UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA POLITÉCNICA

FERNANDO DOTTA

# PREVISÃO DA PRESSÃO DE COLAPSO EM DUTOS PARA TRANSPORTE DE GÁS E PETRÓLEO CONTENDO DEFEITOS PLANARES INCORPORANDO CURVAS DE RESISTÊNCIA J-R: UMA ABORDAGEM MICROMECÂNICA UTILIZANDO CRITÉRIOS LOCAIS

São Paulo

2006

FERNANDO DOTTA

# PREVISÃO DA PRESSÃO DE COLAPSO EM DUTOS PARA TRANSPORTE DE GÁS E PETRÓLEO CONTENDO DEFEITOS PLANARES INCORPORANDO CURVAS DE RESISTÊNCIA J-R: UMA ABORDAGEM MICROMECÂNICA UTILIZANDO CRITÉRIOS LOCAIS

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

Área de Concentração: Engenharia Naval e Oceânica
Orientador: Prof. Livre-Docente Dr. Claudio Ruggieri

São Paulo
2006

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

**São Paulo, 10 de Julho de 2006.**

**Assinatura do autor** _____

**Assinatura do orientador** _____

## FICHA CATALOGRÁFICA


Dotta, Fernando

Previsão da pressão de colapso em dutos para transporte de gás e petróleo contendo defeitos planares incorporando curvas de resistência J-R: uma abordagem micromecânica utilizando critérios locais / F. Dotta. -- ed.rev. -- São Paulo, 2006.

171 p.

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

1.Mecânica da fratura 2.Método dos elementos finitos 3.Integridade estrutural I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Naval e Oceânica II.t.

Truth is subject to too much analysis.

The function of science fiction is not
always to predict the future but
sometimes to prevent it.

**Frank Herbert** (1920 – 1986)

À minha esposa Luciana.

À minha mãe Tânia e ao meu pai
Arlindo (*in memoriam*), que não
pôde ver a conclusão desta jornada.

# AGRADECIMENTOS

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

À minha esposa Luciana, aos meus pais Tânia e Arlindo pelo constante e incansável suporte, carinho e estímulo;

Aos meus familiares pelo apoio incondicional, em especial à minha irmã Luciana Dotta e minha avó Lea Pereira Lacerda Naline;

Aos amigos Edvaldo Angelo, Maurício de Carvalho, Aline Szabo Ponce, Rodrigo César do Nascimento Liberto,Leonardo Moneci Zamboni, não só pela amizade, mas também pelo apoio incondicional;

Ao CENPES/PETROBRÁS, em especial ao Dr. José Cláudio G. Teixeira, pelo fornecimento dos resultados experimentais;

Aos amigos do Grupo de Mecânica da Fratura e Integridade Estrutural (NVFRAC) Fernando Francisco dos Santos, Luiz Augusto de Lima e Silva, Sebastian Cravero e Gustavo Henrique Bolognesi Donato pelo companheirismo e estímulo;

Ao amigo e Prof. Dr. Rodrigo Magnabosco pela amizade, estímulo e seus valorosos conselhos;

À FAPESP (Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo) pelo suporte ao desenvolvimento desta pesquisa através do processo Nº 03/01750-1.

# RESUMO

Este estudo estende a abordagem micromecânica baseada em células computacionais e a abordagem baseada em deformação utilizando o critério de CTOA para descrever extensão dúctil de trincas longitudinais em dutos de aços de elevada tenacidade sob alta pressão. Ensaios laboratoriais realizados em aços API 5L X60 e X70 utilizando corpos-de-prova padronizados de fratura com trinca profunda, produzem os resultados necessários para medir as curvas de resistência à propagação de trincas e calibrar os parâmetros dos modelos de Gurson e CTOA para estes materiais. O foco central deste trabalho é a aplicação da metodologia de células computacionais e o critério de CTOA para prever as pressões de colapso medidas experimentalmente em dutos de paredes finas contendo trincas longitudinais. O programa experimental inclui espécimes pré-trincados com 508 mm (20") e 219 mm (8 5/8") com diferentes profundidades de trincas. Foram conduzidas análises de elementos finitos, sob estado plano de deformações e no contexto 3D pleno utilizando modelos detalhados dos dutos para descrever a extensão de trinca com o incremento de pressão. As simulações numéricas demonstram a eficiência e limitações de ambas as abordagens para descrever a resposta de crescimento de dúctil e prever a pressão de colapso para os dutos testados. Enquanto o critério de CTOA ainda parece ter limitada aplicabilidade para prever o comportamento dúctil dos dutos, a previsão da resposta dúctil do dutos pré-trincados utilizando o modelo de células computacionais mostrou boa concordância com as pressões de colapso medidas experimentalmente.

# ABSTRACT

This study extends a micromechanics approach based upon the computational cell methodology incorporating the Gurson model and a deformation-based approach using the CTOA criterion to describe ductile crack extension of longitudinal crack-like defects in high pressure pipeline steels. Laboratory testing of API 5L X60 and X70 steels at room temperature using standard, deeply cracked fracture specimens provides the data needed to measure the crack growth resistance curve and to calibrate the Gurson and the CTOA parameters for these materials. A central focus of the paper is the application of the cell methodology and the CTOA criterion to predict experimentally measured burst pressures for thin-walled gas pipeline containing longitudinal cracks. The experimental program includes precracked pipe specimens with 508 mm (20 inches) O.D. and 219 mm (8 5/8 inches) O.D. with varying crack depth to thickness ratios (at). Plane-strain and full 3D computations are conducted on detailed finite element models for the pipe specimens to describe crack extension with increased pressure. The numerical simulations demonstrate the effectiveness and limitations of both approaches to describe crack growth response and to predict the burst pressure for the tested pipes. While the CTOA criterion still appears to have limited applicability to predict ductile cracking behavior for the pipe specimens, the cell model predictions of the ductile response for the precracked pipes show good agreement with experimentally measured burst pressures.

# SUMÁRIO

**Seção Nº** **Página**

**Resumo** ..... vii

**Abstract** ..... viii

**Lista de Figuras** ..... xiii

**Lista de Tabelas** ..... xx

**Nomenclatura** ..... xxii

**1 Introdução** ..... **1**

**2 Avaliação da Integridade Estrutural de Dutos Através de Metodologias Convencionais** ..... **8**

2.1 Defeitos e Modos de Falhas em Dutos ..... 9

2.2 Caracterização de Crescimento de Trincas ..... 11

2.3 Caracterização de Crescimento de Trincas Através de Curvas R .. 13

2.4 Métodos Empíricos e Semi-Empíricos ..... 18

2.5 Diagrama de Avaliação de Falhas (FAD) ..... 23

2.6 Metodologia Micromecânica versus Convencional ..... 26

**3 Aspectos Mecânicos e Fenomenologia da Fratura em Materiais Dúcteis** ..... **28**

3.1 Aspectos Mecânicos e Microestruturais da Fratura em Materiais Dúcteis ..... 29

3.2 Nucleação de Cavidades ..... 32

3.3 Crescimento de Cavidades ..... 33

3.4 Coalescência de Cavidades ..... 36

**Seção Nº** **Página**


**4 Modelagem da Extensão de Trincas em Materiais Dúcteis ..... 37**

4.1 Modelo de Células Computacionais ..... 39

4.1.1 Implementação Numérica das Células Computacionais ..... 45

4.1.2 Aspectos Gerais da Calibração dos Parâmetros Computacionais ..... 50

4.1.3 Comportamento de Células Unitárias Sob Deformação Uniaxial ..... 53

4.2 Critério do Ângulo de Abertura da Ponta da Trinca (CTOA) ..... 59

4.2.1 Modelagem da Extensão Dúctil de Trincas Através do CTOA ..... 60

4.2.2 Limitações de Malha ..... 63

**5 Medições Experimentais ..... 66**

5.1 API 5L-X60 ..... 67

5.2 API 5L-X70 ..... 70

**6 Previsão de Pressão de Colapso Utilizando Metodologia Convencional ..... 74**

6.1 Avaliação da Integridade Estrutural Através do Procedimento BS:7910 ..... 74

6.1.1 API 5L-X60 ..... 75

6.1.2 API 5L-X70 ..... 77

**7 Previsão de Pressão de Colapso em Dutos Utilizando Modelos 2D ..... 79**

7.1 Modelos Computacionais ..... 79

7.2 Calibração dos Parâmetros Computacionais Utilizando Curvas R ..... 86

7.2.1 Calibração dos Parâmetros das Células Computacionais: API 5L-X60 ..... 87

7.2.2 Calibração dos Parâmetros das Células Computacionais: API 5L-X70 ..... 90

**Seção Nº** **Página**

7.2.3 Calibração dos Valores Críticos de CTOA: API 5L-X60 ..... 91
7.3 Previsão de Previsão de Colapso Utilizando Modelos de Extensão de Extensão de Trincas ..... 93
7.3.1 API 5L-X60 ..... 93
7.3.2 API 5L-X70 ..... 104

**8 Comportamento Mecânico/Numérico dos Modelos de Extensão de Trincas na Previsão de Pressão de Colapso ..... 108**

8.1 Comportamento Mecânico/Numérico do Modelo GT e Células Computacionais ..... 108
8.2 Comportamento Mecânico/Numérico do Modelo CTOA ..... 112

**9 Previsão de Pressão de Colapso em Dutos Utilizando ModeloS 3D ..... 120**

9.1 Modelos Computacionais 3D ..... 120
9.2 Calibração dos Parâmetros Computacionais Utilizando Curvas R ..... 126
9.2.1 Calibração dos Parâmetros das Células Computacionais: API 5L-X60 ..... 126
9.2.2 Calibração dos Parâmetros das Células Computacionais: API 5L-X70 ..... 128
9.3 Previsão de Pressão de Colapso Utilizando Modelos de Extensão de Trincas 3D ..... 130
9.3.1 API 5L-X60 ..... 131
9.3.2 API 5L-X70 ..... 134
9.4 Relação entre os Resultados Numéricos e as Previsões de Pressão de Colapso ..... 136

**10 Conclusões e Sugestões para Trabalhos Futuros ..... 139**

10.1 Conclusões ..... 139
10.2 Sugestões para Trabalhos Futuros ..... 141

**11 Referências Bibliográficas ..... 142**

**Seção Nº** **Página**

**A Aços Microligados para Construção de Dutos de Elevada Resistência ..... 151**

**B Procedimento BS:7910 Nível 2B ..... 155**

**C PIPE3D 2.0: Gerador Automático de Malhas 3D Para Dutos Contendo Defeitos Longitudinais ..... 159**

# LISTA DE FIGURAS

**Figura Nº** **Página**


**Figura 1** *Malha dutoviária instalada no Estado de São Paulo para transporte de gás natural [5].* . . . . . 3

**Figura 2** *Malha dutoviária brasileira [6].* . . . . . 4

**Figura 3** *Esquema comparativo do comportamento tensão-deformação de materiais elasto-plásticos e elásticos não-lineares [15].* . . . . . 13

**Figura 4** *Esquematização da Curva R para materiais dúcteis [15].* . . . . . 14

**Figura 5** *Comparação esquemática entre as potenciais diferenças de condições de fratura em diversas configurações geométricas, ilustrando o conceito de transferabilidade de tenacidade [27].* . . . . . 16

**Figura 6** *Efeito do tamanho relativo da trinca (a/W) sobre as curvas R [27].* . . . . . 17

**Figura 7** *Curvas J-Q: Influência da geometria e modo de carregamento [34].* . . . . . 19

**Figura 8** *Esquematização de uma trinca longitudinal não-passante em um duto* . . . . . 21

**Figura 9** *Tensão de colapso para estruturas tubulares, segundo a NG-18 (Eq. (2)) utilizando fator de forma desenvolvido por Kiefner et al. [38] (Eq. (3)).* . . . . . 22

**Figura 10** *Esquematização de uma análise de falha utilizando Diagrama de Análise de Falhas (FAD); Incorporação da extensão dúctil sobre o FAD [27].* . . . . . 25

**Figura 11** *Resposta mecânica de materiais dúcteis.* . . . . . 30

**Figura 12** *(a) Inclusões e partículas dispersas na matriz metálica; (b) Nucleação de cavidades ao redor das inclusões maiores; (c) crescimento das cavidades; (d) coalescência das cavidades formando uma trinca macroscópica [15].* . . . . . 31

**Figura 13** *Cavidade esférica submetida ao estado triaxial de tensões [56].* . . . . . 34

**Figura 14** *(a) Material poroso contendo cavidades nucleadas a partir de inclusões; (b) representação contínua de material poroso através do modelo constitutivo de Gurson. [27]* . . . . . 35

**Figura 15** *Modelo para crescimento dúctil de trincas em Modo I de carregamento [27].* . . . . . 38

**Figura Nº** **Página**


**Figura 16** *Modelagem da extensão dúctil de trincas utilizando células computacionais. (a) Células computacionais à frente da trinca e (b) Implementação numérica das células computacionais utilizando o método dos elementos finitos. [27]* . . . . . 40

**Figura 17** *Superfície de escoamento em função da tensão hidrostática para vários valores de porosidade, f, de acordo com o modelo GT (Eq. (10)).* . . . . . 45

**Figura 18** *Modelo de redução de forças nodais remanescentes após a extinção de uma célula computacional. [27]* . . . . . 49

**Figura 19** *Efeitos dos parâmetros D e f0 sobre as curvas de resistência J-Da ilustrando o processo de calibração destes parâmetros. [27]* . . . . . 52

**Figura 20** *Resposta tensão-deformação para uma célula computacional unitária sob deformação uniaxial para o aço API 5L-X60.* . . . . . 55

**Figura 21** *Resposta de uma célula computacional unitária sob deformação uniaxial para o aço API 5L-X60 utilizando nucleação sencundária, utilizando os parâmetros* $s_N$*=0.01 e* $\varepsilon_N$*=0.10.* . . . . . 56

**Figura 22** *Resposta de uma célula computacional unitária sob deformação uniaxial para o aço API 5L-X60 utilizando nucleação secundária, utilizando os parâmetros* $s_N$*=0.01 e* $\varepsilon_N$*=0.75.* . . . . . 57

**Figura 23** *Resposta de uma célula computacional unitária sob deformação uniaxial para o aço API 5L-X60 utilizando nucleação secundária, utilizando os parâmetros* $s_N$*=0.05 e* $\varepsilon_N$*=0.10.* . . . . . 58

**Figura 24** *Imagem de vídeo de um rasgamento dúctil em uma chapa fina em liga de alumínio obtida por Dawicke et al. [62].* . . . . . 60

**Figura 25** *Extensão de trinca em Modo I pelo mecanismo de liberação de nós utilizando o CTOA em 2D.* . . . . . 62

**Figura 26** *Mecanismo de crescimento constante de trinca utilizando CTOA para modelamentos 3D.* . . . . . 63

**Figura 27** *Efeitos do refinamento de malha sobre a evolução da trinca utilizando CTOA 3D: (a) malha com razão de aspecto do elemento de 1:1, (b) malha com razão de aspecto do elemento de 1:2.[41]* . . . . . 65

**Figura 28** *Corpo-de-prova (duto) utilizado nos testes de pressão de colapso* . . . . . 66

**Figura 29** *Extensão dúctil durante o teste hidrostático, medido a partir da técnica de pulsos ultra-sônicos para os dutos em API 5L-X60 [88].* . . . . . 68

**Figura Nº** **Página**


**Figura 30** *Resposta do aço API 5L-X60 submetido a carregamento monotônico. [90]* . . . . . 69

**Figura 31** *Figura 31 Corpo-de-prova padrão de trinca profunda, C(T), utilizado para a determinação da curva de resistência à fratura, Curva R.* . . . . . 70

**Figura 32** *Curvas experimentais de resistência à fratura, Curva R, para a amostra 0.5-T C(T) em aço API 5L-X60. [90]* . . . . . 71

**Figura 33** *Resposta do aço API 5L-X70 submetido a carregamento monotônico. [12]* . . . . . 72

**Figura 34** *Curvas experimentais de resistência à fratura, Curvas R, para a amostra 1-T C(T) em aço API 5L-X70. [12]* . . . . . 73

**Figura 35** *Diagrama de avaliação de falha para os dutos de 20" construídos em aço API 5-L X60, segundo o procedimento BS:7910 [10].* . . . . . 76

**Figura 36** *Diagrama de avaliação de falha para os dutos de 8 5/8" construídos em aço API 5-L X70, segundo o procedimento BS:7910 [10].* . . . . . 78

**Figura 37** *Modelo numérico 2D em estado plano de deformações para a amostra 0.5-T C(T) com a/W=0.5 utilizando células computacionais.* . . . . . 81

**Figura 38** *Modelo numérico 2D em estado plano de deformações para a amostra 0.5-T C(T) com a/W=0.5 para CTOA.* . . . . . 82

**Figura 39** *Modelo numérico 2D em estado plano de deformações para a amostra 1-T C(T) com a/W=0.65 utilizando células computacionais.* . . . . . 83

**Figura 40** *Modelo numérico 2D (em estado plano de deformações) para o duto construído em API 5L-X60 com trinca 7×140 mm interna.* . . . . . 84

**Figura 41** *Modelo numérico 2D (em estado plano de deformações) para o duto construído em API 5L-X70 com trinca 3.5×58 mm externa.* . . . . . 85

**Figura 42** *Curvas de nível da função de $q_1$ (mapa de calibração de $q_1$).* . . . 87

**Figura 43** *Curvas de nível da função de $q_2$ (mapa de calibração de $q_2$).* . . . 88

**Figura 44** *Previsão numérica da curva de resistência J-Δa para o corpo-de-prova 0.5-T C(T) com a/W=0.5 contruído em aço API 5L-X60, utilizando células computacionais.* . . . . . 89

**Figura 45** *Previsão numérica da curva de resistência J-Δa para o corpo-de-prova 1-T C(T) com a/W=0.65 construído em aço API 5L-X70, utilizando células computacionais.* . . . . . 90

**Figura 46** *Previsão numérica da curva de resistência J-Δa para o corpo-de-prova 0.5-T C(T) com a/W=0.5 construído em aço API 5L-X60, utilizando modelo CTOA.* . . . . . 92

**Figura Nº** **Página**


**Figura 47** *Previsão numérica da pressão de colapso dos dutos construídos em API 5L-X60, longitudinalmente trincados com diferentes geometrias utilizando células computacionais.* ..... *94*

**Figura 48** *Previsão numérica da pressão de colapso dos dutos construídos em API 5L-X60, longitunalmente trincados com diferentes geometrias utilizando CTOA.* ..... *95*

**Figura 49** *Previsão da evolução da protuberância e a abertura da trinca para o duto com trinca interna de 7×140 mm para quatro etapas de carregamento: (a) P=8 MPa; (b) P=16 MPa; (c) P=24 MPa e d) P=27 MPa.* ..... *97*

**Figura 50** *Previsão numérica da taxa de crescimento de trinca (da/dP) nos dutos construídos em API 5L-X60, longitudinalmente trincados com diferentes geometrias utilizando células computacionais.* ..... *99*

**Figura 51** *Previsão numérica da taxa de crescimento de trinca (da/dP) nos dutos construídos em API 5L-X60, longitudinalmente trincados com diferentes geometrias utilizando CTOA.* ..... *100*

**Figura 52** *Evolução da taxa de crescimento de trinca (da/dP), utilizando células computacionaus, sincronizada com o campo de tensões de abertura presente no ligamento remanescente do duto com trinca interna de 7×140 mm.* ..... *101*

**Figura 53** *Comparação entre as pressões de colapso previstas pelo modelo de células e experimental para os dutos construídos em API 5L-X60.* ..... *102*

**Figura 54** *Comparação entre as pressões de colapso previstas pelo critério CTOA e experimental.* ..... 103

**Figura 55** *Previsão numérica da pressão de colapso dos dutos construídos em API 5L-X70, longitunalmente trincados com diferentes geometrias utilizando células computacionais.* ..... *105*

**Figura 56** *Previsão numérica da taxa de crescimento de trinca (da/dP) nos dutos construídos em API 5L-X70, longitudinalmente trincados com diferentes geometrias utilizando células computacionais.* . *106*

**Figura 57** *Comparação entre as pressões de colapso previstas pelo modelo de células e experimental para os dutos construídos em API 5L-X70.* ..... *107*

**Figura 58** *Esquematização da técnica de liberação das forças por passos (release steps).* ..... *109*

**Figura 59** *Influência da liberação das forças remanescentes na previsão da Curva R para a amostra 0.5-T C(T) em estado plano de deformação e utilizando células computacionais.* ..... *110*

**Figura Nº** **Página**


**Figura 60** *Influência da liberação das forças remanescentes na previsão das curvas de crescimento de trincas em estado plano de deformações nos dutos com trinca externa e utlizando células computacionais.* . . . . . *111*

**Figura 61** *Influência da liberação das forças remanescentes na previsão das curvas de crescimento de trincas em estado plano de deformações nos dutos com trinca interna e utlizando células computacionais.* . . . . . *112*

**Figura 62** *Influência da porosidade crítica na previsão da Curva R para a amostra 0.5-T C(T) em estado plano de deformação e utilizando células computacionais.* . . . . . *113*

**Figura 63** *Influência da porosidade crítica nas previsões das curvas de crescimento de trincas em estado plano de deformações nos dutos com trinca externa e utilizando células computacionais.* *114*

**Figura 64** *Influência da porosidade crítica nas previsões das curvas de crescimento de trincas em estado plano de deformações nos dutos com trinca interna e utilizando células computacionais.* *115*

**Figura 65** *Influência da liberação das forças remanescentes na previsão da Curva R para a amostra 0.5-T C(T) em estado plano de deformação e utilizando o critério CTOA.* . . . . . *116*

**Figura 66** *Influência da porosidade crítica nas previsões das curvas de crescimento de trincas em estado plano de deformações nos dutos com trinca externa e utilizando CTOA.* . . . . . *117*

**Figura 67** *Influência da porosidade crítica nas previsões das curvas de crescimento de trincas em estado plano de deformações nos dutos com trinca interna e utlizando CTOA.* . . . . . *118*

**Figura 68** *Previsão do CTOA utilizando células computacionais.* . . . . . *119*

**Figura 69** *Modelo numérico 3D para a amostra 0.5-T C(T) com a/W=0.5 utilizando células computacionais.* . . . . . *121*

**Figura 70** *Modelo numérico 3D para a amostra 1-T C(T) com a/W=0.65 utilizando células computacionais.* . . . . . *122*

**Figura 71** *Modelo numérico 3D gerado pelo código PIPE3D para o duto construído em API 5L-X60 com trinca $7 \times 140$ mm externa.* . . . . . *124*

**Figura 72** *Modelo numérico 3D gerado pelo código PIPE3D para o duto construído em API 5L-X70 com trinca $3.5 \times 58$ mm externa.* . . . . . *125*

**Figura 73** *Previsão numérica 3D da curva de resistência J-$\Delta a$ para o corpo-de-prova 0.5-T C(T) com a/W=0.5 contruído em aço API 5L-X60, utilizando células computacionais.* . . . . . *127*

**Figura Nº** **Página**


**Figura 74** *Previsão numérica 3D da curva de resistência J-Δa para o corpo-de-prova 0.5-T C(T) utilizando mecanismo de nucleação.* . . . . . *128*

**Figura 75** *Evolução da trinca no corpo-de-prova 0.5-T C(T), prevista utilizando células computacionais, sincronizada com a Curva R.* . . . . . *129*

**Figura 76** *Previsão numérica 3D da curva de resistência J-Δa para o corpo-de-prova 1-T C(T) com a/W=0.65 construído em aço API 5L-X70, utilizando células computacionais.* . . . . . *130*

**Figura 77** *Previsão numérica 3D da pressão de colapso dos dutos construídos em API 5L-X60, longitudinalmente trincados com diferentes geometrias utilizando células computacionais.* . . . . . *132*

**Figura 78** *Previsão numérica 3D da taxa de crescimento de trinca (da/dP) nos dutos construídos em API 5L-X60, longitudinalmente trincados com diferentes geometrias utilizando células computacionais.* . . . . . *133*

**Figura 79** *Comparação entre as pressões de colapso previstas pelo modelo 3D de células e experimental para os dutos construídos em API 5L-X60.* . . . . . *134*

**Figura 80** *Previsão numérica da pressão de colapso dos dutos construídos em API 5L-X70, longitudinalmente trincados com diferentes geometrias utilizando células computacionais.* . . . . . *135*

**Figura 81** *Previsão numérica da taxa de crescimento de trinca (da/dP) nos dutos construídos em API 5L-X70, longitudinalmente trincados com diferentes geometrias utilizando células computacionais.* . . . . . *136*

**Figura 82** *Comparação entre as pressões de colapso previstas pelo modelo 3D de células e experimental para os dutos construídos em API 5L-X70.* . . . . . *137*

**Figura 83** *Configuração geral de um duto trincado.* . . . . . *161*

**Figura 84** *(a) Modelo fenomenológico de fratura dúctil em modo I, (b) modelo esquemático de Gurson-Tvergaard (GT) e (c) implementação numérica[9].* . . . . . *163*

**Figura 85** *Malha gerada pelo PIPE3D e suas subdivisões: (a) malha completa (duto), (b) bloco de trinca, (c) zona de trinca, (d) camada de extrusão elíptica.* . . . . . *164*

**Figura 86** *Esquematização da extrusão elíptica.* . . . . . *165*

**Figura 87** *Principio da transformação espacial utilizando equações diferenciais parciais* . . . . . *166*

**Figura 88** *Malha resultante da região do bloco de trinca.* . . . . . *167*

**Figura Nº** **Página**

**Figura 89** *Malha gerada pelo PIPE3D: (a) malha resultante de um duto de 200mm de diâmetro nominal, (b) detalhe em perspectiva da região onde estão as células computacionais e c) vista frontal da região das células computacionais.* . . . . . *169*

# LISTA DE TABELAS

**Tabela Nº** **Página**


**Tabela 1:** *Pressões de colapso medidas a partir dos ensaios hidrostáticos para os dutos em aço API 5L-X60 [88]* . . . . . 67

**Tabela 2:** *Composição química do aço API 5L-X60 (% em massa) [90]* . . . . 68

**Tabela 3:** *Propriedades mecânicas do aço API 5L-X60 na temperatura ambiente (20 ºC) [90]* . . . . . 68

**Tabela 4:** *Pressões de colapso medidas a partir dos ensaios hidrostáticos paras os dutos em API 5L-X60 [94]* . . . . . 71

**Tabela 5:** *Composição química do aço API 5L-X70 (% em massa) [12]* . . . . 72

**Tabela 6:** *Propriedades mecânicas do aço API 5L-X70 na temperatura ambiente (20 ºC) [12]* . . . . . 72

**Tabela 7:** *Resultados de pressão de colapso para os dutos de 20" (API 5L-X60) obtidos pela BS:7910 e experimentalmente.* . . . . . 77

**Tabela 8:** *Resultados de pressão de colapso para os dutos de 20" (API 5L-X60) obtidos pela BS:7910 e experimentalmente.* . . . . . 78

**Tabela 9:** *Previsão da pressão de colapso numérica utilizando células computacionais e a relação com as medições experimentais para os dutos construídos em API 5L-X60.* . . . . . 99

**Tabela 10:** *Previsão da pressão de colapso numérica utilizando o critério CTOA e o erro relativo às medições experimentais para os dutos construídos em API 5L-X60.* . . . . . 100

**Tabela 11:** *Comparação das previsão da pressão de colapso através da BS:7910, células computacionas e o CTOA para os dutos construídos em API 5L-X60.* . . . . . 103

**Tabela 12:** *Previsão da pressão de colapso numérica utilizando células computacionais e a relação com as medições experimentais para os dutos construídos em API 5L-X70.* . . . . . 105

**Tabela 13:** *Comparação das previsão da pressão de colapso através da BS:7910 e células computacionas para os dutos construídos em API 5L-X70.* . . . . . 105

**Tabela 14:** *Previsão da pressão de colapso numérica 3D utilizando células computacionais e a relação com as medições experimentais para os dutos construídos em API 5L-X60.* . . . . . 132

**Tabela 15:** *Comparação das previsão da pressão de colapso através da BS:7910, células computacionas 3D para os dutos construídos em API 5L-X60.* . . . . . 133

**Tabela 16:** *Previsão da pressão de colapso numérica utilizando células computacionais e a relação com as medições experimentais para os dutos construídos em API 5L-X70.* . . . . . 135

**Tabela Nº** **Página**

**Tabela 17:** *Comparação das previsão da pressão de colapso através da BS:7910 e células computacionas para os dutos construídos em API 5L-X70.* . . . . . *136*

**Tabela 18:** *Composição química e propriedades mecânicas de aços API 5L nível de especificação PSL1 [13]* . . . . . *153*

**Tabela 19:** *Composição química e propriedades mecânicas de aços API 5L nível de especificação PSL2 [13]* . . . . . *154*

# NOMENCLATURA

| | |
|---|---|
| 1-T | Espessura (unitária) de referência equivalente a 1 polegada (25,4 mm). |
| API | *American Petroleum Institute.* |
| ASTM | *American Society for Testing and Materials.* |
| BS | *British Standards Institution.* |
| C(T) | *Compact Tension Specimen* - Corpo-de-prova compacto com entalhe (trinca) lateral submetido à tração. |
| CTOD | *Crack Tip Opening Displacement* - Deslocamento da abertura da ponta da trinca. |
| CTOA | *Crack Tip Opening Angle* - Ângulo de abertura da ponta da trinca. |
| FAD | *Failure Assessment Diagram* - Diagrama de Avaliação de Falhas. |
| GT | Gurson-Tvergaard. |
| HRR | *Hutchinson, Rice, Rosengren* - Campos de tensões elasto-plásticos. |
| M(T) | *Middle Tension Specimen* - Painel contendo uma trinca central submetido à tração. |
| MBL | *Modified Boundary Layer* - Modelo de camada de fronteira. |
| SSY | *Small Scale Yielding* - Escoamento em pequena escala. |
| SE(B) | *Single Edge Notched Bend Specimen* - Corpo-de-prova submetido à flexão em 3 pontos com entalhe (trinca) lateral. |
| SE(T) | *Single Edge Notched Tension Specimen* - Corpo de prova submetido à tração com entalhe (trinca) lateral. |
| ZPFD | Zona de processo de fratura dúctil. |
| $a$ | Profundidade da trinca. |
| $b$ | Ligamento remanescente da trinca ($W-a$). |

| | |
|---|---|
| $B$ | Espessura da amostra ou componente estrutural. |
| $c$ | Meio comprimento da trinca superficial (semi-elíptica). |
| $C_v$ | Energia Charpy. |
| $da$ | Infinitésino de extensão de trinca. |
| $dP$ | Infinitésino de pressão. |
| $df$ | Função de aceleração controlada pela magnitude da deformação plástica. |
| $D$ | Dimensão da célula computacional. |
| $D_e$ | Diâmetro externo do Duto. |
| $E$ | Módulo de elasticidade longitudinal. |
| $f$ | Porosidade corrente. |
| $f^*$ | Porosidade modificada. |
| $f_c$ | Valor crítico da porosidade. |
| $f_E$ | Valor crítico da porosidade. |
| $f_f$ | Valor de porosidade para falha (fratura) final. |
| $f_N$ | Fração volumétrica de partículas que participam na nucleação de cavidades. |
| $f_u$ | Valor de porosidade última (tensões nulas). |
| $\boldsymbol{F}_{Nc}$ | Forças nodais na célula. |
| $g$ | Função de escoamento; potencial plástico. |
| $\overline{H}$ | Elongação média (normal ao plano da trinca) de uma célula. |
| $\overline{H}_0$ | Elongação normal ao plano da trinca de uma célula. |
| $J$ | Integral $J$. |
| $J_{Ic}$ | Valor da Integral $J$ para iniciação da extensão dúctil da trinca. |
| $J^k$ | $k$-ésimo ponto $J$. |
| $K$ | Fator elástico de intensificação de tensões. |

| | |
|---|---|
| $K_{\mathrm{I}c}$ | Valor crítico do fator elástico de intensificação de tensões; tenacidade à fratura frágil sob estado plano de deformações. |
| $K_r$ | Fator elástico de intensificação de tensões normalizado por $K_{\mathrm{I}c}$ . |
| $K_r^k$ | $k$-ésimo ponto $K_r$. |
| $L_r$ | Relação entre a tensão aplicada e a tensão máxima agente na estrutura ou componente. |
| $L_r^k$ | $k$-ésimo ponto $L_r$. |
| $n$ | Coeficiente de encruamento no modelo de *Ramberg-Osgood*. |
| $M$ | Fator de forma (*bulging*). |
| $N$ | Número de pontos (valores) experimentais. |
| $P$ | Pressão interna. |
| $P_B$ | Pressão de colapso. |
| $P_{BS}$ | Pressão de colapso prevista pelo procedimento BS:7910. |
| $P_c$ | Pressão crítica. |
| $P_{CTOA}$ | Pressão de colapso prevista através do critério CTOA. |
| $P_{\mathrm{exp}}$ | Pressão de colapso experimental. |
| $P_{GT}$ | Pressão de colapso prevista. |
| $P_{prev}$ | Pressão de colapso prevista através do critério CTOA. |
| $Q$ | Parâmetro hidrostático. |
| $q_k$ | Fatores de ajuste da função de escoamento, $g$ ($k = 1,2,3$). |
| $\overline{R}$ | 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. |

| | |
|---|---|
| $R_m$ | Raio médio do duto. |
| $s_N$ | Desvio padrão (distribuição normal da deformação plástica). |
| $t$ | Espessura de parede. |
| $X, Y, Z$ | Planos Cartesianos ortogonais de referência. |
| $W$ | Largura da amostra ou corpo de prova. |
| $\mathcal{A}$ | Função de aceleração de crescimento de cavidades. |
| $\beta$ | Fator de redução de forças residuais. |
| $\gamma$ | Fração de forças residuais na célula computacional. |
| $\Delta a$ | Extensão dúctil; crescimento estável da trinca. |
| $\overline{\Delta a}$ | Variação de $\Delta a$. |
| $\Delta a^k$ | $k$-ésimo ponto $\Delta a$. |
| $\Delta CTOA$ | Variação do valor de CTOA. |
| $\Delta P$ | Variação de Pressão. |
| $\epsilon$ | Deformação uniforme. |
| $\epsilon_0$ | Deformação de referência. |
| $\epsilon_{eq}$ | Deformação plástica equivalente (von Mises). |
| $\bar{\epsilon}_p$ | Deformação plástica corrente. |
| $\epsilon_N$ | Deformação plástica média (distribuição normal). |
| $\epsilon_X$ | Deformação na direção X. |
| $\epsilon_Y$ | Deformação na direção Y. |
| $\epsilon_Z$ | Deformação na direção Z. |
| $\xi$ | Taxa de crescimento de trinca. |
| $\theta$ | Ângulo formado por uma face do elemento. |
| $\theta_I$ | CTOA de iniciação. |

| | |
|---|---|
| $\theta_R$ | CTOA de propagação. |
| $\sigma$ | Tensão aplicada. |
| $\bar{\sigma}$ | Tensão plástica corrente. |
| $\sigma_0$ | Tensão de referência. |
| $\sigma_{eq}$ | Tensão plástica equivalente (von Mises). |
| $\sigma_f$ | Tensão fluxo. |
| $\sigma_m$ | Tensão média (hidrostática). |
| $\sigma_{\max}$ | Tensão máxima. |
| $\sigma_u$ | Limite de resistência. |
| $\sigma_{ys}$ | Tensão de escoamento. |
| $\sigma_{ref}$ | Tensão referência de falha. |
| $\sigma_X$ | Tensão normal na direção $X$. |
| $\sigma_Y$ | Tensão normal na direção $Y$. |
| $\sigma_Y^{\max}$ | Tensão máxima na direção $Y$. |
| $\sigma_Z$ | Tensão normal na direção $Z$. |

# INTRODUÇÃO 1

Nas últimas décadas houve um rápido aumento na produção mundial de petróleo e gás natural associado à grande demanda energética e de matérias primas. Esta demanda vem provocando um aumento significativo no consumo nacional de óleo, gás e derivados claros e leves (gasolina, diesel, nafta, etc) e, conseqüentemente, um aumento na utilização de dutos de grande vazão para transporte de tais insumos. No Brasil, o crescimento da malha dutoviária teve como alavanca o crescimento contínuo da produção de petróleo e a maior utilização do gás natural na matriz energética nacional. Dados da Agência Nacional de Petróleo (ANP) [1] mostram que na década passada a produção de petróleo aumentou cerca de 75% no país, saltando de 36.6 milhões $m^3$ extraídos em 1990 para mais de 63.9 milhões de $m^3$ em 1999. No mesmo período houve aumento no consumo de gás natural, de 2.4 bilhões de $m^3$ em 1990 para mais de 5.3 bilhões de $m^3$ em 1999 (um acréscimo de 120%). De acordo com estimativas recentes da PETROBRÁS [2], há previsão de crescimento no consumo médio nacional para volumes superiores a 0.35 milhões de $m^3$ por dia (2.2 milhões de barris de petróleo por dia) em 2006. O crescimento da produção de petróleo representa um aumento na produção nacional de 4% ao ano entre os anos de 2000 à 2005, com grande participação nos derivados chamados de claros e leves [1].

Este crescimento de consumo tem exigido não só a utilização intensiva da malha dutoviária já existente no país, como vem também impulsionando seu crescimento e a extensão da vida útil das linhas já instaladas. Recentemente, Brasil e Bolívia concluíram o projeto GASBOL com a construção de um gasoduto de mais de 3000 $km$ entre os dois países, e a PETROBRÁS projeta uma expansão ainda mais significativa da malha nacional nos próximos anos: dos atuais 15 mil para mais de 21 mil $km$ de dutos [2]. Além do aumento da produção e da demanda de consumo de petróleo e derivados, o crescimento da malha dutoviária no país é motivado também pelo envelhecimento e a necessidade de substituição das linhas instaladas. Atualmente, estima-se que 40% das linhas em operação no Brasil já

tenham ultrapassado sua vida de projeto de 20 anos [3]. Neste sentido, sob o aspecto específico de avaliação de integridade estrutural, a necessidade de segurança em sistemas dutoviários tem por objetivo aumentar a confiabilidade operacional de dutos, aumentar a vida útil da malha já instalada e minimizar riscos de vazamentos.

A região Sudeste e, particularmente, o Estado de São Paulo surgem como um elemento-chave no panorama energético e dutoviário brasileiro. Aproximadamente 80% de toda produção nacional de petróleo provém da Bacia de Campos no Estado do Rio de Janeiro enquanto o Estado de São Paulo concentra a maior capacidade de refino brasileira (cerca de 40% da produção de gasolina nacional) nas Refinarias de Paulínia (REPLAN), Vale do Paraíba (REVAP), Capuava (RECAP) e Cubatão (RPBC). Além disto, as recentes descobertas de gás natural na bacia de Santos transformaram o Estado de São Paulo na maior província de gás do Brasil, o que deve aumentar significativamente o consumo deste combustível pela indústria da região Sudeste. A Fig. 1 mostra a malha dutoviária instalada no Estado de São Paulo para transporte de gás natural, onde grande parte da tubulação atinge o diâmetro de 36".

