamente a matriz de análise dos corpos de provas envolvidos nas simulações numéricas, juntamente com os critérios de dano associados aos respectivos parâmetros de calibração contemplados nesta investigação.

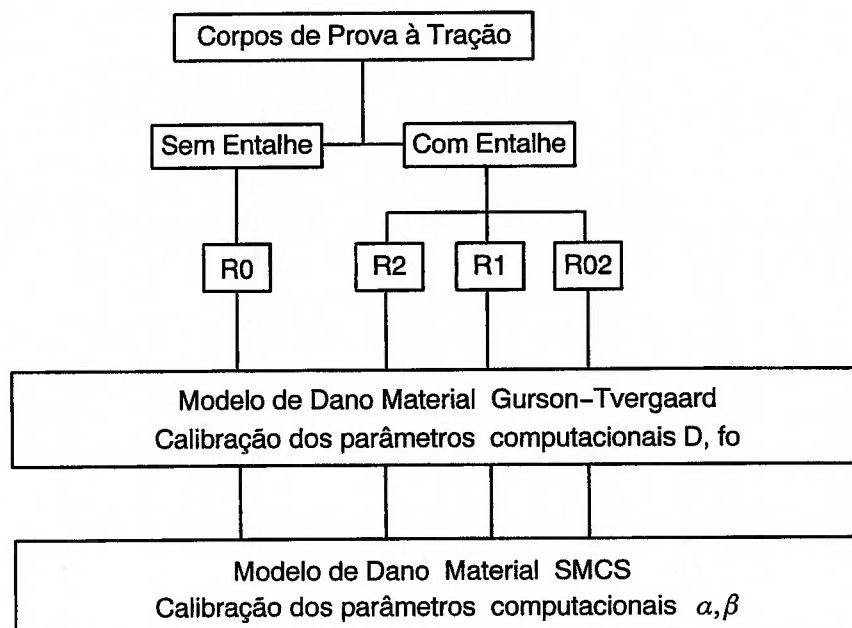


Figura 15 Matriz de análise dos corpos de prova à tração

As Figs. 16 (a–b) e 17 (a–b) apresentam os modelos de elementos finitos elaborados para as análises 3D de barras cilíndricas para as amostras CP–R0, CP–R02, CP–R1 e CP–R2, respectivamente, empregados para medir a resposta numérica da curva tensão–deformação. Estes modelos 3D foram construídos através do programa CAE Msc. Patran, versão 2001r2, utilizando–se elementos isoparamétricos sólidos de 8 nós (Hex8). As condições de simetria geométrica e de carregamento permitem a modelagem de apenas um quarto das amostras. Para otimizar o tempo de execução das análises numéricas, os modelos 3D não incluíram a modelagem da garra rígida, como ilustrada na Fig. 13. As condições de contorno da garra rígida são modeladas através da imposição

de restrição dos deslocamentos nodais nas direções X ($u=0$) e Y ($v=0$) na superfície externa ($R=3\text{mm}$) para amostra sem entalhe e superfícies externas ($R=5\text{mm}$) para as amostras com entalhes do plano $Z = L/2$.

De acordo com observações apresentadas na Seção 2.1 sobre a instabilidade dúctil em corpos de prova submetidos à tração e dos resultados experimentais de Yasuda et al. [43], o processo de falha no material ocorre na região central das amostras. Para caracterizar este fenômeno nos modelos numéricos, as propriedades de células computacionais estabelecidas na *Zona de Processo de Fratura Dúctil* (detalhes apresentados na seção 3) são atribuídas à primeira camada de elementos ($Z=0$).

Para o CP-R0 (sem entalhe), o modelo 3D possui 13860 elementos isoparamétricos sólidos de 8 nós dispostos em 22 camadas de espessura variável ao longo do comprimento $L/2$ na direção Z. A primeira camada ($Z=0$) possui um quadrado de 400 (20×20) elementos cúbicos regulares distribuídos no plano central de simetria (transversal) com as propriedades de células computacionais. O carregamento do modelo é imposto através de deslocamentos aplicados sobre os nós do plano $Z = L/2$ como indicado na Fig.16a. Para o CP-R1 o modelo possui 22872 elementos isoparamétricos sólidos de 8 nós dispostos em 28 camadas ao longo do comprimento $L/2$ na direção Z (Fig. 17a), com a primeira camada apresentando 474 elementos com propriedades de células computacionais. Para o CP-R2 o modelo possui 24470 elementos distribuídos por 28 camadas ao longo do comprimento $L/2$ na direção Z, com 474 elementos associado às propriedades de células computacionais (Fig.17b).

O modelo CP-R02 apresenta 11090 elementos distribuídos em 10 camadas de espessura variável o longo do comprimento $L/2$ na direção Z, apresentando 426 elementos com as propriedades de células computacionais. De acordo com as

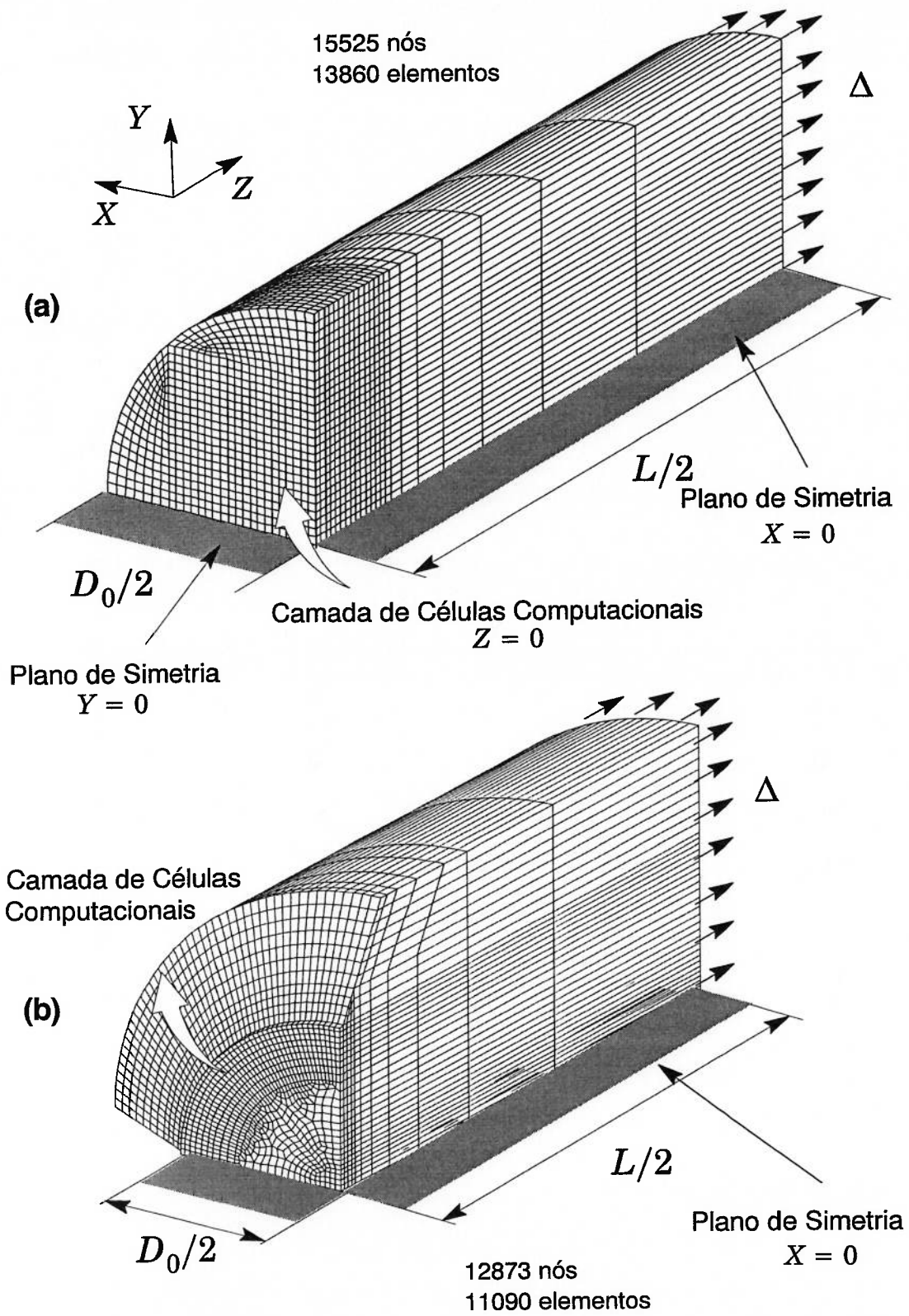


Figura 16 Modelo de elementos finitos 3D para corpos de prova à tração (a) sem entalhe (b) com entalhe R0.2

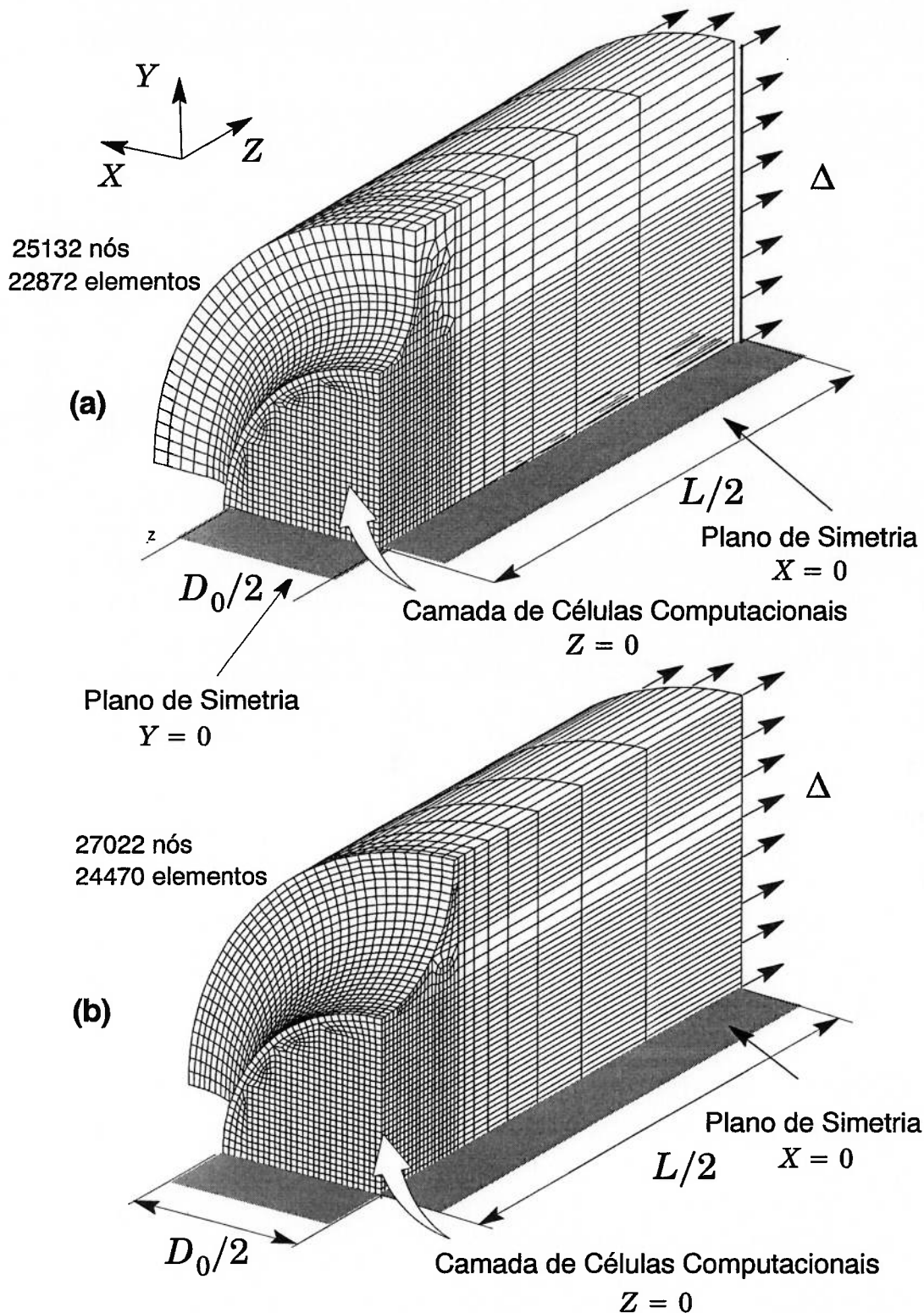


Figura 17 Modelo de elementos finitos 3D para corpos de prova à tração (a) com entalhe R1 (b) com entalhe R2

observações experimentais, a iniciação da trinca macroscópica ocorre na região à frente do entalhe para amostra CP-R02. Conseqüentemente, os elementos com propriedades de células computacionais estão distribuídos a partir da superfície externa radialmente na primeira camada ($Z=0$) ao longo na direção X (Fig.16b) para contemplar a correta localização ZPFD nesta amostra.

Nos modelos CP-R0, CP-R1 e CP-R2, os elementos com as propriedades de células computacionais apresentam a dimensão geométrica de um cubo regular de aresta 0.1 mm. No modelo CP-R02, devido à localização da ZPFD na região superficial da seção transversal, os elementos com propriedades de células computacionais não apresentam a mesma regularidade geométrica dos outros modelos. Esta diferença volumétrica nos elementos da ZPFD pode estabelecer pequenas alterações na curva tensão-deformação numérica obtida no processo de calibração.

As análises numéricas utilizaram como propriedade característica do material SM490YB uma aproximação segmental da curva (verdadeira) experimental tensão-deformação do corpo de prova sem entalhe. A tensão foi corrigida para efeitos de estricção através da expressão de Davidenkov [25] mostrada na Fig.14 (veja detalhes adicionais em Yasuda et al.[43]). Outras propriedades mecânicas necessárias para as análises incluem o módulo de elasticidade $E= 206$ GPa e coeficiente de Poisson $\nu= 0.3$.

A Tabela 3 apresenta de forma comparativa os modelos de barras cilíndricas quanto ao número de elementos, número de nós, número de elementos da ZPFD e tempo de processamento para cada modelo. Nos modelos CP-R1 e CP-R2 a malha de elementos finitos é extremamente refinada, pois os elementos localizados na região do entalhe R1 e R2 apresentam dimensões da mesma ordem grandeza que os elementos estabelecidos

na ZPFD com propriedades de células computacionais. Assim, é descrita de forma adequada a evolução do campo de tensão e deformação nestas amostras.

Tabela 3 Dados da modelagem numérica dos corpos de prova a tração

Amostra	nº de elementos	nº de nós	nº de elementos da ZPFD	Tempo de Processamento (Médio)
CP-R0	13860	15525	400	81 h
CP-R02	11090	12873	426	11.3 h
CP-R1	22872	25132	474	61.9 h
CP-R2	24470	27022	474	66.2 h

As simulações numéricas foram realizadas através do código de elementos finitos WARP3D [42] descrito no Apêndice A, utilizando soluções numéricas não lineares. O código apresenta algoritmos de resolução otimizados para a propagação de trincas em sólidos tridimensionais, incorporando critérios de dano material em uma estação *Silicon Graphics Octane R12000* com 2 processadores e 1.2 Gb de memória RAM.

4.3 Calibração Paramétrica da Curva Tensão-Deformação

Nesta seção serão apresentados os resultados obtidos através das simulações numéricas para caracterizar a curva tensão-deformação dos corpos de prova testados por Yasuda et al.[43]. A metodologia de células computacionais é utilizada para caracterizar a evolução do processo de falha nestas amostras incorporando os critérios de dano no material de Gurson-Tvergaard (GT) e SMCS.

4.3.1 Calibração do Critério GT

Como apresentado previamente no capítulo 3, o modelo constitutivo de Gurson modificado Tvergaard, denominado modelo GT, descreve o comportamento plástico de

materiais contendo cavidades dispersas na matriz do material no regime pós-escoamento. A metodologia de células computacionais associada ao modelo constitutivo GT descreve numericamente o comportamento dúctil dos materiais através do crescimento das microcavidades, formação e propagação da trinca macroscópica, através dos parâmetros chaves: (D) dimensão da célula computacional e (f_0) porosidade ou fração volumétrica inicial, caracterizando assim a região de falha no material, que é denominada *Zona de Processo de Fratura Dúctil* (ZPFD).

A escolha da dimensão D da célula utilizada nas simulações numéricas requer considerações adicionais. No presente contexto fenomenológico o parâmetro D estabelece uma correlação implícita com o espaçamento médio das grandes inclusões responsáveis pela nucleação das microcavidades. Em trabalhos anteriores, a determinação da dimensão D foi aplicada para descrever a extensão dúctil em corpos de prova pré-trincados associando este parâmetro ao valor de $CTOD$ na iniciação da trinca (δ_{Ic})[19]; desta forma, δ_{Ic} fornece uma estimativa preliminar para a dimensão da célula segundo a literatura.

Para as barras cilíndricas utilizadas nesta investigação, as quais não contêm uma pré-trinca inicial, tal conexão não é aplicável e a escolha do parâmetro D deve ser feito sobre bases essencialmente numéricas. Conforme os trabalhos de Xia e Shih [31,32,33] e Ruggieri et al.[36], as correlações entre δ_{Ic} e a dimensão da célula fornecem valores aproximados para D na faixa 50 ~ 200 μm em amostras convencionais de fratura (*e.g.*, corpos de prova pré-trincados SE(B) ou C(T)) para aços estruturais típicos. Tal faixa de valores deve também ser aplicável à modelagem do comportamento dúctil de barras cilíndricas submetidas a esforços de tração. Nota-se que após o início da estricção na barra, ocorre formação e crescimento de uma trinca *macroscópica* interna. Com base em experiências numéricas e nos resultados previamente obtidos por Ruggieri [19], no

presente trabalho adota-se $D = 200 \mu\text{m}$ para a dimensão da célula a ser utilizada para caracterizar a ZPFD em todos modelos de barras cilíndricas analisados. Estabelecido o parâmetro D como um valor constante, a porosidade inicial f_0 será o único parâmetro restante a ser calibrado de acordo com as curvas tensão-deformação experimentais.

Conforme detalhes apresentados na capítulo 3, a extensão numérica da trinca macroscópica ocorre quando a porosidade corrente da célula atinge o valor $f_E = 0.1$, a partir do qual ocorre a propagação da trinca até o valor da porosidade $f_E = 0.2$, quando então os elementos com as propriedades de células computacionais são deletados do modelo.

4.3.2 Resultados da Calibração GT

A calibração dos parâmetros computacionais (f_0 , D) para os modelos de barras cilíndricas submetidas a tração descritos na seção anterior serão apresentados através de uma série de curvas tensão-deformação obtidas nas análises numéricas. Para cada modelo foram atribuídos diferentes valores de porosidade inicial f_0 , a fim de obter o valor calibrado no ponto de instabilidade dúctil para a curva tensão-deformação numérica de acordo com os resultados experimentais obtidos por Yasuda et al. [43].

A Fig. 18 compara as curvas numéricas tensão-deformação verdadeiras, para diferentes valores de porosidades inicial $f_0 = 0.0050$, 0.0075 e 0.0100 analisado para o CP-R0 com a curva experimental. O símbolo \times marca a instabilidade dúctil do corpo de prova, caracterizando a ruptura da barra cilíndrica. Para todos os valores de porosidade testados, as curvas numéricas apresentaram boa correlação com curva tensão-deformação experimental. Observa-se que o ponto de instabilidade dúctil \times varia significativamente com a porosidade inicial f_0 ; este ponto marca o início de rápido crescimento da trinca interna com decréscimo acentuado da capacidade de carga do

corpo de prova. Para a amostra CP-R0, o valor $f_0 = 0.0050$ apresenta uma correlação bastante satisfatória com os resultados experimentais. Para os valores $f_0 = 0.0075$ e 0.0100 o ponto de instabilidade dúctil apresenta níveis de deformação bastante diferentes.

A Fig. 19 apresenta a distribuição da triaxialidade de tensão (h) ao longo da seção transversal em duas etapas de carregamento, para condição de máxima capacidade de carga que ocorre antes do início da estricção, e no ponto de instabilidade dúctil. Nota-se que no início da análise, a triaxialidade de tensão (h) apresenta uma distribuição uniforme ao longo da seção transversal. Com a evolução do carregamento e o início do fenômeno da estricção na amostra surge um estado triaxial de tensões que provocará a elevação do nível de triaxialidade de tensão (h) no centro do corpo de prova. Nesta região observa-se o início da trinca macroscópica.

A Fig. 20 apresenta a curva verdadeira tensão-deformação obtida para amostra CP-R02 com valor de porosidade inicial $f_0 = 0.0060$ e a curva experimental. Observa-se que a curva numérica apresenta valores acima da curva laboratorial. Na tentativa de obter uma aproximação mais adequada entre as curvas numérica e a experimental, foram verificadas no processo de calibração influência das geometria dos elementos com propriedades células computacionais da ZPFD localizados na região superficial. Embora esta calibração não tenha alcançado os seus objetivos iniciais para para previsão correta da curva tensão-deformação e instabilidade dúctil, o gráfico da Fig. 21 descreve a distribuição de triaxialidade de tensão (h) ao longo da seção transversal de maneira adequada. Altos valores de triaxialidade são observados na região à frente do entalhe do corpo de prova a partir das condições iniciais de carregamento. A presença do entalhe com raio 0.2 mm introduz distribuição de campos

de tensão e deformação semelhante aos observados em corpos de prova que contêm uma trinca macroscópica utilizados na Mecânica da Fratura.

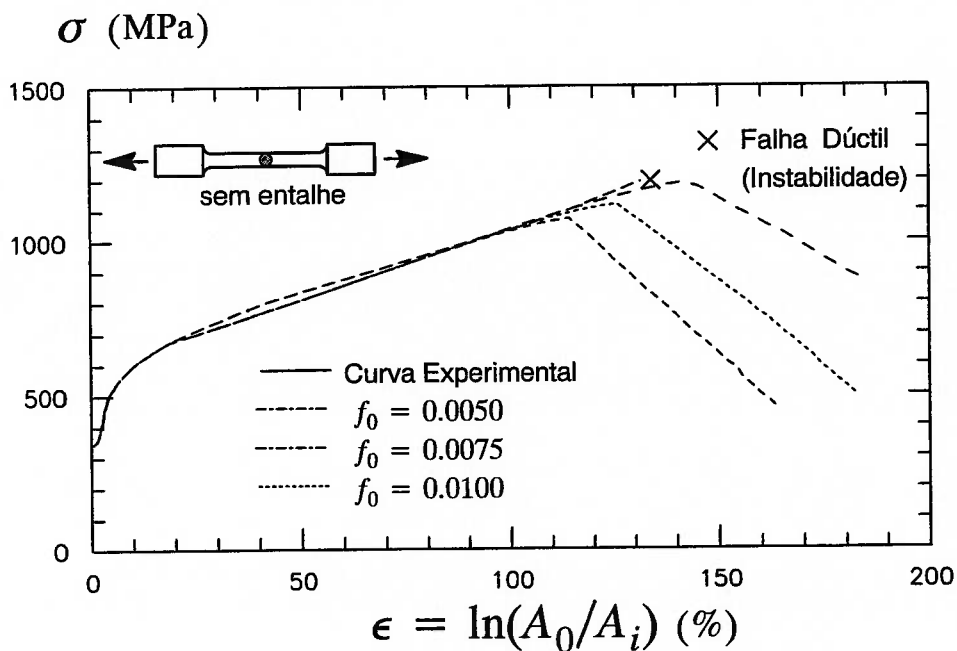


Figura 18 Calibração da porosidade f_0 para a curva tensão-deformação em barras cilíndricas sem entalhe (CP-R0)

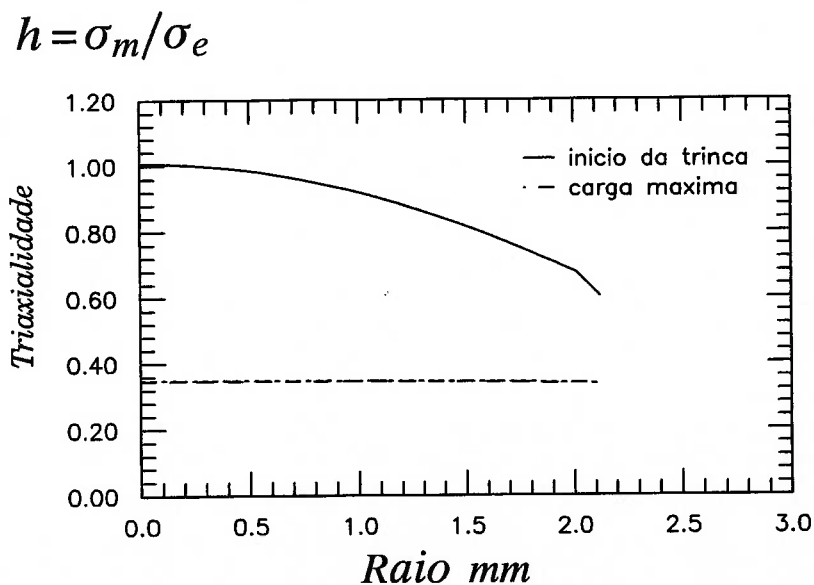


Figura 19 Distribuição da triaxialidade de tensão na seção transversal e barras sem entalhe com diferentes níveis de deformação.

Na Fig. 22, os diferentes valores de porosidades inicial $f_0 = 0.0015, 0.0025$ e 0.0025 (sem correção do efeito da estrição na curva segmental tensão–deformação) são testados para o CP–R1. O valor calibrado de porosidade inicial $f_0 = 0.0015$ apresenta-se como o mais adequado para a previsão do ponto de instabilidade dúctil desta amostra. As curvas tensão–deformação numéricas apresentam valores um pouco superiores ao da curva experimental.

Na Fig. 23, a distribuição de triaxialidade de tensão (h) também apresenta distribuição relativamente uniforme ao longo da seção transversal até a condição de máxima carga. Após esta condição, altos valores de triaxialidade de tensão (h) são observados na região central. Dessa forma, surge nesta região uma trinca macroscópica, o que demonstra que o efeito de concentração de tensão resulta na distribuição de tensões locais superiores à tensão de escoamento do material, provocando assim o dano material a níveis reduzidos de deformação quando comparados com as outras amostras.

Na Fig. 24, os diferentes valores de porosidade inicial testados para o CP–R2, $f_0 = 0.0100, 0.0075, 0.0050$ e 0.0025 são utilizados para a calibração da curva tensão–deformação. Para este modelo o valor $f_0 = 0.0025$ apresenta uma correlação bastante satisfatória com os resultados experimentais. Como observado nos outros modelos, na Fig.25 o nível de triaxialidade no início do carregamento possui valores uniformes ao longo da seção transversal. Na iniciação da trinca macroscópica os valores de triaxialidade no centro da amostra são bastante elevados quando comparado à extremidade da seção transversal.

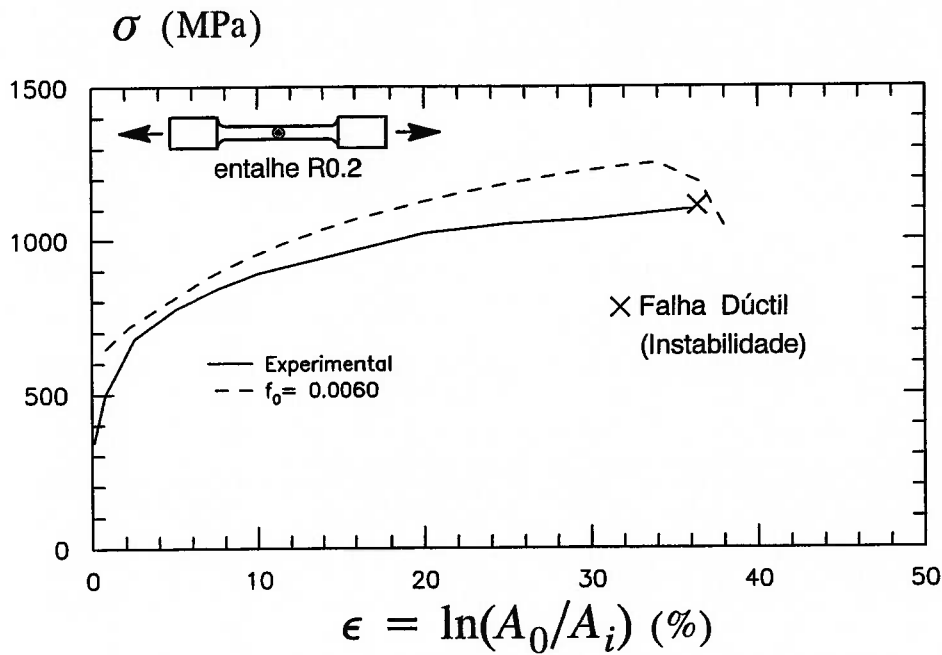


Figura 20 Calibração da porosidade f_0 para a curva tensão-deformação em barras cilíndricas sem entalhe (CP-R0.2)

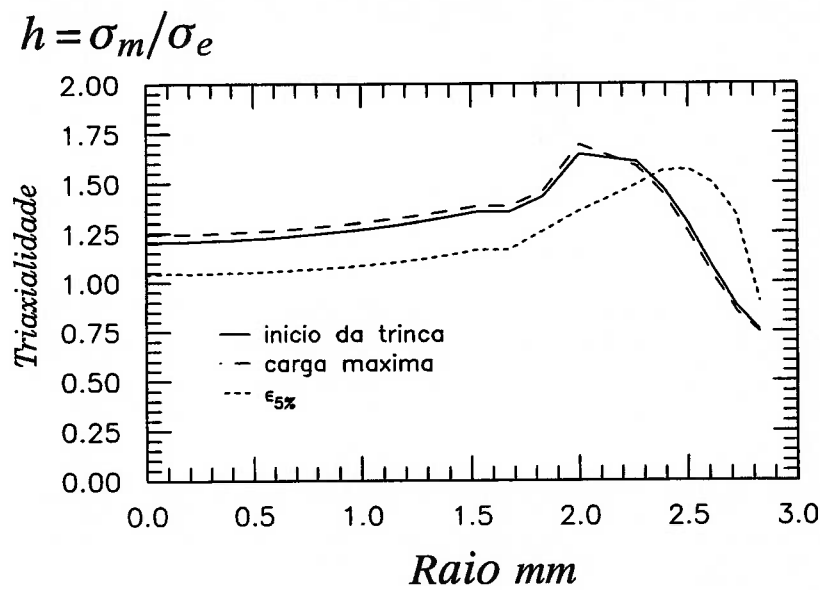


Figura 21 Distribuição da triaxialidade de tensão na seção transversal e barras CP - R0.2 com diferentes níveis de deformação.