Em 2001, segundo dados da ANP [4], a infra-estrutura dutoviária brasileira era composta por 568 linhas de dutos destinados à movimentação de petróleo, derivados, gás natural e outros produtos. Estes dutos totalizaram 15,200km em extensão, a maior parte concentrada na região centro–sul do país. A Fig. 2 mostra um panorama da malha dutoviária brasileira.

Em função desta significativa expansão, estão sendo utilizadas configurações de dutos com grandes diâmetros e paredes finas, que representam um avanço tecnológico e resultam em um melhor desempenho econômico das linhas. Entretanto, é preciso considerar que tais configurações trazem complicações operacionais e riscos ambientais maiores. O aumento da resistência mecânica do material permite a operação da linha de dutos em pressões mais elevadas, sem a ocorrência de colapso plástico da estrutura. Entretanto, pressões elevadas geram um estado de tensões bastante severo sobre um defeito (ou trinca) potencialmente

**Figura 1** *Malha dutoviária instalada no Estado de São Paulo para transporte de gás natural [5].*

presente no material do duto; a extensão estável deste defeito sobre uma parede de espessura reduzida pode levar à falha da estrutura, já que a margem de propagação é menor. Assim, a identificação, o monitoramento do crescimento e a determinação precisa do tamanho crítico dos defeitos tornam-se de fundamental importância para a operação segura de sistemas dutoviários modernos. Evidentemente, é preciso também considerar que a falha nestas tubulações libera grande quantidade de óleo, derivados e gás, podendo acarretar danos ambientais e humanos de grandes proporções. Os acidentes envolvendo alguns oleodutos da PETROBRÁS evidenciam a importância e necessidade de desenvolvimento de tecnologias adequadas à avaliação robusta do comportamento mecânico destas estruturas e do impacto de defeitos (trincas originadas a partir de corrosão localizada, falhas em juntas soldadas, etc.) sobre a integridade do material. Dentre os acidentes, um dos mais notórios foi o rompimento de um oleoduto na Baía de Guanabara em 18 de janeiro de 2000 com o vazamento de 1,29 milhão de litros de

**Figura 2** *Malha dutoviária brasileira [6].*

óleo e enormes prejuízos e danos ambientais à região de influência da Baía, particularmente à fauna e flora das áreas de manguezais.

As falhas em dutos de transporte, além de potencialmente causarem graves danos à comunidade e ao meio ambiente, causam enormes prejuízos econômicos,

pois o custo operacional envolvido na recuperação destas falhas é elevado, uma vez que o reparo e o recondicionamento das linhas são complicados e normalmente requerem longos períodos de tempo para sua conclusão. Deve-se destacar que longos períodos de interrupção na operação de linhas de dutos na indústria do petróleo acarretam enormes prejuízos por lucros cessantes [7].

Nas construções dos novos dutos terrestres empregam-se tubos de aço de alta resistência e grandes diâmetros, 20”–32” (508–813mm), que operam sob alta pressão, permitindo um ganho de produtividade tanto pelo aumento do volume de fluido transportado, quanto pela redução do peso da estrutura, devido à menor espessura de parede. Isto só se tornou possível com o desenvolvimento contínuo de graus mais elevados de aços microligados classe API, com características de soldabilidade, resistência mecânica e tenacidade cada vez melhores.

Vários procedimentos de engenharia foram desenvolvidos pela indústria e por órgãos reguladores em diversos países do mundo para avaliar a integridade de estruturas contendo defeitos [8,9,10,11]. Entretanto, devido à complexidade das condições reais de carregamento, o estudo analítico e a quantificação de valores de tenacidade de uma estrutura específica são bastante caros e demorados. Outra questão importante é a dificuldade da transferência de resultados obtidos em laboratórios através de corpos-de-prova padronizados para estruturas em operação que contêm defeitos. Conseqüentemente, estes procedimentos envolvem um elevado grau de conservadorismo em suas análises e nem sempre os resultados obtidos são economicamente viáveis, eventualmente condenando estruturas que ainda permitiriam operação segura.

Estas questões vêm motivando o desenvolvimento de diversas metodologias para o tratamento da fratura dúctil de materiais estruturais. Entre estas novas metodologias, as mais robustas consideram o acoplamento de modelos micromecânicos do mecanismo de falha do material ao regime macroscópico da estrutura (abordagem local ou *local approach*). Estes modelos empregam equações constitutivas para descrever a evolução do dano imposto ao material e, conseqüentemente, as várias etapas fenomenológicas do dano (nucleação,

crescimento e coalescimento de cavidades) e a perda de resistência do material. Nesta abordagem utilizam-se simulações numéricas (método dos elementos finitos) baseadas em equações calibradas (com resultados experimentais obtidos sobre o material da estrutura) para derivar um critério de falha realístico. Este critério é baseado tanto na real configuração geométrica da estrutura e nas características do carregamento aplicado, quanto em aspectos fenomenológicos do mecanismo de falha predominante no material. Esta abordagem localizada do processo de fratura (*local approach*) tem-se mostrado como uma alternativa viável capaz de lidar com os efeitos de carga e geometria na resistência à fratura de estruturas.

O objetivo central deste trabalho é a investigação numérica dos modelos de células computacionais e o critério *CTOA* (*Crack Tip Opening Angle*) aplicados para a avaliação da extensão dúctil de trincas e a previsões de pressão de colapso em dutos contendo defeitos planares longitudinais. O foco é estender a metodologia micromecânica de forma robusta para a previsão da extensão dúctil de fraturas em dutos utilizando Curvas $J$-$\Delta a$ para calibrar os parâmetros dos modelos computacionais utilizados na previsão do comportamento à fratura dúctil de dutos contendo defeitos. Os resultados experimentais provenientes de testes hidrostáticos são utilizados para verificar a aderência dos modelos numéricos ao comportamento real das estruturas estudadas.

Este trabalho é dividido da seguinte forma: a Seção 2 discute as metodologias atualmente utilizadas para a previsão da pressão de colapso em dutos; a Seção 3 apresenta a fundamentação fenomenológica da fratura dúctil necessária à formulação micromecânica; a Seção 4 mostra a implementação numérica do modelo de células computacionais e do modelo CTOA para simular a fratura e extensão de trincas sob Modo I de deformação em materiais dúcteis e os procedimentos de calibração dos parâmetros de células ($D$ e $f_0$) e do CTOA ($\theta_I$ e $\theta_R$) as Seções 5 e 6 apresentam as medições experimentais para os materiais estudados, que posteriormente serão utilizadas nas análises numéricas e as previsões de pressão de colapso utilizando o procedimento BS:7910 [10]; a Seção 7 apresenta os resultados de análises numéricas 2D empregando as metodologias

de células computacionais e CTOA para simular a propagação dúctil de defeitos planares (longitudinais) em dutos (tipicamente empregados em gasodutos e oleodutos) fabricados em aço estrutural API 5L X60 e X70 com diferentes geometrias; a Seção 8 explora a sensibilidade e numérica e mecânica dos modelos de células computacionais e CTOA na aplicação de previsão de colapso em dutos; a Seção 9 apresentas os resultados numéricos 3D empregando a metodologia de células computacionais para simular a propagação de trincas em dutos em contexto 3D pleno; a Seção 10 apresenta as principais conclusões e observações finais deste trabalho e os Apêndices incluem detalhes adicionais relativos ao desenvolvimento metodológico apresentado neste estudo.

# AVALIAÇÃO DA INTEGRIDADE ESTRUTURAL DE DUTOS ATRAVÉS DE METODOLOGIAS CONVENCIONAIS 2

Metodologias preditivas para garantia da segurança e quantificação do impacto de defeitos (*e.g.*, trincas na forma de defeitos de soldagem, corrosões localizadas, inclusões, delaminações, etc.) em dutos e *risers* submarinos para transporte de óleo e gás representam um elemento central em análises de integridade estrutural. Estas análises incluem decisões de reparo, programas para extensão da vida útil de instalações terrestres e marítimas, aumento da capacidade de dutos em operação, critérios de inspeção, etc. Procedimentos convencionais utilizados para avaliação da integridade estrutural de dutos geralmente utilizam critérios simplificados incorporando mecanismos de colapso plástico e as propriedades mecânicas (tensão de escoamento) do material [18,19] ou uma combinação de parâmetros de mecânica da fratura linear-elástica com o colapso plástico (*e.g.* FADs). Estes métodos estabelecem critérios de aceitação de defeitos baseados em dados experimentais limitados a aços estruturais de baixa resistência, os quais não refletem o mecanismo de falha *real* (*e.g.*, incorporação adequada do crescimento estável do defeito macroscópico antes do colapso do duto) nem consideram requisitos específicos para aços estruturais de alta resistência correntemente em uso. Assim, estes procedimentos geram resultados bastante conservadores e muitas vezes condenam estruturas que poderiam continuar em operação com elevado índice de segurança.

O comportamento à fratura dúctil de materiais estruturais, (*e.g.*, aços ferríticos microligados), particularmente os aços empregados nas construções de dutos para transporte de gás e óleo, operando em temperaturas acima da temperatura de transição dúctil-frágil representa um fator central para procedimentos robustos de avaliação de segurança (*e.g.*, impacto de defeitos sobre a integridade estrutural) e extensão da vida operacional de estruturas críticas, incluindo instalações nucleares, marítimas e petrolíferas. Aços estruturais para

vasos de pressão e linhas de dutos geralmente exibem significante aumento da tenacidade à fratura, que pode ser caracterizada pela Integral $J$ [17,20]. Este crescimento de trinca é freqüentemente acompanhado por grande aumento da plasticidade do material em relação à frente da trinca. Conseqüentemente, uma estrutura dúctil contendo um defeito continua a suportar elevados níveis de carga mesmo após a iniciação e propagação estável da fratura.

## 2.1 Defeitos e Modos de Falhas em Dutos

O extensivo uso de dutos de transporte de fluidos inflamáveis associado com grandes malhas dutoviárias necessitam de programas de inspeção e regulamentação adequada para que não haja acidentes ou vazamentos. Um dos programas mais bem sucedidos do mundo é o do Canadá, onde estão em operação mais de 540.000 quilômetros de dutos e um programa de inspeção/regulamentação que obteve 40 anos sem acidentes [21]. Entretanto, com a necessidade de estender a vida útil dos dutos e diminuir os custos operacionais fazem-se necessárias metodologias mais robustas, com um grau de conservadorismo menor do que nos programas e metodologias atualmente empregados.

Durante o transporte, instalação e montagem das linhas (e mais tarde durante sua operação) uma série de ocorrências pode vir a originar defeitos no material. Os danos podem se originar no transporte e manipulação dos dutos (*e.g.* amassamentos e mossas), nas soldas circunferênciais executadas em campo, problemas causados pela corrosão, etc. Devido aos fatores mencionados e os esforços para garantir a qualidade, os dutos podem apresentar problemas durante sua vida operacional e tal evento irá requerer uma avaliação de integridade para determinar se é necessário (ou não) intervir na estrutura. A partir desta avaliação será possível definir se a estrutura deverá ser retirada de operação, se deverá sofrer reparo, ou se poderá permanecer operando de forma segura. Neste sentido, é importante considerar que reparos de estruturas por processos de soldagem podem introduzir novos defeitos, potencialmente mais críticos que os já presentes no material. Por isto, freqüentemente é mais seguro e adequado conviver com

defeitos presentes na estrutura do que realizar procedimentos desnecessários para reparo [22]. Conviver com defeitos "seguros" traz várias vantagens uma vez que reparos geralmente estão associados a grandes custos e à inoperância das linhas.

As principais causas de falhas em dutos são geralmente por interferência externa ou corrosão. Segundo o *Office of Pipeline Safety*, dos EUA, aproximadamente 40% dos danos e falhas em dutos no território Norte Americano são causadas por agentes externos (*e.g.*, escavações) [14]. Entretanto, levantamentos realizados pela *National Energy Board* do Canadá apontam que o maior agente de falhas em dutos de transporte é proveniente de corrosão sob tensão [21]. Adicionalmente, a Comissão Européia realizou um levantamento estatístico para avaliar as causas de falhas em oleodutos, que indicou que o agente de falha predominante era a corrosão [14]. Os cenários Europeu e Canadense apontam para um envelhecimento das malha dutoviárias mundiais e, conseqüentemente, um maior risco de falhas.

Apesar da maior parte das falhas serem causadas por corrosão que podem evoluir para defeitos superficiais ou por agentes externos, existem vários outros fatores e problemas que podem gerar defeitos e eventuais falhas nos dutos em operação. Rigorosos padrões de fabricação e de inspeção em fábrica são exigidos para esta categoria de dutos; entretanto, este detalhado procedimento não garante a qualidade e confiabilidade para os dutos quando em operação. Durante a instalação e montagem das linhas, diversos outros fatores podem causar defeitos no material. Danos mecânicos durante o transporte e manipulação dos tubos (*e.g.* amassamentos e mossas), má qualidade (defeitos) nas soldas circunferenciais executadas em campo, problemas causados pela interação duto-solo, corrosão, etc., são alguns dos tipos de ocorrências que podem originar defeitos no duto [12].

Teoricamente, os modos básicos de falha encontrados em componentes estruturais metálicos são a fratura linear-elástica (modo de falha frágil) e o colapso plástico (modo de falha dúctil) [23]. Na prática, entretanto, estruturas metálicas de engenharia falham de uma forma intermediária entre estes dois modos, apresentando um comportamento elasto-plástico. Aços utilizados em tubulações

geralmente apresentam valores de tenacidade elevados e moderada resistência mecânica, de forma que a deformação plástica localizada, associada à fratura, é freqüentemente extensiva [12]. Estas condições requerem o uso de parâmetros elasto-plásticos da mecânica da fratura para caracterizar o processo de falha do material, como a integral $J$ ou a abertura da ponta da trinca (CTOD) [24].

Por simplificação, entretanto, alguns procedimentos convencionais para avaliação de estruturas tubulares de aço contendo defeitos (*i.e.*, trincas, corrosão, inclusões, amassamentos, etc.) assumem um modo de falha totalmente plástico, como o procedimento ASME B31G [18]. Isto é, a presença de defeitos na tubulação é avaliada apenas em relação à sua influência na habilidade de deformação do material por colapso plástico, devido à redução da espessura de parede. Entretanto, apartir de observações em campo, a falha em dutos mais comum é propagação de trincas, do que pelo colapso plástico da estrutura por sobrecarga mecânica [25].

## 2.2 Caracterização de Crescimento de Trincas

O aumento da plasticidade na região da ponta da trinca com o aumento da carga aplicada sobre a estrutura representa, em termos genéricos, a dissipação do trabalho das forças externas na forma de energia de deformação plástica. Conseqüentemente, materiais dúcteis contendo um defeito podem suportar elevados níveis de carga, mesmo na presença de trincas [27]. Dentro do presente contexto, dois parâmetros podem caracterizar a fratura em materiais plasticamente deformáveis: o CTOD (*Crack Tip Openig Displacement*) e a Integral $J$, que apresentam larga aplicabilidade. A propagação estável de trinca é, geralmente, mostrada pela curva de resistência à fratura $J$ *vs.* $\Delta a$ ou *Curvas R*. Materiais de alta tenacidade não falham catastroficamente na presença de defeitos ou trincas até um valor particular de $J$ ou CTOD. Estes materiais apresentam *Curvas R* crescentes, onde o valor de $J$ aumenta com o aumento do tamanho da trinca, caracterizando uma "reserva" estrutural e significante tenacidade à fratura.

A Integral $J$ pode ser interpretada de duas maneiras: como uma taxa de liberação de energia para materiais elásticos não-lineares ou um escalar que caracteriza a intensidade dos campos de tensão e deformação à frente da trinca para materiais elasto-plásticos [15,16]. Rice [17], em seu trabalho, provou que a taxa de liberação de energia é não-linear, $J$, poderia ser expressa como uma integral independente do caminho para sólidos elásticos não-lineares.

Idealizando o comportamento elasto-plástico de metais por um comportamento elástico não-linear, conforme Fig. 3 (onde o caminho de deformação é constante no carregamento e no descarregamento), Rice forneceu as bases para estender a aplicabilidade da Integral $J$ [15]. O comportamento de carregamento para os dois materiais é idêntico, mas as respostas dos materiais diferem quando são descarregados. O material elasto-plástico segue um caminho de descarregamento linear, com a inclinação igual ao módulo de elasticidade, enquanto que o material elástico não-linear descarrega pelo mesmo caminho que foi carregado. Há uma única relação entre tensão e deformação para o material elástico, mas uma dada deformação no material elasto-plástico pode corresponder a mais que um valor de tensão, caso o material seja descarregado ou carregado ciclicamente. Conseqüentemente, é muito mais fácil analisar um material elástico do que um material que exibe plasticidade irreversível [15].

Os materiais dúcteis geralmente exibem crescimento estável e lento de trinca, acompanhado de considerável deformação plástica, ou seja, existe uma resistência ao crescimento da trinca durante a extensão da mesma, devido à energia de deformação plástica na ponta da trinca [15]. Antes de atingir um estado de crescimento constante, a zona de plastificação na ponta da trinca aumenta durante a extensão da mesma. Esta expansão da zona plástica e a propriedade de encruamento do material requerem um aumento das forças externas para que o crescimento estável de trinca continue.

Este fenômeno é comumente expresso pela curva $J$-$R$ e pode ser vista esquematicamente na Fig. 4. Com o aumento de $J$, o material falha localmente na ponta da trinca o que, conseqüentemente, provoca um rasgamento localizado e seu

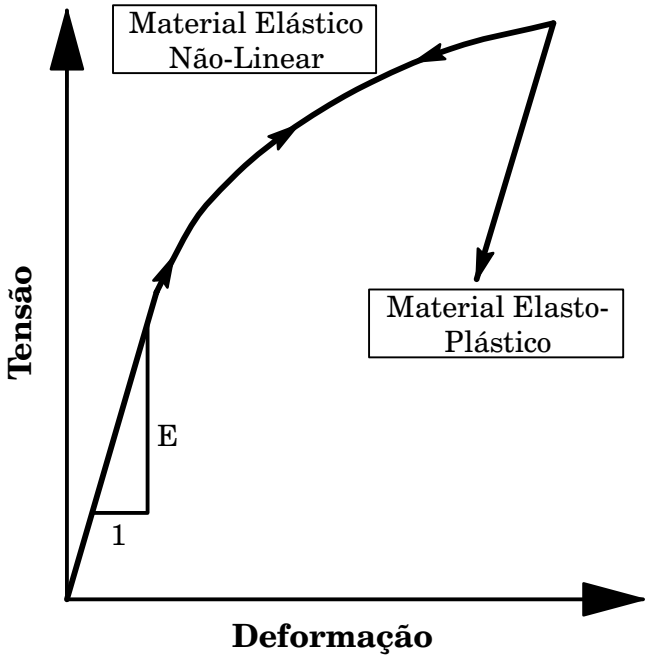



**Figura 3** *Esquema comparativo do comportamento tensão-deformação de materiais elasto-plásticos e elásticos não-lineares [15].*

crescimento [15]. Esta curva expressa a relação direta entre a propagação estável da trinca ($\Delta a$) e um parâmetro mecânico tal como a integral $J$. Para os metais, as curvas $J$-$R$ são crescentes e normalmente estão associadas ao crescimento e coalescência de microcavidades. [15,27].

## 2.3 Caracterização de Crescimento de Trincas Através de Curvas R

Ao contrário dos materiais frágeis, os materiais dúcteis geralmente exibem crescimento estável e lento de trinca, acompanhado de substancial plasticidade à frente da trinca. Materiais dúcteis exibem grande tenacidade à fratura, mesmo durante crescimento de uma trinca devido à dissipação de energia em forma de plasticidade na ponta da trinca [15]. Antes de atingir um estado de crescimento instável, a zona de plastificação na ponta da trinca aumenta durante a extensão dúctil. Este aumento da zona plástica aliada ao encruamento do material requer um aumento das forças externas para que haja continuidade no crescimento da trinca. Entretanto, estruturas metálicas de engenharia falham de forma mista (intermediária) entre estes dois modos, apresentando um comportamento

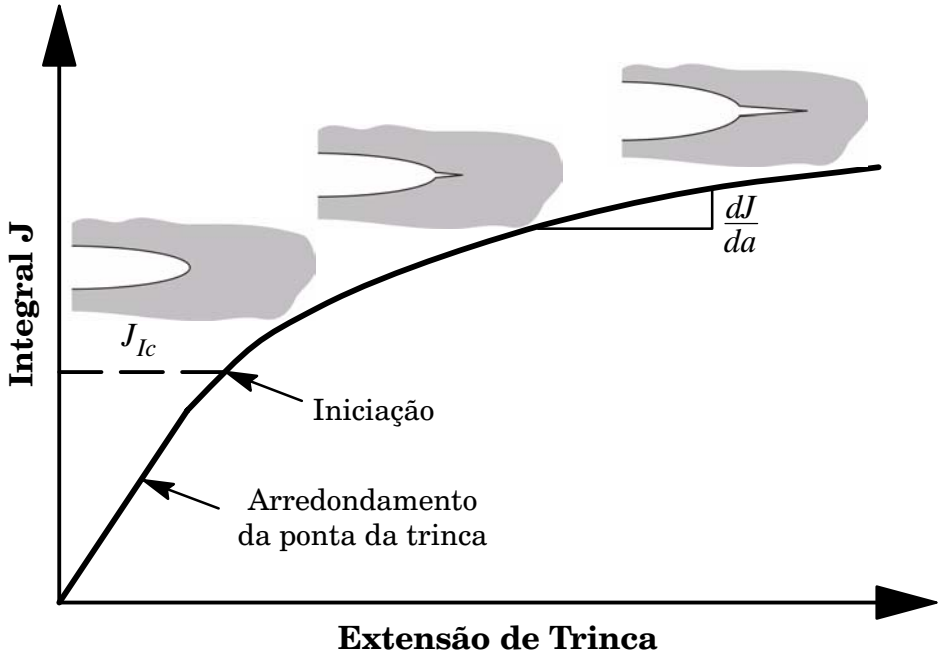



**Figura 4** *Esquematização da Curva R para materiais dúcteis [15].*

elasto-plástico [23]. De fato, os aços utilizados em dutos de transporte geralmente apresentam valores de tenacidade elevados e moderada resistência mecânica, de forma que a deformação plástica localizada, associada à fratura, é freqüentemente extensiva [12].

Estas condições requerem o uso de parâmetros elasto-plásticos da mecânica da fratura para caracterizar o processo de falha do material, como a integral $J$ ou a abertura da ponta da trinca (CTOD) como mostrado em trabalho de Ruggieri e Dodds [24]. Por simplificação alguns procedimentos convencionais para avaliação de estruturas tubulares de aço contendo defeitos assumem um modo de falha totalmente plástico, como o procedimento ASME B31G [18]. Isto é, a presença de defeitos na tubulação é avaliada apenas em relação à sua influência na habilidade de deformação do material por colapso plástico, devido à redução da espessura de parede. Entretanto, a experiência tem mostrado que a falha em dutos dá-se muito mais pela propagação de trincas do que pelo colapso plástico da estrutura por sobrecarga mecânica [26]. Com o aumento do valor de $J$, o material falha localmente nas vizinhanças da ponta da trinca, e conseqüentemente, provoca um rasgamento localizado e uma pequena extensão de trinca [15,27]. A *Curva R* expressa a relação mecânica direta entre a propagação estável da trinca ($\Delta a$) e a

capacidade de absorção de carga do material (*J*). Aços estruturais exibem *Curvas R* crescentes que estão associadas ao crescimento e coalescência de microcavidades na matriz do material [28].

Ensaios laboratoriais em escala real para a obtenção de tais curvas são extremamente caros e de pouca viabilidade técnica/operacional. Estes ensaios exigem máquinas específicas de alta capacidade de carga e precisão, o que inviabiliza a medição em escala real. Além disso, freqüentemente não é possível obter quantidade suficiente do material da estrutura (*e.g.*, no caso de estruturas antigas ou esbeltas), nem mesmo realizar o ensaio em escala real devido às condições de operação do componente (*e.g.*, na avaliação de componentes nucleares). A alternativa encontrada pela comunidade técnica foi o emprego de corpos-de-prova de dimensões reduzidas.

Os ensaios que utilizam corpos-de-prova de dimensões reduzidas estão baseados na "similaridade" dos campos de tensão-deformação entre o corpo-de-prova reduzido e a estrutura, que permite correlacionar resultados experimentais à condição real da estrutura trincada (obedecendo aos critérios de dominância da Mecânica da Fratura). Entretanto, esta hipótese de similaridade de tensão entre o corpo-de-prova e a estrutura só é válida em regime de escoamento de pequena escala (*small scale yielding - SSY*).

Na condição de escoamente em pequena escala (*SSY*) Hutchinson [29], Rice e Rosengren [30] mostraram que a integral de linha independente do caminho só é possível se os campos de tensões e deformações próximos a ponta da trinca obedecerem a singularidade denominada HRR [29,30]. A singularidade HRR é expressa na forma:

$$HRR = \left(\frac{1}{r}\right)^{\frac{1}{1+1/n}} \tag{1}$$

onde $r$ é a distância da ponta da trinca ao ponto do material em estudo e $n$ é o coeficiente de encruamento da Equação de Ramberg-Osgood.

Procedimentos avançados para avaliação de defeitos estruturais objetivam incorporar quantitativamente este aumento da tenacidade do material durante a extensão dúctil de trincas através da utilização de curvas de resistência a propagação da fratura, *Curvas R* [15]. Entretanto, a aplicação de *Curvas R* medidas experimentalmente através de corpos-de-prova laboratoriais (dimensões e configurações reduzidas em relação ao componente estrutural) para avaliação de defeitos (*e.g.*, vasos de pressão), requer uma metodologia robusta e verificada para transferir os dados experimentais ($J$-$\Delta a$). Tal metodologia deve, necessariamente, incorporar o forte efeito do nível de restrição plástica da ponta da trinca (*constraint effects*) sobre as *Curvas R* de tal forma à permitir a tranferência de resultados entre configurações estrurais diversas, como mostrado esquematicamente na Fig. 5.

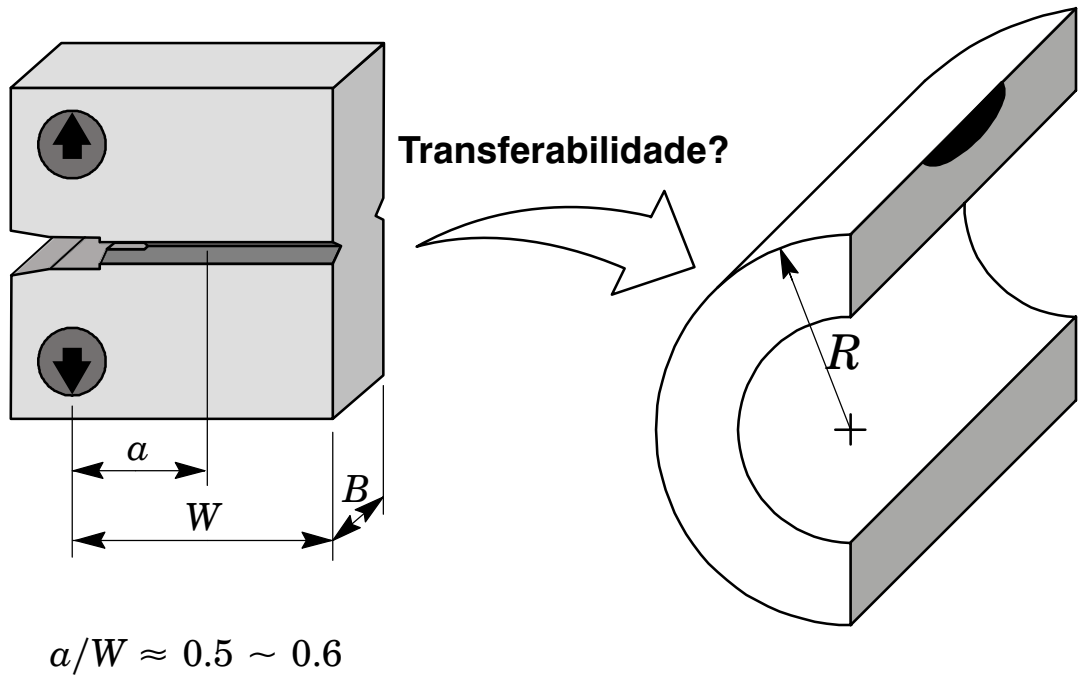



**Figura 5** *Comparação esquemática entre as potenciais diferenças de condições de fratura em diversas configurações geométricas, ilustrando o conceito de transferabilidade de tenacidade [27].*

Ensaios laboratorais de corpos-de-prova de fratura para medição das curvas de resistência não incorporam o efeito geométrico ou de carregamento, ou seja, as dimensões absolutas do corpo-de-prova e o tamanho relativo da trinca ($a/W$) e modo de carregamento (flexão *vs.* tração) sobre as *Curvas R* (veja [31] para maiores

detalhes). A Fig. 6 ilustra que para um mesmo material, amostras a flexão SE(B) e compactas C(T) com trinca profunda ($a/W \approx 0.5$) produzem *Curvas R* de baixa magnitude. Em contraste, as amostras de flexão SE(B) com trinca rasa ($a/W \approx 0.15$) e painéis com uma trinca central submetidas a tração (corpos-de-prova M(T)), fornecem valores muito maiores de $J$ para a mesma quantidade de crescimento estável da trinca. Estes efeitos observados sobre as *Curvas R* resultam da forte interação entre as características microestruturais do material que governam o processo de rasgamento dúctil (*ductile tearing*) e o estado de triaxialidade (tensões e deformações) e restrição plástica na região da trinca devido a deformação plástica em larga escala (*Large Scale Yelding*).

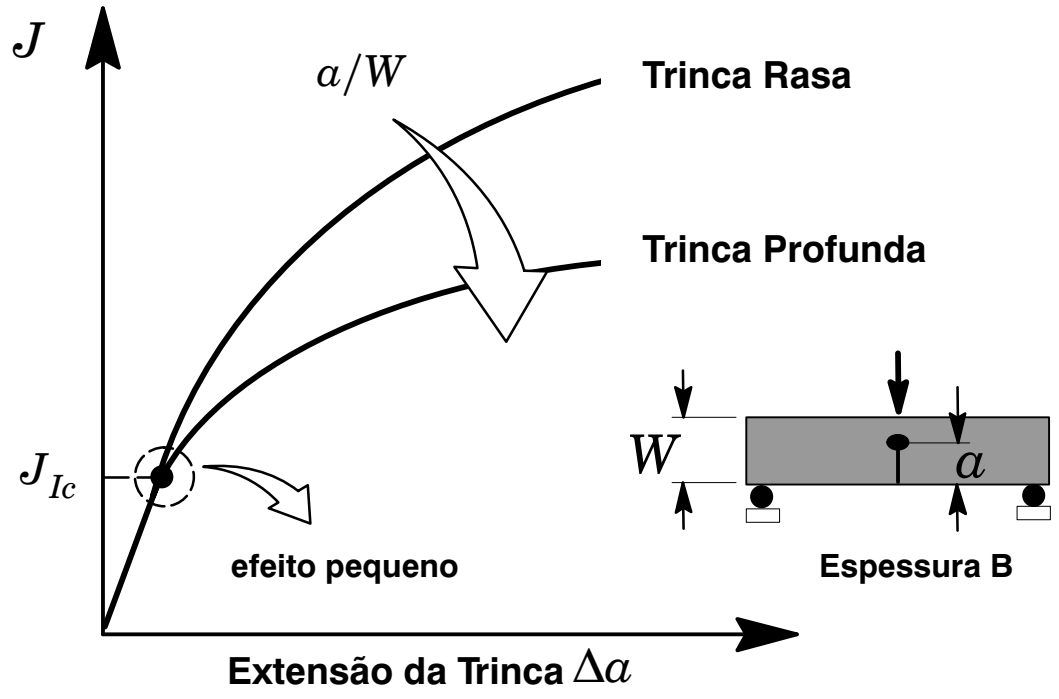



**Figura 6** *Efeito do tamanho relativo da trinca (a/W) sobre as curvas R [27].*

Um exame relativamente qualitativo do problema da correlação entre as condições de fratura para corpos-de-prova convencionais e estruturas tubulares contendo defeitos pode ser realizada por intermédio da metodologia $J$-$Q$ [32,33]. Esta metodologia permite a quantificação do nível de triaxialidade com a evolução do carregamento sobre a estrutura através da caracterização à fratura de geometrias estruturais quantificando a perda de restrição na ponta da trinca de

forma simples e abrangente. Esta teoria tem como base a mecânica da fratura elasto-plástica e utiliza o parâmetro $J$, o qual estabelece a escala e o nível sobre o qual desenvolvem-se as tensões locais enquanto o parâmetro $Q$ quantifica o nível de triaxialidade na ponta da trinca.

Transferir resultados laboratoriais obtidos através de corpos-de-prova para configurações estruturais em escala real não é uma tarefa singela, nem tão pouco direta. Trabalhos recentes de Cravero e Ruggieri [34,35] demonstram a grande diferença entre as triaxialidades de corpos-de-prova e dutos. Para exclarecer e exemplificar, a Fig. 7 apresenta as diferenças de triaxialidades e o efeito de restrição plástica na ponta da trinca (*crack tip constraint*) de corpos-de-prova C(T)-1T e SE(B)-1T e um duto de 20" com espessura de parede $t = 1/2$", em termos dos parâmetros $J$–$Q$. Observa-se que valores de tenacidade à fratura obtidos em corpos-de-prova normalizados C(T) ou SE(B) são determinados sob níveis elevados de restrição plástica, significativamente superiores ao nível de restrição plástica atuante em dutos contendo defeitos planares. Tal comportamento resulta em valores de tenacidade dos corpos-de-prova muito inferiores àqueles encontrados em estruturas reais. Estimativas mais adequadas do nível de restrição plástica no duto seriam fornecidas por corpos de prova SE(B) de trincas rasas ou corpos de prova de tração com entalhe SE(T) [34,35], onde as estimativas da tenacidade são mais realistas em relação à estrutura. De fato, é possível observar que para trincas rasas, em configurações SE(B) com $a/W = 0.25$, o nível de restrição é bastante inferior ao de corpos-de-prova padronizados, com profundidade de trinca da ordem de $0.5 \leq a/W \leq 0.7$. As evidências demostram que o comportamento à fratura de estruturas trincadas depende fortemente das condições de geometria e de carregamento [36,37].

## 2.4 Métodos Empíricos e Semi-Empíricos

A resistência à propagação de trincas, classicamente, é avaliada por ensaios de impacto Charpy, ou ensaios de queda de martelo (*drop weight tear test - DWTT*). Estes ensaios são bastantes semelhantes pois quantificam a energia que o material absorve até a fratura quando submetido a uma carga-padrão aplicada

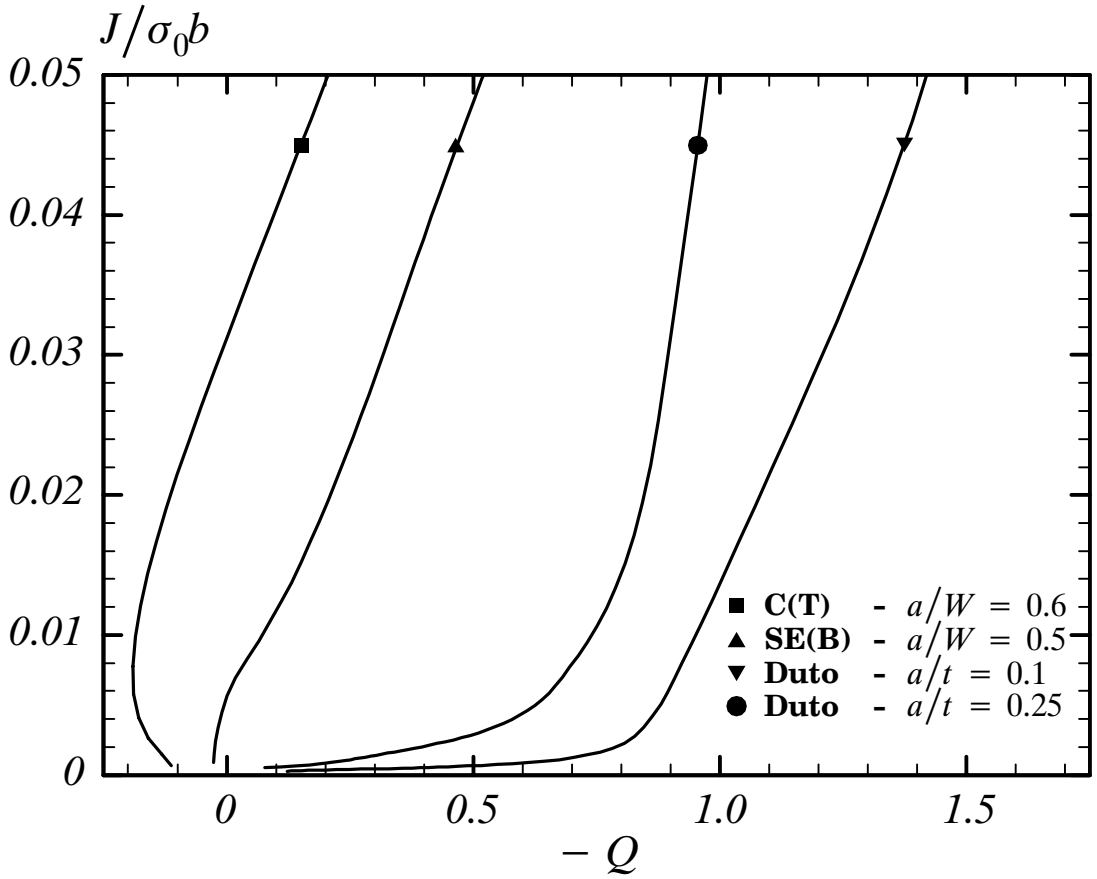



**Figura 7** *Curvas J-Q: Influência da geometria e modo de carregamento [34].*

dinamicamente. Esse valor de energia serve (de forma qualitativa) como um parâmetro para comparação do desempenho do material em condições de teste distintas, ou mesmo para avaliar o desempenho de diferentes materiais. Entretanto, os resultados obtidos com este tipo de ensaio não tem utilidade direta em procedimentos de avaliação de integridade estrutural. A partir de seus resultados não é possível inferir, por exemplo, qual o tamanho máximo de defeito admissível no material, nem estimar o nível de tensões que uma estrutura trincada eventualmente suportaria.

No caso específico de aços da classe API, foram elaborados vários métodos e formulações semi-empíricas que correlacionam resultados de testes em escala real. Nesta linha, um dos trabalhos mais relevantes é o de Kiefner et al. [38] que propos uma formulação semi-empírica baseada em soluções de carga limite incorporando uma análise de mecânica da fratura elasto-plástica para defeitos planares. Esta

formulação é amplamente conhecida como NG-18 [38] e foi incorporada em alguns procedimentos como o código ASME Seção XI [8]. A formulação NG-18 descreve a falha governada por tensão e tem sido largamente utilizada como solução analítica para o colapso plástico de estruturas tubulares (que apresentam trincas não-passantes longitudinais) submetidas à pressão interna. Esta equação é empregada para a determinação de tamanho máximo de defeito admissível em dutos, em relação ao colapso plástico, na seguinte forma:

$$\sigma_c = \left[ \frac{1 - \frac{a}{t}}{1 - \frac{a}{t}\left(\frac{1}{M}\right)} \right] \sigma_f \tag{2}$$

onde $P_c$ é a pressão crítica de falha, $t$ é a espessura da parede do duto, $a$ é a profundidade da trinca, $\sigma_f$ é a tensão de fluxo (*flow stress*). Ainda na expressão anterior, $M$ que é o fator de forma (*bulging factor*), proposto por Folias [39] e representa a concentração de tensões devida à formação da protuberância (*bulging*) na parede do duto na região do defeito em conseqüência da sua alteração geométrica. Este fator descreve aproximadamente a amplificação da tensão na ponta da trinca. A solução analítica para o fator de Folias é uma série infinita, e as quatro aproximações mais empregadas estão apresentadas nas Equações (3) a (6) [36,40].

$$M = \left[ 1 + 1.61 \frac{c^2}{Rt} \right]^{\frac{1}{2}} \tag{3}$$

$$M = \left[ 1 + 0.26 \left( \frac{2c}{\sqrt{Rt}} \right)^2 \right]^{\frac{1}{2}} \tag{4}$$

$$M = \left[ 1 + 0.314 \left( \frac{2c}{\sqrt{Rt}} \right)^2 - 0.00084 \left( \frac{2c}{\sqrt{Rt}} \right)^4 \right]^{\frac{1}{2}} \tag{5}$$

$$M = \left[1 + 0.40\left(\frac{2c}{\sqrt{Rt}}\right)^2\right]^{\frac{1}{2}} \tag{6}$$

onde os parâmetros geométricos $2c$, $t$ e $R$ são esquematizados na Figura 8.

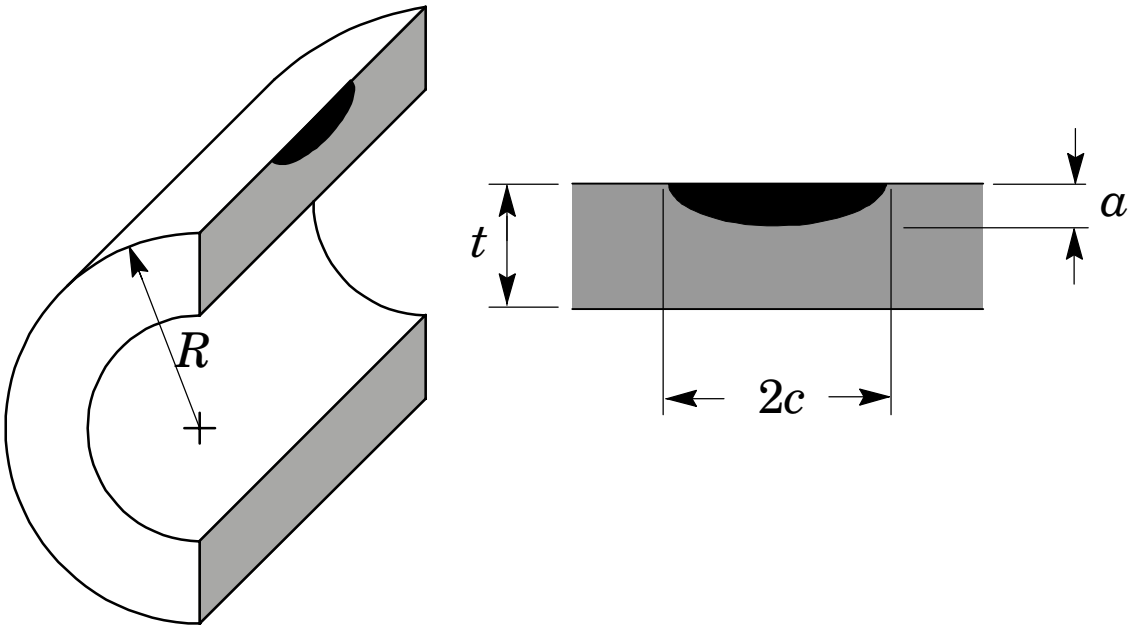
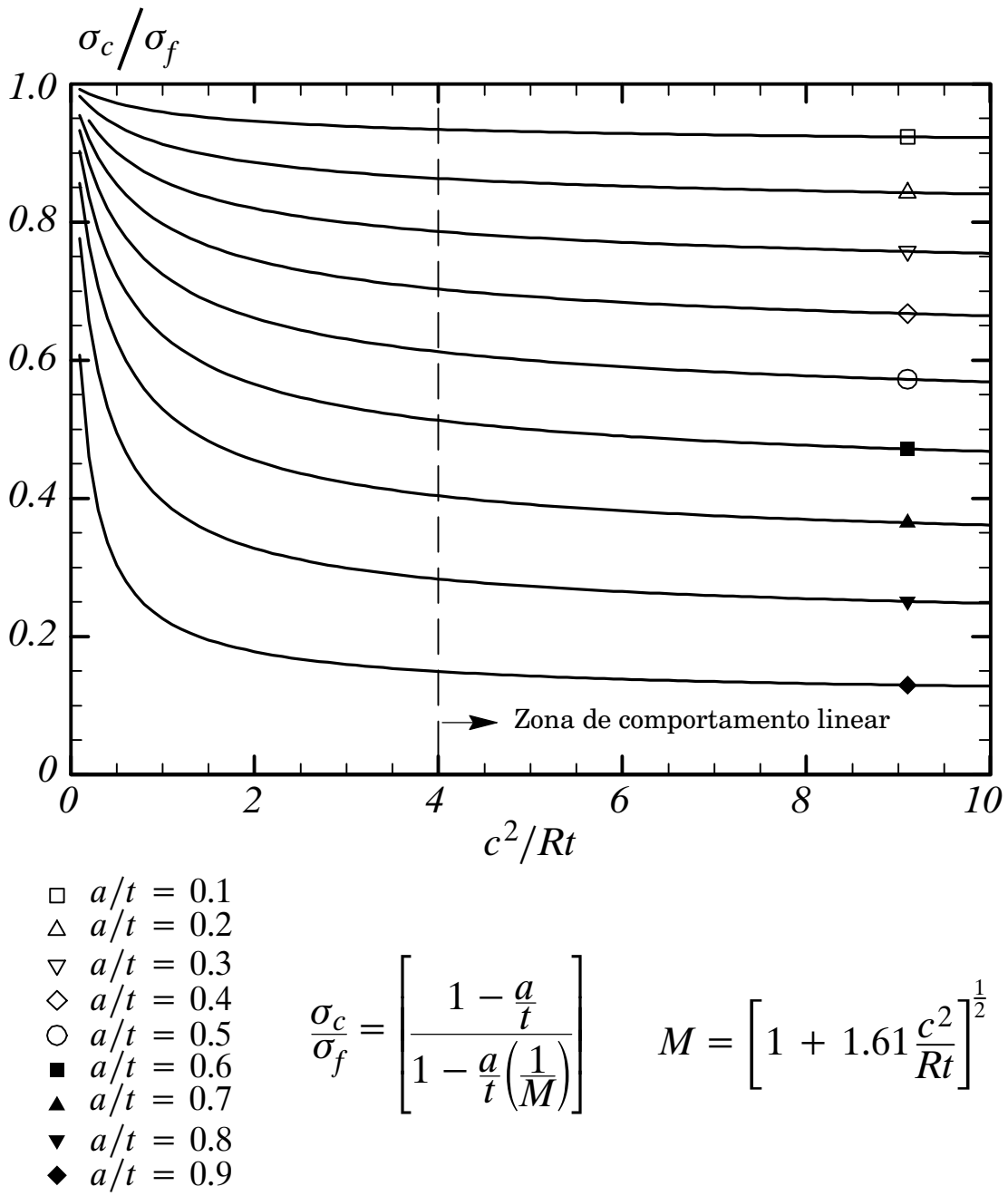



**Figura 8** *Esquematização de uma trinca longitudinal não-passante em um duto*

Ainda na Eq. (2), $\sigma_f$ representa a tensão de fluxo, isto é, um conceito empírico que tenta incorporar, através de um parâmetro único, o encruamento do material (*strain hardening*) em regime elasto-plástico. Uma definição bastante comum e aceita pela API 579 [9], especifica a tensão de fluxo como a média aritmética da tensão de escoamento, $\sigma_{ys}$, e o limite de resistência, $\sigma_u$, expressa por:

$$\sigma_f = \frac{\sigma_{ys} + \sigma_u}{2} \tag{7}$$

A Figura 9 mostra os campos de tensão crítica para estruturas tubulares que contêm defeitos planares, utilizando a Eq. (2) e o fator de forma ($M$) desenvolvido por Kiefner et al. [38] (Eq. (3)). Através do gráfico é possível determinar de forma fácil e rápida o tamanho de trinca crítico para a estrutura.




$$\frac{\sigma_c}{\sigma_f} = \left[ \frac{1 - \frac{a}{t}}{1 - \frac{a}{t}\left(\frac{1}{M}\right)} \right] \qquad M = \left[ 1 + 1.61 \frac{c^2}{Rt} \right]^{\frac{1}{2}}$$

**Figura 9** *Tensão de colapso para estruturas tubulares, segundo a NG-18 (Eq. (2)) utilizando fator de forma desenvolvido por Kiefner et al. [38] (Eq. (3)).*

Apesar da grande facilidade de utilização da NG-18 (Eq. (2)) este método está baseado em ensaios laboratoriais. As previsões geradas pela Eq. (2) para aços estruturais comumente empregados na construção de dutos (aços classe API) apresentam grandes dispersões nos resultados (Dotta e Ruggieri (D&R)

demostram este comportamento em seu trabalho [40]). Outra particularidade que pode ser observada na NG-18 é um comportamento linear a partir de profundidade de trincas equivalentes a $c^2/Rt > 4$. Entretanto, os aços utilizados em dutos possuem uma enorme tenacidade e ductilidade e na presença de defeitos existem regiões associadas a grande deformações plásticas, caracterizando um comportamento bastante não-linear. Esta particularidade pode explicar, em parte, as dispersões encontradas nos resultados da NG-18.

Outra consideração que deve ser feita sobre a utilização da NG-18 é a incapacidade do modelo de incorporar o crescimento de uma trinca não-passante na parede do duto. Em aços de alta tenacidade, a extensão de trincas ocorre, evidentemente, através de uma combinação de escoamento do ligamento (deformação plástica) e rasgamento dúctil, onde a estrutura pode absorver substancial carga sem o colapso. Este método não considera os efeitos do rasgamento dúctil na falha de defeitos em estruturas tubulares e nem a tenacidade associada a este comportamento.

## 2.5 Diagrama de Avaliação de Falhas (FAD)

Atualmente, é consenso que a maior parte das estruturas soldadas contêm defeitos, os quais não necessariamente representam risco à sua operação. Da mesma forma, outros defeitos poderão ser introduzidos no material durante seu uso (e envelhecimento). Então, a questão principal passa a ser a determinação, de forma confiável, da tolerância admissível em relação à existência e às dimensões destes defeitos. Neste sentido, a abordagem de adequação ao uso (*fitness-for-service*), FFS, baseada na mecânica da fratura tem por objetivo avaliar o impacto causado por um defeito no desempenho em serviço de determinada estrutura. De acordo com a definição API, a abordagem FFS considera que uma estrutura contendo defeitos é adequada para o serviço para o qual foi projetada, desde que seja garantido que as condições para desencadear o processo de falha não sejam atingidas [9].

Dentro da abordagem da FFS, alguns métodos preditivos para avaliação de integridade estrutural (por exemplo, os procedimentos *API 579* [9] e *BS:7910* [10])

introduziram procedimentos de engenharia capazes de capturar este aumento de tenacidade do material com a extensão estável da trinca. Tais procedimentos utilizam o conceito bi-paramétrico de Diagrama de Avaliação de Falhas (FAD – *Failure Assessment Diagram*) o qual é baseado na análise simultânea da integridade estrutural em termos de um parâmetro de fratura elástico-linear ($K_r = K/K_{IC}$) e um parâmetro representativo do colapso plástico ($L_r = \sigma_{\max}/\sigma_{ys}$). A severidade de qualquer defeito presente na estrutura sob quaisquer condições de carga é avaliada através da localização do ponto ($L_r$ , $K_r$), representativo das condições operacionais da estrutura, sobre o FAD correspondente. A Fig. 10(a) mostra de forma esquemática um Diagrama de Avaliação de Falhas, FAD. Em qualquer ponto localizado na região interior da curva FAD, a estrutura é considerada segura.

A ocorrência de extensão estável (dúctil) da trinca presente na estrutura é incorporada ao FAD através de procedimentos simplificados para a determinação do parâmetro $K_r$ diretamente a partir de *Curvas R* do material (veja, por exemplo, BS:7190 Nível 3 [10] e API RP–579 Nível 3 [9]). Neste procedimento, cada ponto ($\Delta a^k$ , $J^k$) medido experimentalmente corresponde a uma condição ($L_r^k$ , $K_r^k$) como ilustra a Fig. 10(b). Entretanto, as limitações destes métodos tornam-se claras se confrontadas com os argumentos apresentados anteriormente: (*i*) a utilização direta de *Curvas R* medidas experimentalmente através de corpos-de-provas com dimensões padronizadas ignora os efeitos geométricos e do modo de carregamento (*constraint effects*) sobre as Curvas R; (*ii*) os parâmetros ($L_r$ , $K_r$) utilizados na construção de curvas FAD não refletem o real micromecanismo de falha do material e nem incorporam requisitos específicos mais adequados aos aços estruturais de elevada resistência mecânica e, principalmente, elevada tenacidade empregados na fabricação de estruturas. Conseqüentemente, metodologias preditivas para avaliação correta e realista do impacto de defeitos (trincas) sobre a integridade de estruturas devem necessariamente incorporar procedimentos e modelos adequados para transferir o comportamento de propagação de trincas de ensaios laboratoriais a um componente estrutural real

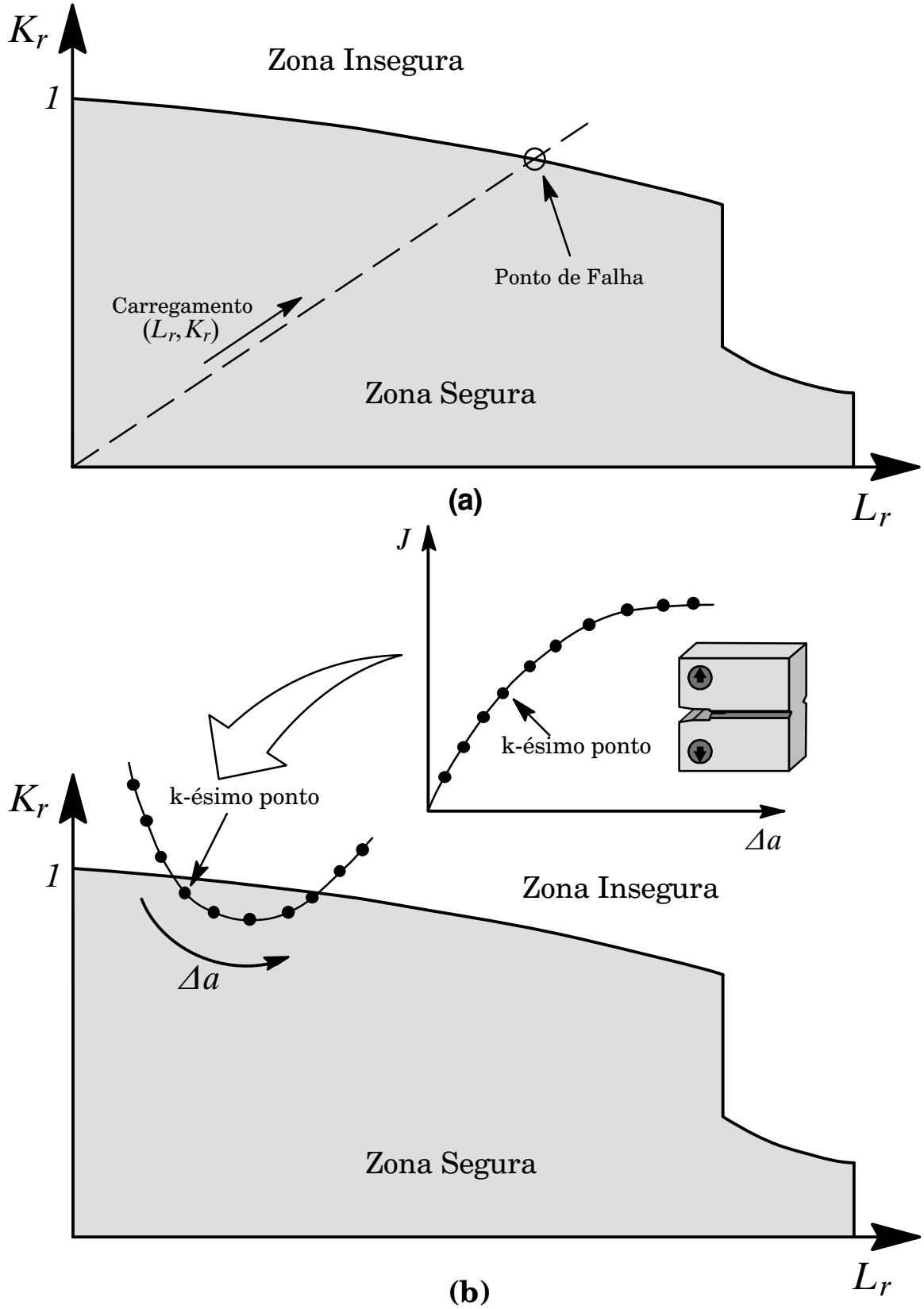



**Figura 10** *Esquematização de uma análise de falha utilizando Diagrama de Análise de Falhas (FAD); Incorporação da extensão dúctil sobre o FAD [27].*

com configuração geométrica diversa e operando sob condições arbitrárias de carregamento.

## 2.6 Metodologia Micromecânica versus Convencional

Os procedimentos convencionais para avaliação de integridade empregam a extrapolação dos valores de tenacidade à fratura determinados em regimes puramente elásticos para o regime elasto-plástico. Estas extrapolações resultam em um grau de conservadorismo bastante elevado, associado às questões de restrição plástica e ao rasgamento dúctil peculiares a materiais de alta tenacidade. Nenhum destes procedimentos considera a influência da restrição plástica na tenacidade do material, nem refletem os micromecanismos de falha reais (fenomenológico). Recentemente, métodos alternativos têm sido propostos com o objetivo de fornecer descrições mais realistas da propagação dúctil de trincas.

Pode-se citar o emprego de *Curvas R* [23] para determinar a carga máxima que uma estrutura trincada suportaria e o emprego de parâmetros geométricos para caracterizar o ângulo crítico na ponta da trinca (CTOA) [41]. No caso específico de aços ferríticos (como os aços API utilizados em tubulações na indústria do petróleo), a dificuldade em transferir resultados de laboratório para as condições reais de operação é um desafio tecnológico ainda mais evidente. Aços API–X60 apresentam alta resistência mecânica e elevada tenacidade, e suportam alguns milímetros de propagação estável de trinca antes que ocorra o colapso da estrutura. Da mesma forma, ensaios realizados em dutos instrumentados de aço API–X60 indicaram que estes apresentam extensiva deformação plástica na região do defeito antes de falharem de forma catastrófica.

Estes argumentos motivaram o desenvolvimento de metodologias mais robustas para o tratamento da fratura dúctil em materiais estruturais, através do acoplamento de modelos micromecânicos ao regime macroscópico da fratura. A incorporação de aspectos mecânicos e fenomenológicos ao modo de fratura dúctil é um fator central para se transferir corretamente o comportamento de propagação obtido através de corpos-de-prova padronizados para os dutos em operação. Desta

forma, a abordagem local da fratura tem se mostrado como uma ferramenta promissora de engenharia capaz de capturar os efeitos de carga e geometria na resistência à fratura de estruturas. Esta abordagem será descrita em maiores detalhes no Capítulo 3.

# ASPECTOS MECÂNICOS E FENOMENOLOGIA DA FRATURA EM MATERIAIS DÚCTEIS 3

A descrição e a quantificação de relações entre a resistência macroscópica à fratura e variáveis microestruturais são alguns objetivos centrais da mecânica da fratura fenomenológica. Em seu trabalho pioneiro, Griffith [42] postulou um critério fenomenológico de separação do material acoplado a um mecanismo físico de resistência à fratura para descrever a propagação (instável) de uma trinca macroscópica em um meio elástico. A aplicação da abordagem de Griffith sobre metais (plasticamente deformáveis) realizada por Irwin [43] mostrou que a ocorrência de dissipação plástica resultante do processo de fratura contribui significativamente para a resistência à fratura do material, entretanto, a forma de interconexão destes dois processos (separação material e dissipação plástica) sobre uma distância microestruturalmente significativa (*length scale*) ainda não são totalmente conhecidas. As contribuições realizadas por Griffith [42] e Irwin [43], relativas ao trabalho total de fratura permanecem ainda questões abertas.

Investigações recentes abordam o problema da fratura em materiais dúcteis através do acoplamento de modelos micromecânicos com o regime macroscópico da estrutura. O foco central são os métodos baseados em critérios fenomenológicos que incorporam uma descrição local do mecanismo dúctil através do crescimento e coalescência de microcavidades. A abordagem local da mecânica da fratura vem ganhando espaço como uma ferramenta promissora de engenharia. Desta forma buscando quantificar a influência de defeitos e trincas na resistência à fratura de uma estrutura e relacionar a fenomenologia do processo de falha com as variáveis microestruturais do material.

O objetivo central da abordagem local, descrita neste trabalho, é o desenvolvimento de modelos micromecânicos aplicáveis à fratura dúctil voltadas à modelagem e simulação numérica de estruturas 3D contendo defeitos sob regime elasto-plástico. Nesta metodologia são acoplados ensaios mecânicos e simulações numéricas [24] para derivar um critério de falha que considere tanto aspectos

macroscópicos do carregamento, quanto aspectos fenomenológicos do processo de fratura. De forma análoga à abordagem global, os modelos numéricos desenvolvidos (e as equações constitutivas) também são baseados na Mecânica do Contínuo, mas passam a incorporar em sua análise aspectos fenomenológicos locais associados à evolução do processo de falha e dano material. Computações numéricas não lineares em larga escala, utilizando códigos numéricos (Método dos Elementos Finitos) avançados e eficientes possibilitam mapear de forma precisa a resposta (local) tensão-deformação e a condição de dano material nas vizinhanças da trincas e defeitos. Tais códigos operam em servidores de cálculo de alto desempenho possibilitando a avaliação de estruturas sob diversos regimes de carregamento.

## 3.1 Aspectos Mecânicos e Microestruturais da Fratura em Materiais Dúcteis

A separação ou fragmentação de um corpo sólido em duas ou mais partes sob a ação de um carregamento é chamado de fratura e este processo pode ser caracterizado pela formação e propagação de trincas. Para os materiais metálicos, observam-se dois modos de fratura: *fratura dúctil* e *fratura frágil*. Em contraste ao fenômeno da fratura frágil, a fratura dúctil é normalmente associada com significativa deformação plástica acompanhada por mecanismos de "rasgamento" lento (*tearing*) do material. Embora exista uma diversidade de processos de fratura dúctil sob níveis elevados de plasticidade em diferentes escalas microscópicas, o fenômeno característico macroscópico deste regime de falha de metais é comumente associado à ductilidade de barras cilíndricas submetida a esforços (uniaxiais) de tração.

A Fig. 11 apresenta um diagrama esquemático da resposta tensão *vs.* deformação obtida a partir de uma barra cilíndrica submetida a um carregamento monotônico; tais quantidades definem a curva tensão vs. deformação de engenharia e real [44]. Materiais idealmente plásticos (nos quais não há ocorrência de efeitos de encruamento) apresentariam instabilidade e rápida estricção imediatamente após o escoamento (ponto A). Em materiais reais,

entretanto, o aumento da capacidade de carga do material devido ao efeito de encruamento retarda o início da estricção, a qual inicia-se, geralmente, na região de máxima tensão (ponto B) da curva de engenharia. O aumento da deformação após esta região provoca a instabilidade (plástica) global do material (ponto C) devido à severa redução da seção transversal da barra (o aumento da capacidade de carga do material devido ao efeito de encruamento é insuficiente para equilibrar o aumento instantâneo das tensões).

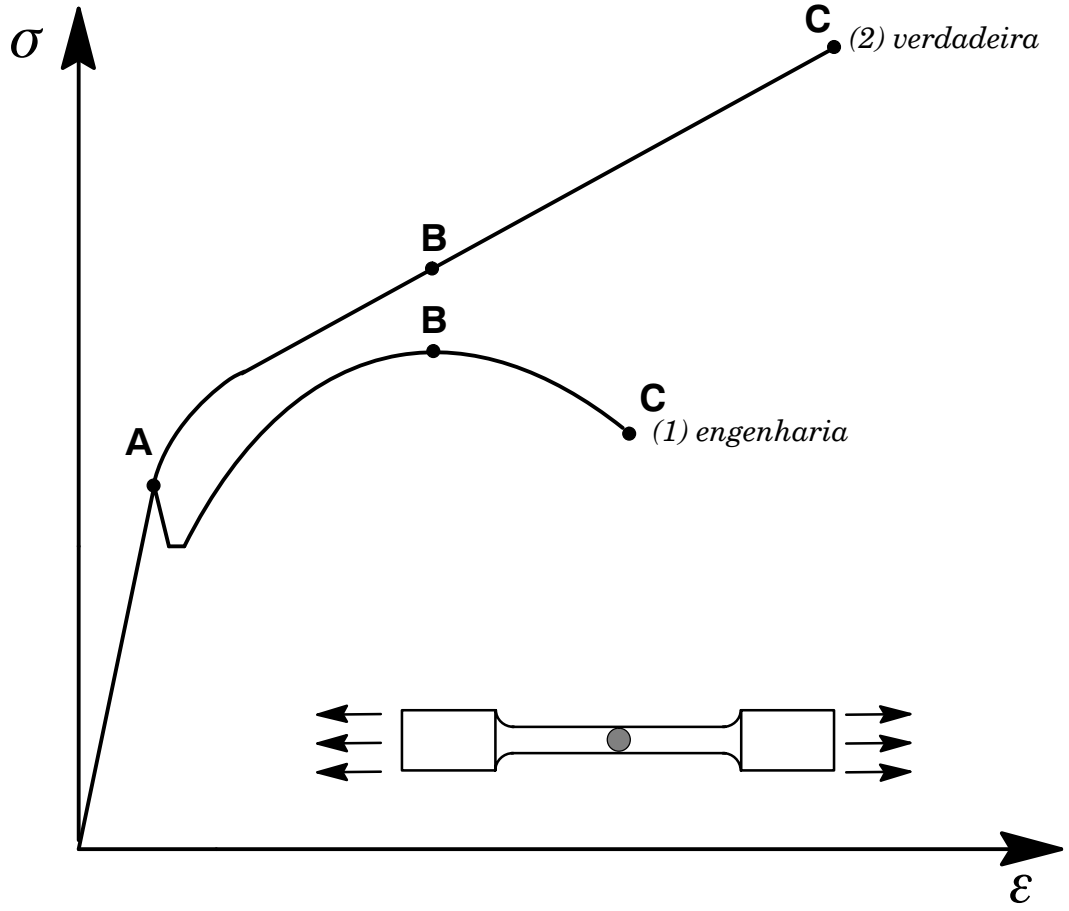



**Figura 11** *Resposta mecânica de materiais dúcteis.*

Investigações realizadas em corpos-de-prova submetidos à tração demostraram a conexão do regime dúctil macroscópico e o microestrutural de falha, a qual deriva diretamente de observações experimentais sobre a microestrutura da região de estricção antes da ocorrência da instabilidade plástica global. Em 1927, Ludwick [45] seccionou corpos-de-prova à tração de alumínio antes da ruptura final. Na região de estricção observou-se ocorrência de

mecanismos de iniciação e propagação de trincas macroscópicas no centro da amostra antes da falha. Tipper [46], em 1949, sugeriu que a resistência à fratura em metais dúcteis está relacionada com o crescimento de microcavidades, iniciadas pela decoesão das partículas não metálicas da matriz. Trabalhos posteriores como o de Puttick [47], em 1959, realizado em barras de cobre e ferro confirmaram de forma definitiva a ocorrência do crescimento e coalescência de microcavidades como o fenômeno governante na fratura dúctil em metais.

De acordo com trabalhos de Garrison e Moody [28] e Van Stone et al. [48] 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 divididos simplificadamente em: (*i*) *nucleação* de microcavidades resultante da fratura e/ou decoesão da interface partícula/matriz; (*ii*) sob ação de deformação crescentes, ocorre o *crescimento* das microcavidades; (*iii*) subseqüentemente, a *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 permitiram estender a natureza da fenomenologia da fratura dúctil a outros materiais, por exemplo, aços de alta resistência e baixa liga, ligas de aluminío, entre outros. A Fig. 12(a–d) [15] apresenta de forma esquemática as etapas do processo de fratura dúctil.

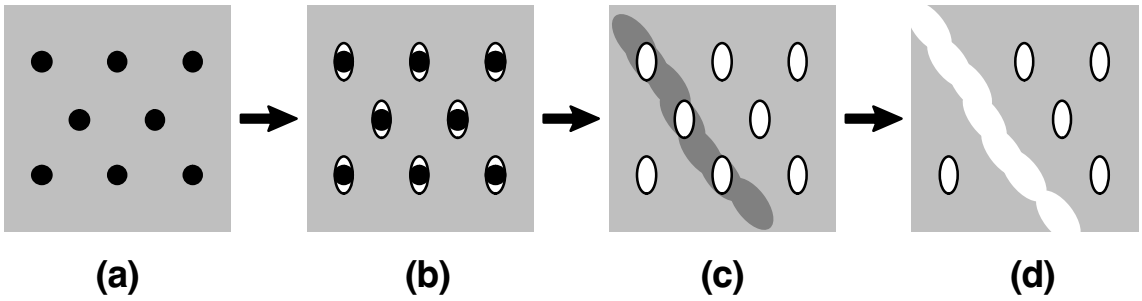



**Figura 12** *(a) Inclusões e partículas dispersas na matriz metálica; (b) Nucleação de cavidades ao redor das inclusões maiores; (c) crescimento das cavidades; (d) coalescência das cavidades formando uma trinca macroscópica [15].*

A partir de uma análise macroscópica do material considerando a presença das partículas de segunda fase e microporosidades inicialmente dispersas na matriz, Kachanov [49] estabeleceu que estes microdefeitos constituem um "dano inicial" no material, o qual favorece a concentração local de tensões. Este trabalho introduziu os primeiros 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 [49].

## 3.2 Nucleação de Cavidades

A nucleação de cavidades em regiões intensamente deformadas ao redor de partículas de segunda fase ou inclusões não metálicas (*e.g.*, inclusões de MnS ou partículas de óxidos em aços ferríticos) é o evento precurssor do processo de fratura dúctil em materiais metálicos. O micro-fraturamento pode ser provocado, essencialmente por: (*i*) decoesão da interface matriz/partícula ou (*ii*) fratura da própria partícula. Este processo não ocorre simultaneamente ao longo de toda matriz. Acrescenta-se que fatores locais influenciam na nucleação de novas cavidades tais como: tamanho, forma e orientação da partícula, resistência mecânica da matriz e da partícula, estado de tensões (*local*) e fração volumétrica da partícula [28].

Diversos modelos teóricos foram desenvolvidos para descrever a nucleação de partículas [28,48]; entretanto, estes assumem condições bastante idealizadas e simplificadas. Gurland e Plateau [50] propuseram um dos primeiros modelos para previsão da tensão de fratura de partículas utilizando um balanço energético entre a energia elástica disponível na partícula ou inclusão e a energia superficial necessária para sua fratura. Este modelo é bastante similar a abordagem de Griffith [42] para propagação de trincas em materiais elásticos. Goods e Brown [51], baseados em trabalhos anteriores de Brown e Stobs [52] e Argon et al. [53], introduziram um modelo para a nucleação de cavidades devido à decoesão interfacial através da consideração de uma tensão crítica na interface matriz/partícula. Tais modelos apresentam limitações severas em relação à correta

previsão da deformacão de nucleação (*i.e.*, o valor da deformação plástica para a qual a nucleação ocorre).

Investigações experimentais sugerem que a nucleação de cavidades ocorre primeiramente ao redor das partícula 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; utilizando corpos-de-prova de tração Cox e Low [54] investigaram a influência do estado de tensão na nucleação de cavidades em partículas de MnS no aço 4340 e quantificaram o surgimento de novas cavidades para diferentes níveis de tensão e deformação aplicados.

## 3.3 Crescimento de Cavidades

Observações experimentais suportam que o processo de crescimento e coalescência de cavidades possui relação direta e forte influência sobre a evolução da deformação plástica. Diversos modelos foram criados na tentativa de descrever o mecanismo de crescimento de cavidades. O trabalho pioneiro de McClintock [55], apresentou um modelo téorico que analisa de forma quantitativa a expansão (crescimento) de uma cavidade cilíndrica contida em um material com comportamento linear-perfeitamente plástico. Apesar das grandes limitações para materiais reais, este modelo associado prevê corretamente a grande influência do estado triaxial de tensões sobre o crescimento de cavidades.

Rice e Tracey [56] estabeleceram através de uma relação semi-empírica o crescimento de uma cavidade esférica imersa em sólido infinito submetido a um campo remoto de tensões ($\sigma_X$, $\sigma_Y$, $\sigma_Z$) e deformações normais ($\varepsilon_X$, $\varepsilon_Y$, $\varepsilon_Z$) como ilustrado na Fig. 13. Através de aproximações analíticas da evolução geométrica da cavidade em materiais com comportamento não linear, demostraram que a deformação da cavidade é influenciada pela triaxialidade de tensão e pode ser expressa na forma:

$$\ln\left(\frac{\overline{R}}{R_0}\right) = 0.283\int_0^{\varepsilon_{eq}} \exp\left(\frac{1.5\sigma_m}{\sigma_{ys}}\right) d\varepsilon_{eq} \tag{8}$$

onde $R_0$ é o raio inicial da cavidade, $\overline{R} = (R_1 + R_2 + R_3)/3$ é o raio médio corrente, $\varepsilon_{eq}$ é a deformação plástica equivalente de Von Mises, $\sigma_{eq}$ é a tensão média (hidrostática) definida por $\sigma_m = (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)/3$ e $\sigma_{ys}$ é a tensão de escoamento do material.

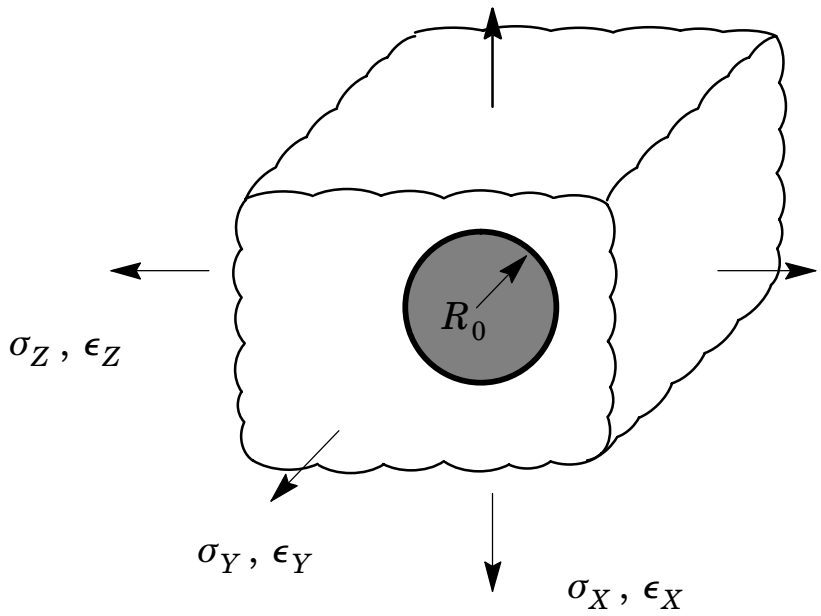



**Figura 13** *Cavidade esférica submetida ao estado triaxial de tensões [56].*

Em 1977 Gurson [57], em seu trabalho pioneiro, introduziu um modelo constitutivo para descrever o comportamento plástico de materiais contendo cavidades (também denominados materiais porosos) e marcou o início de uma série de desenvolvimentos em modelos micromecânicos aplicados à análise não linear da fratura dúctil. Este modelo descreve o regime pós-escoamento de um meio poroso considerando o material como um meio contínuo. As cavidades são computadas implicitamente no modelo através de sua influência na resposta global do material, como mostrado na Fig. 14. Análises aproximadas do comportamento plástico de sólidos contendo cavidades fornecem a função de escoamento para materiais porosos na forma:

$$g\left(\sigma_{eq},\sigma_m,\sigma_{ys},f\right) = \left(\frac{\sigma_{eq}}{\sigma_{ys}}\right)^2 + 2f\cosh\left(\frac{3\sigma_m}{2\sigma_{ys}}\right) - \left(1 + f^2\right) = 0 \qquad (9)$$

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, $\sigma_{eq}$ representa a tensão (macroscópica) efetiva de Von Mises, $\sigma_m$ é a tensão (macroscópica) média, $\sigma_{ys}$ é a tensão de escoamento do material. Para valores nulos de porosidade, $f = 0$ , o modelo de Gurson (Eq. (9)) recupera a forma clássica de escoamento de Von Mises, $g = \left(\sigma_{eq}/\sigma_{ys}\right)^2 = 0$ . Em oposição, no limite $f \rightarrow 1$ (as cavidades ocupam todo o volume material), o material perde completamente sua capacidade de carga. Analogamente ao modelo anterior de Rice e Tracey, a função de escoamento de Gurson também possui uma dependência exponencial em relação a triaxialidade de tensões.