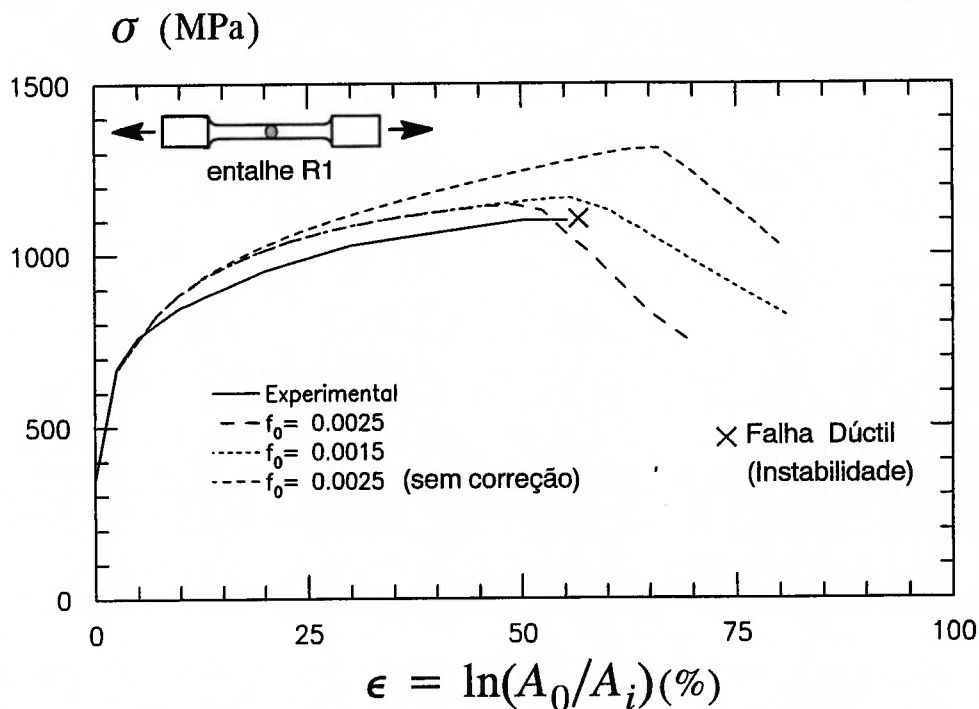


Figura 22 Calibração da porosidade f_0 para a curva tensão-deformação em barras cilíndricas sem entalhe (CP-R1)

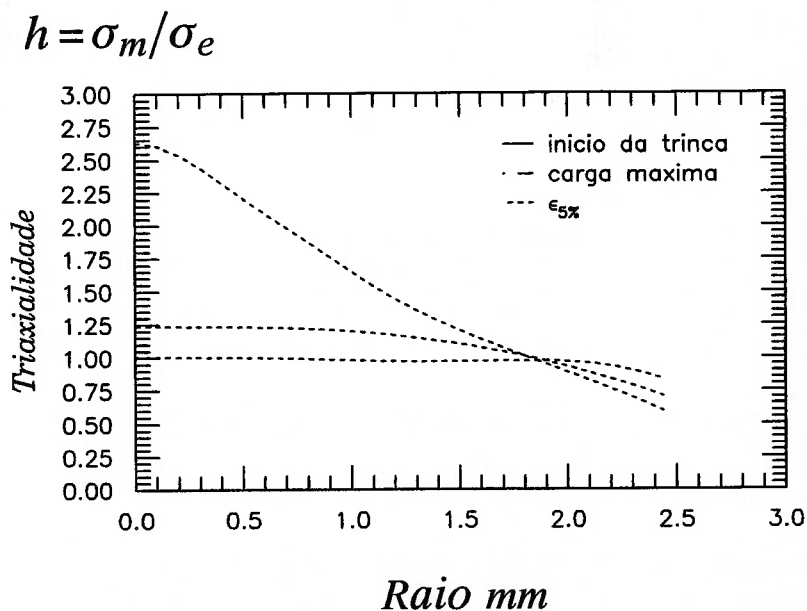


Figura 23 Distribuição da triaxialidade de tensão na seção transversal e barras CP - R1 com diferentes níveis de deformação.

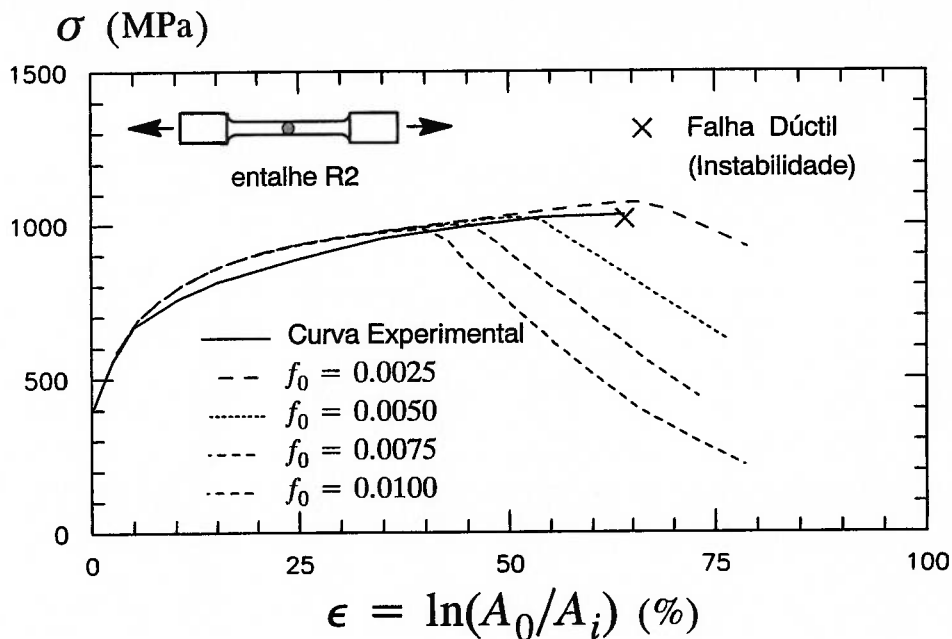


Figura 24 Calibração da porosidade f_0 para a curva tensão-deformação em barras cilíndricas sem entalhe (CP-R2)

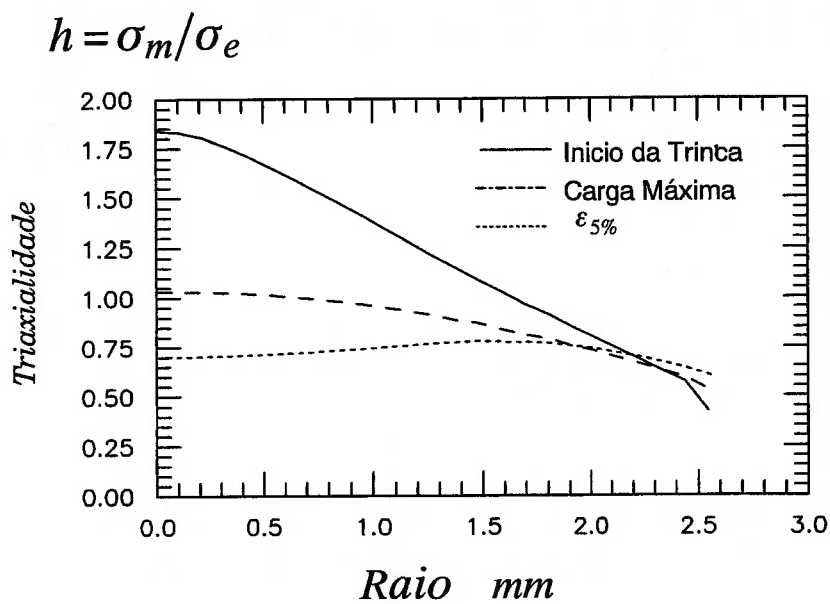


Figura 25 Distribuição da triaxialidade de tensão na seção transversal e barras CP - R2 com diferentes níveis de deformação.

4.3.3 Discussão dos Resultados da Calibração GT

As Figs. 26 (a) – 29 (a) apresentam os perfis laterais das amostras submetidas a tração para a condição inicial e as Figs. 26 (b) – 29 (b) os perfis laterais para a condição de instabilidade global. De acordo com estas figuras, os modelos computacionais estabelecem de maneira adequada o comportamento das barras cilíndricas observadas nos ensaios experimentais de Yasuda et al. [43] com a caracterização adequada do efeito da estricção no ponto de instabilidade dúctil.

Para todas as análises numéricas foram utilizadas as curvas experimentais corrigidas pela expressão de Davidenkov [25] para amostra sem entalhe como parâmetro constitutivo do material. Testes realizados anteriormente com a curva tensão–deformação sem correção do efeito da estricção demonstraram uma resposta inadequada da curva tensão–deformação numérica para os diversos corpos de prova empregados nesta metodologia.

As Figs. 26 (c) – 29 (c) apresentam a trinca interna macroscópica formada no ponto de instabilidade dúctil para cada amostra obtida a partir da deleção dos elementos com propriedades de células computacionais na *Zona de Processo de Fratura Dúctil* (ZPFD). A Tabela 4 descreve os resultados comparativos da evolução da trinca interna na seção transversal no ponto de instabilidade obtido para curva tensão–deformação numérica, apresentando a deformação plástica global, a dimensão da trinca interna, o número de células deletadas e a porosidade inicial f_0 calibrada.

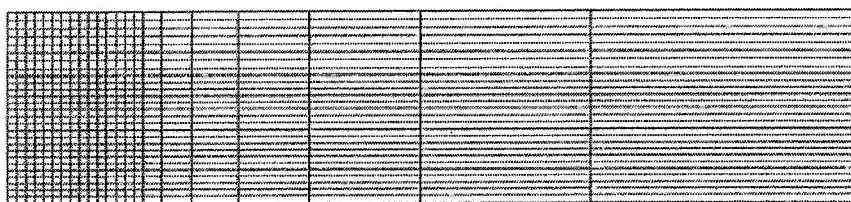
Para o CP–R0 (sem entalhe) observa-se que a instabilidade dúctil ocorre para valores elevados de deformação plástica global em consequência da evolução de baixos valores de triaxialidade de tensão (h) desenvolvidos na amostra ao longo da análise,

quando comparados às amostras com entalhes circulares. A trinca interna avançou ~ 1.4 mm (~ 14 células deletadas nas direções X e Y) antes da falha final. Para as amostras com entalhes circulares CP-R1 e CP-R2 a trinca avançou 0.6 mm (~ 6 células deletadas nas direções X e Y). A deformação global de falha nestas amostras é reduzida devido à intensificação do campo de tensões e deformações locais provocadas pela presença do entalhe circular.

De acordo com os resultados obtidos nas análises numéricas para as diversas amostras testadas, observou-se que a dimensão do raio do entalhe estabelece a intensificação local dos campos de tensões na seção transversal. Conseqüentemente, os valores de porosidade inicial calibrados para as amostras apresentam variações de acordo com os campos de tensões desenvolvidos para cada amostra.

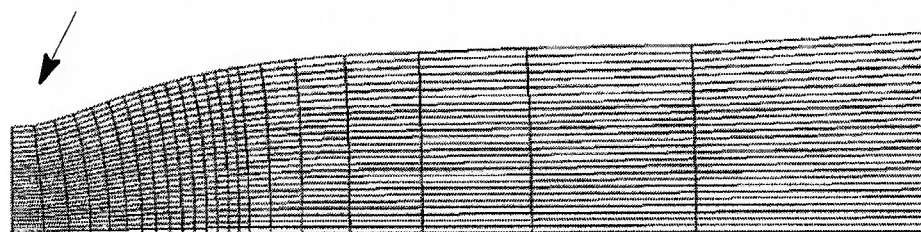
Tabela 4 – Valores da deformação equivalente (ϵ_{eq}), dimensão da trinca macroscópica na instabilidade, nº de células deletadas e porosidade inicial

Amostras	ϵ %	Dimensão da Trinca	Nº de Células Deletadas	Porosidade Inicial
CP-R0	130	1.4 mm	14	0.0050
CP-R02	36	0.7 mm	7	0.0060
CP-R1	55	0.6 mm	6	0.0015
CP-R2	64	0.6 mm	6	0.0025

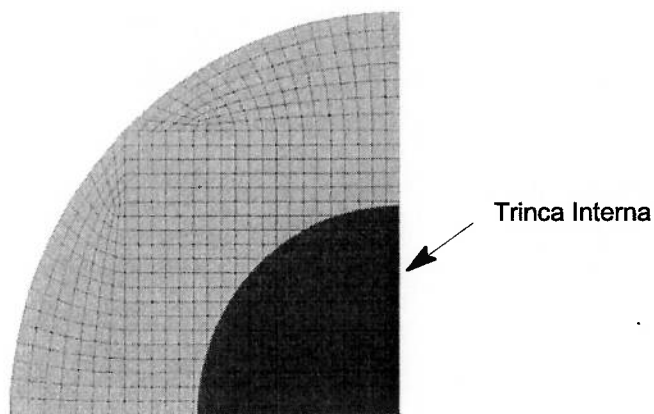


(a)

Ponto de Instabilidade na Estricção

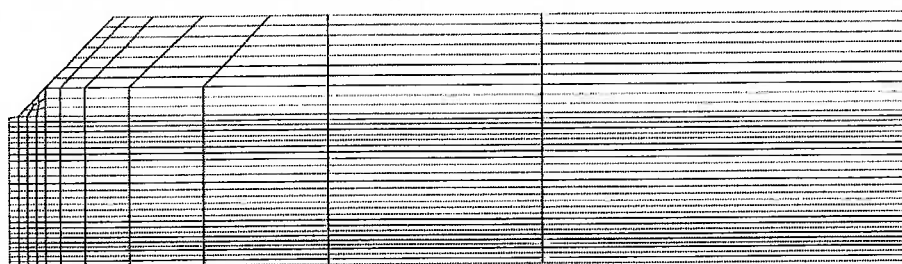


(b)



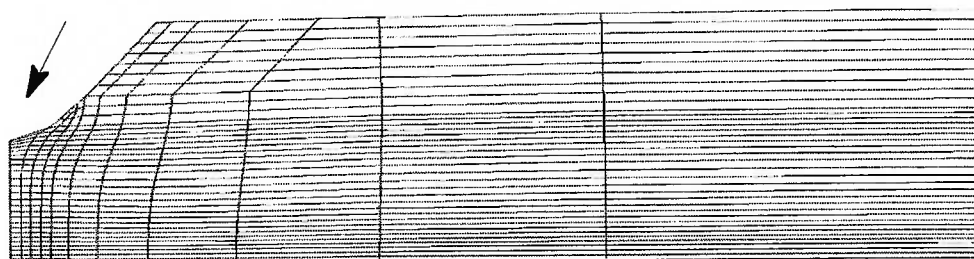
(c)

Figura 26 *Evolução do crescimento da trinca macroscópica interna (a) CP-R0 para condição inicial, (b) CP-R0 para condição de instabilidade (c) trinca interna para a condição de instabilidade.*

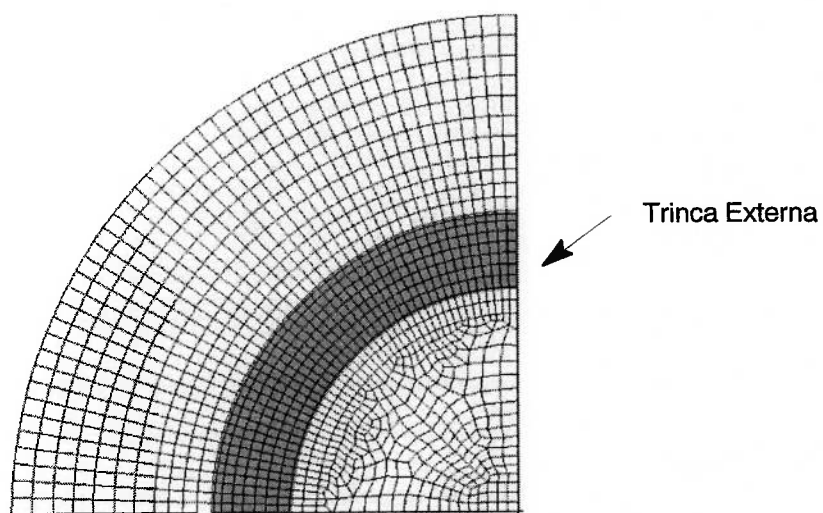


(a)

Ponto de Instabilidade

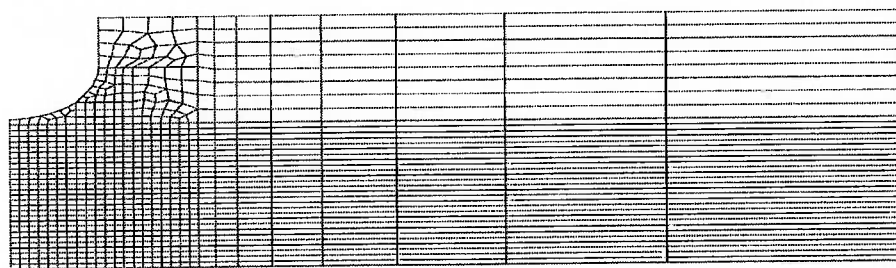


(b)

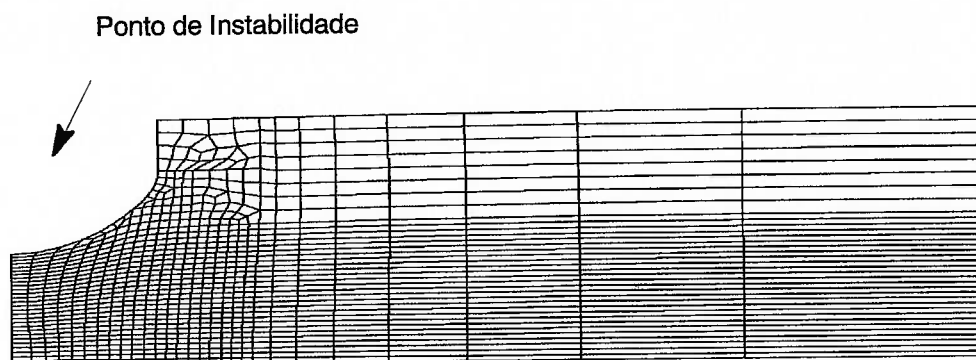


(c)

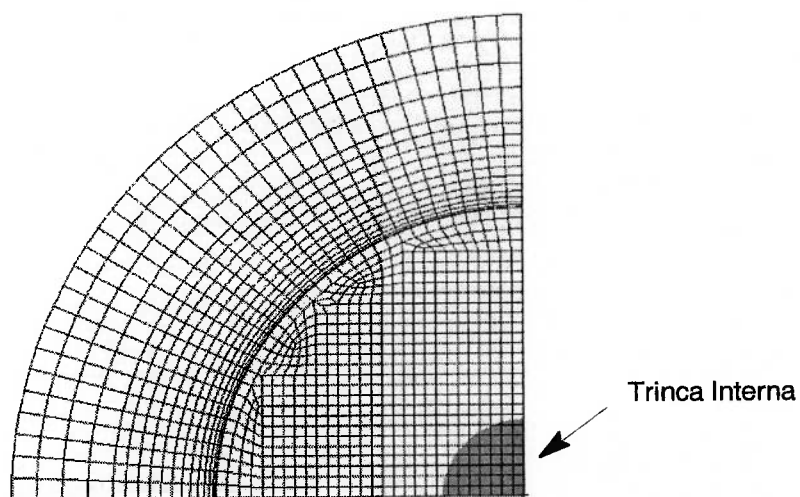
Figura 27 Evolução do crescimento da trinca macroscópica interna (a) CP-R02 para condição inicial, (b) CP-R02 para condição de instabilidade (c) trinca interna para a condição de instabilidade.



(a)

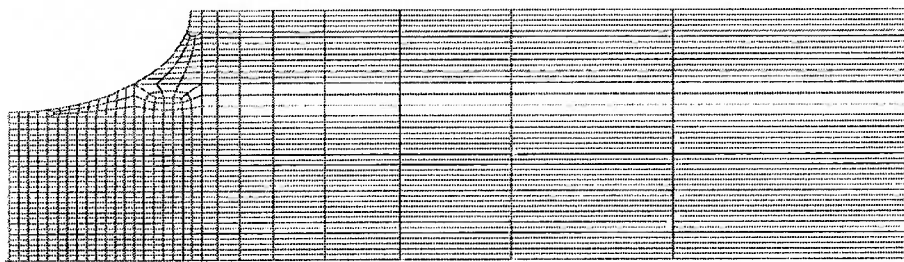


(b)



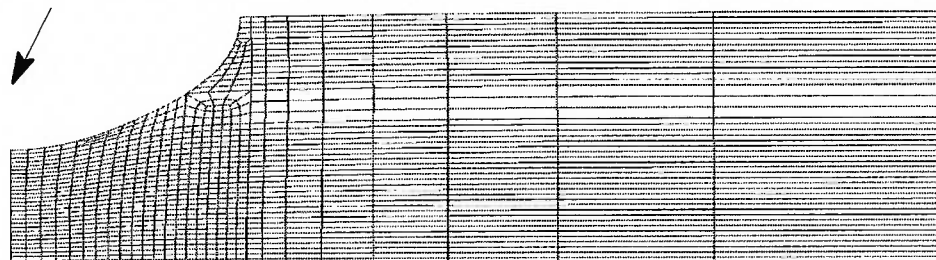
(c)

Figura 28 Evolução do crescimento da trinca macroscópica interna (a) CP-R1 para condição inicial, (b) CP-R1 para condição de instabilidade (c) trinca interna para a condição de instabilidade.

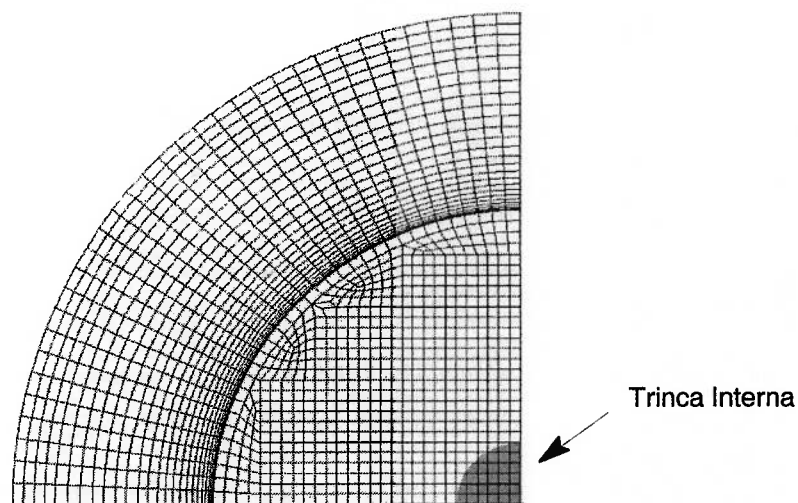


(a)

Ponto de Instabilidade



(b)



(c)

Figura 29 Evolução do crescimento da trinca macroscópica interna (a) CP-R2 para condição inicial, (b) CP-R2 para condição de instabilidade (c) trinca interna para a condição de instabilidade.

4.3.4. Calibração do Critério SMCS

O critério da Deformação Crítica Modificada pela Tensão (SMCS), apresentado previamente na seção 2.3, foi estabelecido por Hancock e Mackenzie [27,28] para barras cilíndricas com diferentes raios de entalhe submetidas à tração. Neste critério a equação característica de dano material foi estabelecida a partir da expressão de Rice e Tracey [18] para o crescimento de uma cavidade esférica contida em um célula integrada no domínio da deformação. O resultado obtido foi uma equação que relaciona a deformação plástica crítica de dano material à variação da triaxialidade de tensão (Eq. 18). Visando estabelecer a calibração numérica das curvas tensão–deformação para os corpos de prova obtidos em ensaios experimentais por Yasuda et al [43], duas metodologias de calibração foram empregadas para estabelecer os parâmetros α e β da equação da deformação crítica para as barras cilíndricas utilizando o critério SMCS. A primeira metodologia não considera a evolução da trinca interna. A segunda metodologia considera a evolução da trinca interna na seção transversal no ponto de instabilidade da curva tensão–deformação.

4.3.5. Resultados da Calibração SMCS

A primeira metodologia empregada para a calibração dos parâmetros característicos da equação da deformação crítica realizada nesta investigação foi semelhante à abordagem adotada nos trabalhos de Hancock e Mackenzie [27,28], Panotini e Sheppard [41] e Deirlein e Kainvinde [45]. Simulações numéricas foram realizadas para as diversas amostras de tração e aos elementos da Zona de Processo de Fratura Dúctil (ZPFD) foram atribuídas as propriedades constitutivas da plasticidade de Von Mises.

Como já destacado anteriormente, a iniciação da trinca macroscópica para os corpos de prova à tração CP–R0, CP–R1 e CP–R2 ocorre no centro das amostras, de acordo com

resultados experimentais e numéricos. Nesta nova etapa de calibração não foi considerada a amostra CP-R0.2, pois há necessidade de um desenvolvimento mais adequada da malha de elementos finitos para esta amostra. Nesta metodologia de calibração dos parâmetros computacionais para barras cilíndricas não há o processo de extinção de elementos para a propagação dúctil da trinca e, dessa forma, a curva numérica tensão-deformação não apresentará um ponto de inflexão. A predição do ponto de instabilidade (\times) da curva tensão-deformação é estabelecida através da medição dos valores de triaxialidade de tensão (h) e da deformação equivalente (ϵ_{eq}) do elemento localizado no centro da barra cilíndrica no instante que a curva numérica coincidir com a curva experimental no ponto de instabilidade, conforme a Tabela 5.

Tabela 5 – Valores da deformação equivalente (ϵ_{eq}) e da triaxialidade de tensão (h) estabelecido para o elemento no centro da amostra

Amostras	ϵ_{eq}	h
CP – RO	1.413354	0.86095
CP – R1	0.401930	1.17289
CP – R2	0.644109	1.47831

Com os valores obtidos na Tabela 5, foi realizado o tratamento numérico (regressão linear) a partir da Eq. 18 (apresentada no capítulo 2), estabelecendo-se o ajuste dos parâmetros α e β para a equação da deformação crítica em função da triaxialidade. A equação característica do comportamento material é expressa

$$\epsilon_p^{crit} = 5.07 \exp\left(-0.55 \frac{\sigma_m}{\sigma_e}\right) \quad (25)$$

onde $\alpha = 5.07$ e $\beta = 0.55$.

De acordo com os resultados experimentais, a trinca macroscópica formada no interior das barras cilíndricas no ponto de instabilidade dúctil apresenta uma dimensão notável. No modelo computacional estabelecer as medidas da deformação plástica e triaxialidade de tensão no centro da amostra não é a forma mais adequada para estabelecer a previsão da falha nestas amostras.

Neste trabalho, optou-se por uma segunda metodologia empregada para a calibração dos parâmetros computacionais α e β na equação da deformação crítica que considera a evolução da trinca interna macroscópica formada para a condição de instabilidade plástica na curva tensão-deformação. Utilizou-se como referência a dimensão da trinca macroscópica obtida nas simulações numéricas do modelo GT. No ponto de instabilidade dúctil da curva tensão-deformação foi efetuada a medição dos valores de triaxialidade de tensão (h) e da deformação equivalente (ϵ_{eq}) do elemento imediatamente à frente da trinca formada conforme a Tabela 6.

Tabela 6 – Valores da deformação equivalente (ϵ_{eq}) e da triaxialidade de tensão (h) estabelecido para o elemento à frente da trinca macroscópica

Amostras	ϵ_{eq}	h
CP – RO	1.562400	0.974681
CP – R1	0.617677	2.236075
CP – R2	0.782027	1.743347

A partir destes valores, foi realizado o tratamento numérico (regressão linear) conforme a Eq. 18, estabelecendo-se o ajuste dos parâmetros α e β para a equação da deformação crítica apresentada na Eq.(26). Esta condição descreve de forma mais realista a previsão da instabilidade dúctil considerando a evolução da trinca interna nas barras cilíndricas.

$$\epsilon_p^{crit} = 3.11 \exp\left(-0.75 \frac{\sigma_m}{\sigma_e}\right) \tag{26}$$

onde $\alpha = 3.11$ e $\beta = 0.75$

4.3.6. Discussão dos Resultados da Calibração SMCS

A Fig. 30 apresenta o gráfico triaxialidade de tensão (h) vs. deformação plástica equivalente ($\bar{\epsilon}_p$) com as curvas numéricas calibradas. A curva (a) apresenta os resultados obtidos na primeira metodologia de calibração para a medição dos valores de triaxialidade de tensão e deformação do elemento no centro do corpo de prova. A curva (b) apresenta os resultados obtidos para a segunda metodologia de calibração da triaxialidade de tensão e deformação plástica para o elemento à frente da trinca macroscópica para o ponto de instabilidade dúctil.

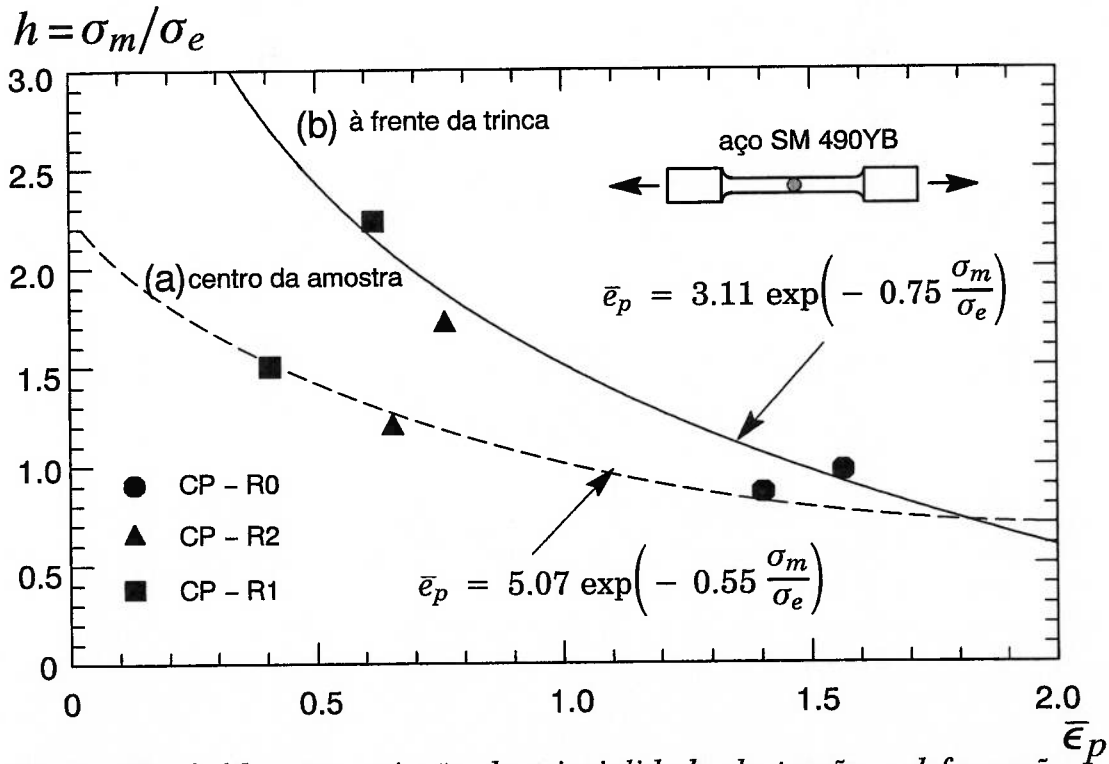


Figura 30 Calibração variação da triaxialidade de tensão - deformação plástica equivalente utilizando a análise de barras cilíndricas.

De acordo com os gráficos apresentados na Fig. 30, a presença da trinca interna macroscópica estabelece a elevação da triaxialidade de tensão atuante de forma bastante contudente na seção transversal nas diversas amostras analisadas quando comparado com a calibração no centro da amostra (sem trinca interna). Para efeito de calibração, será considerada apenas a curva b.

5 ANÁLISE EXPLORATÓRIA DA MODELAGEM MICRO-MECÂNICA APLICADA À AVALIAÇÃO DE FALHAS EM DUTOS

Procedimentos para avaliação, garantia da segurança e confiabilidade operacional de estruturas em serviço são concebidos e construídos a partir de metodologias preditivas, incorporando critérios para avaliação do impacto de defeitos sobre a integridade mecânica do material. Diversos procedimentos existentes aplicáveis à avaliação da integridade estrutural de dutos, geralmente permitem a presença de certos níveis de dano material utilizando critérios (muitas vezes semi-empíricos) baseados sobre dados experimentais limitados e obtidos através de ensaios em aços estruturais de baixa resistência mecânica. Desta forma, estes critérios não refletem o real micromecanismo de falha do material nem incorporam requisitos específicos mais adequados aos aços estruturais de elevada resistência mecânica correntemente empregados na fabricação de dutos[19]. O desenvolvimento de metodologias para avaliação da integridade estrutural atualmente incorporam ensaios experimentais utilizando corpos de prova padronizados, associado a técnicas numéricas que estabelecem parâmetros que caracterizam o processo de falha do material.

No capítulo 4, foi estabelecido um modelo micromecânico que caracteriza o processo de iniciação da fratura dúctil, através das curvas tensão-deformação experimentais para barras cilíndricas incorporando aspectos fenomenológicos do processo de falha material. Neste capítulo, será abordada a análise exploratória da modelagem micromecânica aplicada à avaliação da iniciação da fratura dúctil em dutos com a caracterização da região de dano material a partir dos critérios de dano material calibrados para as barras cilíndricas.

5.1 Ensaios Experimentais em Dutos Sob um Ciclo de Carregamento à Flexão

Com o objetivo de estabelecer a iniciação da fratura dúctil em dutos sob um ciclo de carregamento à flexão, Yasuda et al. [43] promoveram ensaios laboratoriais em dutos do material STPT370 (classificação japonesa) cuja as propriedades mecânicas: tensão de escoamento (σ_{ys}), tensão de ruptura (σ_u), alongamento até a ruptura (ϵ_t) e as propriedades de encruamento (σ_u/σ_{ys}) estão destacadas na Tabela 7. Outras propriedades mecânicas para este aço incluem módulo de elasticidade $E = 206$ GPa e coeficiente de Poisson $\nu = 0.3$. Este material apresenta propriedades mecânicas similares ao material SM490YB utilizados nas barras cilíndricas.