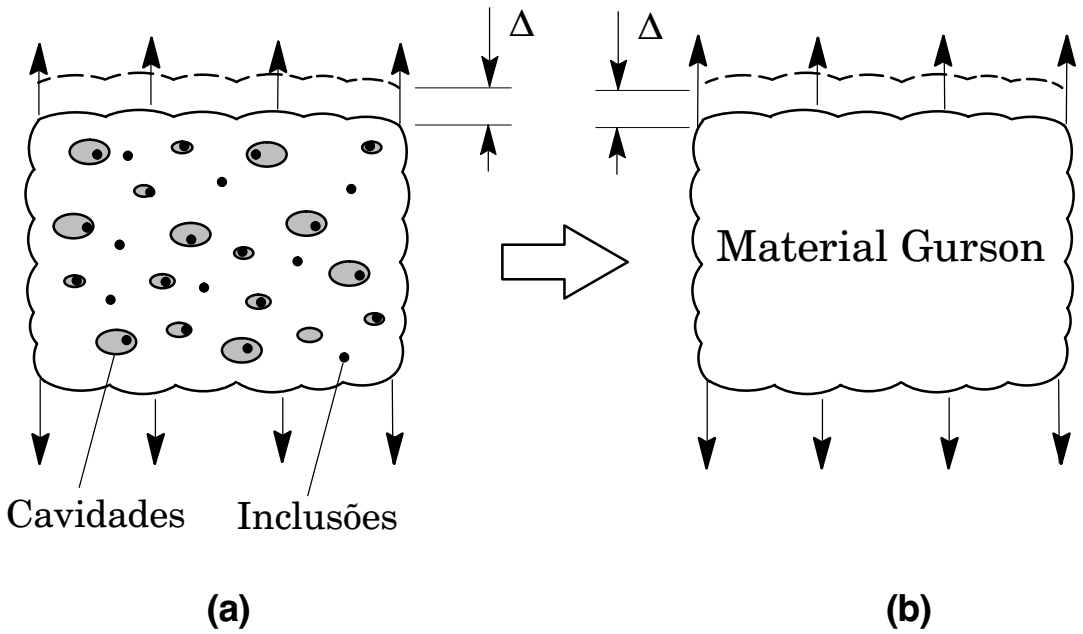



**Figura 14** *(a) Material poroso contendo cavidades nucleadas a partir de inclusões; (b) representação contínua de material poroso através do modelo constitutivo de Gurson. [27]*

Posteriormente Tvergaard [58] apresentou modificações sobre o modelo original de Gurson [57], que permitiram uma descrição mais realista de materiais contendo cavidades (estas modificações serão mais detalhadas no capítulo 4).

## 3.4 Coalescência de Cavidades

A coalescência de cavidades adjacentes é o estágio final do processo de fraturamento dúctil, após o seu crescimento devido à deformação plástica do material duas os mais cavidade se unem (coalescem) formando uma nova supefície de fratura. 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.

Independentemente do micromecanismo operativo de conexão de cavidades e formação de novas superfícies, o aspecto central do processo de coalescência de cavidades está associado ao fenômeno de intensa localização plástica na região do material entre as mesmas. O aumento das deformações plásticas no ligamento entre cavidades provoca um rápido decréscimo na capacidade de carga do material até ocorrer a sua ruptura devido a um mecanismo simples de colapso plástico. Entretanto, embora complexo e ainda relativamente pouco estudado, trabalhos experimentais mostram que o fenômeno de coalescência de cavidades ocorre, em geral, de forma rápida e dentro de uma faixa de deformações locais onde a capacidade de carga do material é drasticamente reduzida. Portanto, dentro do contexto deste trabalho e suportado por trabalhos experimentais e numéricos anteriores [15,28,41,48,66], serão desconsiderados os efeitos da coalescência de cavidades sobre o processo global de fratura dúctil por serem bastante pequenos se comparados com os outros mecanismos envolvidos.

# MODELAGEM DA EXTENSÃO DE TRINCAS EM MATERIAIS DÚCTEIS 4

O mecanismo de fratura dúctil de metais é classicamente entendido como um processo de falha contínua, o qual pode ser dividido em três estágios: nucleação, crescimento e coalescimento de cavidades (já discutidos anteriormente). Estes estágios ocorrem em nível microscópico no interior da matriz metálica do material [15,28]. A evolução destes estágios, entretanto, não ocorre de forma seqüencial, nem de maneira ordenada. Diferentes regiões apresentam estágios e danos distintos, os quais evoluem de forma particular em função do carregamento, campo de tensão/deformação e das características locais da microestrutura. Em regiões onde estão concentrados os maiores danos (cavidade com maior volume) existe uma perda (relativa) mais acentuada na capacidade de suportar carga e rigidez. Nestas regiões, onde o dano é mais intenso, o material tende a absorver maior quantidade de energia proveniente da deformação (plástica) até o instante da fratura.

Este mecanismo é mais severo em estruturas onde o carregamento está posicionado de forma normal ao plano da face da trinca. Classicamente, esta configuração de geometria/carregamento é conhecida como *Modo I* de carregamento. Em *Modo I*, o efeito da concentração de tensões na ponta da trinca é mais intenso localmente e, conseqüentemente, amplifica sensivelmente a tensão remota. Estudos e observações experimentais mostram que, sob a influência deste campo local de tensão-deformação (bastante severo), o processo de dano fica contido em uma fina camada do material (de espessura entre 50 e 200 μm), localizada logo à frente do defeito. Desta forma, a propagação da trinca fica contida dentro desta camada, que é normalmente conhecida como *Zona de Processo de Fratura Dúctil*, ZPFD (para maiores detalhes veja Garrison e Moody [28]) . A Fig. 15 mostra de forma esquemática a aplicação de uma carga remota em *Modo I* em uma estrutura genérica contendo um defeito e a posição da ZPFD .

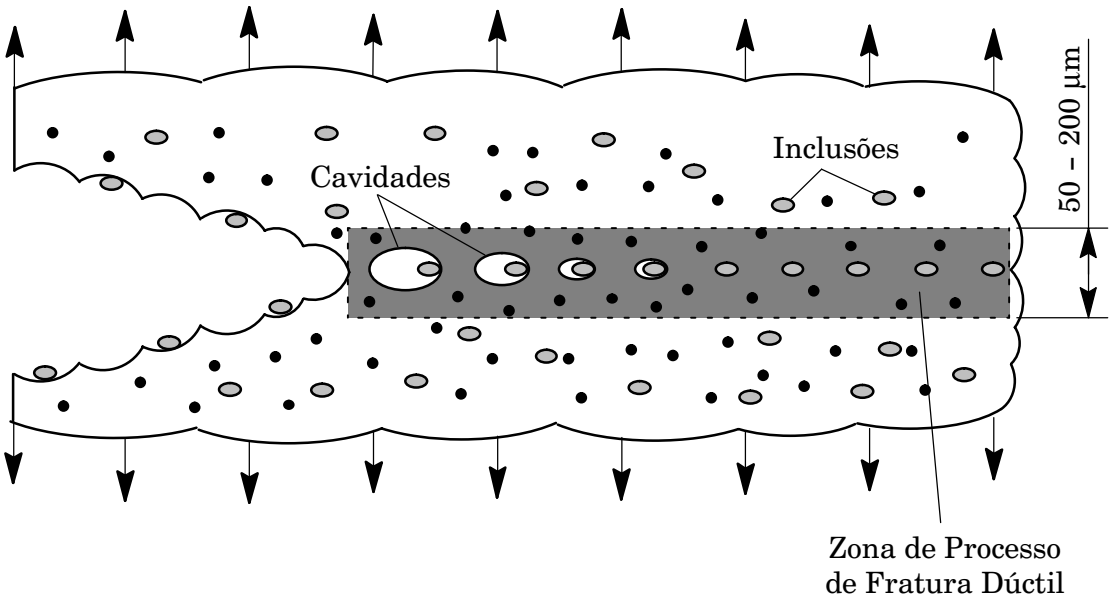



**Figura 15** *Modelo para crescimento dúctil de trincas em Modo I de carregamento [27].*

Metodologias para o modelamento da extensão dúctil e a previsão da progressão do dano sobre estruturas com defeitos têm sido introduzidas basicamente em duas linhas: (1) modelos baseados em mecânica do dano, sendo este modelo quantificado à frente da trinca e utilizando critério de crescimento de trinca e (2) modelos que controlam o crescimento da trinca através da deformação macroscópica. Pesquisas recentes na primeira categoria utilizam a motodologia de células computacionais [59] incorporando o model constitutivo de Gurson-Tvergaard (GT) [57,58] para caracterizar a nucleação e crescimento de cavidades e posteriormente a extensão de trinca. Muitos pesquisadores [40,59,60,61] mostraram que esta abordagem é bastante eficiente para prever crescimento de trincas em diversos casos 2D e 3D. Entretanto, o modelo GT requer altos níveis de triaxialidade de tensão para conduzir o processo de dano e o crescimento da trinca. Componentes estruturais de pequena espessura, como no caso dos dutos em questão, nem sempre atingem nível de triaxialidade suficiente para uma resposta satisfatória do modelo GT.

Os modelos baseados em medidas macroscópicas de deformação podem ser uma solução alternativa para a previsão de crescimento de trincas para estruturas com baixa triaxialidade. Um dos modelos que vem se mostrando promissor

atualmente é o CTOA (*Crack Tip Opening Angle*), que nada mais é do que a utilização do ângulo de abertura da ponta da trinca como um critério de propagação de defeito e quantificação do dano. Trabalhos recentes mostram que esta abordagem pode ser bastante promissora como um critério robusto para previsão do comportamento à fratura de metais dúcteis submetidos a baixos níveis de triaxialidade [62,63].

## 4.1 Modelo de Células Computacionais

Motivados pelos argumentos apresentados anteriormente, e suportado por observações experimentais e numéricas da fenomenologia da fratura dúctil, [28,48,64] principalmente em *Modo I* Xia e Shih (X&S) [59,60,65] 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 por meio do método de elementos finitos. Inicialmente, as *células computacionais* foram desenvolvidas para análise 2D de corpos-de-prova sob estado plano de deformações. Posteriormente, pesquisas de Ruggieri e Dodds [66] estenderam, com alta eficiência, a aplicação das *células computacionais* ao contexto 3D pleno, para a previsão da extensão dúctil sob o *Modo I* de fratura de corpos-de-prova padronizados.

O crescimento e a coalescência da cavidade dentro da ZPFD (eventos que representam o dano material dentro do presente contexto) provocam a redução das forças que esta camada exerce sobre o material adjacente. Sob a ação de esforços externos, o aumento do dano na ZPFD provoca a nulificação destas forças com conseqüente avanço da trinca. A modelagem deste processo utilizando o conceito de *células computacionais* proposto por X&S considera o mecanismo de crescimento de cavidades confinado dentro de uma camada de material simetricamente localizada no plano da trinca macroscópica como ilustrado na Fig. 16(a). A camada material possui espessura $D$, onde $D$ está associado com o espaçamento médio das (grandes) inclusões responsáveis pela nucleação das cavidades. O modelo de *células computacionais* considera a discretização desta camada em células cúbicas possuindo fração volumétrica inicial $f_0$, onde $f_0$ é

definido como a relação entre o volume inicial da cavidade e o volume da célula. Com base em observações experimentais, já discutidas previamente, o fenômeno de nucleação de cavidade tem baixa influência (em alguns casos nula) sobre o comportamento de estruturas trincadas. Desta forma, podemos assumir a população de inclusões na matriz metálica como uma população de porosidade (cavidade) inicial pré-existente no material sem introduzir erros ao modelo em questão.

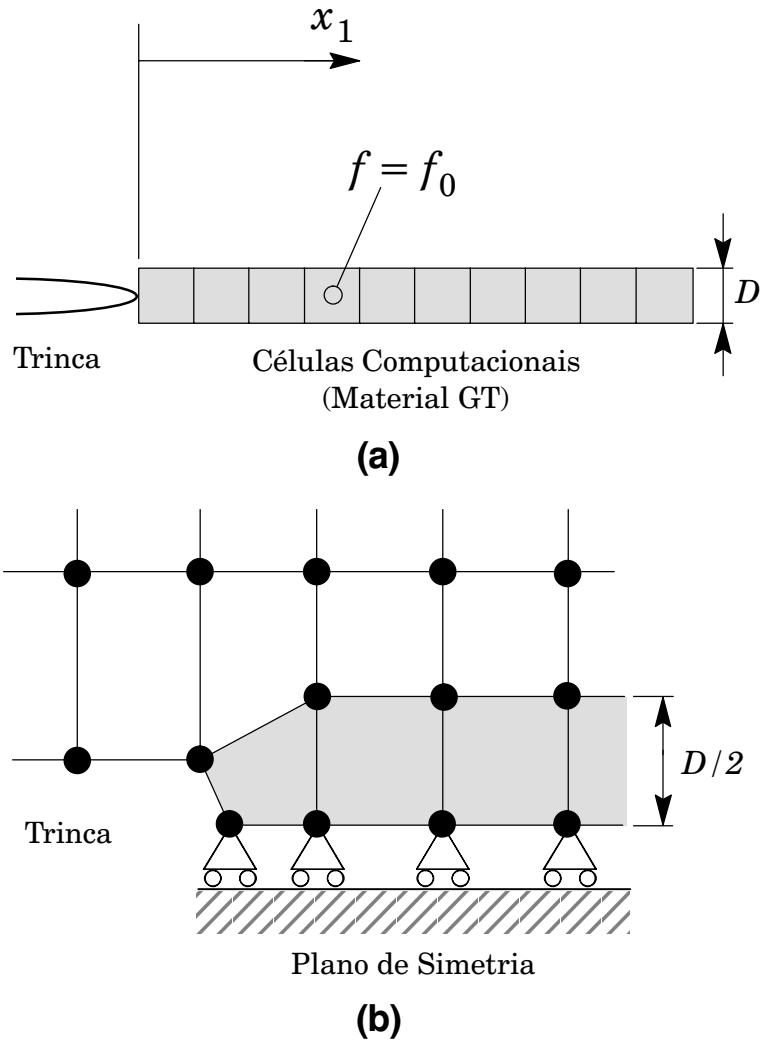



**Figura 16** *Modelagem da extensão dúctil de trincas utilizando células computacionais. (a) Células computacionais à frente da trinca e (b) Implementação numérica das células computacionais utilizando o método dos elementos finitos. [27]*

Tvergaard, em 1990, propôs a introdução de três constantes, $q_1$, $q_2$ e $q_3$ ao modelo constitutivo de Gurson (Eq. (9)) para uma melhor aderência do modelo à

materiais elasto-plásticos reais [58]. Numericamente, o crescimento da cavidade e o dano progressivo em cada célula computacional são descritos pelo modelo de Gurson [57] modificado por Tvergaard [58] na forma:

$$g(\sigma_{eq}, \sigma_m, \bar{\sigma}, f) = \left(\frac{\sigma_{eq}}{\bar{\sigma}}\right)^2 + 2q_1 f \cosh\left(\frac{3q_2\sigma_m}{2\bar{\sigma}}\right) - \left(1 + q_3 f^2\right) = 0 \quad (10)$$

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, $\sigma_{eq}$ representa a tensão (macroscópica) efetiva de Von Mises, $\sigma_m$ é a tensão (macroscópica) média, $\bar{\sigma}$ é a tensão (plástica) corrente na célula computacional. Os fatores $q_1$, $q_2$ e $q_3$ introduzidos por Tvergaard [58] funcionam como parâmetros de ajuste do modelo. Originalmente foram adotados como: $q_1 = 1.5$, $q_2 = 1.0$ e $q_3 = q_1^2$. O avanço e propagação da trinca ocorre quando f na célula imediatamente adjacente à ponta da trinca atinge um valor crítico, $f_E$.

A Fig. 16(b) mostra a representação típica 2D do modelo de *células computacionais* utilizando elementos finitos. O material externo à ZPFD obedece um modelo elasto-plástico convencional (modelo constitutivo de Von Mises) e permanece sem dano durante todo o carregamento. Os parâmetros principais $D$ e $f_0$ são calibrados através de medições experimentais de tenacidade à fratura utilizando, geralmente, corpos-de-provas laboratoriais padronizados (geralmente amostras C(T) ou SE(B)). Através de uma série de análises numéricas não lineares (Método de Elementos Finitos), os parâmetros $D$ e $f_0$ são ajustados de forma que os resultados computacionais descrevam as medições experimentais. Uma vez determinados desta maneira, os parâmetros $D$ e $f_0$ são assumidos como constantes para o material em análises de integridade estrutural de componentes com diferentes geometrias e submetidos a diferentes condições de carregamento.

O modelo de células proposto por X&S [59] é computacionalmente aplicável se os gradientes espaciais dos campos de tensão-deformação na ponta da trinca forem resolvidos pelas células num refinamento de malha adequado [61,67,68]. Em análise por elementos finitos, a variação espacial de tensões e deformações na

região próxima ao defeito é calculada discretamente, considerando os valores médios ao longo do tamanho da célula computacional, e durante a simulação a extensão da trinca será em comprimentos discretos iguais à dimensão do elemento. Especialmente em corpos-de-prova trincados, onde o gradiente de tensão na ponta do defeito é bastante elevado, a resistência à propagação de trincas prevista analiticamente depende fortemente do refinamento da malha de elementos finitos utilizada [69,70]. O refinamento da malha deve ser adequado para prover uma resolução dos campos de tensão suficiente para o modelo GT resolver o dano imposto à célula. O tamanho da malha na região das células computacionais possui dimensão da célula computacional ($D$) e este valor é, em muitas vezes, da mesma ordem de grandeza do valor do CTOD do material. É preciso enfatizar, entretanto, que $D$ não é estritamente uma variável computacional que possa ser ajustada conforme a conveniência do processamento numérico, ou alterada para acomodar diferentes configurações de trincas e/ou geometrias. Ao invés disso, $D$ deve estar relacionado à microestrutura do material como uma dimensão característica do mecanismo de fratura (muito embora em alguns casos isso não seja possível).

O desenvolvimento do modelo constitutivo de Gurson-Tvergaard expresso pela Eq. (10) abrange, primariamente, a descrição do crescimento de cavidades sob condições de alta triaxialidade de tensões tais como as observadas durante a extensão dúctil na região central de um corpo de prova pré-trincado com elevada relação $a/W$ (*e.g.*, 1-T C(T) com $a/W = 0.5$). A superfície de escoamento, $g$, depende exponencialmente da relação $\sigma_m/\bar{\sigma}$, de acordo com a Eq. (10). Contudo, sob condições de cisalhamento puro, existe uma dependência linear da porosidade, $f$. Sob condições de baixa triaxialidade de tensões, onde o campo de deformações plásticas também possui forte efeito sobre a nucleação e crescimento de cavidades, a resposta do modelo GT pode induzir potenciais desvios em relação ao comportamento real do material. Tal comportamento sob condições de baixa triaxialidade de tensões não afeta significativamente análises de corpos-de-prova pré-trincados sob estado plano de deformações. Análises numéricas do crescimento de trincas conduzidas por por Xia e Shih [59] em diferentes condições de triaxialidade mostraram que, após o crescimento da trinca através de algumas

células (~0.5 mm), a sua extensão dúctil subseqüente ocorre sob condições de triaxilidade de tensões mais elevada. A interpretação física da elevação do estado triaxial de tensões após uma pequena extensão dúctil da trinca está associada à mudança geométrica da ponta da trinca, isto é, a trinca torna-se mais aguda (*resharpening*) do que nos estágios anteriores do carregamento. Tal mecanismo restaura, parcialmente, as tensões relaxadas durante o processo de intensa deformação plástica da ponta da trinca (*crack tip blunting*). Conseqüentemente, análises numéricas em estado plano de deformações utilizando o modelo de células computacionais mostram com aderência adequada as *Curvas R* medidas experimentalmente usando somente os parâmetros de células $D$ e $f_0$ acoplados ao modelo de Gurson-Tvergaard.

Para análises de estruturas de baixa triaxialidade em estado plano de deformações (e.g., corpos-de-prova M(T)) ou 3D, a resposta do modelo GT possui uma influência muito maior sobre a correta descrição da extensão dúctil. Tais condições podem ser observadas na região à frente da trinca, de corpos-de-prova C(T) ou SE(B), próxima à superfície externa do sólido (onde a tensão normal à superfície é nula), incluindo a raiz do entalhe lateral (*side groove*) ou em componentes estruturais contendo trincas e submetidos predominantente a esforços de tração. Análises 3D conduzidas por Ruggieri [27] para amostras SE(B) com entalhe lateral mostram claramente a severidade deste problema. Adicionalmente, observações experimentais revelam, em alguns casos, que a extensão dúctil é maior na região do entalhe lateral do que na região central à frente da trinca. Em contraste, as previsões numéricas realizadas por Ruggieri e Dodds [27,66] indicam grande curvatura da frente da trinca (*crack front tunneling*) com crescimento de trinca mínimo na região do entalhe lateral próxima à superfície externa da amostra SE(B), onde a triaxialidade de tensões é bastante baixa com deformações plásticas elevadas.

Chu e Needleman [71], Motivados pelas observações acima propuseram a utilização de uma função de aceleração da taxa de crescimento de cavidades (*df*) controlada pela magnitude das deformações plásticas para melhorar a resposta do modelo GT em regiões de baixa triaxialidade de tensões sem, entretanto, afetar

significativamente a sua resposta em regiões de alta triaxialidade. Conceitualmente, a contribuição adicional à taxa de crescimento de cavidades, *df*, está associada à nucleação de novas cavidades secundárias causada pelas elevadas deformações plásticas e forte localização após o crescimento das grandes cavidades. Chu and Needleman [71] sugerem uma forma modificada da taxa de crescimento de cavidades na forma:

$$df = (1 - f)d\epsilon_p^{kk} \quad + \mathcal{A}(\bar{\epsilon}_p)d\bar{\epsilon}_p \tag{11}$$

onde $\bar{\epsilon}_p$ é a deformação plástica (corrente) da matriz e 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 forma proposta para a função $\mathcal{A}(\bar{\epsilon}_p)$ é expressa como:

$$\mathcal{A} = \frac{f_N}{s_N\sqrt{2\pi}}\exp\left[-\frac{1}{2}\left(\frac{\bar{\epsilon}_p - \epsilon_N}{s_N}\right)^2\right] \tag{12}$$

Na Eq. (12), a deformação plástica (correspondente à nucleação de novas cavidades) obedece a uma distribuição normal com média $\epsilon_N$, desvio padrão $s_N$ e $f_N$ representa a fração volumétrica das partículas que efetivamente contribuem para a nucleação de novas cavidades. O parâmetro $\epsilon_N$ controla o início da aceleração de crescimento de cavidades devido ao efeito de deformações plásticas. A utilização de elevados valores de $\epsilon_N$ implica que o mecanismo de nucleação secundária só começará a agir após a obtenção das tensões de pico em células com alta triaxialidade. Conseqüentemente, a aceleração de crescimento de cavidades torna-se ativa somente em regiões com baixa triaxialidade de tensões com efeitos pequenos sobre a previsão das *Curvas R*. Os parâmetros $s_N$ e $f_N$ controlam a taxa e a severidade da nucleação secundária, estes parâmetros devem ser escolhidos de forma a manter estabilidade numérica nas análises computacionais. Trabalhos adicionais de Ruggieri [27] exploram detalhadamente a aplicação do modelo GT com aceleração de dano através de nucleação secundária em termos da resposta de células unitárias submetidas à deformação uniaxial.

### *4.1.1 Implementação Numérica das Células Computacionais*

O modelo original de Gurson foi derivado de uma análise-limite aproximada para um elemento de material rígido idealmente plástico (Von Mises) contendo uma cavidade esférica em seu interior [67,68]. Para cavidades pré-existentes, o modelo de Gurson permite descrever o efeito do crescimento de cavidades e a perda de resistência mecânica (*softening*) do material induzido pelo dano imposto ao material, ao mesmo tempo em que permite prever a taxa de crescimento destas cavidades durante a deformação plástica e prever tanto a iniciação da fratura quanto a propagação estável da trinca [67,72]. A Figura 17 mostra a forma dos campos de escoamento da função GT (Eq. (10)) para vários valores de porosidade.

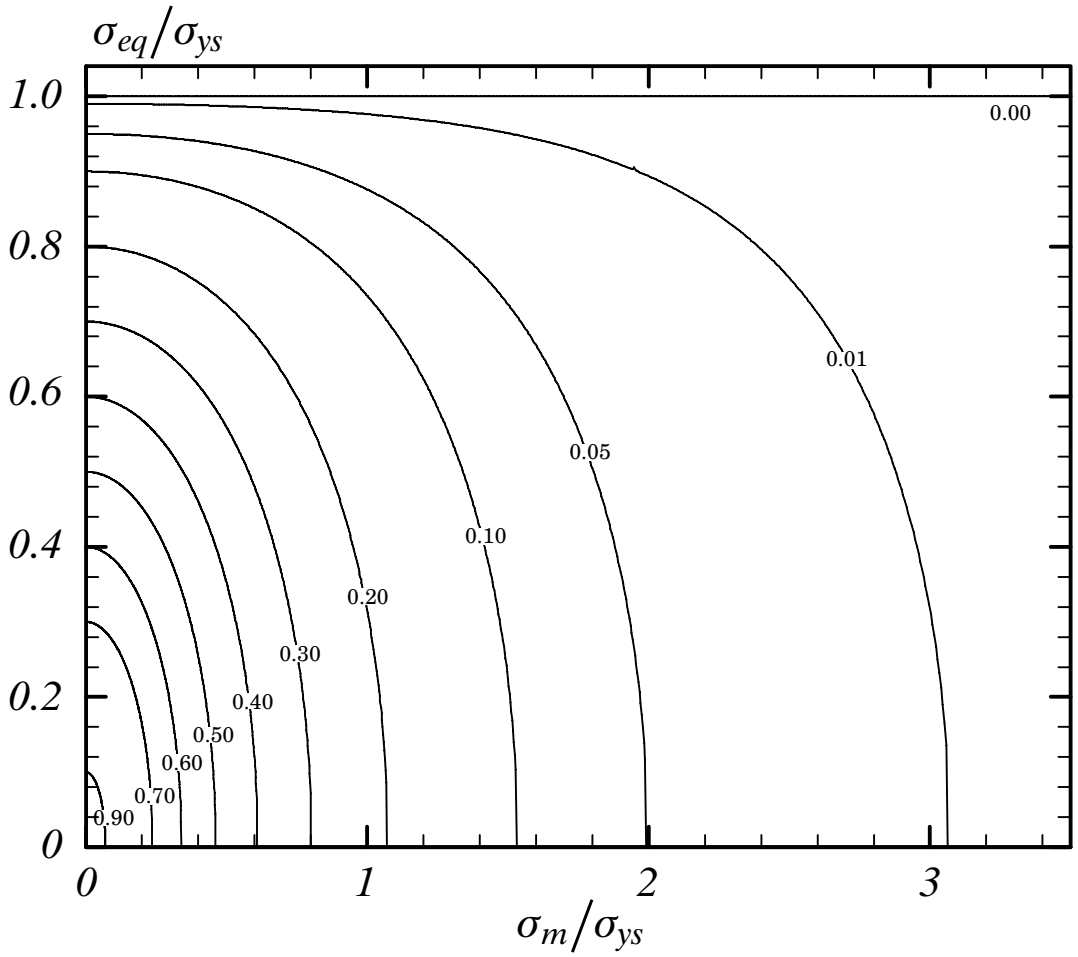



**Figura 17** *Superfície de escoamento em função da tensão hidrostática para vários valores de porosidade, f, de acordo com o modelo GT (Eq. (10)).*

O modelo GT possui um grande potencial para descrever a evolução do dano imposto ao material, avaliado através da fração volumétrica das cavidades. Entretanto o modelo de Gurson-Tvergaard não é capaz de prever a fase final de coalescimento das cavidades adjacentes durante o processo de carregamento [61,72,73]. Este modelo (GT) não incorpora em sua constituição a deformação plástica localizada do material ao redor da cavidade (fenômeno que inicia o processo de alinhamento e coalescimento das cavidades), nem permite a criação de superfícies livres de fratura explicitamente para representar o crescimento físico da trinca. Outra forte característica do modelo de células é a significante perda de resistência a partir de uma certa fração volumétrica (porosidade) e, conseqüentemente, a partir de um certo ponto as células não oferecem mais nenhuma resistência à tração.

A função de escoamento de Gurson-Tvergaard representada pela Eq. (10) não descreve realisticamente o rápido decréscimo da capacidade de carga do material para grandes frações volumétricas, o qual define o início do mecanismo de coalescência de cavidades e posteriormente a criação de novas superfícies de fratura. Tvergaard e Needleman [74] propuseram a substituição de $f$ na Eq. (10) por uma fração volumétrica modificada, $f^*$, a qual acelera o aumento da porosidade corrente quando $f = f_c$ na forma:

$$f^* = \begin{cases} f & ; \quad f \leq f_c \\ f_c + \dfrac{f_u^* - f_c}{f_f - f_c}(f - f_c) & ; \quad f > f_c \end{cases} \tag{13}$$

onde $f_f$ é a fração volumétrica final, $f_u^*$ é a fração volumétrica correspondente à capacidade de carga nula, *i.e.*, as tensões na Eq. (9) são nulas. Tvergaard e Needleman [74] também mostraram que esta condição impõe $f_u^* = 1/q_1$. Trabalhos de Brocks et al. [85] 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*) para os valores de porosidade inicial, $f_0$, normalmente usados em modelos com células computacionais ($f_0 \lesssim 0.005$). [27]

A introdução de uma função de aceleração sobre o incremento de fração volumétrica apresentada acima reproduz o mecanismo de coalescência final de cavidades mas não permite a criação de novas faces da trinca e, conseqüentemente, a sua extensão dúctil. A alternativa encontrada para solucionar este problema e gerar um modelo numérico robusto para a extensão da fratura dúctil foi proposta por Ruggieri e Dodds [66] e consiste em utilizar uma técnica numérica de extinção de elementos quando a porosidade crítica, $f_E$, for atingida em uma célula computacional. Desta forma, quando a porosidade instantânea, $f$, da célula atinge o valor crítico, $f_E$, é disparado um procedimento computacional que remove a célula do modelo e alivia os esforços nodais remanescentes no ligamento, permitindo o avanço da trinca em incrementos discretos iguais ao tamanho da célula. Dentro deste conceito, a evolução do campo de tensões no interior das células (veja Figs. 15 e 16) obedece o modelo constitutivo de Gurson-Tvergaard expresso pela Eq. (10) até $f = f_E$. A partir de experiencias numéricas [59,65,66], o valor de $f_E$ é usualmente adotado com valores de 0.15~0.25. Assim, o estágio final de localização plástica e coalescência de cavidades na região material imediatamente à frente da trinca macroscópica ocorre através da nulificação das forças residuais de forma pré-determinada. A técnica sugerida por Tvergaard [58] (*element extinction*) consiste em reduzir a força remanescente da célula em 10–20 passos discretos.

Análises numéricas conduzidas por Faleskog e Shih [64] sugerem a utilização de uma abordagem simplificada para a nulificação das forças remanescentes de uma célula extinta. Estas análises consistem em um único elemento contendo uma cavidade central, carregando-o até atingir a tensão máxima (macroscópica) aplicada, e permitindo a deformação localizada no elemento (que conduz ao coalescimento de cavidades). Os resultados obtidos por esta série de simulações demonstraram que durante o processo de deformação localizada do material, a tensão da célula (macroscópica) decai para $f = f_E$, e a deformação final da célula além de $f_E$ provoca um decaimento quase linear da tensão até anulá–la [61].

A Figura 18 ilustra o processo de extinção de um elemento unitário utilizando um modelo linear de redução de forças residuais. Tal esquema proporciona simplicidade e robustez computacional (numérica) e, ao mesmo tempo, possui forte conexão com o mecanismo físico de coalescência de cavidades e o rápido aumento de dano no material. Considere $H_0$ como o alongamento médio da célula na direção normal ao plano da trinca, como mostrado na Fig. 18(a) e ao longo da evolução do carregamento a porosidade na célula atingirá o valor crítico, $f = f_E$. Neste ponto as forças, $F_{Nc}$, correspondentes às tensões na célula (um passo de carregamento antes de sua extinção) são armazenadas e a rigidez da célula nulificada. Deste modo, 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 $H$, veja Fig. 18(b). As forças nodais, $F_{Nc}$, são reduzidas a zero de forma linear para incrementos subseqüentes de elongação $H > H_0$, como mostrado na Fig. 18(c). Conseqüentemente, para qualquer carregamento após $f = f_E$, a fração remanescente de forças nodais aplicada sobre a célula extinta é $\gamma F_{Nc}$ onde $\gamma$ é expresso por:

$$\gamma = 1.0 - \frac{\overline{H} - \overline{H}_0}{\beta(D/2)} \qquad (0 \leq \gamma \leq 1) \tag{14}$$

e $\beta$ é o fator de redução de forças nodais. Experiências numéricas geralmente permitem adotar-se $\beta = 0.2$ como valor típico.

O mecanismo de extinção de células apresentado acima cria novas superfícies de maneira controlada e elimina dificuldades numéricas em análises com grandes deformações e não linearidades. Sem este artifício numérico, os elementos de células adjacentes à trinca tornam-se progressivamente mais distorcidos com o aumento da deformação, particularmente para os tamanhos de células normalmente utilizados em modelos de fratura dúctil ($D = 50 - 200\mu m$). Observações numéricas apontam para uma severidade maior deste problema em modelos 3D, principalmente em relação ao crescimento não uniforme da frente de trinca (*crack front tunneling*). Neste caso, ocorrem severas distorções espaciais nos

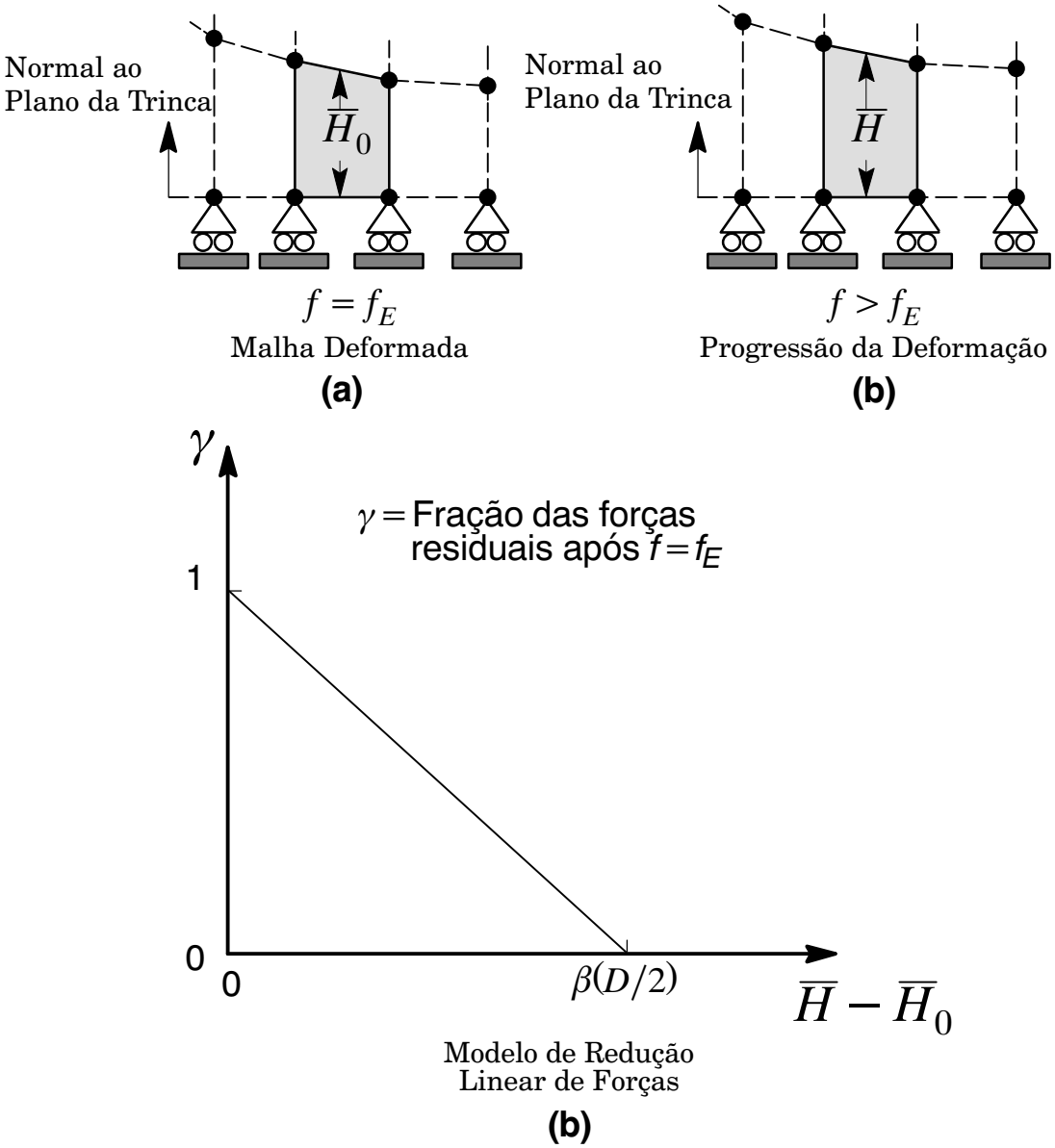



**Figura 18** *Modelo de redução de forças nodais remanescentes após a extinção de uma célula computacional. [27]*

elementos (*twisting*) o que provoca gradientes inadmissíveis de deformação, atingindo facilmente valores de Jacobianos negativos com a inevitável interrupção da análise pela falta de convergência global do sistema. Valores usuais de porosidade, provenientes de estudos numéricos [59,66], para definir a posição da ponta da trinca (ao decorrer do aumento do carregamento), estão situados em torno de $f = 0.1$. Este valor possui caráter "operacional" situado à frente de trinca na fronteira da região de máxima tensão, mas fora da região altamente danificada

($f \gtrsim 0.15$) onde, praticamente, a célula não suporta mais carga e o modelo GT não consegue descrever com precisão o comportamento do material.

As análises numéricas de propagação estável (regime dúctil) de sólidos e estruturas contendo trincas são realizadas através do código não linear de elementos finitos WARP3D [84]. As características centrais do código incluem: (1) implementação dos modelos constitutivos de Von Mises e Gurson-Tvergaard utilizando teoria de grandes deformações; (2) extinção de células utilizando o modelo linear de redução de forças nodais; (3) redução automática do incremento de carga (*load step*) baseado na taxa de dano material na célula e (4) determinação da integral $J$ através de procedimentos numéricos utilizando integrais de domínio.