Tabela 7 Propriedades mecânicas do aço STPT370 utilizado (20°C) [43]

σ_{ys} (MPa)	σ_u (MPa)	ϵ_t (%)	σ_u/σ_{ys}
315	438	19.2	1.39

Nos ensaios realizados, os corpos de prova (dutos) apresentaram as seguintes dimensões: diâmetro externo $D = 165$ mm, espessura de parede 11 mm e comprimento longitudinal 800 mm. A Fig. 31 ilustra esquematicamente o ensaio realizado em dutos submetido ao ciclo de carregamento à flexão em três etapas:

(a) *indentação* – o corpo de prova (duto) está bi-apoiado entre vínculos deslizantes (roletes), e é submetido a um carregamento localizado através de um dispositivo indetador na região central, estabelecendo o amassamento local do duto. Um extensômetro é fixado na superfície externa oposta do duto (Fig.31(a)), para registrar o estado de deformação local na direção Z durante o ensaio. O carregamento no indetador é interrompido quando o extensômetro registra o valor de 1% de deformação

na direção Z. Este valor estabelecido é a condição “ medida” local de dano na amostra testada.

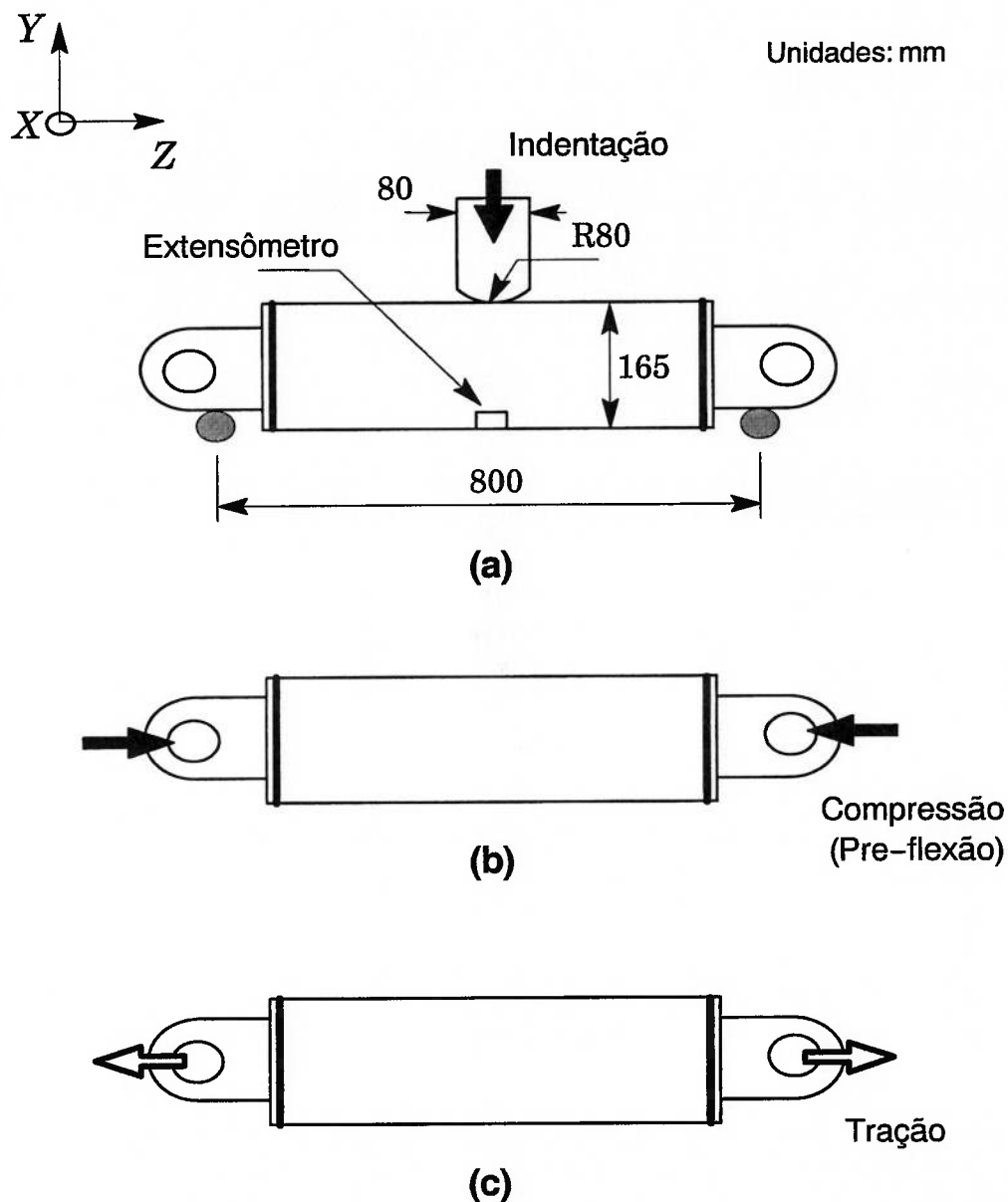


Figura 31 Ilustração esquemática do corpo de prova (duto) submetido ao ciclo de carregamento de flexão (a) indentação, (b) compressão e (c) tração.

(b) *pré-flexão* (compressão) – o corpo de prova deformado na fase de indentação é acoplado a um dispositivo que atribui uma nova condição de contorno (restrições a deslocamentos nas direções X e Y nas extremidades ($Z = 0$) do corpo de prova). A amostra é submetida a esforços de compressão provocados por deslocamentos na direção $-Z$ (Fig.31(b)), segundo duas ordens de grandeza, D_{30} e D_{40} que correspondem a deslocamentos de 30 mm e 40 mm respectivamente. Para cada um destes deslocamentos irá ocorrer dois níveis de intensificação do dano material na região central do corpo de prova.

(c) *flexão-reversa* (tração) – a partir das duas condições de deslocamentos anteriores (indentação e compressão) os corpos de prova são submetidos à deslocamentos na direção $+Z$, provocando esforços de tração (Fig.31(c)). Durante esta etapa de carregamento observa-se que o duto apresenta a tendência de retornar a condição geométrica original, mas devido ao dano material introduzido durante as duas etapas anteriores de carregamento o duto sofrerá a ruptura antes que seja estabelecida a condição original.

O ensaio de duto sob o ciclo de carregamento tem a finalidade de reproduzir o dano material observado em linhas dutoviárias, após intensos deslocamento de solo, decorrentes de carregamento sísmico ou colisões de riser adjacentes em sistemas flutuantes de produção em águas profundas. De acordo com os resultados experimentais observa-se que sob condições de deformação em grande escala, constata-se considerável perda da capacidade de carga se comparado à condição sem dano material.

A Fig. 32 apresenta a curva experimental carga vs. deslocamento longitudinal (P vs. Δ) para as fases de *pré-flexão* e *flexão-reversa* nas amostras de dutos. Nos ensaios foram estabelecidas duas condições de *pré-flexão* (compressão) com deslocamentos de

30 mm (D_{30}) e 40 mm (D_{40}). De acordo com resultados experimentais a máxima capacidade de carga que o duto suporta está relacionado diretamente com a condição local de dano material estabelecida na pré-flexão: o deslocamento longitudinal de 30 mm (D_{30}) impõe uma condição de dano material menos severa ao duto do que a observada para o deslocamento longitudinal de 40 mm (D_{40}). Conseqüentemente, a amostra D_{30} suporta uma carga aplicada maior antes da ruptura durante a etapa de tração.

A Fig. 32 também apresenta as micrografias (1a - 1e) na superfície do duto na região local dano observadas durante as etapas de pré-flexão (compressão) e flexão-reversa (tração) para a condição de deslocamento D_{30} . Para pré-flexão a micrografia 1a apresenta um grande número de nervuras produzidas na superfície local. Com o aumento do carregamento da flexão-reversa, as nervuras tornam-se maiores, micrografia 1b, crescendo e formando uma trinca na micrografia 1c.

5.2 Modelos de Elementos Finitos para Dutos

A Fig. 33 mostra um dos modelos de elementos finitos 3D construído para as amostras de dutos contempladas nos ensaios laboratoriais descritos por Yasuda et al.[43]. As condições de simetria geométrica e de carregamento permitem a modelagem de apenas um quarto do corpo de prova impondo as condições de contorno na direção Z ($w=0$), para seção transversal de simetria e $Y(v=0)$, $X(u=0)$.

Foram construídos dois modelos 3D para o duto através do programa CAE Msc. Patran versão 2001r2 utilizando-se elementos isoparamétricos sólidos de 8 nós (Hex8). Na primeira camada ($Z=0$) de cada modelo estão alocados os elementos com as

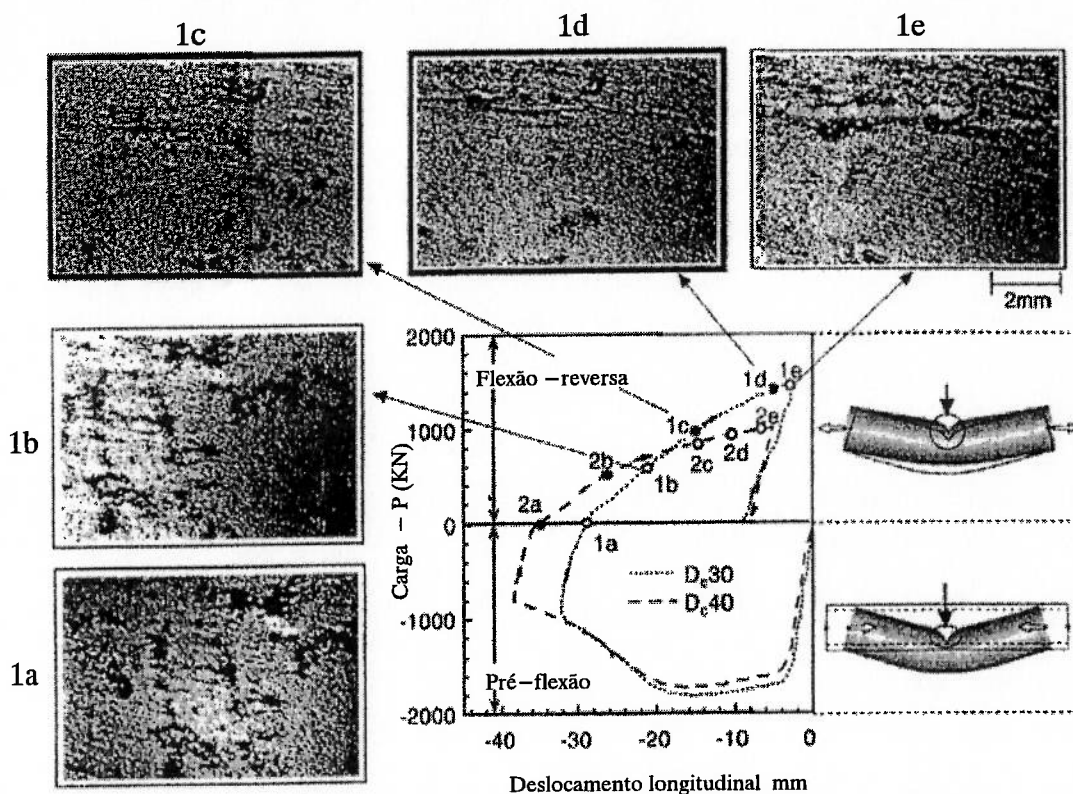


Figura 32 Curva experimental carga (P) vs. deslocamento axial (Δ) [43]

propriedades de células computacionais que deverão caracterizar a *Zona de Processo de Fratura Dúctil (ZPFD)* durante o ciclo de carregamento.

A estratégia de construção da malha de elementos finitos para o duto foi determinada pelo posicionamento e dimensão das células computacionais. A Fig.34(a) mostra detalhes da seção transversal do modelo tipo A. Este primeiro modelo foi construído com 35100 elementos e 39680 nós, onde a camada as células computacionais para os elementos cúbicos da *Zona de Processo de Fratura Dúctil (ZPFD)* possui $D = 200 \mu\text{m}$.

No modelo tipo A, a região de dano material caracterizada pela ZPFD foi atribuída na parte inferior do duto por acreditar na hipótese de haver solicitações de tração nesta região durante as três etapas de carregamento, e assim ocorrer a iniciação da trinca na

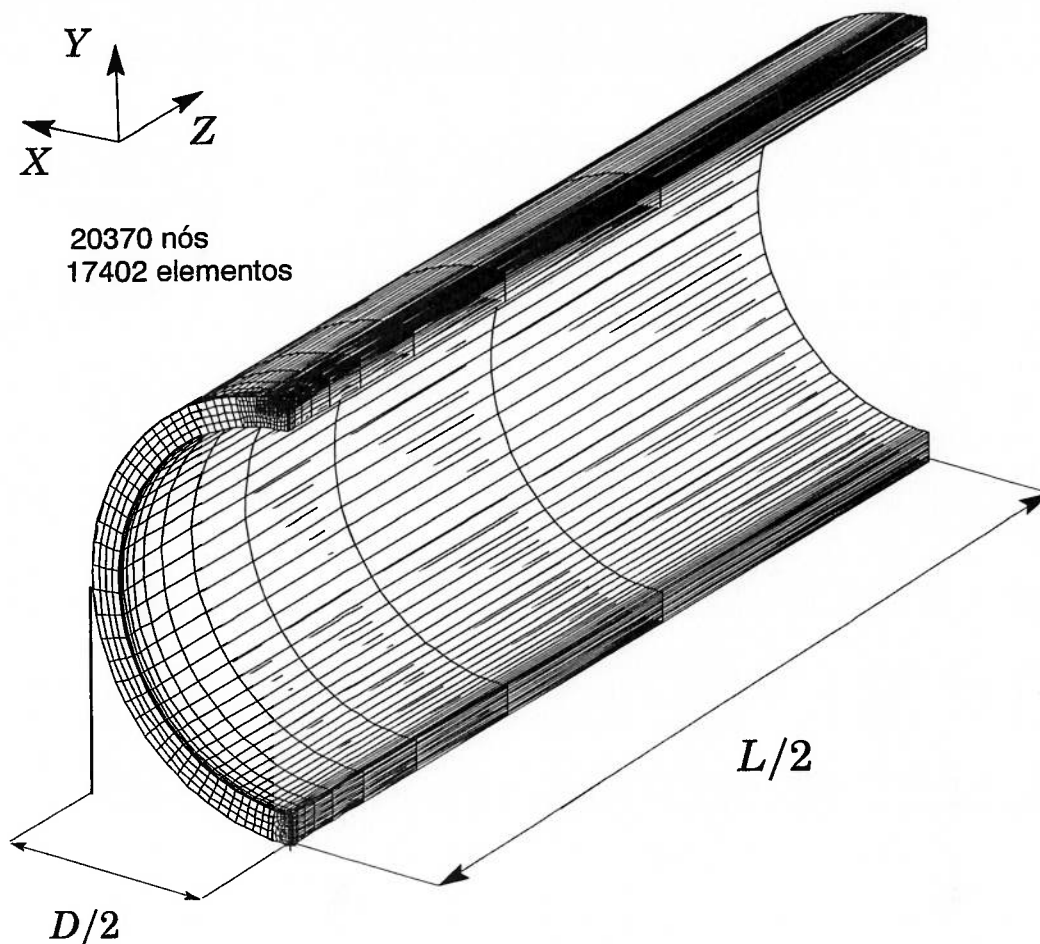


Figura 33 Modelo de elementos finitos 3D para o duto utilizado na análise numérica

parte interna do duto. Mas de acordo com análises numéricas efetuadas tal hipótese não foi confirmada e observou-se durante as etapas de indentação e pré-flexão (compressão) que os esforços trativos eram dominantes nesta região provocando intensas condições de deformação e tensão local. A partir da terceira etapa de carregamento flexão-reversa (tração) observa-se esforços de compressão na região da ZPFD, pois o corpo de prova apresenta a tendência de retornar a condição geométrica inicial devido a momento restaurador imposto pelo carregamento à tração. Desta forma a hipótese da iniciação da trinca na parte interna do duto foi invalidada.

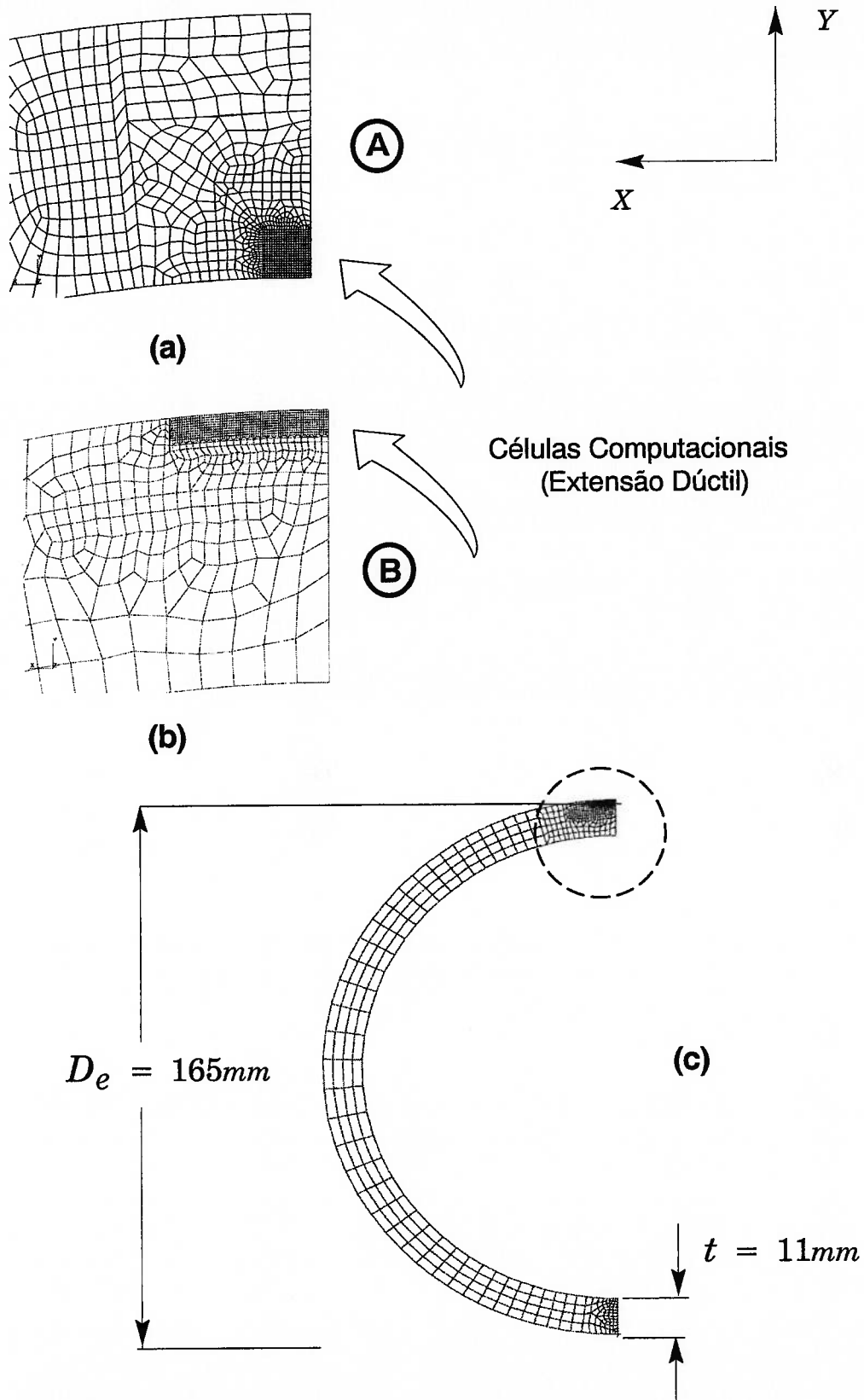


Figura 34 Detalhes de construção da região onde estão localizadas a células computacionais: a) modelo tipo A, b) modelo tipo B, c) vista da seção transversal do modelo tipo B.

O modelo tipo B (Fig.33 e Fig.34(b)) foi construído com 17402 elementos e 20370 nós e apresentou uma configuração mais otimizada em relação ao primeiro modelo construído. A localização da *Zona de Processo de Fratura Dúctil (ZPFD)* foi estabelecida na região superior da seção transversal (ver detalhes Fig. 34(b)) onde foi constatado durante as análises conforme as evidências experimentais a iniciação da trinca macroscópica.

As análises numéricas utilizaram uma aproximação segmental da curva experimental tensão-deformação mostrada na Fig. 14 para a barra sem entalhe correspondente ao SM490YB. Para o modelo adotado (tipo B) foram realizadas simulações numéricas utilizando os critérios de dano local estabelecidos para as barras cilíndricas no capítulo 4. Na primeira condição de calibração utilizando o critério de dano Gurson-Tvergaard (GT), à região de falha (*ZPFD*) foi caracterizada com as propriedades de células computacionais e o material externo a esta localidade foram atribuídas as propriedades da plasticidade de Von Mises). Na segunda condição de calibração utilizando o critério *SMCS*, todos os elementos apresentam as propriedades da plasticidade de Von Mises.

Todas análises numéricas não lineares 3D utilizaram o código WARP3D [42], o modelo tipo A com 35100 elementos utilizou mais de 100 horas de CPU em uma estação de trabalho Silicon Graphics Octane R12000 com dois processadores com 1.2 Gb de RAM enquanto o segundo modelo com 17402 elementos otimizado utilizou aproximadamente 48 horas de análises para a solução numérica. Diversas tentativas foram efetuadas até estabelecer a correta análise. Problemas na convergência numérica foram constatados durante as simulações devido a distorção excessiva dos elementos da

ZPFD, uma vez que a dimensão desta região local de dano apresentava dimensão muito reduzida com relação ao tamanho global da amostra.

5.3 Previsão da Iniciação da Fratura Dúctil em Dutos

Esta seção apresenta detalhes da aplicação do modelo de células computacionais aplicado a previsão da iniciação da fratura dúctil em dutos. No capítulo 4 foi estabelecida a calibração paramétrica de barras cilíndricas com a caracterização da região de falha material a partir de critérios de dano locais. Os resultados obtidos nestas análises para os corpos de prova à tração utilizando o critério *GT* foram a determinação dos parâmetros (D, f_0) calibrados para cada amostra de tração e para o critério *SMCS* a determinação da equação característica da deformação crítica ϵ_p^{crit} em função da triaxialidade de tensão através do parâmetros (α, β) . Nesta seção, serão efetuadas análises exploratórias no modelo de dutos submetidos ao ciclo de carregamento de flexão com a caracterização da região de dano material de acordo com os parâmetros computacionais calibrados para os corpos de prova à tração.

Para a previsão da iniciação da fratura dúctil para o modelo de dutos utilizando o critério *GT*, foi construída a *Zona de Processo de Fratura Dúctil (ZPFD)* localizadas em regiões específicas de acordo com os modelos apresentados na seção 5.2. Análises prévias foram realizadas nos dutos e constatou-se que a região de dano material apresentava valores baixos de triaxialidade de tensão e altas taxas de deformação ao longo do ciclo de carregamento à flexão. Esta condição desenvolvida sugere a escolha dos valores $D = 200 \mu\text{m}$ e $f_0 = 0.0050$ uma vez que estes parâmetros obtidos foram estabelecidos para a barra cilíndrica com menor variação da triaxialidade de tensão (h) desenvolvida ao longo do histórico de carregamento de tração. Quando a porosidade

corrente dos elementos da ZPFD alcançar a condição $f = 0.1$, ocorrerá o início da trinca no duto.

Nas análises numéricas utilizando o critério *SMCS* para caracterizar a iniciação da falha material no modelo de duto foram atribuídas as propriedades da plasticidade de Von Mises na região da *ZPFD* associada com as propriedades da equação característica (eq.26) da deformação crítica em função da triaxialidade de tensão calibradas para as barras cilíndricas no capítulo 4. Quando a deformação plástica corrente dos elementos na *ZPFD* atingirem o valor da deformação crítica, estes serão deletados do modelo estabelecendo assim o início da trinca macroscópica com a respectiva propagação ao longo do duto.

5.4 Resultados Obtidos

A Fig. 35(a) apresenta o modelo do duto para etapa final do carregamento de indentação, o amassamento local do duto é obtido pela simulação do dispositivo envoltório de contato através do deslocamento de um corpo rígido virtual (cilindro) sobre a superfície externa do duto na região central da amostra. À medida que este cilindro virtual avança (direção $-Y$), ocorre o amassamento localizado aumentando progressivamente a superfície de contato entre duto e o indentador. Este carregamento é interrompido quando a deformação plástica na parte inferior do duto atingir 1% na direção Z conforme detalhes apresentados na seção anterior.

A Fig. 35(b) apresenta a etapa final do carregamento da pré-flexão (compressão) obtido através dos deslocamentos nodais na direção $-Z$ para os nós localizados à distância $L/2$ para o modelo do duto. Nesta condição observa-se na região central do corpo de prova um amassamento muito acentuado de acordo com as observações experimentais.

A Fig. 36 apresenta o modelo numérico para a etapa final do carregamento de flexão-reversa (tração). Observa-se que o corpo de prova tem a tendência de retornar à condição geométrica inicial, mas devido as condições locais de dano estabelecida durante a etapas anteriores de carregamento, verificou-se a ocorrência do colapso estrutural durante os início da fase de tração. De acordo com a sequência apresentada na Fig.s 35(a-c) a modelagem e simulação numérica realizadas nesta investigação reproduzem de forma bastante satisfatória os ensaios experimentais por Yasuda et al. [43] para o duto submetido ao ciclo de carregamento à flexão.

No processo de calibração paramétrica para a previsão da iniciação da fratura dúctil utilizando o critério GT, o primeiro modelo de duto Fig.34(a) com ZPFD localizada na parte inferior da amostra apresentou baixa taxa de crescimento da porosidade corrente f ao longo do desenvolvimento do carregamento aplicado durante a fase de indentação e pré-flexão. Após o início da fase de tração, observa-se a diminuição acentuada dos valores de porosidade corrente f nos primeiros passos desta etapa de carregamento até nulificação (fechamento) da porosidade da célula computacional em virtude do aparecimento de esforços locais de compressão na região da ZPFD devido ao surgimento do momento restaurador no modelo provocado pelos esforços de tração.

No modelo tipo B da Fig.34(b), a região de falha com as propriedades das células computacionais está localizada na parte superior da amostra próxima à superfície externa. Durante os passos iniciais do carregamento de indentação, os elementos da ZPFD próximos da superfície sofreram esforços de compressão e desta forma a porosidade corrente f diminui acentuadamente a cada passo de carregamento até ocorrer a nulificação (desaparecimento) da porosidade do elemento da ZPFD e conseqüentemente o travamento do processamento numérico. Diante destas duas

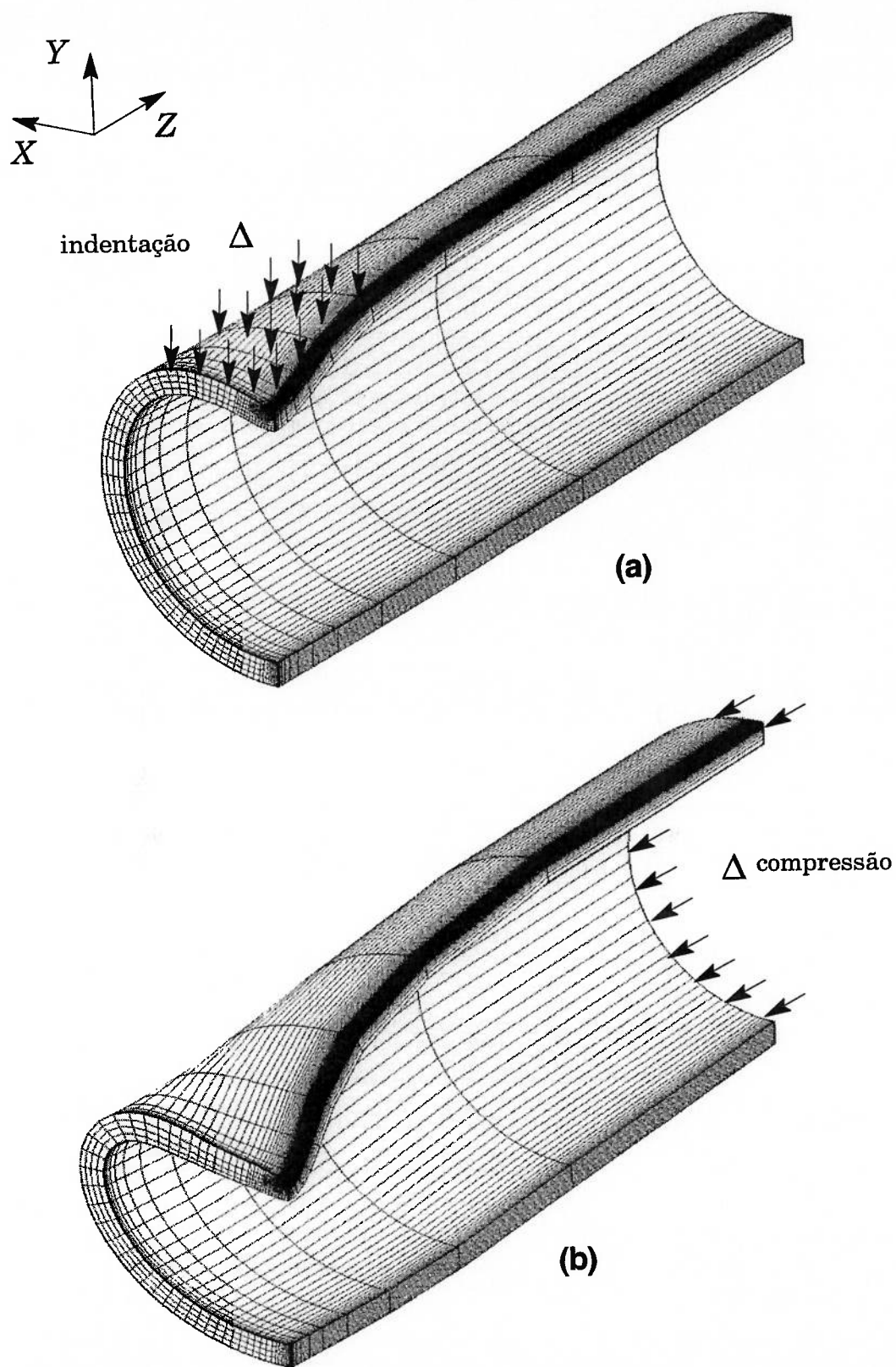


Figura 35 Modelo numérico de duto ao final da etapa de indentação (a) e ao final da etapa de compressão (b).