### *4.1.2 Aspectos Gerais da Calibração dos Parâmetros Computacionais*

Idealmente, na zona de processo de fratura dúctil, as cavidades são nucleadas nas inclusões de maior tamanho pela decoesão e/ou fraturamento da própria partícula [28,86]. Entretanto, em aços microligados modernos, o nível de inclusões é baixo e a ocorrência de inclusões alongadas (tipo MnS) é praticamente inexistente, desta forma reduzindo o número de sítios para a nucleação de cavidades durante o processo de fraturamento. Todavia, o emprego de elementos de liga formadores de partículas de segunda fase (*e.g.*, carbonetos e carbonitretos) gera uma grande quantidade de partículas finamente dispersas na matriz. Embora o diâmetro seja muito menor que as inclusões não metálicas, estas partículas também podem atuar como nucleadores de cavidades. Evidentemente, nem todas as partículas de segunda fase e inclusões irão gerar novas cavidades, e nem todas as cavidades surgirão devido aos carbonetos e inclusões.[12]

No presente contexto, um dos ingredientes centrais da metodologia micromecânica apresentada é a calibração dos parâmetros $D$ (tamanho da células) e $f_0$ (fração volumétrica inicial) associados diretamente às células computacionais que incorporam o modelo constitutivo de Gurson-Tvergaard [57,58]. Estes parâmetros governam o modelo de células computacionais e, conseqüentemente, controlam a resposta dúctil do material. Necessariamente estes parâmetros devem ser calibrados a partir de dados experimentais, que geralmente são obtidos a partir

de ensaios de fratura de corpos-de-prova C(T) e SE(B). A Fig. 19 apresenta o efeito genérico dos parâmetros $D$ e $f_0$ sobre as *Curvas R* $(J - \Delta a)$. Fixando o valor da porosidade inicial, $f_0$ e atribuindo valores crescentes de $D$, a Integral $J$ necessária para produzir uma mesma extensão dúctil aumenta, $\Delta a$, como mostra esquematicamente a Fig. 19(a). Por outro lado, para $D$ fixo, e valores decrescentes de $f_0$ produzem valores de Integral $J$ maiores para produzir uma mesma extensão dúctil, $\Delta a$, como mostra a Fig. 19(b). Estes parâmetros têm pequeno efeito sobre o valor de $J$ para iniciação da trinca, $J_{Ic}$. A interpretação física deste comportamento decorre diretamente da consideração do trabalho de fraturamento da célula computacional. Dentro do presente contexto, o aspecto mais importante, entretanto, é a existência de diversos pares $(D, f_0)$ que produzem a mesma *Curva R* (claramente mostrada pela Fig. 19), o que torna o método de calibração destes parâmetros um processo em duas etapas. Entretanto, experiências numéricas demonstram que existe uma faixa pequena de pares $(D, f_0)$ que fornece boas correlações entre as previsões numéricas e os dados experimentais [27,66,61].

Porém, requisitos computacionais impõem certas restrições sobre a determinação mais adequada do tamanho da célula: (1) $D$ deve ser representativo do espaçamento médio das (grandes) inclusões responsáveis pela nucleação das cavidades; (2) as *Curvas R* numéricas (previsão) escalam quase proporcionalmente com $D$ para valores fixos de $f_0$; (3) o mapeamento de um elemento finito por célula deve fornecer resolução adequada do campo de tensões e deformações dentro da ZPFD e no material adjacente à região da frente da trinca; (4) detalhes do modelo constitutivo de dano (modelo de Gurson-Tvergaard [57,58]); (5) propriedades do elemento finito utilizado. A partir de observações e experiências numéricas [66,84,95], verificou-se que os valores de $D$ para aços ferríticos situam-se em torno de 50~200 μm. Esta faixa de valores satisfaz o requisito (1) e, ao mesmo tempo, fornece resolução satisfatória do campo de tensões e deformações, como requerido em (3), após a iniciação e crescimento da trinca. [27]

Cada mudança em $D$ requer a construção de uma nova malha de elementos finitos. Tais malhas não são triviais em sua construção e o esforço de calibração é significantemente reduzido fixando-se $D$ no início do processo de calibração e

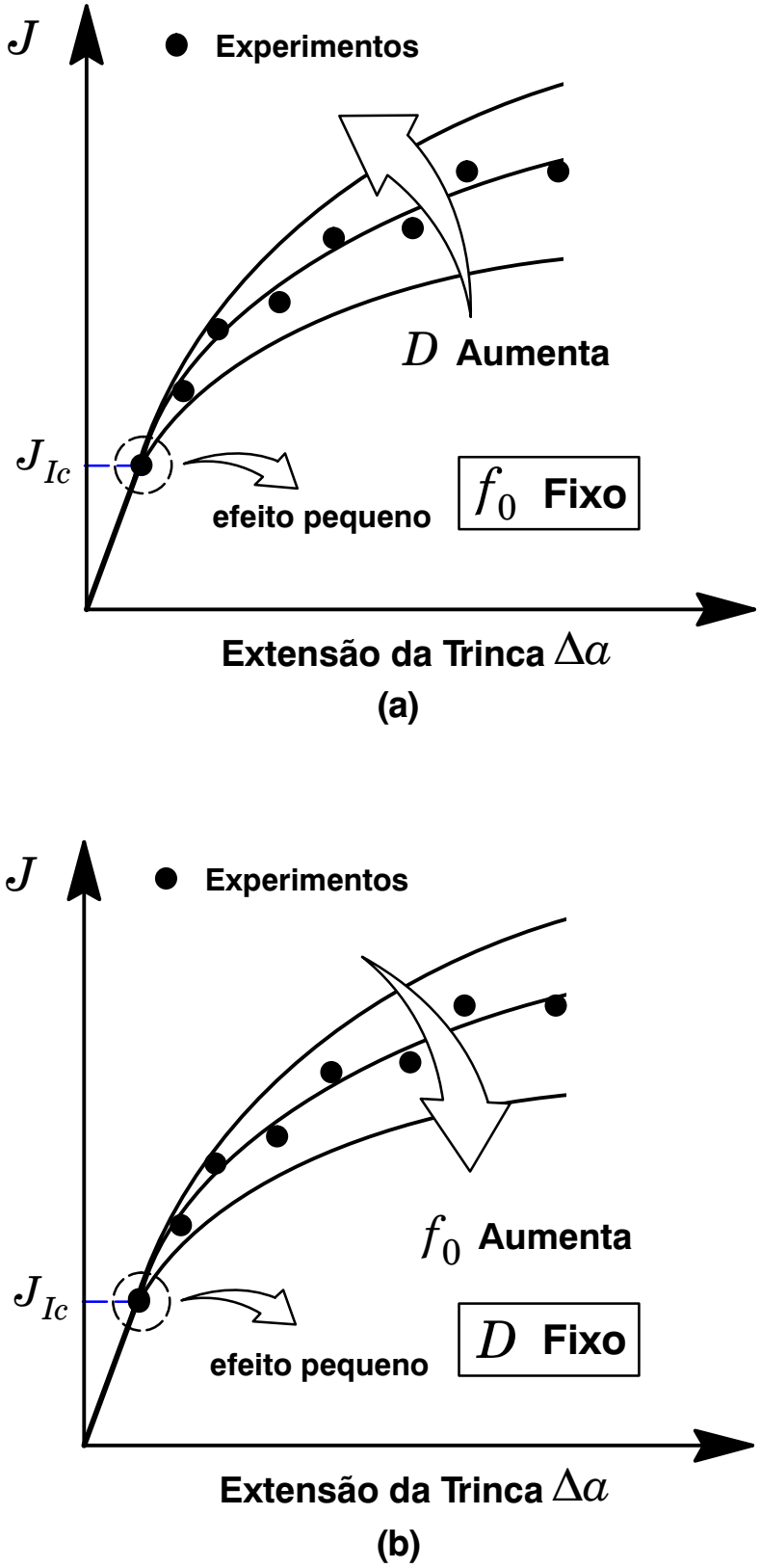



**Figura 19** *Efeitos dos parâmetros D e $f_0$ sobre as curvas de resistência J-Δa ilustrando o processo de calibração destes parâmetros. [27]*

determinando somente o valor de $f_0$. Com o valor de $D$ fixo para o modelo, o processo de calibração prossegue focalizando somente na determinação do valor da porosidade inicial, $f_0$, que produz o melhor ajuste aos dados experimentais. Para capturar adequadamente o micromecanismo operativo de fratura acoplado ao elevado gradiente de tensões à frente da trinca em propagação, o processo de calibração deve preferencialmente utilizar amostras de fratura pré-trincadas. Em geral, são utilizados corpos-de-prova SE(B) ou C(T) com suficiente espessura e com trinca profunda ($a/W \approx 0.5$).

### *4.1.3 Comportamento de Células Unitárias Sob Deformação Uniaxial*

Análises do modelo micromecânico para fratura dúctil utilizando células unitárias sob deformação uniaxial fornecem resultados que auxiliam o entendimento da resposta do modelo constitutivo de Gurson-Tvergaard [57,58] e suas implicações sobre comportamento dúctil de componentes estruturais contendo uma trinca. Os modelos de células unitárias representam, aproximadamente, as condições em Modo I de deformação que dominam na região próxima à ponta da trinca de corpos-de-prova de fraturas padronizados (*e.g.*, C(T)s com $a/W = 0.5 \sim 0.6$).

Xia e Shih [59] investigaram os estados de tensões em regiões imediatamente à frente da trinca em propagação sob estado plano de deformações para configurações com alta triaxialidade de tensões. Estes resultados indicam que análises sobre os estados de deformação uniaxial podem fornecer boa caracterização das condições *médias* na região da ponta da trinca. Logo, análises de uma célula unitária fornecem suporte para um melhor entendimento da resposta elasto-plástica do modelo GT. O modelo de célula unitária possui a capacidade de mostrar de forma bastante clara [27] a perda de capacidade de carga do material associada ao crescimento de cavidades como previsto pelo modelo GT. Adicionalmente, os potenciais efeitos da aceleração da taxa de crescimento de cavidades (Eqs. 11 e 12) podem ser quantificados de forma bastante simples.

As propriedades mecânicas para o material da matriz da célula obedecem à curva de tensão-deformação real do API 5L-X60 (os dados completos do aço API 5L-X60 são apresentados na seção 5). A função de aceleração da taxa de

crescimento de cavidades para elevadas deformações plásticas segue o modelo de distribuição normal das Eqs. (11) e (12) com diferentes valores atribuídos aos parâmetros de nucleação, $\epsilon_N$, $s_N$ e $f_N$, utilizados nas análises. Valores fixos de $\epsilon_N$, $f_N$ e pequenos valores do desvio padrão, $s_N$, restringem a nucleação de novas cavidades sobre faixas estreitas de deformação plástica [27]. Para valores suficientemente elevados de $\epsilon_N$, o processo de aceleração torna-se ativo somente *após* o nível de deformações plásticas correspondentes ao desenvolvimento das tensões máximas na célula. Sob esta condição, a porosidade inicial ($f_N$) e as propriedades mecânicas da célula determinam a tensão (macroscópica) máxima ($\sigma_Y^{\max}$) atingida. A *rigidez* da célula, governada pela tensão máxima, é o fator central na determinação da resistência à fratura para o material [59,74,75] e não deve ser influenciada pelo procedimento de aceleração de crescimento de cavidades.

A Fig. 20 mostra a resposta elasto-plástica da célula unitária em termos da tensão-deformação macroscópica e da porosidade sem a nucleação secundária ativada. As Figs. 21 e 22 mostram a resposta da célula unitária com a nucleação secundária ativada com valores de deformação plástica média $\epsilon_N = 0.10$ e 0.75 e com parâmetro $s_N = 0.01$. A tensão máxima (tensão de pico) na célula ocorre sob níveis de deformação plástica insuficientes para iniciar o processo de aceleração de crescimento de cavidades e, conseqüentemente, permanece inalterada para estes diferentes parâmetros de nucleação. Para deformações plásticas na matriz $\bar{\epsilon}_p \approx 0.3\text{-}0.4 \times \epsilon_N$, a aceleração do crescimento de cavidades domina a resposta da célula; neste caso, ocorre um decréscimo acentuado da tensão macroscópica ao mesmo tempo em que a porosidade aumenta rapidamente. Tais resultados também demonstram o efeito acentuado do parâmetro $f_N$ sobre a amplitude da taxa de aceleração de crescimento de cavidades na Eq. (12). A Fig. 23 apresenta a resposta elasto-plástica da célula unitária para o parâmetro $s_N = 0.05$, novamente com diferentes valores da deformação plástica média $\epsilon_N = 0.1$. Neste caso, o início da aceleração da taxa de crescimento de cavidades ocorre sob valores inferiores da deformação plástica $\bar{\epsilon}_p$; além disto, a utilização da deformação plástica média $\epsilon_N = 0.1$ provoca um decréscimo da tensão máxima indicando,

portanto, um valor inaceitável para este parâmetro. A Fig 23 mostra o efeito "suavizador" de valores crescentes do parâmetro $s_N$ – o processo de aceleração desenvolve-se sobre uma faixa mais ampla de deformações plásticas $\bar{\epsilon}_p$.

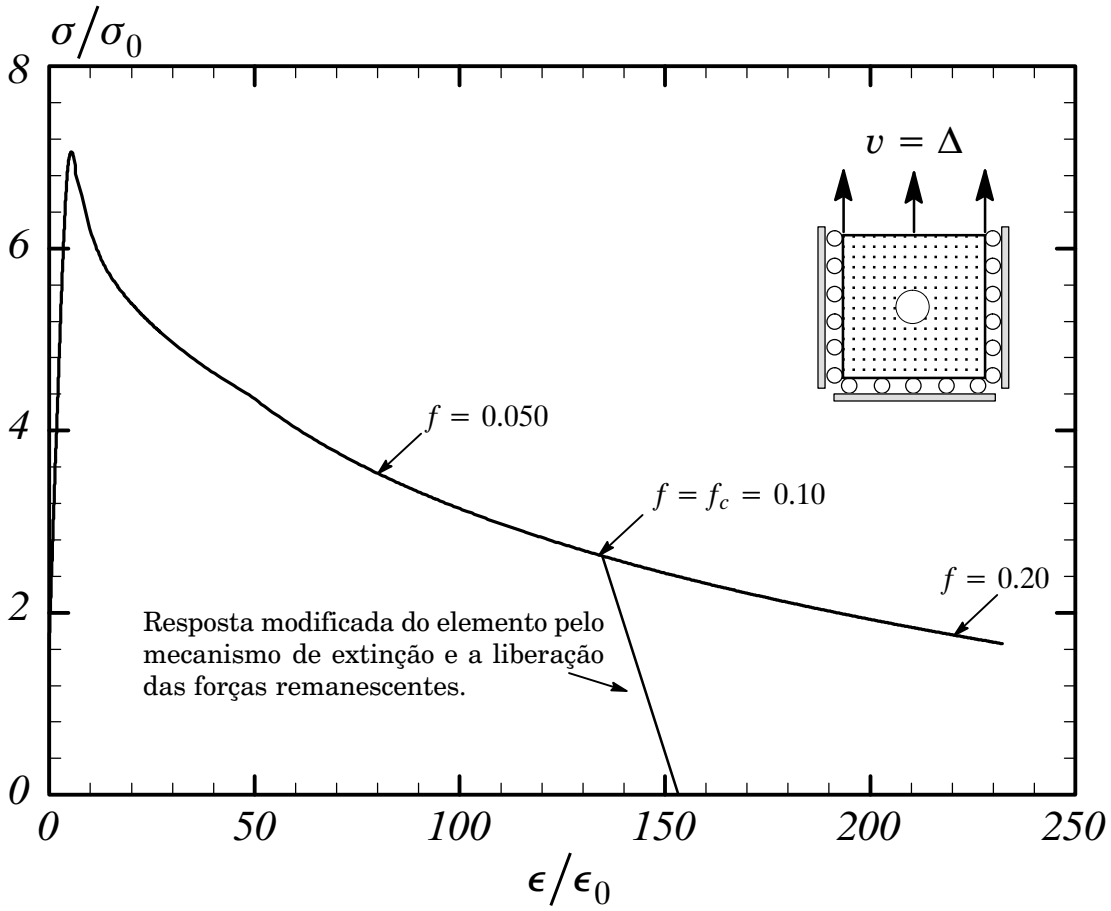



**Figura 20** *Resposta tensão-deformação para uma célula computacional unitária sob deformação uniaxial para o aço API 5L-X60.*

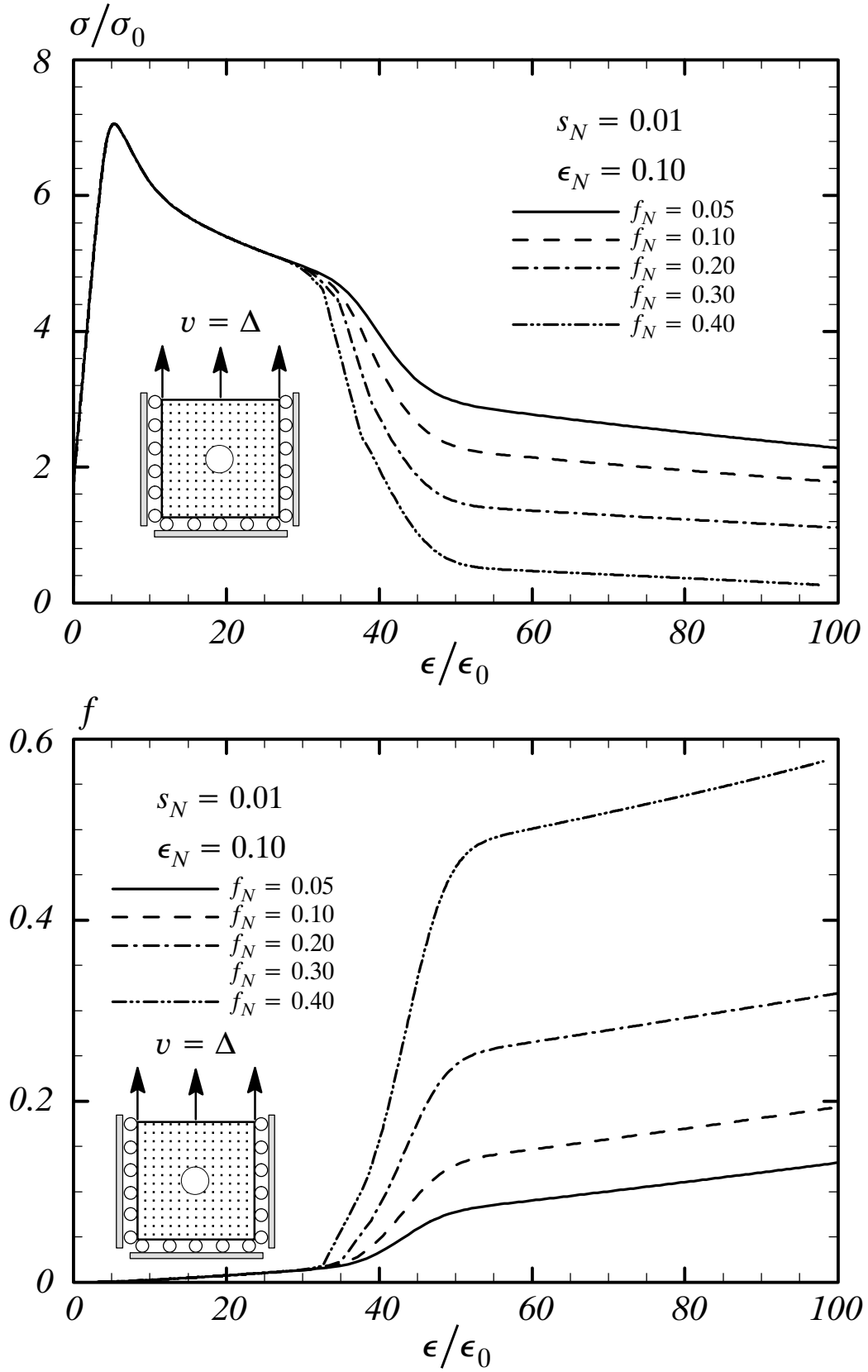



**Figura 21** *Resposta de uma célula computacional unitária sob deformação uniaxial para o aço API 5L-X60 utilizando nucleação sencundária, utilizando os parâmetros $S_N$=0.01 e $\varepsilon_N$=0.10.*

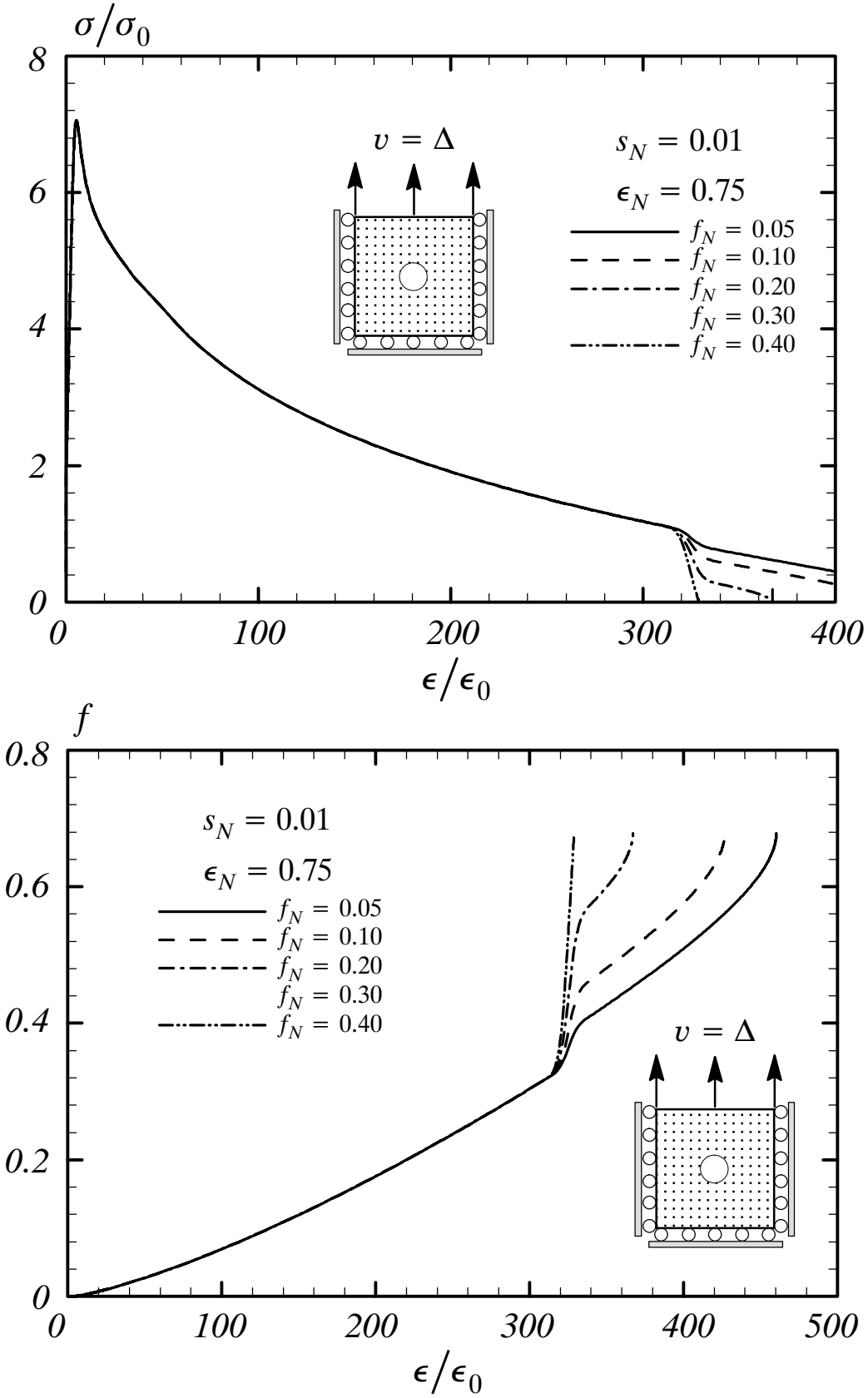



**Figura 22** *Resposta de uma célula computacional unitária sob deformação uniaxial para o aço API 5L-X60 utilizando nucleação secundária, utilizando os parâmetros $S_N$=0.01 e $\varepsilon_N$=0.75.*

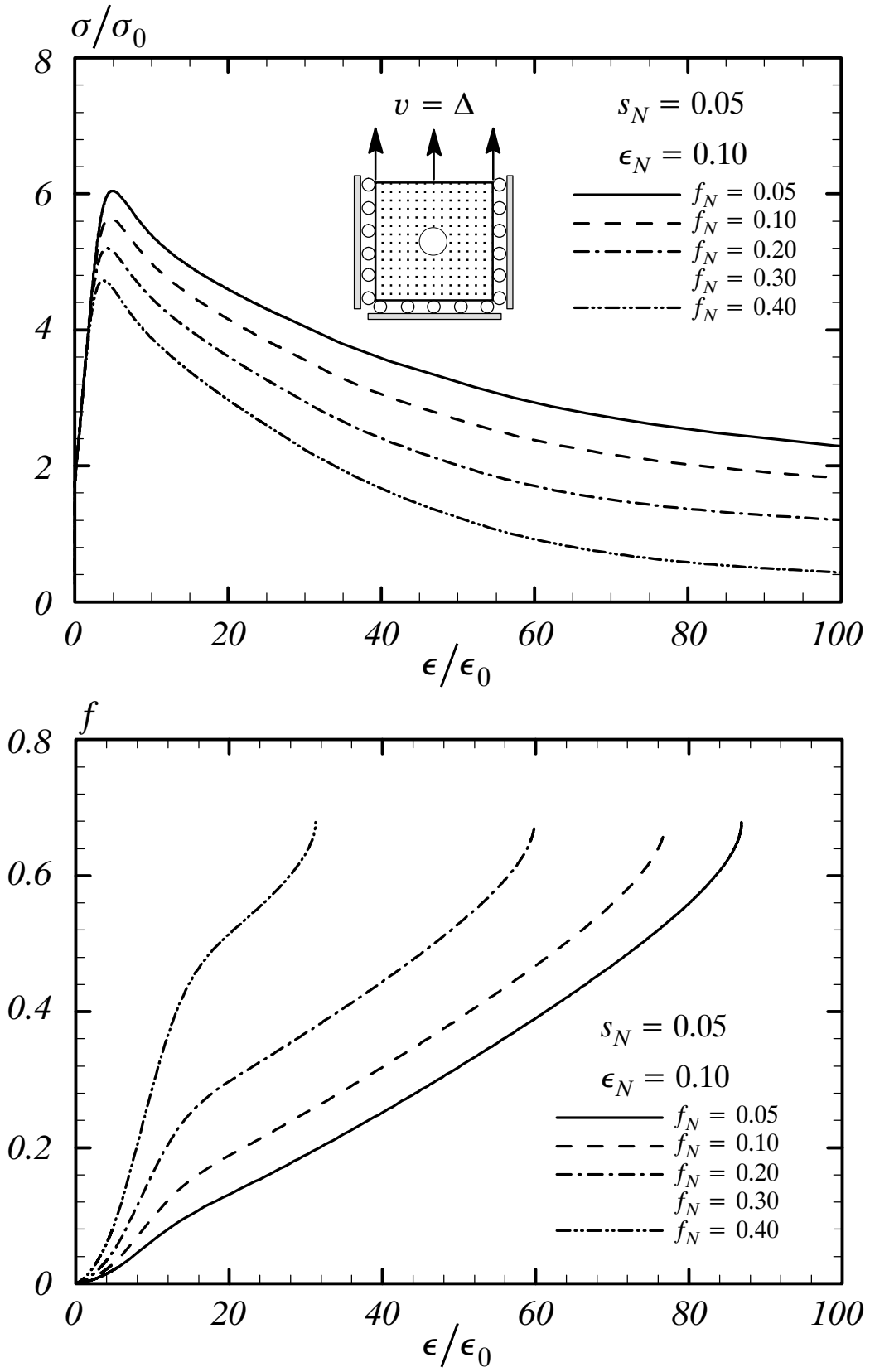



**Figura 23** *Resposta de uma célula computacional unitária sob deformação uniaxial para o aço API 5L-X60 utilizando nucleação secundária, utilizando os parâmetros $S_N$=0.05 e $\varepsilon_N$=0.10.*

## 4.2 Critério do Ângulo de Abertura da Ponta da Trinca (CTOA)

Várias investigações foram realizadas [76,77,78] no desenvolvimento de critérios de fratura aplicados em análises por meio do método dos elementos finitos, para previsão do crescimento de trinca em *Modo I* de carregamento. Alguns pesquisadores propuseram critérios baseados na tensão ou deformação na ponta da trinca, ângulo de abertura da ponta da trinca (*Crack-Tip Opening Angle*, CTOA) ou abertura da ponta da trinca (*Crack-Tip Opening Displacement*, CTOD), *Integral J*, etc. Destas metodologias, o CTOA apresentou resultados bastante precisos na modelagem de extensão estável de fraturas [79]. Observações experimentais [77,79,80] e experiências numéricas [62,81,82] mostram que após um pequena propagação de trinca o valor do CTOA tende a ser constante, viabilizando sua aplicação em métodos numéricos (*e.g.*, elementos finitos) para previsão de crescimento de trincas.

Trabalhos realizados por Dawicke et al. [79], utilizando o conceito de CTOA crítico para prever o comportamento à fratura de chapas finas de ligas de alumínio obtiveram resultados promissores. O processo de fraturamento em chapas metálicas de espessura reduzida inicia-se com o arredondamento da ponta da trinca, seguida por um crescimento estável. Desta forma, a trinca se propaga de forma estável, suportando carregamento crescente até que seja atingido um ponto crítico, onde a estrutura falha catastroficamente. O conceito do CTOA crítico assume que ocorrerá extensão de trinca quando o ângulo formado pelos flancos da trinca, com origem na ponta da trinca, atinge um valor crítico. Estudos adicionais realizados por Newman et al. [82] e Dawicke et al. [62] mostram que após um período de transição o valor crítico torna-se constante (ou praticamente constante). Adicionalmente, observou-se um severo tunelamento nas amostras C(T) e M(T) durante o período de transição; entretanto, o valor crítico para ambos os corpos-de-provas foram praticamente os mesmos. Mais além, estes estudos indicam que o CTOA é constante para toda a espessura da parede, imediatamente após um pequeno período transição. Isto indica que para análises 2D em estado plano de deformação a transição pode ser desconsiderada [79].

Em complemento e suporte aos argumentos apresentados, Dawicke et al. [62], utilizando técnicas fotográficas de alta resolução e processamento de imagens, demonstrou experimentalmente que o valor crítico do CTOA é bastante próximo de constante e que os valores encontrados para corpos-de-prova, de diversas espessuras, C(T) e M(T) são praticamente os mesmos. A Fig. 24 mostra uma fotografia com os ângulos (CTOA) obtida por Dawicke et al. [62]. Tais observações e argumentos dão suporte a aplicação do critério em análises de elementos finitos para a previsão do comportamento à fratura de materiais dúcteis. Outro argumento favorável à utilização do CTOA é a menor dependência da malha (principalmente se comparado ao modelo de células) e o menor esforço computacional, pois este critério é basicamente geométrico, não necessitando de resolução de equações não lineares internas ao modelo. Por outro lado, fazem-se necessárias investigações mais detalhadas sobre esta metodologia, por ser um critério que recentemente têm sido explorado numericamente e a grande maioria das aplicações foi para chapas finas de alumínio.

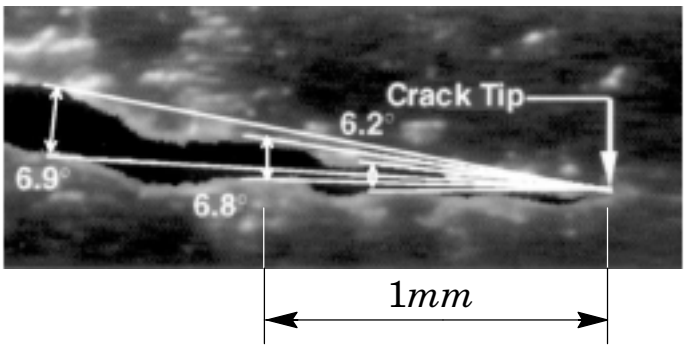



**Figura 24** *Imagem de vídeo de um rasgamento dúctil em uma chapa fina em liga de alumínio obtida por Dawicke et al. [62].*

### *4.2.1 Modelagem da Extensão Dúctil de Trincas Através do CTOA*

Newman et al. [83], Dawicke et al. [79], através de análises 2D em estado plano de deformações, Dawicke et al. [62] e Gullerud et al. [41], utilizando análises 3D, mostraram a capacidade do critério CTOA para predizer o comportamento de estruturas com defeitos. Os parâmetros governantes do modelo, *i.e.*, as grandezas que influenciam mais significativamente o modelo são os ângulos críticos de iniciação, $\theta_I$, e propagação $\theta_R$. A utilização deste parâmetros são suportados pelos

trabalhos de Newman et al. [83] e Dawicked et al. [62,79], onde apartir de observações experimentias notou-se que o valor do ângulo da ponta da trinca (CTOA) crítico possui valores mais elevados no começo da extensão dúctil de trinca e é precedido de um rápido decréscimo, ao longo do carregamento até atingir um valor constante inverior ao inicial.

Os primeiros resultados gerados por análises elasto-plásticas através do métodos dos elementos finitos, sob estado plano de deformações, indicaram que o valor do CTOA é maior no começo do rasgamento dúctil e decresce ao longo da extensão da trinca até atingir um valor constante do ângulo crítico [82]. Apesar das análise 2D mostrarem boa concordância com os dados experimentais, o processo de fraturamento é 3D. Códigos modernos de elementos finitos [84] podem simular de forma eficiente e precisa o comportamento à fratura utilizando o critério CTOA com a adição de mais alguns parâmetros computacionais (para maiores detalhes veja ref. 84).

A Figura 25 mostra um modelamento típico de elementos finitos 2D (estado plano de deformação) para o uso do critério do CTOA crítico. Os nós que estão restringidos definem o plano de simetria e o ligamento remanecescente da trinca. Os nós restantes, não restringidos, definem a face da trinca; o valor do CTOA é medido entre o nó da ponta da trinca (primeiro nó do ligamento) e os nós não restringidos adjacentes. O crescimento da trinca através da liberação da restrição do nó da ponta da trinca ocorre quando o valor do ângulo entre os nós (CTOA) atinge um valor crítico. Após a liberação da restrição do nó, automaticamente a ponta da trinca torna-se o próximo nó restringido (veja Fig. 25, nó *c*).

Contudo, em análises 3D a complexibilidade aumenta sensivelmente, mesmo para crescimentos limitados em *Modo I* puro. Numericamente, a noção de "ponta da trinca generalizada" para a frente de trinca pode gerar um ciclo infinito (*loop* infinito). Simulações tridimensionais de crescimento de trinca se comportam como múltiplas trincas 2D crescendo simultaneamente formando a frente de trinca.

Para resolver o problema 3D descrito acima, Gullerud et al. [41] propuseram a utilização do conceito de nós vizinhos para definir a frente de trinca ao longo do

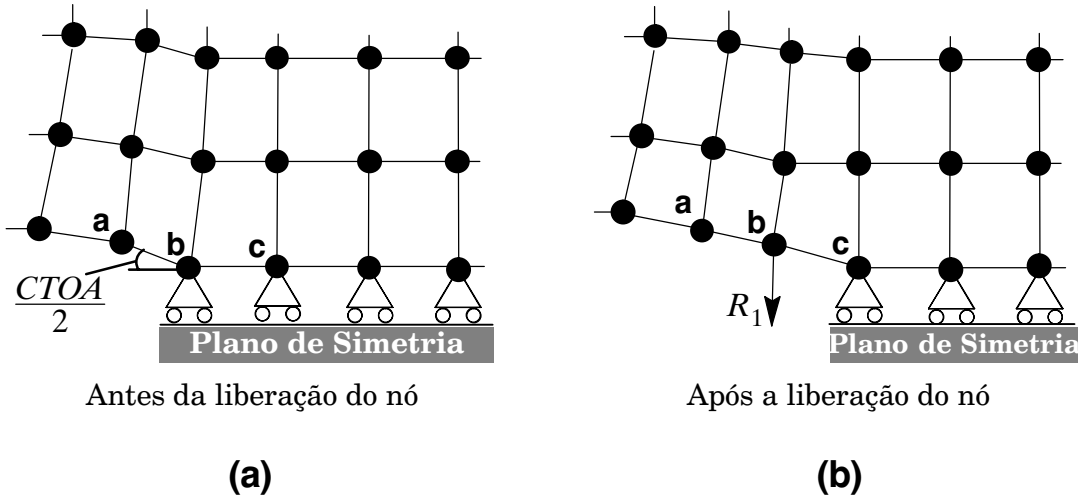



**Figura 25** *Extensão de trinca em Modo I pelo mecanismo de liberação de nós utilizando o CTOA em 2D.*

crescimento do defeito e formular um mecanismo generalizado para análises 3D, onde a vizinhança "nodal" compreende todos os nós dos elementos que formam a ponta da trinca. Este artifício proporciona uma forma robusta de computar os valores de CTOA para cada nó da frente de trinca; e da mesma forma que em 2D os nós não restringidos formam a superfície da face da trinca. Este mecanismo detecta automaticamente a frente de trinca inicial em evolução, minimizando a quantidade de informações necessárias ao modelo.

Complementarmente, Gullerud et al. [41] propuseram um mecanismo simplificado de extensão de trincas 3D, utilizando o critério CTOA, para configurações de trincas passantes com crescimento de trinca uniforme. Neste caso, o avanço da trinca está definido por apenas um nó, normalmente conhecido como nó mestre. Desta maneira, quando o CTOA atinge o valor crítico no nó mestre, todos os nós que pertencem à frente da trinca são automaticamente liberados. Tipicamente, o nó mestre é definido no centro do modelo (situado na frente de trinca) para que o controle do crescimento não seja afetado pelas condições de contorno ou por efeitos de fronteira. A utilização do nó mestre é bastante útil em análise de corpos-de-prova onde há pouco tunelamento de trinca, *e.g.*, configurações como SE(B) ou C(T), especialmente as com entalhe lateral (*side groove*). A Figura 26 mostra um modelamento usual 3D utilizando a liberação de

nós para uma amostra com crescimento de trinca constante, onde $L$ denota a distância de medição para o ângulo da ponta da trinca (CTOA).

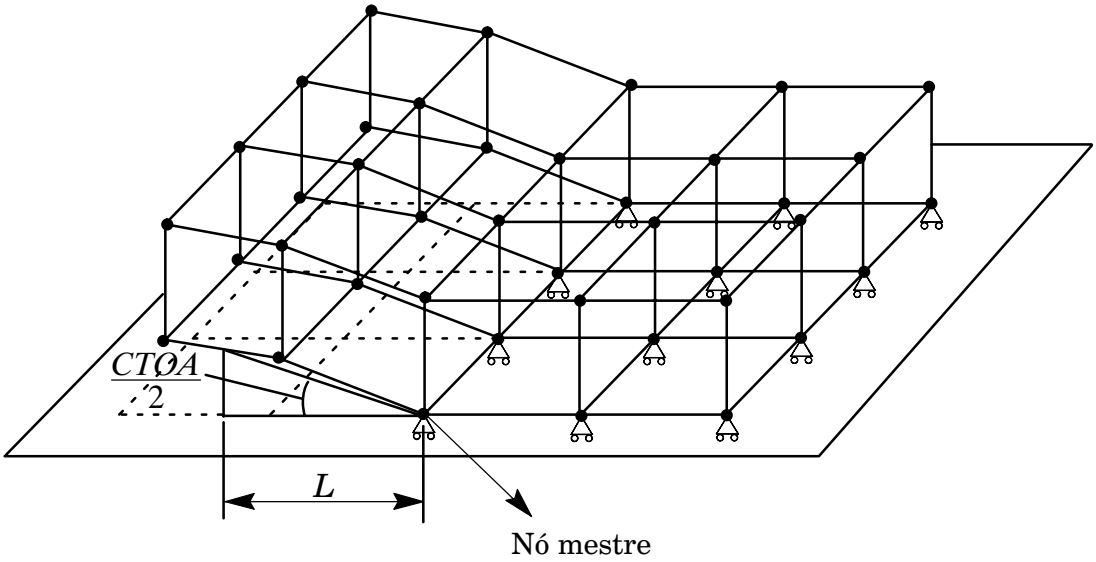



**Figura 26** *Mecanismo de crescimento constante de trinca utilizando CTOA para modelamentos 3D.*

### *4.2.2 Limitações de Malha*

Análises 3D de extensão dúctil utilizando o critério CTOA geralmente exibem problemas significativos com relação ao aspecto geométrico do elemento. Diferente do modelo de células, onde as grandezas geométricas influenciam o modelo de forma generalizada e quase que somente os valores das porosidades, a abordagem pelo CTOA apresenta grandes distorções nos resultados em função da relação dos comprimentos dos lados do elemento, ou seja, para um mesmo elemente pode-se obter mais de um único valor de ângulo crítico. Tal problema é apresentado no trabalho de Gullerud et al. [41]; neste trabalho foram conduzidas duas análises para um corpo-de-prova SE(B), uma com uma malha mais refinada com razão de aspecto do elemento de 1:1 e outra menos refinada com razão de aspecto de 1:2. A Fig. 27 mostra duas análises conduzidas para a amostra SE(B) com diferentes razões entre os lados dos elementos. A Fig. 27(a) apresenta a evolução da trinca utilizando elementos com relação entre os lados (razão) de 1:1 e a Fig. 27(b) com razão de 1:2, ambas para o mesmo passo de carregamento. As previsões de trincas

para os dois modelos apresentaram tunelamento na região central (próximo ao plano de simetria) do corpo-de-prova. Entretanto, o crescimento da trinca obtido pela malha mais refinada (Fig. 27(a)) apresenta-se mais suave e com maior concordância com os resultados experimentais.[41]

As distorções e erros geradas pelo modelo com razão de aspecto de 1:2 estão associadas puramente com a geometria do elemento deformado (veja Fig. 27(b)), pois os ângulos formados pelos vértices do elemento são diretamente proporcionais ao comprimento do lado referido. Estes efeitos são mais significativos no tunelamento da trinca, pois este ocorre na direção da espessura da amostra (perpendicular à direção de crescimento da trinca). Por outro lado, apesar desta limitação de malha, os procedimentos numéricos atuais implementados nos códigos de elementos finitos [84] não apresentam maiores limitações em relação ao tamanho do elemento entre modelos, isto é, pode-se calibrar os valores críticos do CTOA com um tamanho de elemento e utilizar os mesmos valores em outros modelos com tamanho dos elementos diferente do primeiro [41,62,79]. Entretanto, deve-se salientar que o tamanho da malha deve ser adequado para capturar com precisão os campos de tensão/deformação e respeitar a relação dos lados dos elementos em torno de 1:1.

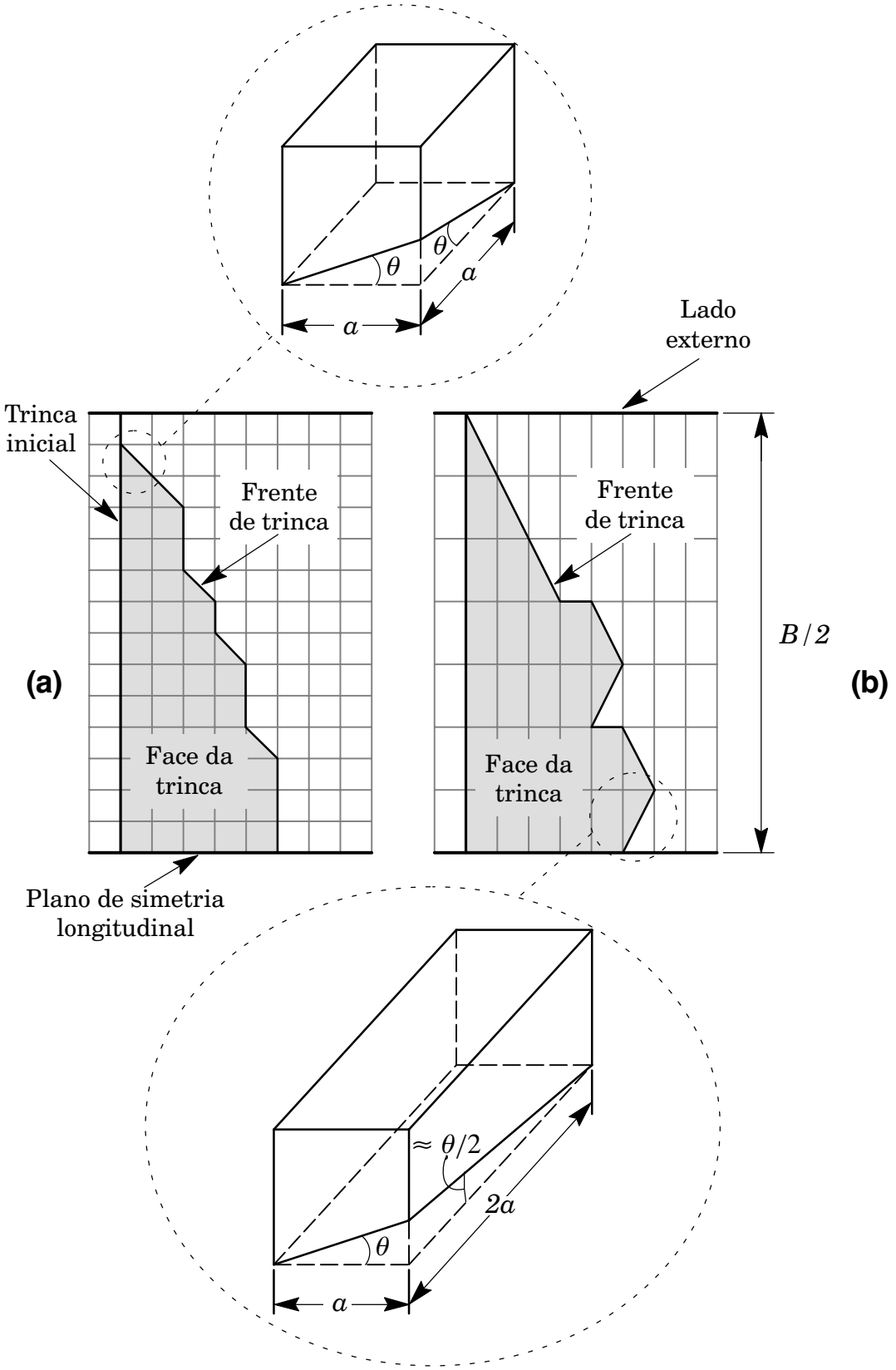



**Figura 27** *Efeitos do refinamento de malha sobre a evolução da trinca utilizando CTOA 3D: (a) malha com razão de aspecto do elemento de 1:1, (b) malha com razão de aspecto do elemento de 1:2.[41]*

# MEDIÇÕES EXPERIMENTAIS 5

Para investigar o comportamento de dutos contendo falhas axiais foi realizada uma série de testes de ruptura em dutos em escala real (ensaio hidrostático) para dois aços comumente empregados na construção de sistema dutoviários, estes aço são: API 5L-X60 e API 5L-X70. Os ensaios conduzidos para o aço API 5L-X60 estão inseridos no programa de integridade estrutural da PETROBRÁS e inclui corpos-de-prova contendo trincas internas e externas com diferentes geometrias. As geometrias das trincas e os corpos-de-provas serão denotados pelas suas respectivas dimensões, *i.e.*, os espécimes serão nomeados pelo tamanho de suas trincas representadas pela profundidade da trinca e comprimento, $a \times 2c$. A Fig. 28 mostra, de forma esquemática, as dimensões de uma duto com trinca externa.

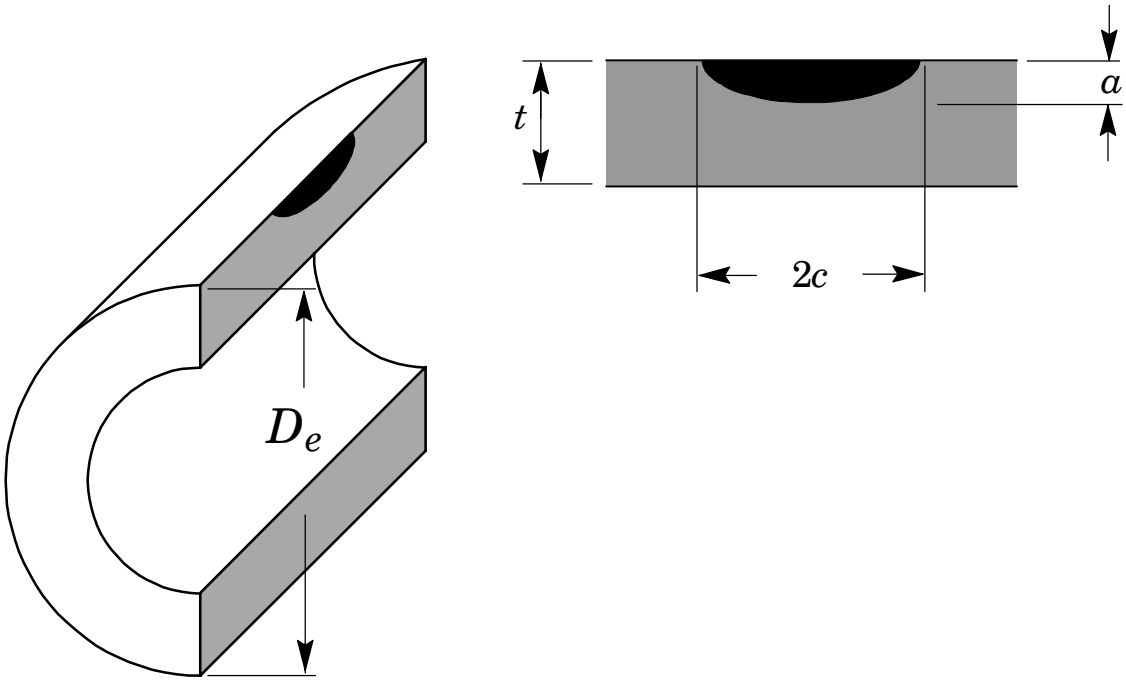



**Figura 28** *Corpo-de-prova (duto) utilizado nos testes de pressão de colapso.*

## 5.1 API 5L-X60

Os corpos-de-prova construídos em aço API 5L-X60 possuem diâmetro externo de 508 $mm$ (20”), espessura da parede de 15.8 $mm$ e comprimento de 3 $m$ [87]. Foram conduzidos ensaios com trincas de $3\times60$, $7\times140$ e $10\times200$ $mm$, localizadas internamente e externamente aos dutos, sendo importante salientar que estas amostras possuem relação $a/2c = 0.05$. As trincas foram geradas através de um processo de eletro-erosão, entretanto, o defeito inicial não foi submetido a uma ciclagem de pressão para a propagação da trinca por fadiga. Todavia, a alta precisão do processo de eletro-erosão permite utilizar os dutos nos ensaios sem propagação por fadiga. Adicionalmente, este programa experimental monitorou os defeitos durante o carregamento utilizando a técnica de pulsos ultra-sônicos [88]. A Tabela 1 mostra os resultados dos testes hidrostáticos realizados para todos os corpos de provas e a Fig. 29 mostra o monitoramento do crescimento da trinca em função da pressão para dois dutos ensaiados com trincas internas: $3\times60$ e $7\times140$.

**Tabela 1:** *Pressões de colapso medidas a partir dos ensaios hidrostáticos para os dutos em aço API 5L-X60 [88]*

| $a \times 2c$ (mm) | $a/t$ | **Trinca Interna** | **Trinca Externa** |
|---|---|---|---|
| | | $P_B$ (MPa) | $P_B$ (MPa) |
| $3\times60$ | 0.19 | 33.0 | 31.5 |
| $7\times140$ | 0.44 | 27.5 | 25.0 |
| $10\times200$ | 0.63 | 22.0 | 21.0 |

Corpos-de-prova de tração, de seção retangular (ASTM A370 [89]), com espessura de 13 $mm$ foram extraídos diretamente dos dutos na orientação circunferencial para a medição das propriedades mecânicas. O material ensaiado apresenta 483 $MPa$ de limite de escoamento ($\sigma_{ys}$) na temperatura ambiente (20 °C) e encruamento de moderado para baixo ($\sigma_u/\sigma_{ys} \approx 1.24$, onde $\sigma_u$ é o limite de resistência). A Tabela 2 mostra a composição química do material e a Tabela 3 sumariza as propriedades mecânicas do API 5L-X60. A Figura 30 mostras as curvas tensão-deformação de engenharia e real obtidas pela média de seis

corpos-de-prova para o aço testado. Outras propriedades mecânicas foram obtidas: módulo de elasticidade, $E = 216GPa$ e o coeficiente de Poisson, $\nu = 0.3$.

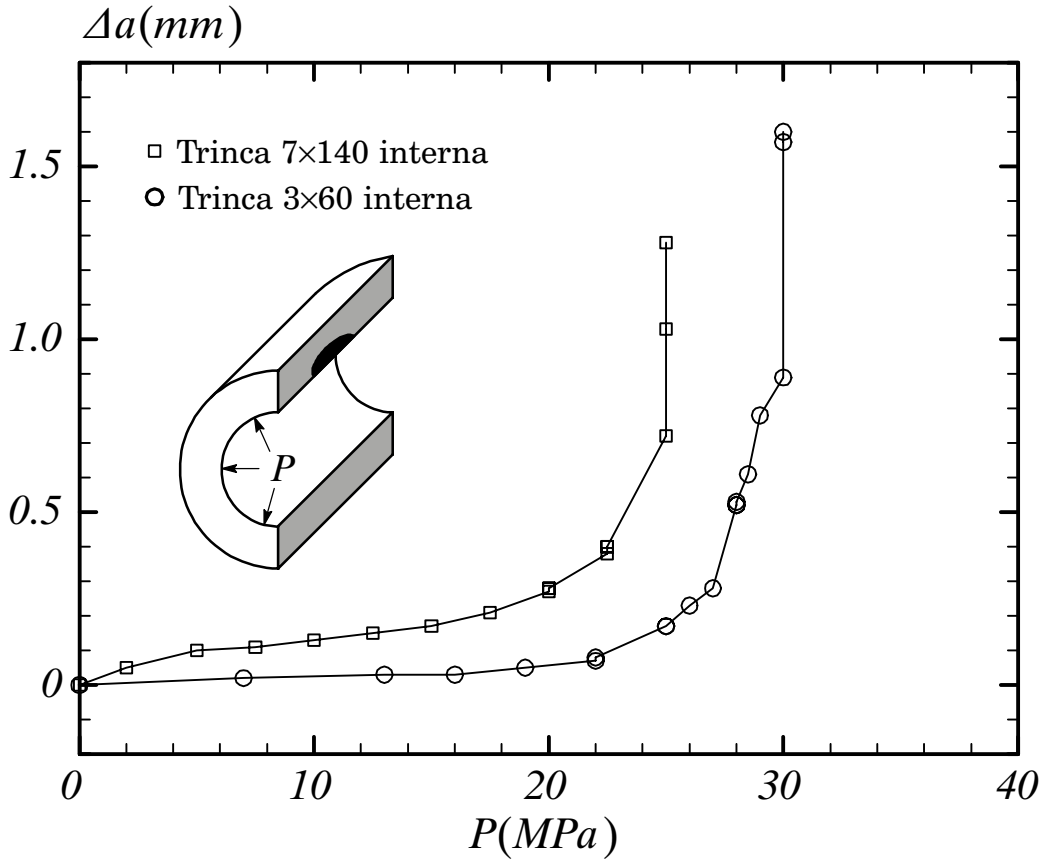



**Figura 29** *Extensão dúctil durante o teste hidrostático, medido a partir da técnica de pulsos ultra-sônicos para os dutos em API 5L-X60 [88].*

**Tabela 2:** *Composição química do aço API 5L-X60 (% em massa) [90]*

| C | Si | Mn | P | S | Cu | Cr | Mo | Nb | V | Al | Ti | B |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 0.12 | 0.29 | 1.42 | 0.021 | 0.009 | 0.01 | 0.02 | 0.01 | 0.026 | 0.04 | 0.023 | 0.01 | 0.007 |

**Tabela 3:** *Propriedades mecânicas do aço API 5L-X60 na temperatura ambiente (20 °C) [90]*

| $\sigma_{ys}$ (MPa) | $\sigma_u$ (MPa) | $\varepsilon_t$ (%) | $\sigma_u / \sigma_{ys}$ |
|---|---|---|---|
| 483 | 597 | 29 | 1.24 |

$\sigma_{ys}$: 0.5% da tensão de prova ; $\sigma_u$: tensão limite de resistência
$\varepsilon_t$: alongamento uniforme (em 50 $mm$ de comprimento útil)

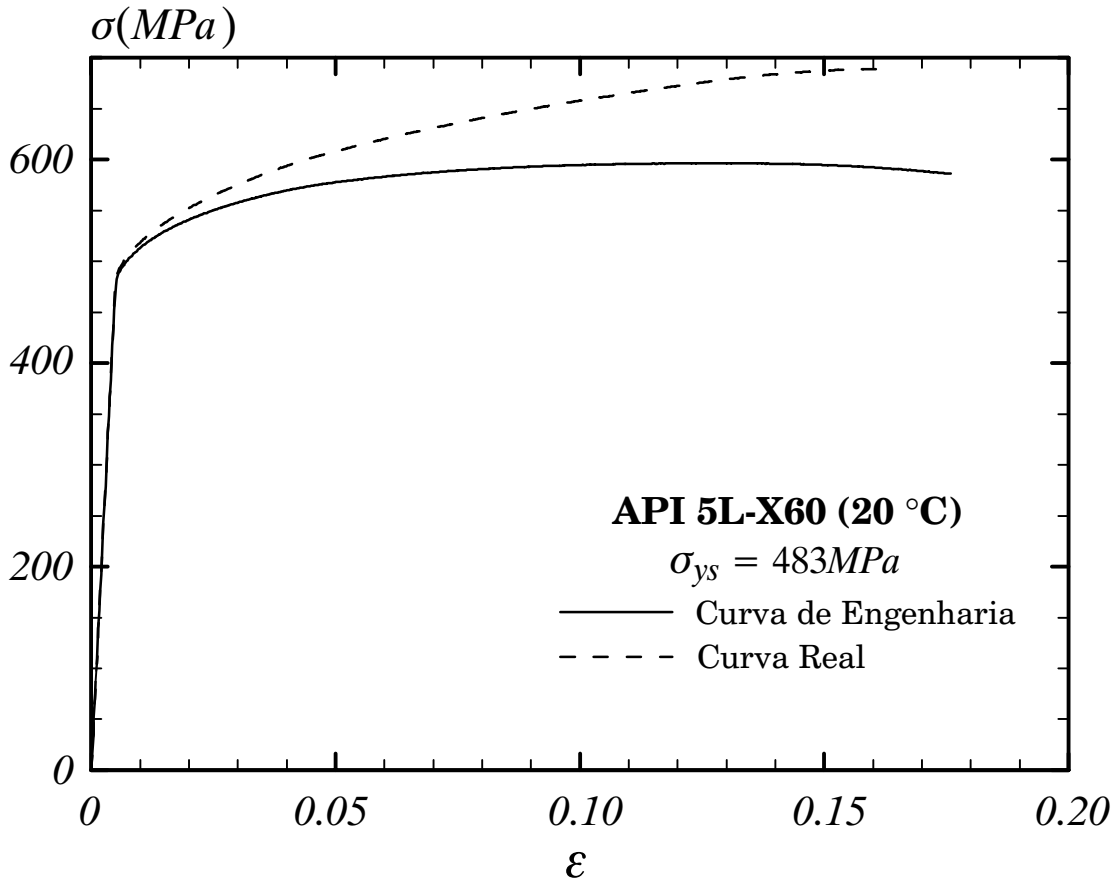



**Figura 30** *Resposta do aço API 5L-X60 submetido a carregamento monotônico. [90]*

Ensaios laboratoriais de fratura utilizando corpos-de-prova padronizados foram conduzidos por Silva [90] que, utilizando a técnica queda de pontencial [91,92], mediu a curva de resistência à fratura, *Curva R*, para o material em estudo. Corpos-de-prova do tipo compacto, C(T), foram extraídos do duto na direção TL, estas amostras possuem espessura, $B$, de 13 $mm$ (0.5-T), altura, $W$, de 26 $mm$ e relação de profundidade de trinca, $a/W = 0.5$. Após a pré-trinca por fadiga, foi realizado 15% (1 $mm$) de entalhamento em ambas as faces laterais nos corpos-de-prova. A Fig. 31 mostra, esquematicamente, as dimensões principais do corpo-de-prova C(T) segundo a norma ASTM E1820 [93].

Os ensaios para a medição da resistência à propagação de fratura foram conduzidos segundo a norma ASTM E1820 [93] para determinação da resistência à fratura. Os valores de Integral $J$ foram determinados através dos dados de carregamento (carga *vs.* deslocamento). A Fig. 32 apresenta as curvas $J$ *vs.* $\Delta a$; um

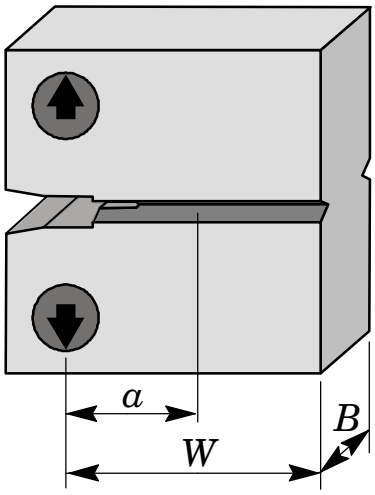



**Figura 31** *Corpo-de-prova padrão de trinca profunda, C(T), utilizado para a determinação da curva de resistência à fratura, Curva R.*

simples procedimento de extrapolação indica que o valor do $J$ de iniciação de rasgamento dúctil, $J_{Ic}$, é aproximadamente 207 $kJ/m^2$ [90]. Apesar dos valores experimentais de $J$ ultrapassarem o limite de validade para valores elevados de extensão de trinca ($\Delta a \gtrsim 2.5mm$), estabelecido pela norma ASTM E1820 [93], estas *Curvas R* obtidas serão utilizadas para calibrar os modelos computacionais, pois estas refletem o comportamento real do material.

## 5.2 API 5L-X70

Os corpos-de-prova construídos em aço API 5L-X70 possuem diâmetro externo de 219 $mm$ (8 5/8”), espessura nominal de parede de 14.72 $mm$ e comprimento de 1 $m$ [94]. Foram conduzidos ensaios com trincas de $1.5 \times 15$ e $3.5 \times 58$ $mm$ localizadas externamente aos dutos e geradas através de um processo de eletro-erosão. As amostras foram submetidas a uma ciclagem de pressão (~40,000 ciclos) para a propagação de trinca por fadiga. Diferentemente dos dutos construídos em aço API 5L-X60, os quais possuem relação $a/2c$ igual para todas as amostras, no caso destes dutos as relações são: $a/2c = 0.10$ para a amostra $1.5 \times 15$ $mm$ e $a/2c = 0.06$ para a amostra $3.5 \times 58$ $mm$. A Tabela 4 mostra os resultados dos testes hidrostáticos realizados para os corpos de provas utilizados neste estudo.

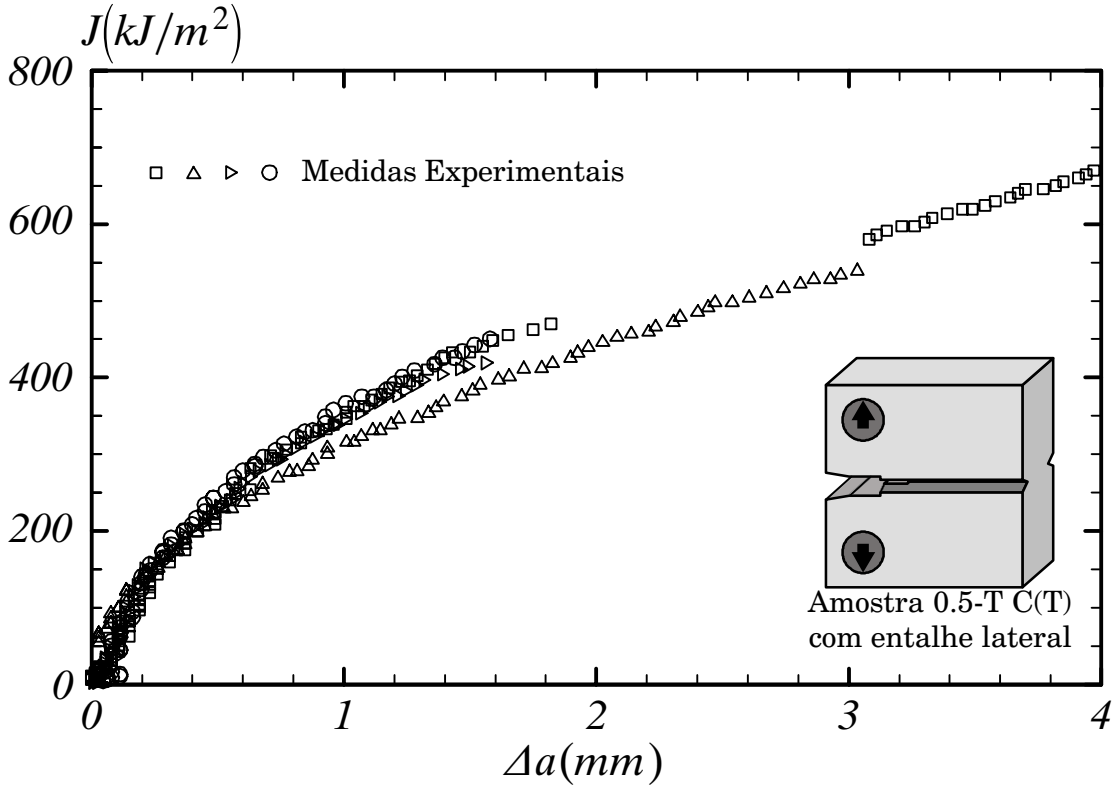



**Figura 32** *Curvas experimentais de resistência à fratura, Curva R, para a amostra 0.5-T C(T) em aço API 5L-X60. [90]*

**Tabela 4:** *Pressões de colapso medidas a partir dos ensaios hidrostáticos paras os dutos em API 5L-X60 [94]*

| $a \times 2c$ (mm) | $a/t$ | **Trinca Externa** |
|---|---|---|
| | | $P_B$ (MPa) |
| $1.5 \times 15$ | 0.10 | 91.0 |
| $3.5 \times 58$ | 0.23 | 85.7 |

Corpos-de-prova de tração, de seção retangular (ASTM A370 [89]), com espessura de 13 *mm* foram extraídos diretamente do dutos na orientação circunferencial para a medição das propriedades mecânicas. O referido material apresenta 484 *MPa* de limite de escoamento ($\sigma_{ys}$) na temperatura ambiente (20 °C) e encruamento de moderado para baixo ($\sigma_u/\sigma_{ys} \approx 1.22$). A Tabela 5 mostra a composição química do material e a Tabela 6 sumariza as propriedades mecânicas do aço API 5L-X70 testado. A Fig. 33 mostra as curvas tensão-deformação de engenharia e real obtidas pela média de três corpos-de-prova para o API 5L-X70.

Outras propriedades mecânicas foram obtidas: módulo de elasticidade, $E = 207GPa$ e o coeficiente de Poisson, $\nu = 0.3$.

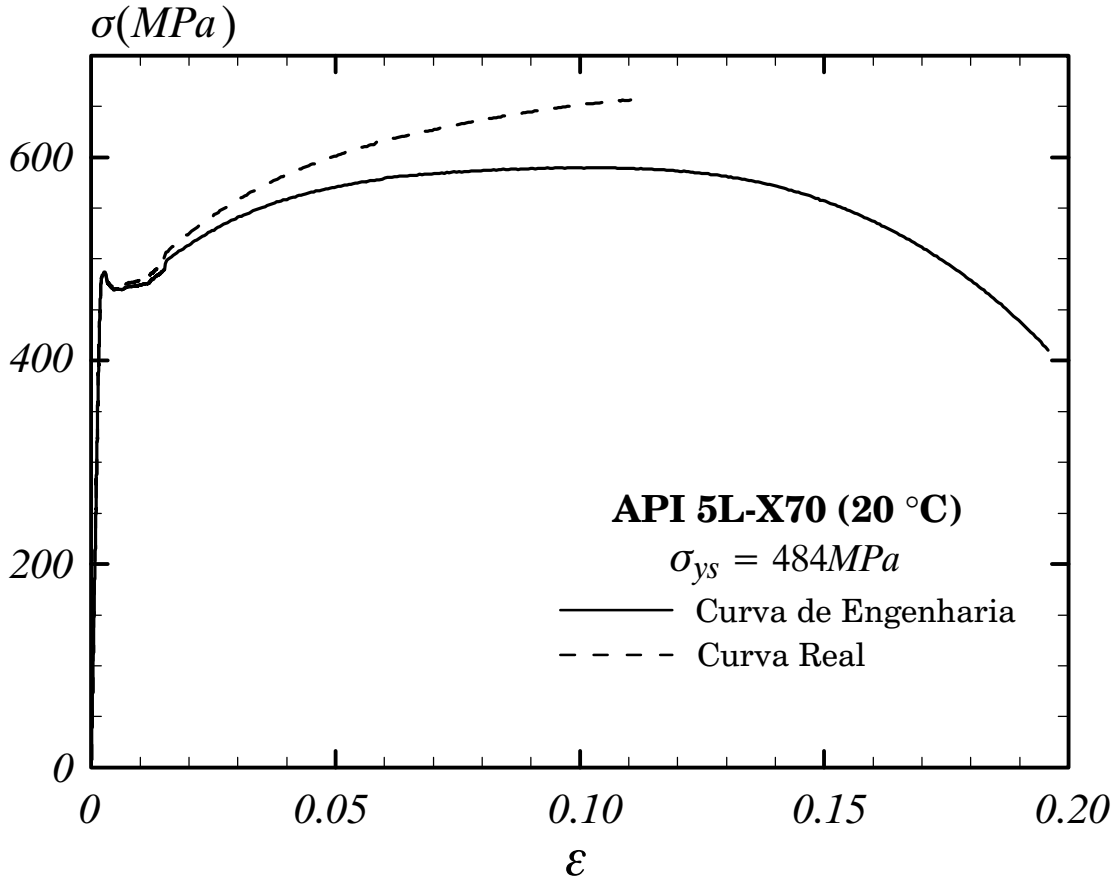



**Figura 33** *Resposta do aço API 5L-X70 submetido a carregamento monotônico. [12]*

**Tabela 5:** *Composição química do aço API 5L-X70 (% em massa) [12]*

| C | Si | Mn | P | S | Cu | Cr | Mo | Nb | V | Al | Ti |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| 0.10 | 0.17 | 0.56 | 0.021 | 0.003 | 0.02 | 0.12 | 0.13 | 0.052 | 0.028 | 0.021 | 0.013 |

**Tabela 6:** *Propriedades mecânicas do aço API 5L-X70 na temperatura ambiente (20 °C) [12]*

| $\sigma_{ys}$ (MPa) | $\sigma_u$ (MPa) | $\varepsilon_t$ (%) | $\sigma_u / \sigma_{ys}$ |
|---|---|---|---|
| 484 | 590 | 46 | 1.22 |

$\sigma_{ys}$: 0.5% da tensão de prova ; $\sigma_u$: tensão limite de resistência
$\varepsilon_t$: alongamento uniforme (em 50 *mm* de comprimento útil)

Os testes de fraturamento foram conduzidos segundo a norma ASTM E1820 [93] para determinação da resistência à fratura. A Fig. 34 apresenta as curvas $J$ *vs.* $\Delta a$ obtidas na orientação de chapa TL; segundo a norma ASTM E1820 [93], o valor de $J$ de iniciação de rasgamento dúctil, $J_{Ic}$, é aproximadamente 440 $kJ/m^2$ [12].

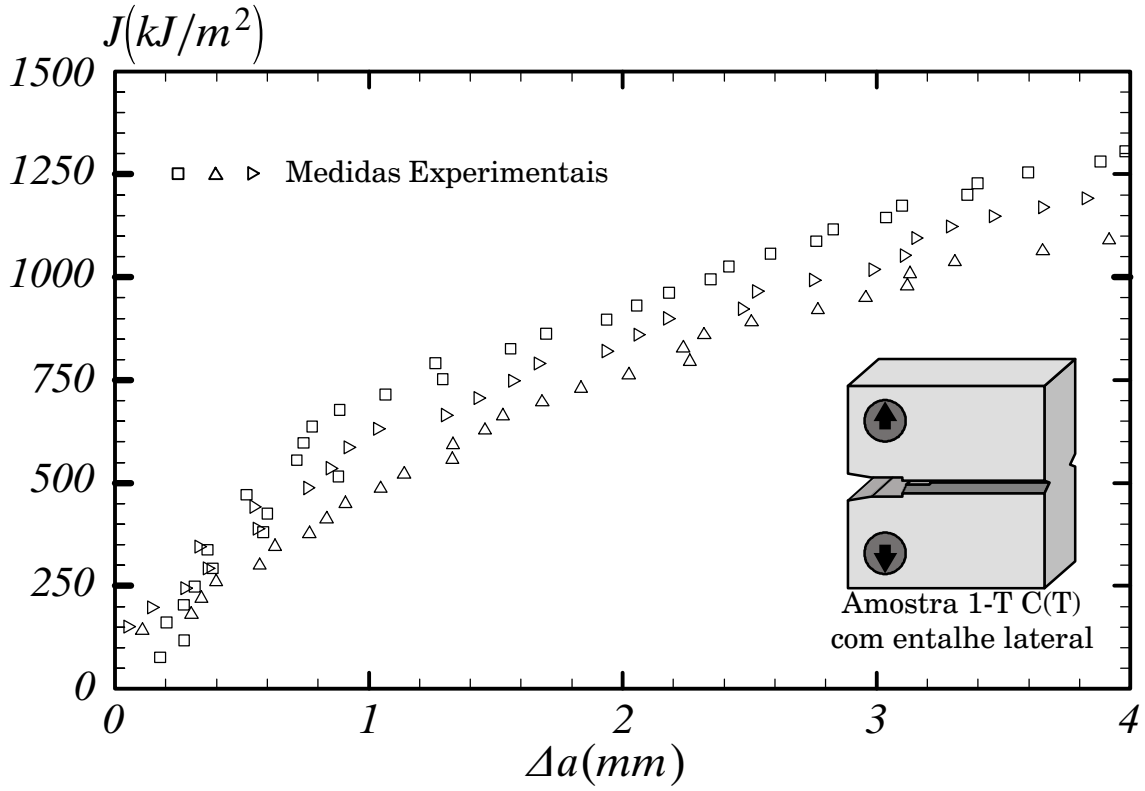



**Figura 34** *Curvas experimentais de resistência à fratura, Curvas R, para a amostra 1-T C(T) em aço API 5L-X70. [12]*

# PREVISÃO DE PRESSÃO DE COLAPSO UTILIZANDO METODOLOGIA CONVENCIONAL 6

Esta seção não possui a pretensão de realizar uma revisão detalhada de procedimentos de avaliação de falhas (FAD) e de suas respectivas formulações. O intuito deste capítulo é expor os aspectos mais relevantes do procedimento BS:7910 e prever as pressões de colapso dos dutos ensaiados (veja Capítulo 5) utilizando as curvas de avaliação geradas pelo procedimento em questão. No presente trabalho, optou-se por utilizar o procedimento da *British Standard* BS:7910 [10], pois atualmente é largamente empregado na avaliação de integridade estrutural de linhas de dutos e possui um vasto anexo, que inclui procedimentos para diversas etapas do processo de avaliação. A utilização do FAD, no atual contexto, tem como objetivo complementar as informações sobre previsão do comportamento de dutos contendo defeitos, para uma melhor e mais precisa avaliação da metodologia proposta por este trabalho. Maiores detalhes sobre o procedimento BS:7910 são fornecidos no **Apêndice B**.

## 6.1 Avaliação da Integridade Estrutural Através do Procedimento BS:7910

Metodologias para avaliação do impacto de defeitos em estruturas através de diagramas de avaliação de falhas (FAD) são amplamente utilizadas por normas internacionais e aplicadas pela indústria, devido à sua simplicidade de implementação e rapidez. Tais diagramas permitem, a avaliação de uma estrutura com defeito combinado a falha por fratura e colapso plástico em uma única curva. A metodologia consiste na construção, sobre um sistema de coordenadas $x, y$ (onde o eixo $x$ representa o carregamento que induz o colapso plástico e o eixo $y$ representa o carregamento que induz colapso por fratura frágil), de uma curva que limita a zona de operação segura da estrutura em questão (veja Fig. 10). Este diagrama é construído por uma função da forma:

$$K_r = f(L_r) \tag{15}$$

onde $K_r$ representa a resistência à fratura frágil em função do carregamento aplicado ($L_r$).

A BS:7910 esta dividida em três níveis de avaliação, separados em função das informações disponíveis sobre o material e o grau de complexidade da análise. No presente trabalho foi selecionado o nível 2B, pois estão disponíveis todas as propriedades mecânicas do material (incluindo a curva tensão-deformação) e também este é aceito pela comunidade industrial como o mais adequado para este fim.

Uma vez que se é obtida a curva (*locus*) que define a região segura e insegura, deve-se localizar o ponto de operação da estrutura no diagrama (veja Fig. 10) através das seguintes expressões:

$$L_r = \frac{\sigma_{ref}}{\sigma_{ys}} \tag{16}$$

$$K_r = \frac{K}{K_{mat}} \tag{17}$$

onde $\sigma_{ref}$ é a tensão de referência aplicada na estrutura (a qual combina a intensificação de tensão devido a trincas e o carregamento da estrutura), $K$ é o fator de intensidade de tensões aplicado à estrutura e $K_{mat}$ é o valor crítico do fator de intensidade de tensão do material ($K_{Ic}$). No caso da BS:7910, a determinação do $K_{mat}$ (quando não há valor medido experimentalmente) é realizada através dos valores de energia Charpy, $C_v$ (maiores detalhes no **Apêndice B**).