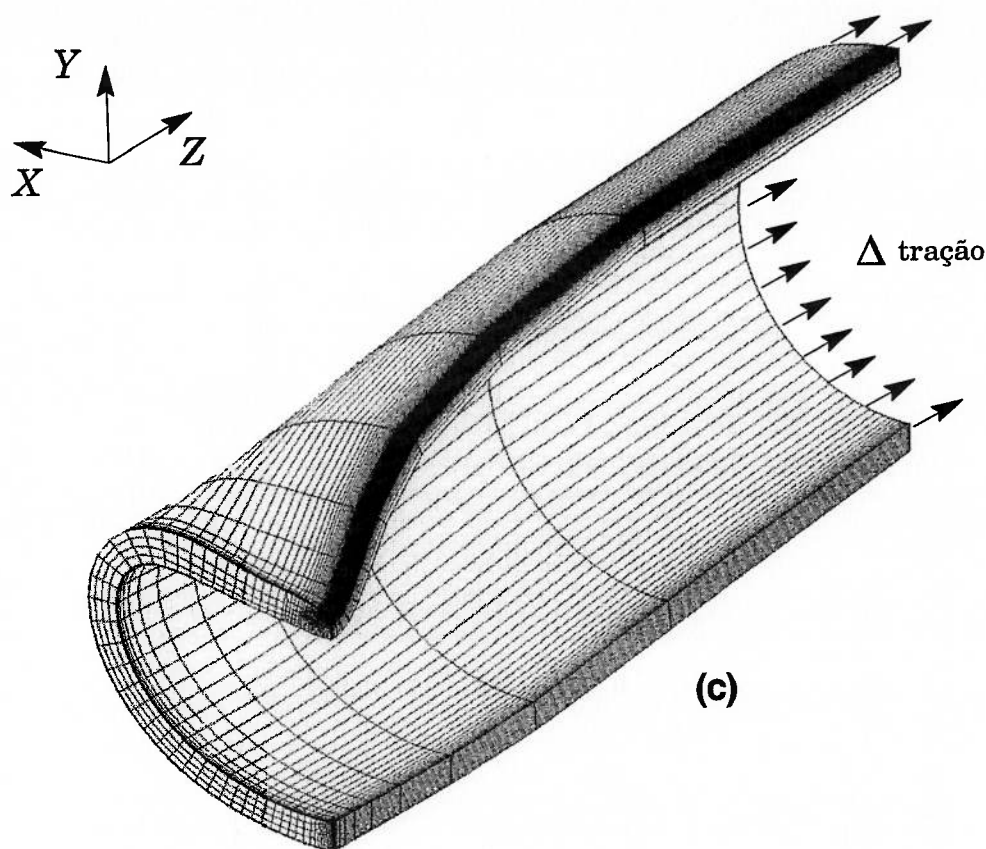


Figura 36 Modelo numérico de duto para condição de instabilidade na etapa de tração

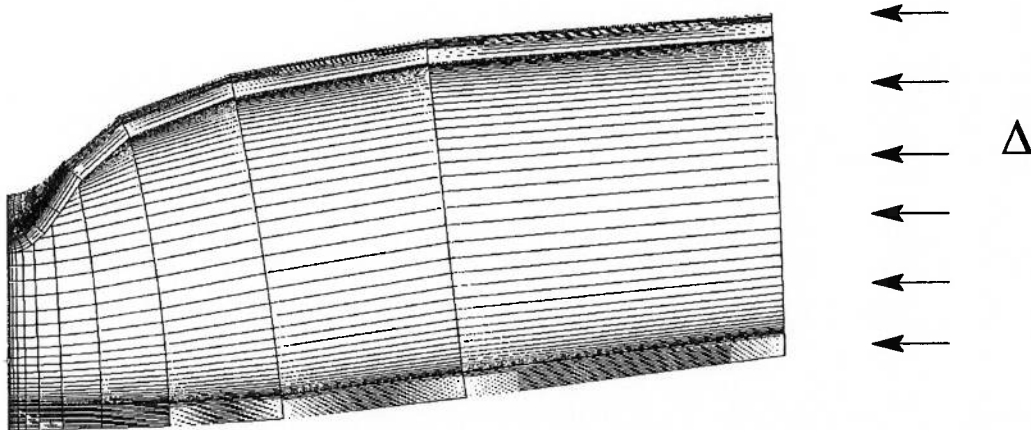
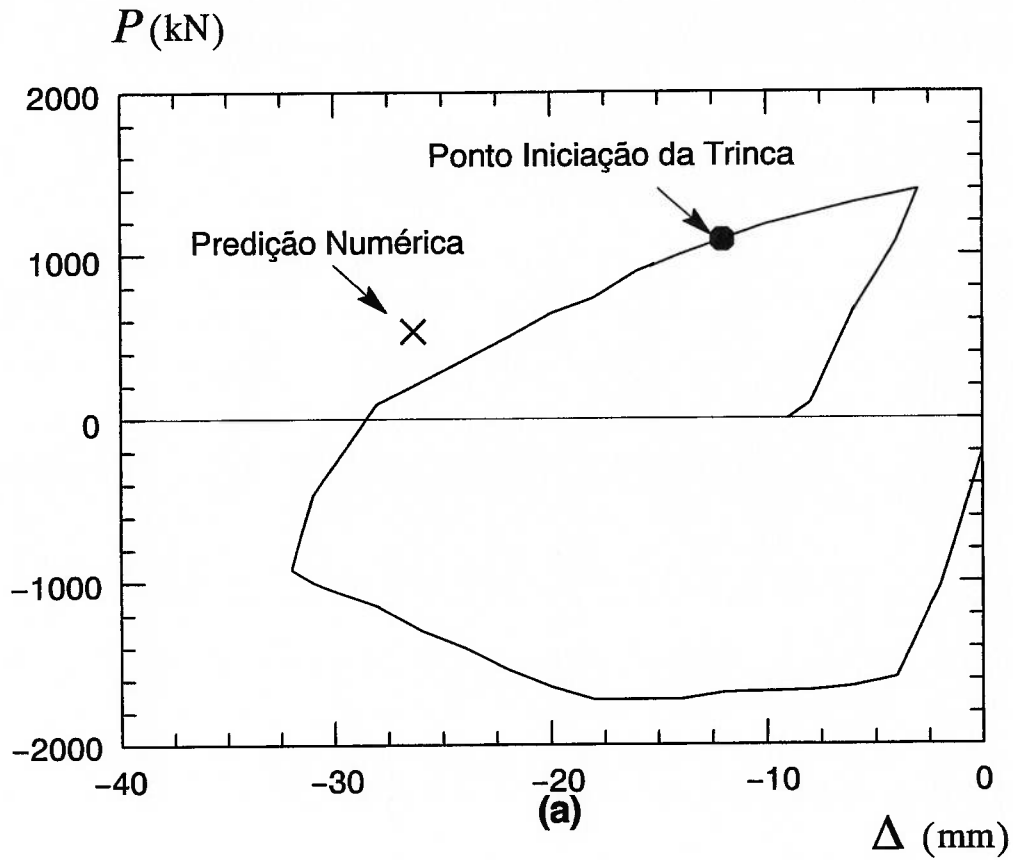
tentativas de utilização do modelo de Gurson– Tvergaard (GT) para a calibração da iniciação da fratura dúctil nas amostras de dutos submetidas ao ciclo de carregamento à flexão, observa-se que o modelo GT quando submetido à condições de compressão não apresenta uma resposta adequada para a previsão do dano material.

A previsão da calibração da iniciação de fratura dúctil utilizando o critério GT não apresentou resultados satisfatórios para a calibração numérica nos dutos, e a partir daí foi proposto a utilização do critério *SMCS* para caracterizar a falha na amostra segundo as propriedades da equação da deformação crítica (Eq. 18) calibradas para as barras cilíndricas no capítulo 4.

Na primeira tentativa de calibração da iniciação da fratura dúctil utilizando o critério SMCS, os elementos da ZPFD foram caracterizados com as propriedades da equação de deformação crítica calibrada para as barras cilíndricas com os parâmetros $\alpha = 5.07$ e $\beta = 0.55$. Os resultados obtidos nesta análise demonstraram que durante o ciclo de carregamento à flexão não ocorreu a falha na amostra. Comparando o resultado da simulação numérica dos elementos da ZPFD caracterizado pela equação de deformação crítica para o ponto de iniciação da trinca de acordo com a Fig. 37, os valores correntes da deformação crítica apresentavam valores muito elevados para deformação plástica equivalente dos elementos a ZPFD.

A segunda tentativa de calibração para o critério SMCS, utilizou a equação de deformação crítica obtida para as amostras de tração considerando a evolução da trinca interna no ponto de instabilidade dúctil conforme (Eq.26) para caracterizar a ZPFD com os parâmetros $\alpha = 3.42$ e $\beta = 0.75$. Os resultados obtidos para previsão da iniciação da fratura dúctil estão apresentados na Fig. 37 através do gráfico carga aplicada vs. deslocamento longitudinal de Yasuda et al. [43] para o deslocamento D_{30} com o ponto de iniciação da trinca da macroscópica obtido durante os ensaios laboratoriais para a amostra de duto do material STPT370. O ponto \times foi obtido nas simulações numéricas utilizando o critério SMCS na região da ZPFD e marca a iniciação da trinca para o modelo computacional do duto.

A trinca macroscópica nos ensaios experimentais ocorreu para a carga aplicada de 1000 KN e o deslocamento na flexão-reversa (tração) de 20 mm. Na predição numérica utilizando o critério SMCS a falha ocorre para carga aplicada 534 KN e deslocamento longitudinal de 5.7 mm. A diferença estabelecida entre a previsão numérica e o resultado experimental para o início da falha material pode ser explicada pela Fig. 38 através do



(b)

Figura 37 Curva de deslocamento do modelo de duto para a fases de pré-flexão (compressão) e flexão-reversa (tração) para os pontos de iniciação da falha dúctil obtidas no ensaio experimental e a previsão da resposta numérica. (b) Modelo do duto na fase final da etapa de compressão

gráfico triaxialidade de tensão vs. deformação plástica para o modelo do duto para a região da ZPFD durante as três etapas do ciclo de carregamento à flexão.

$$h = \sigma_m / \sigma_e$$

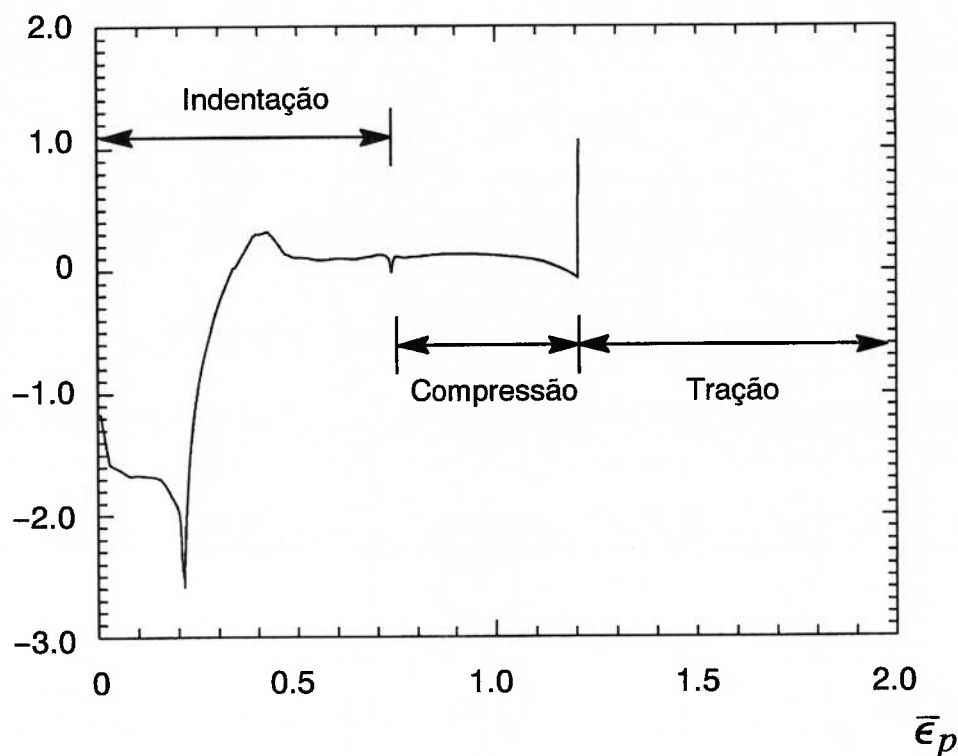


Figura 38 Evolução da triaxialidade de tensão vs. deformação equivalente do duto durante o ciclo de carregamento de flexão

Durante a fase de indentação observa-se grande variação da triaxialidade de tensão provocada pelo amassamento local. Na fase de pré-flexão (compressão), o nível de triaxialidade é constante e, após início do carregamento de flexão-reversa (tração), observa-se a elevação acentuada da triaxialidade de tensões para valores de deformação constante. Esta última condição impõe aos elementos caracterizados com as propriedades do critério SMCS atingirem o valor da deformação crítica de dano material rapidamente em função da acentuada expansão da triaxialidade de tensão para baixas condições de deformação.

A Fig. 39 apresenta a evolução triaxialidade de tensão com deslocamento dos elementos da ZPFD. Durante a fase de indentação, observa-se grande variação da triaxialidade de tensão para pequenos deslocamentos radiais da seção transversal no duto. Para o carregamento de pré-flexão (compressão) observa-se grande amassamento caracterizado pela distorção geométrica da seção transversal (Fig. 35). Observa-se grandes deslocamentos para níveis de triaxialidade aproximadamente constante. No início do carregamento de flexão-reversa (tração) ocorre a elevação substancial da triaxialidade de tensão para níveis de deslocamento constante.

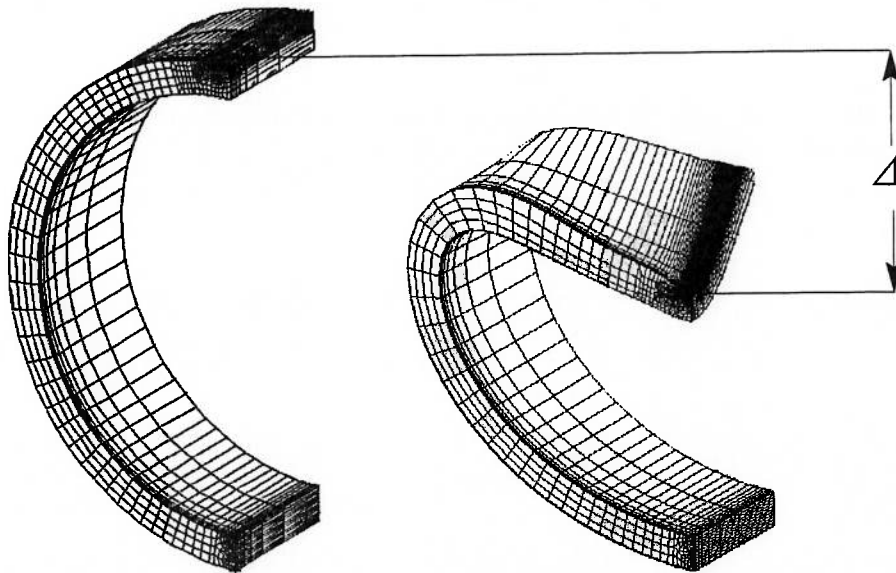
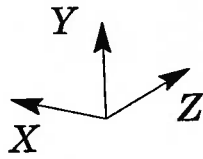
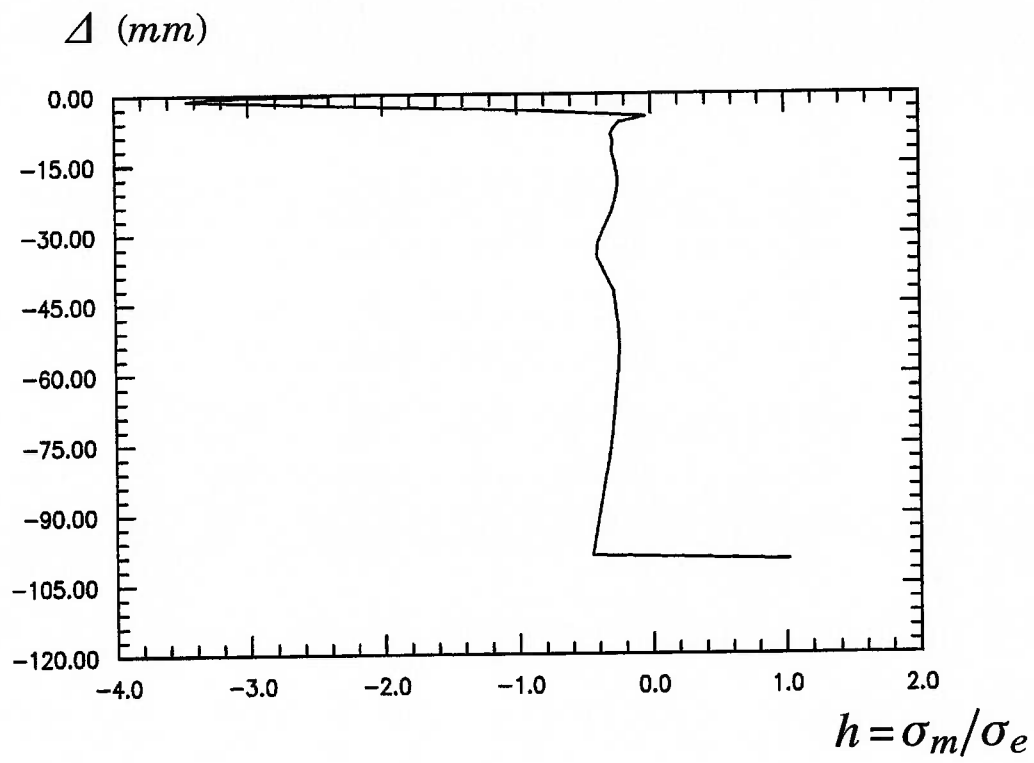


Figura 39 *Evolução da triaxialidade de tensão vs. deslocamento radial do duto durante o ciclo de carregamento à flexão*

6 CONCLUSÕES E OBSERVAÇÕES FINAIS

Este trabalho descreveu a metodologia micromecânica 3D aplicada à previsão da fratura dúctil em aços estruturais através de dois modelos de dano material, modelo *Gurson-Tvergaard* (GT) que incorpora o crescimento de cavidades em função da triaxialidade de tensão e o modelo *Stress Modified Critical Strain* (SMCS) que estabelece a deformação crítica em função da triaxialidade de tensão.

A previsão do comportamento dúctil em barras cilíndricas com diferentes raios de entalhes com a caracterização da *Zona de Processo de Fratura Dúctil (ZPFD)* apresentou resultados satisfatórios para a calibração dos parâmetros computacionais (f_0, D) para o modelo *GT* e (α, β) para o modelo *SMCS* para as amostras do material SM490YB descrevendo de maneira adequada a previsão de falha nas diversas amostras. A excessão feita do corpo de prova com entalhe de 0.2 mm. Para este modelo há necessidade de desenvolver uma malha de elementos finitos na região da *ZPFD* com propriedades de células computacionais mais uniformes e verificar a correção do efeito da estrição nas curvas tensão-deformação experimentais aplicados a esta amostra.

As análises exploratórias da previsão da iniciação da trinca macroscópica em dutos submetido ao carregamento cíclico à flexão utilizando os parâmetros computacionais calibrados para barras cilíndricas foram aplicadas e constatou-se limitações do modelo *GT* à aplicação de esforços de compressão. As simulações numéricas utilizando o critério *SMCS* apresentaram resultados mais próximos aos obtidos experimentalmente para o duto para a previsão da iniciação da fratura dúctil.

Este estudo apresentou resultados convincentes da potencialidade de aplicação da modelagem micromecânica para a previsão da falha dúctil em corpos de provas padronizados e componentes estruturais. De acordo com os resultados obtidos neste

trabalho, surge a necessidade de ampliar o conhecimento do modelo de GT quando submetidos à esforços de compressão e compreender mais amplamente os mecanismos de calibração da equação de deformação crítica no modelo SMCS.

7 TRABALHOS PUBLICADOS

O desenvolvimento deste trabalho, resultou a elaboração de trabalhos científicos publicados em 1 congresso nacional, 3 congressos internacionais e 1 revista internacional.

2003 ASME Pressure Vessels & Piping Conference

Ruggieri C., Santos, F. F., Ohata, M. Toyoda, M., “A Micromechanics Approach to Assess Ductile Crack Initiation Damaged Pipelines”

2003 Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures

Santos, F. F., Ruggieri, C., “Micromechanics Modeling of Ductile Fracture in Tensile Specimens Using Computational Cells”

2002 International Conference Pipeline Yokohama – Japão

Ruggieri C., Santos, F. F., Ohata, M. Toyoda, M., “Cell Model Predictions of Ductile Crack Initiation in Damaged Pipeline ”

2001 XVI COBEM (Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica) Uberlândia – MG

Santos, F. F. , Toyoda, M., Ruggieri C., “Ductile Fracture Tensile Specimen: Micromechanics Models and Numerical Predictions”

2001 XXII CILAMCE (Iberian Latin American Congress on Methods in Engineering) Campinas – S.P

Santos, F. F., Ohata, M. Toyoda, M., Ruggieri C., “Numerical Modeling of Fracture Ductile in Tensile Specimens Using 3D Computational Cell Elements”

8 REFERÊNCIAS

1. HP Petrobrás – http://www.petrobras.com.br/frames/f5_6.htm.
2. HP Gasnet – <http://www.gasnet.com.br>
3. Callister, W. D., *Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução - 5ª Edição*, LTC, Rio de Janeiro, 2002.
4. Ludwick P. Z. Ver. dt. Ingl. 1532 (1927)
5. Tipper, C. F., “The Fracture of Metals”, *Metallurgia*, Vol. 39, pp. 133-137, 1949.
6. Puttick, K. E., “Ductile Fracture in Metals”, *Philosophical Magazine*, Vol. 4, pp. 964-969, 1959.
7. Garrison, W. M, Jr. and Moody, N. R., “Ductile Fracture,” *Journal of the Physics and Chemistry of Solids*, Vol. 48, pp. 1035-1074, 1987.
8. Van Stone, R., Cox, T., Low, J., and Psioda, J, “Microstructural Aspects of Fracture by Dimpled Rupture,” *International Metals Reviews*, Vol. 30, No. 4, pp. 157-179, 1985.
9. Anderson, T. L., *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications - 2ª Edition*, CRC Press, New York, 1995.
10. Kachanov, L. M. “Introduction to Continuum Damage Mechanics”, Martinus Nijhoff Publishers, Dordrecht, 1986.
11. Proença, S. P. B. “Introdução à Mecânica do Dano e Fraturamento” – Texto nº 4 Elementos da Mecânica do Dano em Meios Contínuo, São Carlos, 2000.
12. Cox. T. B. and Low J. R. Metall. Trans. 5, 1457 (1974)
13. Gurland, J. and Plateau, J., *Transactions of ASM*, Vol. 56, pp. 442, 1963.
14. Goods, S. H. and Brown. L. M. “The Nucleation of Cavities by Plastic Deformation”, *Acta Metallurgica* Vol. 27, pp.1-15, 1979.
15. Brown, L. M. and Stobbs, W. M. *Phil. Mag*, 1976, 34 p.351.
16. Argon, A. S., Im, J. and Safoglu, R., *Metallurgical Transaction*, Vol. 6A, pp. 825, 1975.
17. McClintock, F. A., “ A Criterion for Ductile Fracture by the Growth of Holes”, *Journal of Applied Mechanics*, Vol. 35, pp. 363, 1968
18. Rice, J. R. and Tracey, D. M., “On the Ductile Enlargement of Void s in Triaxial Stress Fields”, *Journal of Mechanics and physics of Solids*, Vol. 17 pp. 2001, 1969
19. Ruggieri, C. “Modelagem Micromecânica da Fratura Dúctil e Aplicações à Integridade Estrutural.” São Paulo, 2001 127 p. Tese (Livre-Docência) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo.
20. Gurson, A. L., “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.
21. Tvergaard, V., “Material Failure by Void Growth to Coalescence,” *Advances in Applied Mechanics*, Vol. 27, pp. 83-151, 1990.

22. Thomason, P. F., "Ductile Fracture of Metals," *Pergamon Press*, Oxford, U.K., 1990.
23. Dieter, G. E., *Mechanical Metallurgy*, McGraw-Hill, 1961.
24. Bridgman, P., "Studies in Large Plastic Flow and Fracture" - *McGraw-Hill Book Company, Inc.*, New York, 1952.
25. Davidenkov, N. N. and Spiridonova N.I., "Analysis of the State of Stress in the Neck of a Tensile Test Specimen" - *Proc. ASTM*, 46, 1147-1158 (1946).
26. Needleman, A., "A Numerical Study of Necking in Circular Cylindrical Bars" *Journal of the Mechanics and Physics and Solids*, Vol. 20, pp.111-127, 1971.
27. Hancock, J. W. and Mackenzie, A. C., "On the Mechanisms of Ductile Failure in High-Strength Steels Subjected to Multi-Axial Stress-State" *Journal of the Mechanics and Physics and Solids*, Vol. 24, pp.147-169, 1976.
28. Hancock, J. W. and Mackenzie, A. C., "On the Influence of State of Stress on Ductile Failure Initiation in High Strength Steels", *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 9, pp. 167-188, 1977.
29. Hancock, J.W., and Brown, D. "On the Role of Strain and Stress State in Ductile Failure" *Journal of the Mechanics and Physics and Solids*, Vol. 31, pp.1-24, 1983.
30. Vieira, M.H., e Ruggieri, C., "Efeito da Restrição Plástica sobre o Campo de Tensões e Crescimento de Trincas em Dutos Contendo Defeitos Planares" *Boletim Técnico BT/PNV/53*, São Paulo: EPUSP, 2001.
31. Xia, L. and Shih, C. F., "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, pp. 233-259, 1995.
32. Xia, L., Shih, C. F. and Hutchinson, J. W., "A Computational Approach to Ductile Crack Growth Under Large Scale Yielding Conditions", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 43, pp. 398-413, 1995.
33. Xia, L. and Shih, C. F., "Ductile Crack Growth - II. Void Nucleation and Geometry Effects on Macroscopic Fracture Behavior". to appear in *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*.
34. Ruggieri, C. and Dodds, R. H., "Numerical Modeling of Ductile Crack Growth in 3-D Using Computational Cell Elements," *International Journal of Fracture*, Vol. 82, pp. 67-95, 1996.
35. Faleskog, J., Gao, X., and Shih, C. F., "Cell Model for Nonlinear Fracture Analysis-I Micromechanics Calibration", *International Journal of Fracture*, Vol. 89, 1998, pp. 355-373
36. Ruggieri, C. and Dodds, R. H., "A Transferability Model for Brittle Fracture Including Constraint and Ductile Tearing Effects: A Probabilistic Approach," *International Journal of Fracture*, Vol. 79, pp. 304-340, 1996.
37. Chu, C.C., and Needleman, A., "Voids Nucleation Effects in Biaxially Stretched Sheets" *Journal of Engineering Materials and Technology*, Vol. 102, pp.249-256, 1980.

38. Tvergaard, V. and Needleman, A., "Analysis of the Cup-Cone Fracture in a Round Tensile Bar," *Acta Metallurgica*, Vol. 32, pp. 157-169, 1984.
39. Koplick, J., and Needleman, A., "Void Growth and Coalescence in Porous Plastic Solids," *International Journal for Solids and Structures*, Vol. 24, pp. 835-853, 1988.
40. Brocks, W., Sun, D., and Hömig, A., "Verification of the Transferability of Micromechanical Parameters by Cell Model Calculations with Visco-Plastic Materials," *International Journal of Plasticity*, Vol. 11, pp. 971-989, 1995.
41. Panontin, T.L. and Sheppard, S. D., "The Relationship Between Constraint and Ductile Fracture Initiation as Defined by Micromechanical Analyses," *Fracture Mechanics: 26 th Volume, ASTM STP 1256, W. G. Reuter, et al. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, Pennsylvania*, pp. 54-83, 1995.
42. Koppenhoefer, K., Gullerud, A., Ruggieri, C., Dodds, R. and Healy, B., "WARP3D: Dynamic Nonlinear Analysis of Solids Using a Preconditioned Conjugate Gradient Software Architecture," *Structural Research Series (SRS) 596, UILU-ENG-94-2017, University of Illinois at Urbana-Champaign*, 1994.
43. Yasuda, O., Hirono, M., Ohata, M. and Toyoda, M., "Ductile Crack Initiation Behavior of Pre-Strained Steel," *International Institute of Welding, IIW Doc. X-1461*, 2000.
44. Deirlein, G. G., Kanvinde, A. M., "Micromechanical Simulation of Earthquake Induced Fracture in Steel Structures," *Stanford University, USA*, 2001
45. Hughes, T. J., Gullerud, "Generalization of Selective Integration Procedures to Anisotropic and Nonlinear Media," *International Journal for Numerical Methods in Engineering*, Vol. 15, pp. 1413-1418, 1980

Anexo A: Análise Não Linear 3D Através do Método de Elementos Finitos – Código WARP3D

Um importante ingrediente na metodologia apresentada neste trabalho é a análise e simulação numérica de um problema computacionalmente complexo e fortemente não linear como é a propagação *estável* de trincas ou fissuras em sólidos 3D utilizando o modelo de células computacionais. A resposta e comportamento das células refletem diretamente as condições locais nas vizinhanças na ponta da trinca; conseqüentemente, tal ferramenta computacional é fundamental para a obtenção do campo de tensões e deformações atuantes na estrutura sob as mais diversas condições de carregamento, geometria, condições de contorno, etc.

A solução numérica de problemas não lineares em mecânica do contínuo possui relação direta com a habilidade dos algoritmos numéricos em discretizar e integrar espacialmente as equações que governam o fenômeno combinada com o desempenho e capacidade de processamento. Em particular, a aplicação do método de elementos finitos na solução estática e dinâmica de sistemas estruturais não lineares utilizando o modelo de células computacionais requer massivos recursos computacionais e algoritmos eficientes para a solução dos sistemas de equações de forma rápida e econômica.

Devido às limitações impostas por tamanhos de memória para solução *in-core* e restrição das soluções incrementais de códigos não lineares *explícitos*, grandes esforços foram iniciados durante a década de 70, principalmente em laboratórios americanos (*Lawrence Livermore, Sandia, etc.*), para o desenvolvimento de códigos não lineares *implícitos* eficientes. Códigos de elementos finitos não lineares *implícitos* possuem a vantagem de possibilitar a solução eficiente de problemas 3-D relativamente grandes

utilizando tamanho de memórias reduzidos uma vez que a matriz de rigidez não é explicitamente montada.

A metodologia micromecânica para a fratura dúctil, incluindo os procedimentos numéricos descritos na Seção 3 (modelo de células computacionais incorporando a função de Gurson-Tvergaard [20] e o modelo da Tensão Modificada pela Deformação Crítica (SMCS) são implementados no código de elementos finitos WARP3D [42] desenvolvido recentemente pelo *Computational Fracture Mechanics Group* da *University of Illinois*. WARP3D foi concebido para a solução de problemas 3-D utilizando massivos recursos computacionais, tais como modelagem numérica não linear (elasto-plástica) de sólidos 3D contendo trincas.

Para análises numéricas refinadas de modelos 3D com extensão dúctil de trincas, os quais tipicamente requerem mais de 1500 soluções das equações de equilíbrio linearizadas, um código rápido e eficiente torna-se crucial para viabilizar computacionalmente as simulações numéricas. A arquitetura interna de WARP3D utiliza alguns dos algoritmos mais avançados para a solução das equações de equilíbrio não-lineares através de uma formulação iterativa-incremental empregando método de Newton para eliminação das forças nodais residuais. A característica central do código envolve a solução das equações de equilíbrio através do método de gradiente conjugado (LCG) implementado a nível do elemento (processamento elemento-por-elemento (EBE)). Ao contrário de métodos diretos para solução das equações de equilíbrio, esta arquitetura de *software* reduz dramaticamente as necessidades de memória e tempos de CPU (quando comparados, por exemplo, com códigos similares comerciais tais como ABAQUS e ADINA) para grandes modelos não-lineares uma vez que evita a formação da matriz de rigidez global a cada incremento de carga (deslocamento). Adicionalmente,

a implementação de diversos outros algoritmos do WARP3D também utiliza arquitetura tipo EBE (blocos de elementos). Isto facilita sobremaneira a vetorização do código em plataformas com múltiplos processadores para operação paralela-vetorizada, tais como supercomputadores Cray. *É importante mencionar, ainda, que WARP3D é único em seu gênero a fornecer extensiva capacidade de modelagem de problemas não lineares envolvendo crescimento de trincas.*

Outras características chaves do código WARP3D [42] incluem: (1) modelos constitutivos de von Mises e Gurson-Tvergaard implementados em um contexto de grandes deformações (não linearidades geométricas); (2) extinção de células utilizando um modelo de forças coesivas; (3) dimensionamento automático do incremento de carga (*load step*) baseado na taxa de variação do dano material na célula; (4) cálculo da Integral J utilizando um procedimento de integração numérica. WARP3D emprega uma formulação Lagrangiana (atualização contínua da deformação do sólido) adequada para elementos isoparamétricos sólidos possuindo somente deslocamentos nodais translacionais.

Os modelos (sólidos) de fratura são construídos através de elementos isoparamétricos 3D com 8 nós. A utilização de uma forma modificada da matriz deformação-deslocamento, chamada matriz \bar{B} [45], em sua formulação evita problemas com “travamento” (*mesh locking*) e modos espúrios quando as deformações evoluem para regimes completamente plásticos e incompressíveis. Os termos dilatacionais da matriz deformação-deslocamento original, B^{dil} , são substituídos por termos dilatacionais médios (em relação ao volume do elemento), \bar{B}^{dil} , os quais produzem tensão uniforme sobre o elemento e minimizam o “travamento”. A matriz B portanto possui a forma $\bar{B} = B^{dev} + \bar{B}^{dil}$, onde B^{dev} denota a contribuição deviatórica original

(não modificada). Adicionalmente, a forma $\bar{\mathbf{B}} = \mathbf{B}^{dev} + \bar{\mathbf{B}}^{dil} + \zeta[\mathbf{B}^{dil} - \bar{\mathbf{B}}^{dil}]$, com ζ tipicamente igual a 0.05, é frequentemente usada para aumentar a estabilização numérica da formulação.