### *6.1.1 API 5L-X60*

Para o API 5L-X60 o valor de $C_v = 135.0\ J$, resultando em $K_{mat} = 148.8\ MPa\sqrt{m}$ (detalhes adicionais ver **Apêndice B)**. Desta forma, com o valor $K_{mat}$ estabelecido e variando o carregamento na estrutura obtém-se diversos pares ($K_r$ , $L_r$), que avançam de dentro da *Zona Segura* para a *Zona Insegura* definindo uma reta que cruza com o *locus*. Este ponto (intersecção entre o *locus* e a reta de carregamento) é o ponto de falha da estrutura (veja Fig. 10). Seguindo esta metodologia, obteve-se

o diagrama de avaliação de integridade estrutural, segundo a BS:7910 [10], para os dutos ensaiado como mostra a Fig. 35.

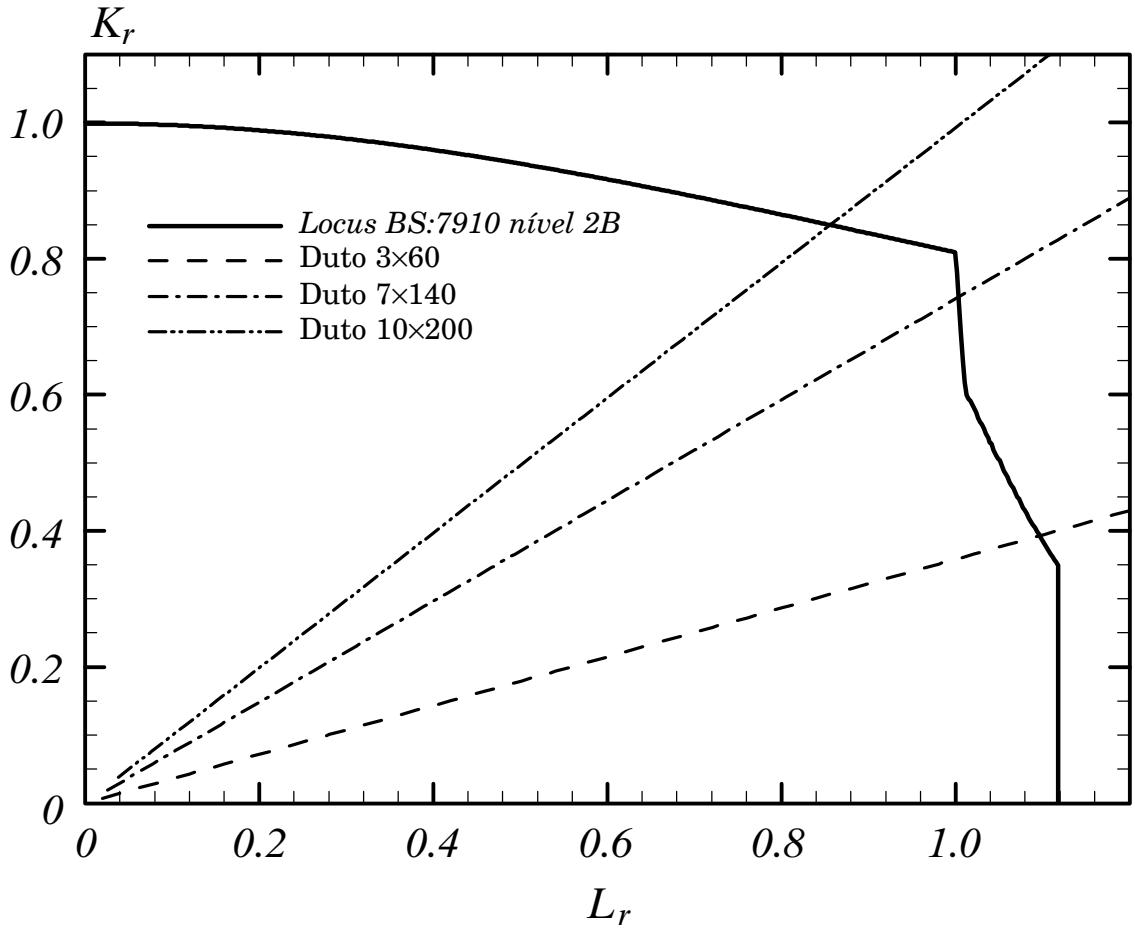



**Figura 35** *Diagrama de avaliação de falha para os dutos de 20" construídos em aço API 5-L X60, segundo o procedimento BS:7910 [10].*

O procedimento em questão, por razões de simplificação, não diferencia trincas internas e externas para o cálculo do $K_r$ aplicado. Em outras palavras, BS:7910 utiliza expressões (localizadas nos anexos) para cálculo de tais valores, em dutos com trincas longitudinais, que não diferenciam a posição da trinca em relação ao duto (interna ou externa). Note também que $L_r$ depende diretamente de $\sigma_{ref}$; que por sua vez está baseado no trabalho de Kiefner [38] et al. que também não diferencia o posicionamento da trinca nas estimativas de tensões atuantes.

Esta simplificação pode gerar dispersões significativas nos resultados obtidos. Apesar dos resultados experimentais mostrarem pequenas diferenças entre as trincas externas e internas, estas devem ser levadas em consideração, pois

existem outros mecanismos envolvidos que podem ser bastante sensíveis a estas diferenças. Deve se salientar que as diferenças nos resultados experimentais dos dutos (trincas internas ou externas) são relativamente pequenas apenas para estas configurações, outras configurações de dutos podem apresentar comportamentos bem mais distintos do que neste caso. A Tabela 7 mostra uma síntese dos resultados obtidos, pressão de colapso, pela BS:7910.

**Tabela 7:** *Resultados de pressão de colapso para os dutos de 20" (API 5L-X60) obtidos pela BS:7910 e experimentalmente.*

| $a \times 2c$ (mm) | **BS:7910** $P_{BS}$ (MPa) | **Trinca Interna** | | **Trinca Externa** | |
|---|---|---|---|---|---|
| | | Experimental $Pexp$ (MPa) | $P_{exp}/P_{BS}$ | Experimental $Pexp$ (MPa) | $P_{exp}/P_{BS}$ |
| $3 \times 60$ | 21.4 | 33.0 | 1.54 | 31.5 | 1.47 |
| $7 \times 140$ | 19.3 | 27.5 | 1.43 | 25.0 | 1.30 |
| $10 \times 200$ | 14.2 | 22.0 | 1.54 | 21.0 | 1.48 |

### *6.1.2 API 5L-X70*

O precedimento aplicado para os dutos construídos em aço API 5L-X70 é semelhando ao utilizado anteriormente para o API 5L-X60. Através da energia Charpy, $C_v = 225.0\ J$, obtém-se o valor de $K_{mat} = 194.8\ MPa\sqrt{m}$. Com o $K_{mat}$ e variando o carregamento na estrutura obtém-se diversos pares ($K_r$ , $L_r$), que avançam de dentro da *Zona Segura* para a *Zona Insegura* definindo uma reta que cruza com o *locus*. Este ponto (cruzamente entre as curvas) é o ponto de falha da estrutura (veja Fig. 10). A Figura 36 mostra o diagrama de avaliação de falhas (FAD) para os dutos contruídos em API 5L-X70. A Tabela 8 mostra uma síntese dos resultados obtidos, pressão de colapso, pela BS:7910.

As previsões feitas através do procedimento BS:7910 apresentam valores bastante conservadores para os dois materias estudados. O conservadorismo destas previsões gira em torno de 30%, tais previsões condenariam estruturas com defeitos que estão operando de forma segura, acarretanto em reparos ou

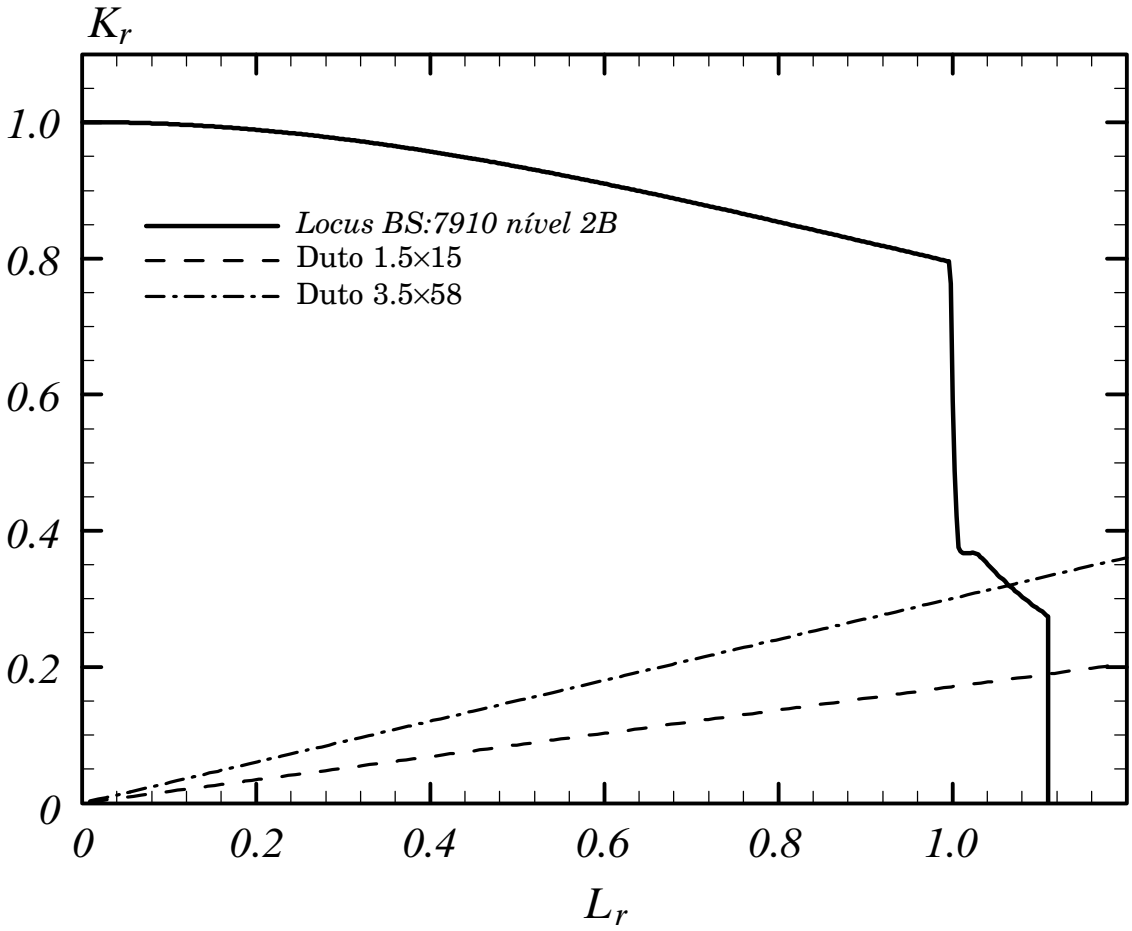



**Figura 36** *Diagrama de avaliação de falha para os dutos de $8^{5/8}$" construídos em aço API 5-L X70, segundo o procedimento BS:7910 [10].*

substituição de trechos de linhas de dutos e, conseqüentemente, a interrupção da linha.

**Tabela 8:** *Resultados de pressão de colapso para os dutos de 20" (API 5L-X60) obtidos pela BS:7910 e experimentalmente.*

| $a \times 2c$ (mm) | **BS:7910** $P_{BS}$ (MPa) | **Trinca Externa** | |
|---|---|---|---|
| | | Experimental $Pexp$ (MPa) | $P_{exp}/P_{BS}$ |
| $1.5 \times 15$ | 62.8 | 91.0 | 1.47 |
| $3.5 \times 58$ | 60.6 | 85.7 | 1.41 |

# PREVISÃO DE PRESSÃO DE COLAPSO EM DUTOS UTILIZANDO MODELOS 2D 7

O programa experimental (veja Capítulo 5) demonstrou que a falha estrutural em dutos contendos defeito é, freqüentemente, precedida por crescimento estável do defeito até que um tamanho crítico seja atingido. Este crescimento estável do defeito proporciona aumentos significativos na capacidade de carga além dos limites elásticos e elasto-plásticos da estrutura, dissipando grande quantidade de energia. Entretanto, ensaios e observações experimentais também revelam uma forte influência do tamanho e geometria do corpo de prova, do tamanho da trinca ($a/W$) e do modo de carregamento (flexão *v*s. tração) sobre a magnitude e forma das *Curvas R*. Este importante fenômeno associado às *Curvas R* deriva diretamente da forte interação entre o regime micromecânico que governa a separação do material e o complexo campo de tensões e deformações existente à frente da trinca em propagação. Conseqüentemente, metodologias preditivas para avaliação correta e realista do impacto de defeitos (trincas) sobre a integridade estrutural de dutos devem necessariamente incorporar procedimentos e modelos adequados para *transferir* o comportamento de propagação de trincas de ensaios laboratoriais a um duto real operando sob condições diversas de carregamento. Nesta seção será utilizada a abortagem local através das metodologias de células computacionais (GT) e o critério CTOA no contexto 2D (estado plano de deformações).

## 7.1 Modelos Computacionais

Análises não lineares 2D sob estado plano de deformação através do método de elementos finitos fornecem as soluções numéricas para a amostra C(T) e para os dutos longitudinalmente pré-trincados. As Figs. 37 e 38 mostram os modelos de elementos finitos 2D construídos para a amostra 0.5-T C(T) com $a/W = 0.5$ construídas em API 5L-X60. As condições de simetria permitem a construção de somente metade da amostra com restrições nodais apropriadas impostas sobre o ligamento $(W - a)$ da trinca. Para o modelo que utiliza células computacionais

ilustrado pela Fig. 37, a sua metade simétrica possui 1078 elementos isoparamétricos 3D de 8 nós. Para simular a extensão dúctil da trinca, foi alocada na malha de elementos finitos uma *fileira* de 130 células computacionais ao longo do ligamento $(W - a)$ em um arranjo similar àquele mostrado na Fig. 16(a). A ponta da trinca inicialmente deformada é idêntica à configuração mostrada da Fig. 16(b). Esta configuração permite acomodar o campo intenso de deformações plásticas e a iniciação do crescimento estável da trinca durante os estágios preliminares de crescimento da trinca.

O segundo modelo construído, Fig. 38, foi utilizado para análises utilizando o critério CTOA e este possui 1104 elementos isoparamétricos 3D de 8 nós. Neste caso a ponta da trinca é definida pelas restrições impostas no ligamento do modelo, similar à configuração da Fig. 25(a). As condições correspondentes ao estado plano de deformações são obtidas através da imposição de deslocamentos (restrições) $w = 0$ na direção $Z$ sobre cada nó do modelo. A aplicação do carregamento é feita através de deslocamentos nodais impostos na região do furo do pino indicado nas Figs. 37 e 38, o que permite a continuação das análises numéricas após a redução da carga durante a extensão da trinca.

Similar ao modelo de células computacionais anterior (0.5-T C(T)), foi contruído um modelo para a amostra 1-T C(T) com $a/W = 0.65$ confeccionado em API 5L-X70. Este modelo, que utiliza células computacionais ilustrado pela Fig. 39, possui metade simétrica 1329 elementos isoparamétricos 3D de 8 nós. Para simular a extensão dúctil da trinca, foi alocada na malha de elementos finitos uma *fileira* de 180 células computacionais ao longo do ligamento $(W - a)$ em um arranjo similar àquele mostrado na Fig. 16(b).

Análises numéricas sob estado plano de deformação (2D) foram conduzidas para todas as amostras de dutos pré-trincados longitudinalmente (veja Capítulo 5). Os dutos fabricados em API 5L-X60 possuem diâmetro externo $D_e = 508\ mm$ (20”) e espessura de parede $t = 15.8\ mm$. As trincas destes dutos são longas em relação à sua profundidade, $a/2c = 0.05$ onde $2c$ é o comprimento da trinca (veja Fig. 28); as amostras serão denominadas pela geometria da trinca ($a \times 2c$), *e.g.*, o

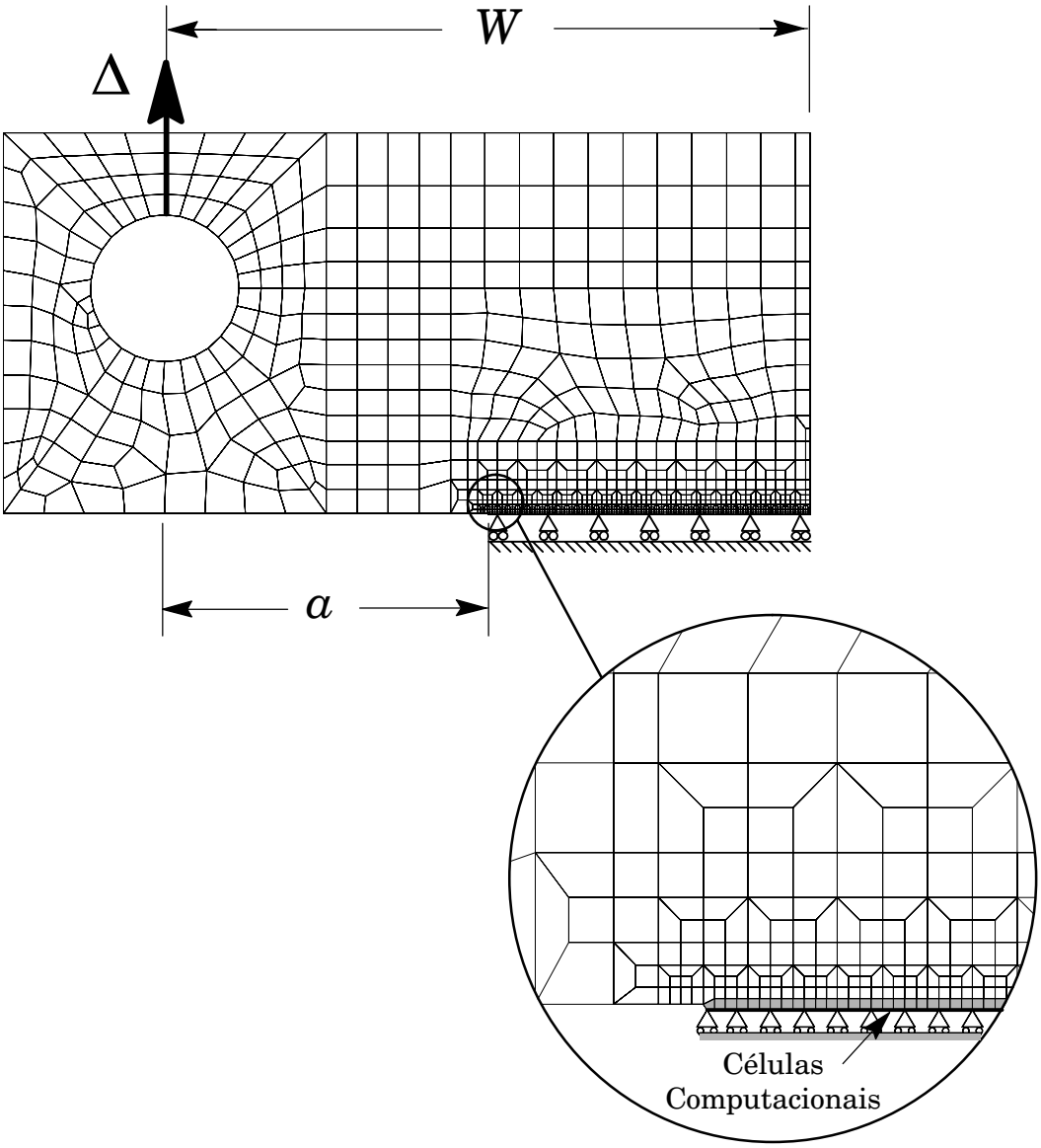



**Figura 37** *Modelo numérico 2D em estado plano de deformações para a amostra 0.5-T C(T) com a/W=0.5 utilizando células computacionais.*

duto que possui trinca com profundidade de 7 *mm* e 140 *mm* de comprimento será denotado como 7×140 *mm*. Foram construídos modelos tanto para o uso de células computacionais como para o uso do critério CTOA.

A Fig. 40 mostra o modelo de elementos finitos construído para o duto com trinca interna de 7×140 *mm* utilizando células computacionais. A metade simétrica do modelo possui 3497 elementos isoparamétricos 3D de 8 nós constituindo, portanto, uma única camada representando o plano *X-Y* da amostra.

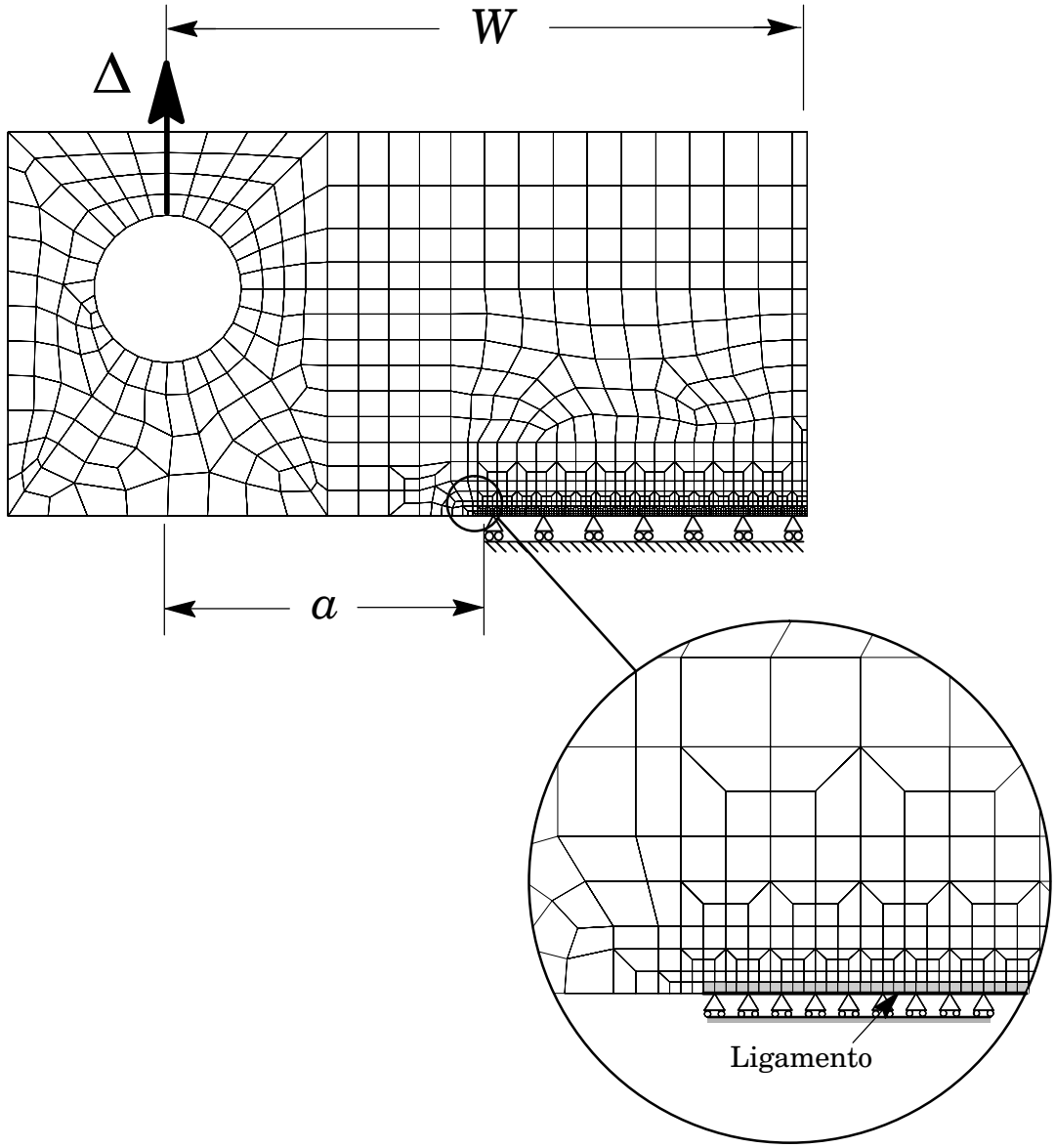



**Figura 38** *Modelo numérico 2D em estado plano de deformações para a amostra 0.5-T C(T) com a / W=0.5 para CTOA.*

Para este modelo, 88 células computacionais são arranjadas sobre a faixa planar localizada no ligamento $(t-a)$. Os detalhes da ponta da trinca e refinamento da malha na região de células computacionais são similares ao modelo para a amostra C(T). Os modelos de dutos utilizados nas análises com células computacionais ou CTOA seguem a mesma configuração de malhas dos corpos-de-prova C(T) (utilizado nas calibrações). Em todos os modelos somente a metade simétrica da amostra foi construída e, aplicando as condições de contorno adequadas, simula-se o comportamento real da amostra completa.

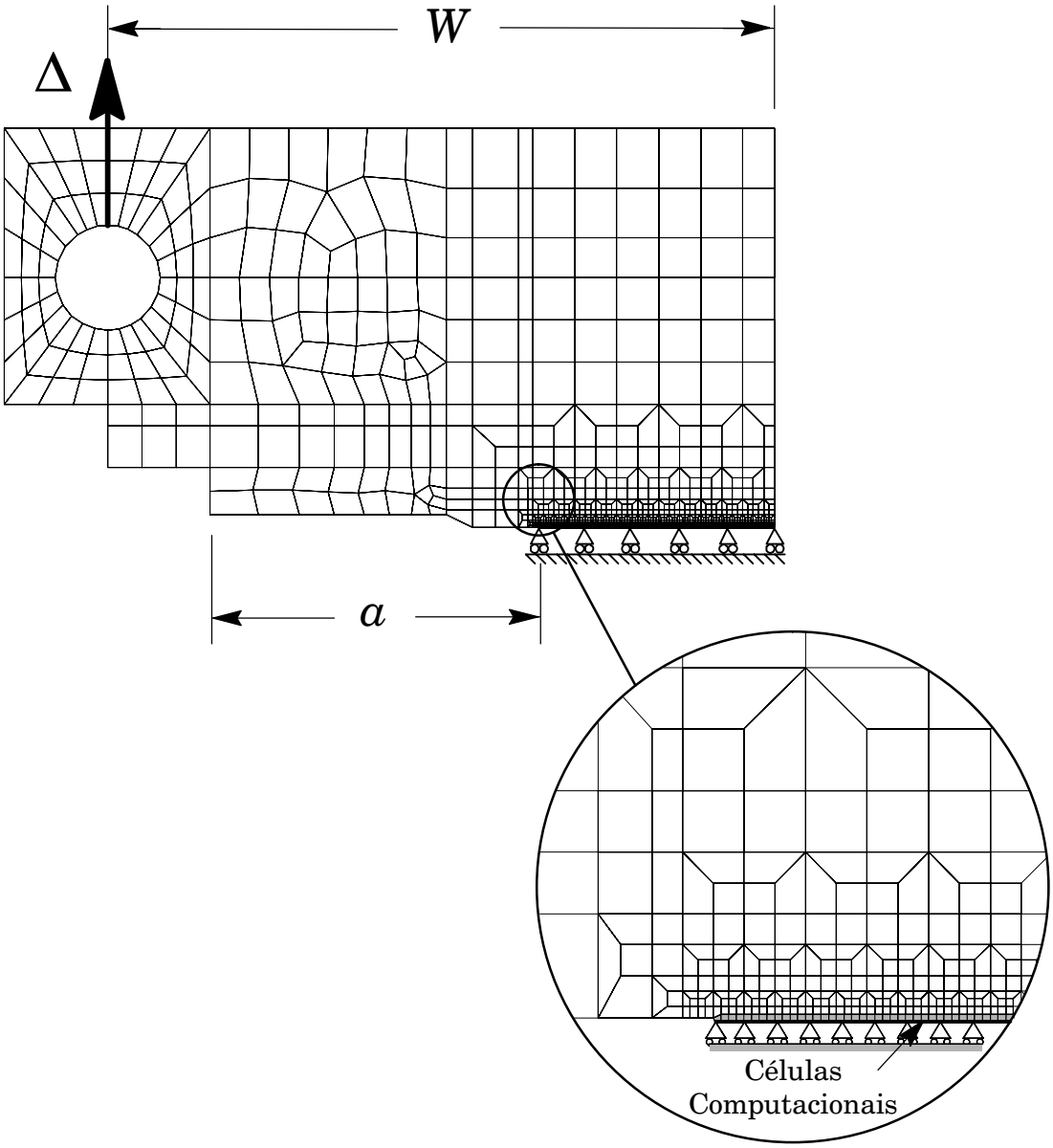



**Figura 39** *Modelo numérico 2D em estado plano de deformações para a amostra 1-T C(T) com a/W=0.65 utilizando células computacionais.*

As amostras tubulares (dutos) fabricadas em API 5L-X70 possuem diâmetro externo $D_e = 219\ mm$ (8 5/8") e espessura de parede nominal $t = 14.72\ mm$. Diferentemente dos dutos contruídos em API 5L-X60, as trincas destas amostras são todas externas e não possuem relação $a/2c$ constante. Neste caso, as relações $a/2c$ são: para o duto com trinca externa de 1.5×15 $mm$, $a/2c = 0.10$; o duto com trinca externa de 3.5×58 $mm$, $a/2c = 0.06$. A Fig. 41 mostra o modelo de elementos finitos construído para o duto com trinca externa de 3.5×58 $mm$ utilizando células

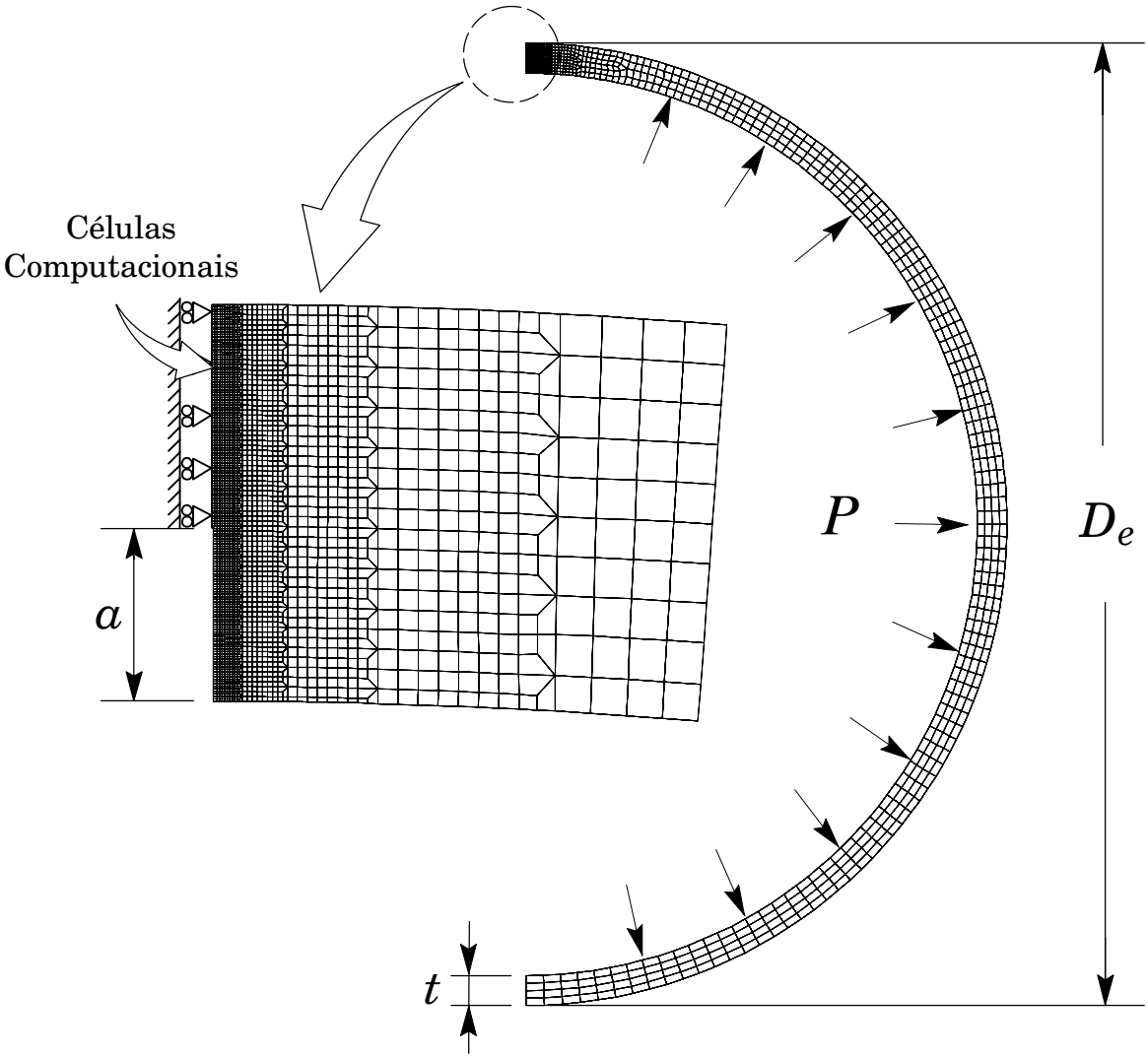



**Figura 40** *Modelo numérico 2D (em estado plano de deformações) para o duto construído em API 5L-X60 com trinca 7×140 mm interna.*

computacionais. A metade simétrica do modelo possui 4831 elementos isoparamétricos 3D de 8 nós constituindo, portanto, uma única camada representando o plano *X-Y* da amostra. Para este modelo, 114 células computacionais são arranjadas sobre a faixa planar localizada no ligamento $(t-a)$. Os detalhes da ponta da trinca e refinamento da malha na região de células computacionais são similares ao modelo para a amostra C(T).

As condições correspondentes ao estado plano deformações são da mesma forma que na amostra C(T), *i.e.*, são obtidas através da imposição de deslocamentos (restrições) $w = 0$ na direção $Z$ sobre cada nó do modelo. Os detalhes da ponta da

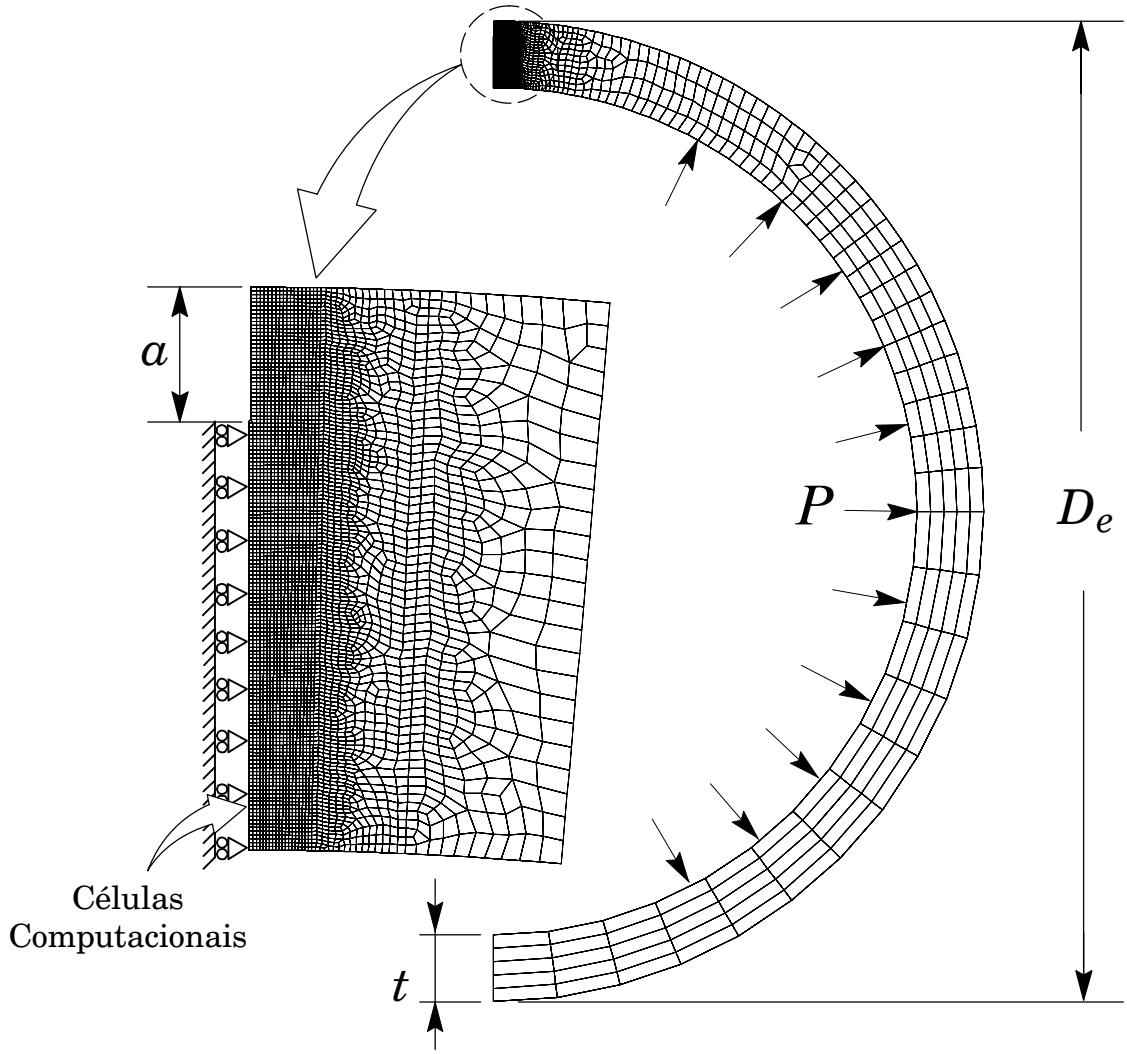



**Figura 41** *Modelo numérico 2D (em estado plano de deformações) para o duto construído em API 5L-X70 com trinca 3.5×58 mm externa.*

trinca e o refinamento da malha na região de células computacionais são similares ao modelo para a amostra C(T). Os modelos numéricos para os demais dutos (API 5L-X60: 3×60 e 10×200 *mm;* API 5L-X70: 1.5×15) também utilizam detalhes e refinamentos de malha bastante similares àqueles utilizados para os dutos com 7×140 e 3.5×58 *mm*. O carregamento da estrutura é feito através da aplicação de pressão na parede interna do duto e no caso dos dutos com trincas internas também é aplicada pressão na face da trinca.

## 7.2 Calibração dos Parâmetros Computacionais Utilizando *Curvas R*

O procedimento de calibração descrito no Capítulo 4 foi aplicado para calibrar os parâmetros das células e os valores críticos do CTOA para o aço API 5L-X60. Os parâmetros-chave a serem calibrados para os modelos utilizados são: a dimensão da célula $D$ e a porosidade inicial $f_0$, para o modelo de células computacionais, e o valor crítico do CTOA. Este valores permitem *acoplar* os modelos físicos e computacionais representando o fenômeno de extensão dúctil para o material. As curvas experimentais de resistência $J$-$\Delta a$ obtidas através do ensaio de amostras compactas 0.5-T C(T) e 1-T C(T) são utilizadas para a calibração dos parâmetros computacionais e que posteriormente, são assumidos como constantes para o material sob análise.

Trabalhos adicionais realizados por Faleskog et al. [64], para verificar a influência dos valores de $q_1$ e $q_2$ sobre a resposta das células computacionais, demonstraram que as constantes introduzidas por Tvergaard [58] dependem basicamente das propriedades mecânicas e do coeficiente de encruamento do material. Foi demostrado por Faleskog et al. [64] que estes parâmetros alteram sensivelmente o modelo GT, principalmente no que se refere à convergência numérica do modelo; deste trabalho resultou uma tabela de valores de $q_1$ e $q_2$ para alguns coeficientes de encruamento e propriedades mecânicas de metais [64]. Pode-se chegar a mapas de calibração destas constantes para uma gama grande de materiais, com base na referida tabela, utilizando interpolações adequadas. As Fig. 42 e 43 mostram os mapas de calibração de $q_1$ e $q_2$, onde estes estão em função do coeficiente de encruamento do material, $n$, segundo a formulação de Ramberg-Osgood e da relação $E/\sigma_0$ que caracteriza as propriedades elásticas do material. Estes valores serão utilizados no modelo GT tornando-o mais preciso e eficiente. Note que a relação de $q_3 = q_1^2$ é mantida como introduzido por Tvergaard.

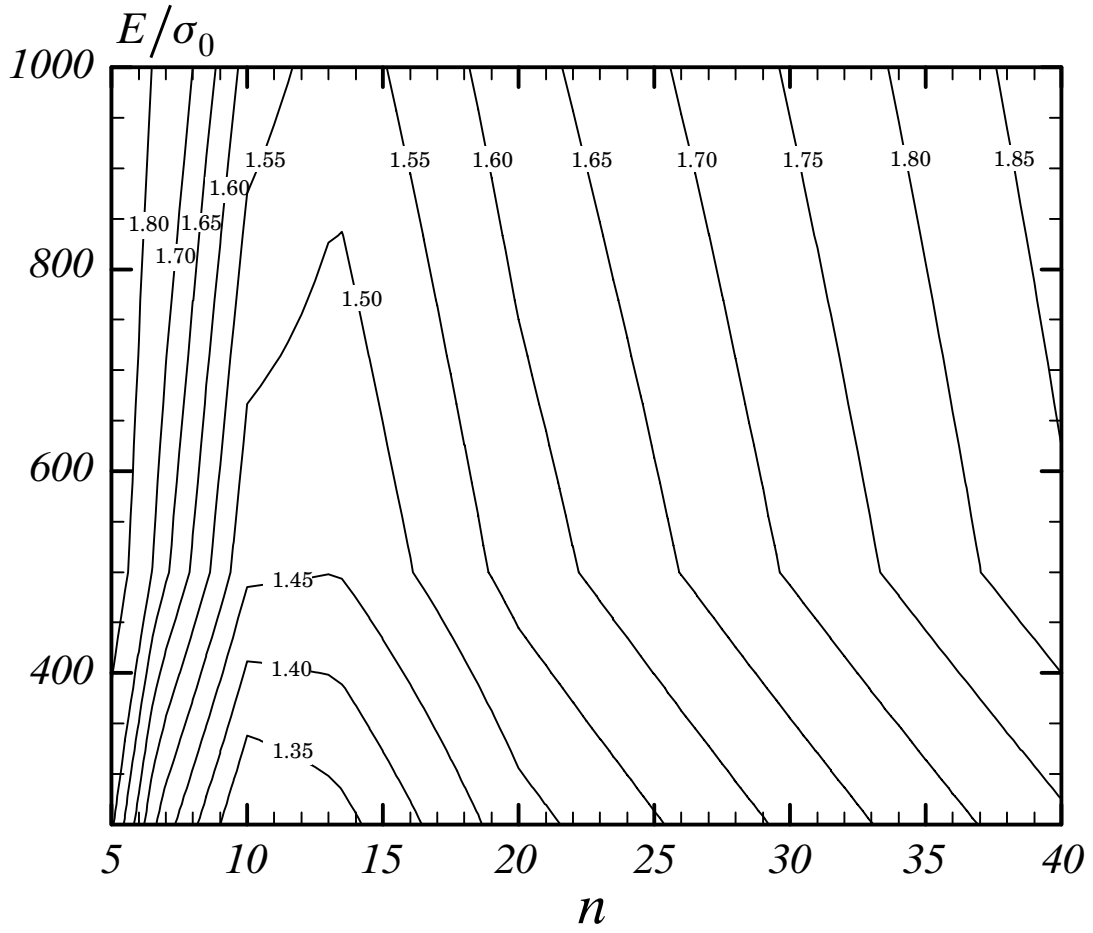



**Figura 42** *Curvas de nível da função de $q_1$ (mapa de calibração de $q_1$). [64]*

### *7.2.1 Calibração dos Parâmetros das Células Computacionais: API 5L-X60*

Considerando primeiramente a dimensão $D$, conforme já discutido no Capítulo 4, que necessita: (1) ser representativa no espaço médio entre as grandes inclusões e partículas dispersas no material para suportar argumentos de tal dimensão que possibilita uma certa inter-relação entre o fenômeno físico e o modelo computacional e (2) mapear com precisão adequada o campo de tensões e deformações dentro da ZPFD, principalmente na região da ponta da trinca em propagação. A utilização do valor do CTOD na iniciação do crescimento da trinca, como sugerido por Xia e Shih [59,65,95], fornece uma primeira estimativa para este valor através da conhecida relação entre CTOD e $J$. Entretanto, para aços ferríticos estudados recentemente [27,40,59,65,66,95], os valores para $D$ variam entre 50-200 $\mu m$. Esta faixa de valores para a dimensão $D$ satisfaz as condições de

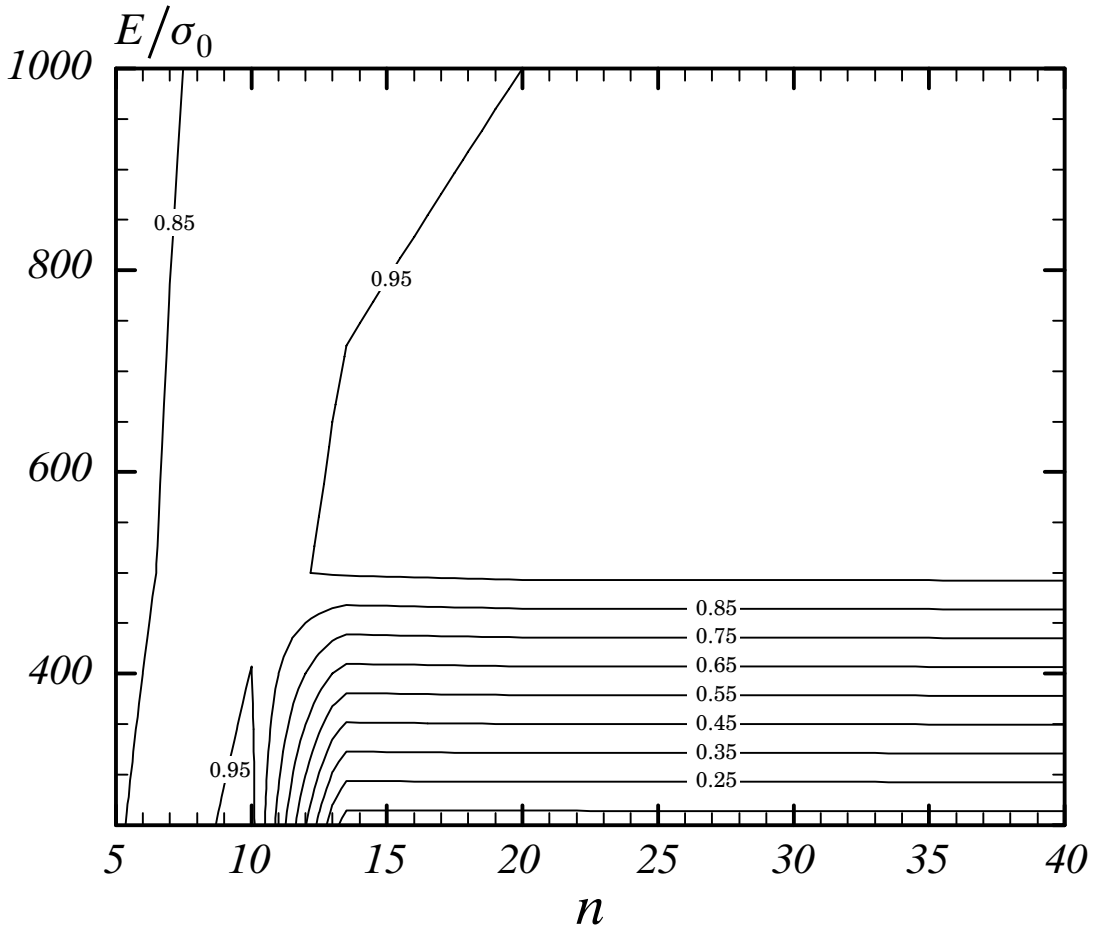



**Figura 43** *Curvas de nível da função de $q_2$ (mapa de calibração de $q_2$). [64]*

resolução do campo de tensões e é um valor representativo da distância média entre as maiores inclusões contidas na matriz metálica. Para evitar potenciais dificuldades associadas com a utilização de valores elevados para $D$, o presente estudo adotou $D = 200\ \mu m$ como a dimensão linear da célula a ser utilizada nas análises numéricas.

Com o parâmetro $D$ fixado, o processo de calibração prossegue com a determinação de um valor para $f_0$ que produz uma *Curva R* numérica que melhor se ajusta à *Curva R* experimental (veja Fig. 32). A Fig. 44 mostra as curvas $R$ experimentais e numéricas para a amostra 0.5-T C(T). As curvas numéricas foram obtidas para três valores de porosidade inicial, $f_0 = 0.020$, $f_0 = 0.022$ e $f_0 = 0.025$ utilizando o modelo de células computacionais *sem* nucleação. A localização da ponta da trinca em propagação é definida pela célula com

porosidade (corrente) $f = 0.1$ (veja Capítulo 4). Para $f_0 = 0.020$, a curva de resistência $J$-$\Delta a$ fornece excelente correlação com os valores experimentais até $\approx 2\ mm$ de crescimento de trinca e situa-se ligeiramente superior à curva $R$ experimental para crescimentos de trinca maiores. Em contraste, as análises numéricas utilizando $f_0 = 0.022$ e $f_0 = 0.025$ produzem uma curva $R$ muito mais baixa relativa aos dados experimentais $J$-$\Delta a$. Conseqüentemente, o valor de porosidade inicial $f_0 = 0.020$ é considerado o valor *calibrado* no estado plano de deformações para o aço API 5L-X60. Deve-se salientar que nesta calibração foram utilizados os valores de $q_1$, $q_2$ e $q_3$ (constantes introduzidas por Tvergaard no modelo GT [58]) provenientes dos mapas de $q_1$ e $q_2$ (veja Figs. 42 e 43), construídos com base no trabalho de Faleskog et. al [64]. Os valores utilizados foram $q_1 = 1.4698$, $q_2 = 0.7400$ e $q_3 = 2.1603$, este valores fornecem uma melhor resposta numérica do modelo constitutivo de Gurson-Tvergaard [57,58].

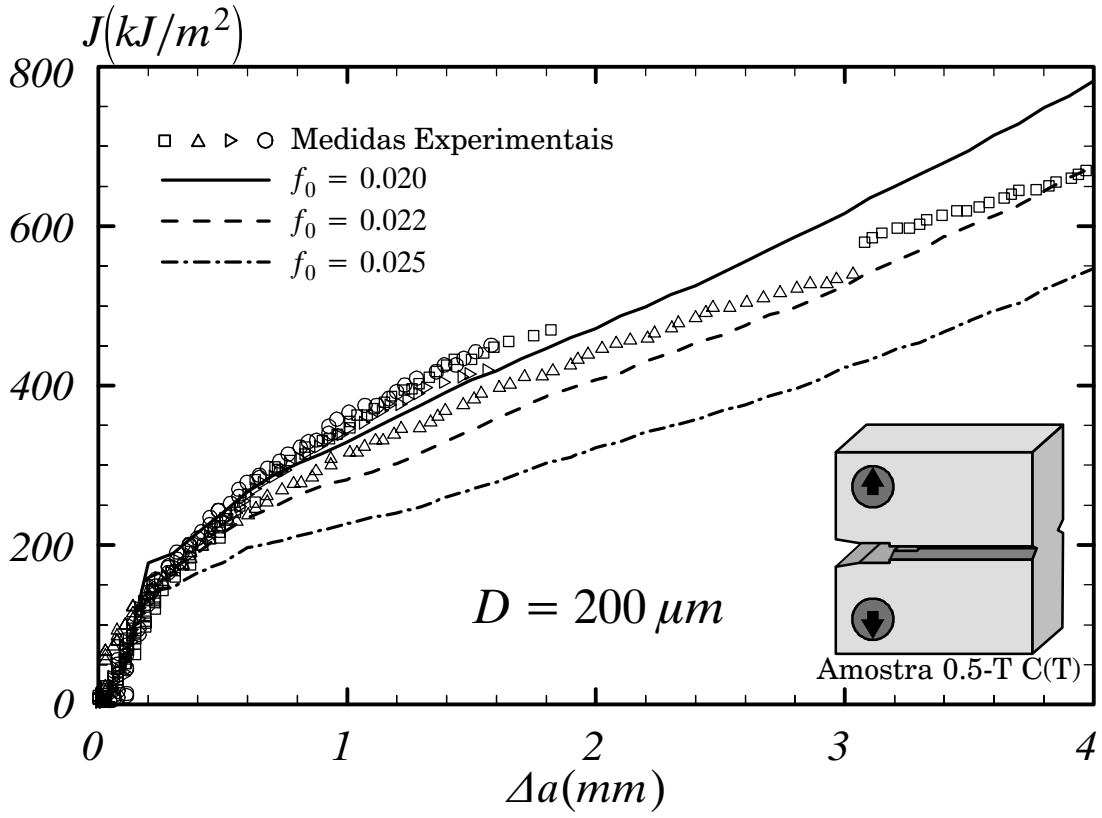



**Figura 44** *Previsão numérica da curva de resistência J-Δa para o corpo-de-prova 0.5-T C(T) com a/W=0.5 contruído em aço API 5L-X60, utilizando células computacionais.*

### *7.2.2 Calibração dos Parâmetros das Células Computacionais: API 5L-X70*

Seguindo o processo de calibração utilizado para o aço API 5L-X60, a Fig. 45 mostra as curvas $J$-$\Delta a$ experimentais e numéricas para a amostra 1-T C(T). Foram obtidas três curvas $R$ com porosidade inicial, $f_0$ = 0.0035, $f_0$ = 0.0040 e $f_0$ = 0.0050 com o uso de células computacionais *sem* nucleação e valores de $q_1$ = 1.4168, $q_2$ = 0.8630 e $q_3$ = 2.0074. A localização da ponta da trinca em propagação é definida pela célula com porosidade (corrente) $f$ = 0.1 (conforme Capítulo 4). Para $f_0$ = 0.0035, a curva de resistência $J$-$\Delta a$ fornece excelente correlação com os valores experimentais até $\approx 4\,mm$ de crescimento de trinca. Em contraste, as análises numéricas utilizando $f_0$ = 0.040 e $f_0$ = 0.050 produzem uma *Curva R* mais baixa relativa aos dados experimentais $J$-$\Delta a$. Conseqüentemente, o valor de porosidade inicial $f_0$ = 0.0035 é considerado o valor *calibrado* no estado plano de deformações para o aço API 5L-X70.

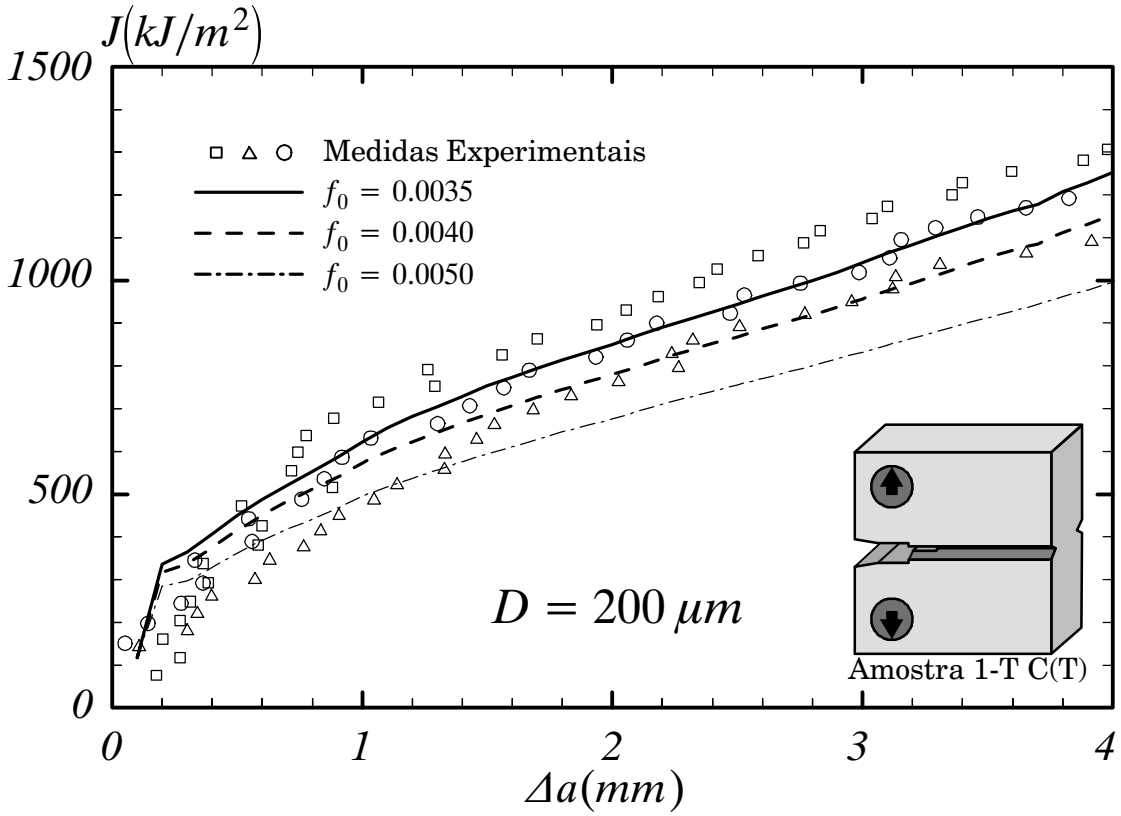



**Figura 45** *Previsão numérica da curva de resistência J-Δa para o corpo-de-prova 1-T C(T) com a/W=0.65 construído em aço API 5L-X70, utilizando células computacionais.*

Os dois aços testados (API 5L-X60 e X70) possuem propriedades mecânicas macroscópicas bastante semelhantes, entretanto; os valores de porosidades iniciais calibradas, $f_0$, destes materiais são significativamente diferentes. Esta diferença nos valores de $f_0$ está associada à composição química e, principalmente, microestrutura de cada um dos referidos aços. Tais discrepâncias também fazem relação direta com a tenacidade de cada material. Desta forma, pode-se concluir que, apesar das propriedades macroscópicas de ambos os aços serem bastante semelhantes, o comportamento micromecânico e, conseqüentemente, as tenacidades são sensivelmente diferentes para os aços API 5L-X60 e X70.

### *7.2.3 Calibração dos Valores Críticos de CTOA: API 5L-X60*

O procedimento de calibração do CTOA é bastante similar ao das células computacionais. Este consiste em ajustar dois valores de ângulos críticos da ponta da trinca que melhor se ajustam aos dados experimentais. Estes valores são os ângulos críticos de iniciação de crescimento, $\theta_I$, e propagação, $\theta_R$. O valor de $\theta_I$ é aplicado somente para estabelecer o ponto da primeira extensão (discreta) da trinca, *i.e.*, este valor é utilizado somente até a trinca começar a se propagar (estavelmente) e nos passos consecutivos é utilizado o valor crítico de crescimento, $\theta_R$, que geralmente é um valor menor que o valor de iniciação. O ângulo $\theta_I$ tem influência bem menos acentuada que o valor de $\theta_R$, pois este parâmetro só é utilizado até a primeira extensão discreta da trinca. Apesar da influência do valor crítico de iniciação ser bem menor, se comparado com o valor crítico de crescimento, ele controla a altura da *Curva R* numérica. Desta forma, o processo de calibração envolve o ajuste de dois parâmetros; apesar de parecer mais complicado o processo de calibração é bastante simples, pois o valor de $\theta_R$ controla quase que unicamente a altura da *Curva R*, enquanto o valor de $\theta_I$ controla o comportamento geral do crescimento da trinca.

O processo de calibração foi conduzido para a determinação dos dois valores críticos de CTOA que melhor ajustam-se aos dados experimentais. A Fig. 46 mostra as *Curvas R* experimentais e numéricas para a amostra 0.5-T C(T). Através de experiências e observações numéricas foi escolhido o valor do ângulo crítico de

iniciação de $\theta_I = 40.0^o$ e para três valores críticos de propagação, $\theta_R = 12.5^o$, $\theta_R = 13.0^o$ e $\theta_R = 13.1^o$. A localização da ponta da trinca em propagação é definida quando o valor crítico do CTOA ($\theta_I$ ou $\theta_R$) é atingido e a restrição do nó da ponta da trinca é liberado (veja Capítulo 4). Para $\theta_R = 12.5^o$, a curva de resistência $J$-$\Delta a$ fornece excelente correlação com os valores experimentais até $\approx 3$ *mm* de crescimento de trinca. Para valores acima de 3 *mm* de crescimento de trinca a curva de resistência $J$-$\Delta a$ situa-se ligeiramente abaixo à *Curva R* experimental para crescimentos de trinca maiores. Em contraste, as análises numéricas utilizando $\theta_R = 13.0^o$ e $\theta_R = 13.1^o$ produzem uma curva $R$ muito mais alta relativa aos dados experimentais $J$-$\Delta a$. Conseqüentemente, o valor crítico de propagação $\theta_R = 12.5^o$ com $\theta_I = 40.0^o$ é considerado o valor *calibrado* no estado plano de deformações para o aço API 5L-X60.

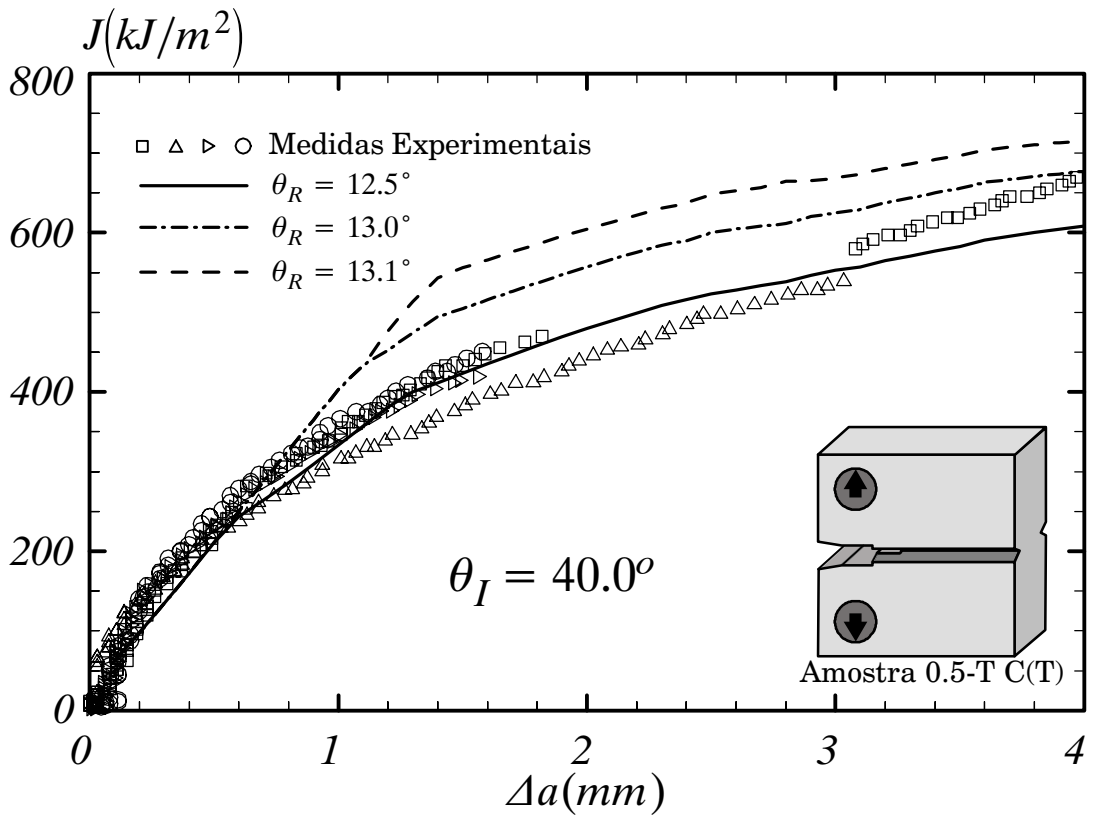



**Figura 46** *Previsão numérica da curva de resistência J-Δa para o corpo-de-prova 0.5-T C(T) com a/W=0.5 construído em aço API 5L-X60, utilizando modelo CTOA.*

As curvas de resistência $J$-$\Delta a$ previstas pelo critério CTOA demonstram uma grande sensibilidade do critério em relação aos valores de $\theta_R$, pois uma variação

de 0.1º no valor crítico de propagação, que corresponde a uma variação de $\approx 1\%$ no $\theta_R$, provocou uma variação de $\approx 8\%$ nos valores de $J$ para o mesmo valor de $\Delta a$, para valores de $\Delta a \gtrsim 1.5\ mm$. É importante notar que as *Curvas R* previstas numericamente com o uso do CTOA são paralelas entre si (neste caso para valores de $\Delta a \gtrsim 1.5\ mm$) e desta forma colocando em maior evidência a sensibilidade da previsão de crescimento em relação ao $\theta_R$.

## 7.3 Previsão de Pressão de Colapso Utilizando Modelos de Extensão de Trincas

Esta seção apresenta detalhes da aplicação do modelo de células computacionais e do critério CTOA para *prever* a pressão de colapso dos dutos testados no programa experimental descrito no Capítulo 5. As previsões numéricas utilizam análises 2D sob estado plano de deformação dos dutos pré-trincados longitudinalmente incorporando a resposta tensão *vs.* deformação do material de acordo com a curva tensão-deformação para os aços API 5L-X60 e X70 mostradas nas Figuras 30 e 33.

### *7.3.1 API 5L-X60*

Os parâmetros computacionais calibrados anteriormente, utilizando a amostra 0.5-T C(T), para os modelos de células computacionas ($D = 200\ \mu m$ e $f_0 = 0.020$) e CTOA ($\theta_I = 40.0^o$ e $\theta_R = 12.5^o$) são assumidos como constantes para o material e utilizados nas análises para previsão de pressão de colapso.

A Fig. 47 apresenta evolução da trinca com o incremento de pressão para todas as configurações de trincas (3×60, 7×140 e 10×200 $mm$) dos dutos construídos em aço API 5L-X60. Os símbolos $\times$ e $\ast$ indicam os valores experimentais enquanto os outros símbolos denotam as curvas de pressão em função do crescimento da trinca obtida numericamente. Os símbolos sólidos indicam os dutos com trincas internas, enquanto os abertos montram as trincas externas. Para maior claridade, estas marcas são unidas através de segmentos de reta, como indicado na Figura 47. É importante relembrar que a medição das curvas experimentais foi interrompida antes do rompimento do duto, isto significa que o último ponto nas

curvas experimentais não representa o valor final de crescimento da trinca ou de pressão. As previsões numéricas através do modelo de células computacionais indicam boas correlações com as medições experimentais para o duto com trinca interna de 7×140 *mm*. Para o dutos com trinca interna de 3×60 *mm*, a curva de crescimento de trinca numérica mostra-se defasada de ≈20%.

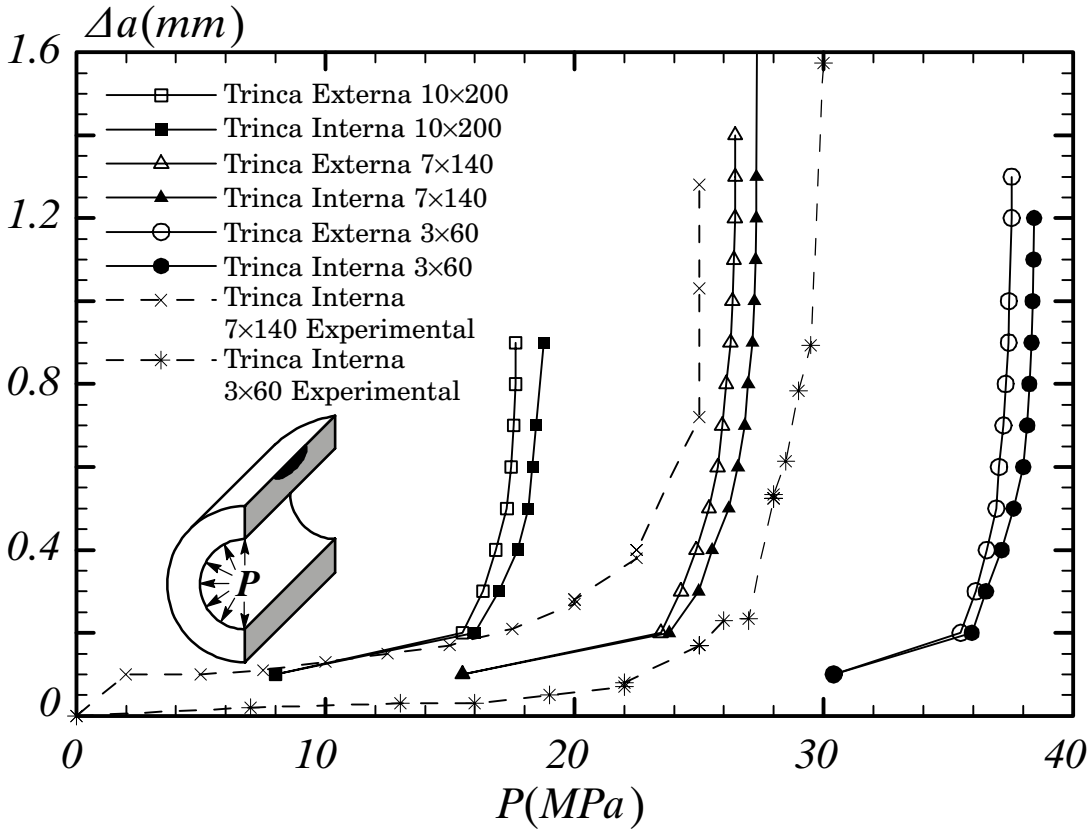



**Figura 47** *Previsão numérica da pressão de colapso dos dutos construídos em API 5L-X60, longitudinalmente trincados com diferentes geometrias utilizando células computacionais.*

A Fig. 48 mostra os resultados numéricos obtidos através do critério CTOA para todas as configurações dos dutos, testados pelo programa experimental. Da mesma forma que na Fig. 47 os símbolos × e ⁎ indicam os valores experimentais enquanto os outros símbolos denotam as curvas de pressão em função do crescimento de trinca obtidas numericamente. Os símbolos sólidos indicam os dutos com trincas internas, enquanto os abertos montram as trincas externas. Nota-se que as curvas obtidas através do CTOA apresentam diferença quase nula entre os comportamentos dos dutos com trinca externa e interna, para a mesma

geometria de defeito (3×60, 7×140 e 10×200 *mm*). Outro aspecto bastante marcante é a grande diferença entre as curvas experimentais e numéricas, principalmente se comparado com as curvas obtidas através do modelo de células.

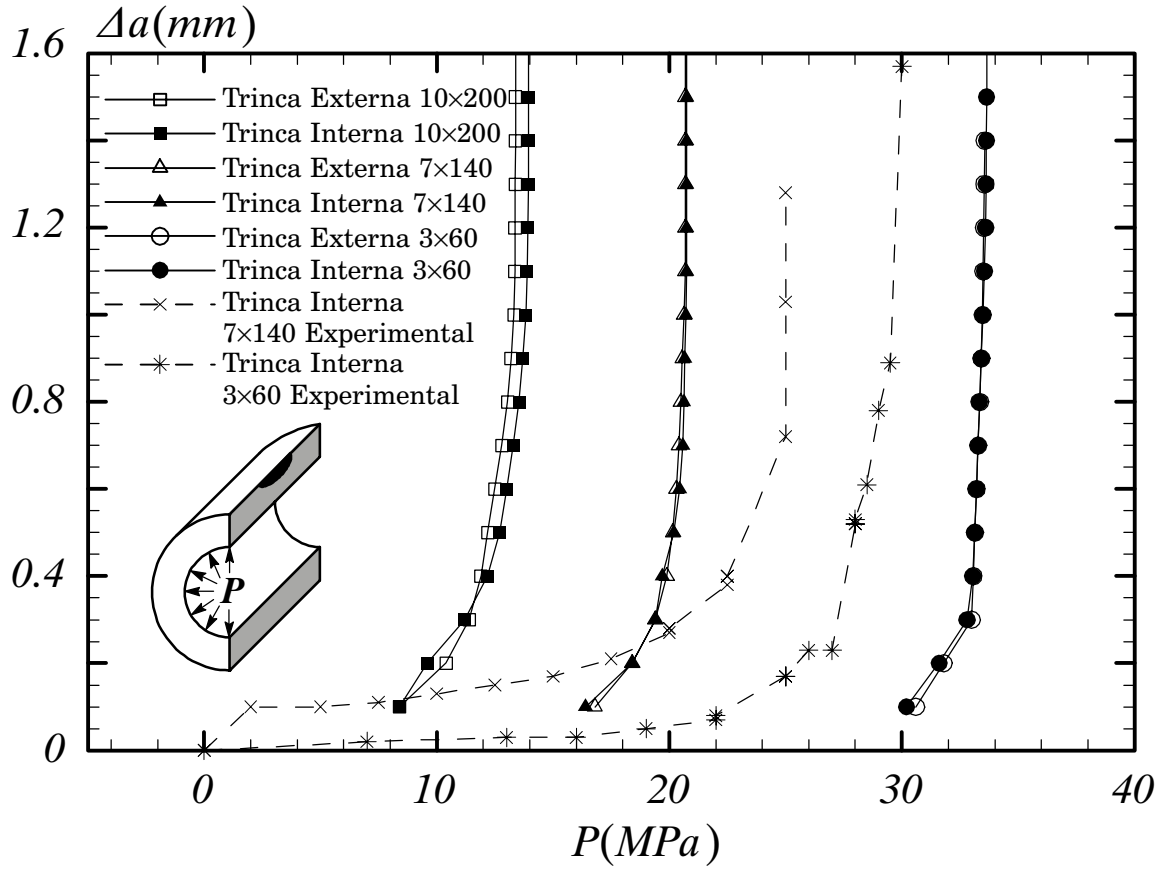



**Figura 48** *Previsão numérica da pressão de colapso dos dutos construídos em API 5L-X60, longitunalmente trincados com diferentes geometrias utilizando CTOA.*

Em todas as análises, a previsão da extensão dúctil da trinca, $\Delta a$, é relativamente pequena ($\Delta a \approx 1.2$ *mm*) imediatamente antes do colapso. A Fig. 49 mostra a configuração deformada do modelo com células computacionais para o duto com trinca interna de 7×140 *mm* em quatro etapas de carregamento (8, 16, 24 e 27 *MPa*). Para esta configuração, o início do crescimento dúctil ocorre na pressão $P \approx 8$ *MPa* e a extensão subseqüente da trinca até $\Delta a \approx 1.0$ *mm*. Todo o fraturamento situa-se dentro de uma zona de processo relativamente contida à frente da trinca. Somente algumas células possuem alta porosidade indicando elevado nível de dano material. Devido ao efeito do *bulging* (protuberância) para carregamentos acima de $P \approx 15$ *MPa* todo o ligamento da estrutura começa a ficar

intensamente plastificado, acarretando em uma perda acentuada de triaxialidade de tensões. Contudo, a zona de processo de dano nas células continua relativamente restrita às regiões logo à frente da trinca. No caso dos dutos estudados, o efeito há pouco descrito é intensificado por dois fatores: (1) a relação $R/t$, que neste caso é igual a 16, caracterizando um duto de paredes finas (em relação ao diâmetro) e (2) o baixo coeficiente de encruamento ($n \approx 15.8$) que, aliado ao efeito da protuberância, permite que a zona de intensa plastificação espalhe-se mais sobre o ligamento remanescente.

Nas análises que utilizam células computacionais, o incremento da pressão interna, até valores próximos da pressão de colapso, proporciona um rápido aumento do tamanho da zona de processo de fratura. Neste ponto, o material perde significativamente a capacidade de carga no ligamento da trinca ($t - a$), o que provoca a sua ruptura (e colapso global do duto). Isto ocorre com extensão relativamente pequena da trinca e este comportamento contrasta com a resposta dúctil observada experimentalmente para a amostra C(T), onde crescimentos de trincas muito maiores ($\Delta a \approx 4\ \ mm$) foram observados nos ensaios de *Curva R*. Entretanto, o crescimento de trincas obtidos para as amostras de dutos com trincas internas de 3×60 e 7×140 *mm* são da mesma ordem das medidas experimentais, lembrando que as medições experimentais do crescimento de trinca foram interrompidas antes do rompimento dos dutos.

Estas curvas de pressão em função do crescimento de trinca não provêm uma forma simples e criteriosa de localizar o ponto de colapso dos dutos. Uma forma bastante clara de determinar a pressão de colapso é através da mudança de crescimento de trinca estável para instável. Esta mudança no comportamento pode ser avaliada através da taxa de crescimento de trinca que, para o caso dos dutos, é escrita na forma infinitesimal:

$$\xi = \frac{da}{dP} \tag{18}$$

onde $\xi$ é a taxa de crescimento de trinca em função da pressão aplicada internamente ao duto, $da$ é o diferencial de crescimento de trinca e $dP$ é o

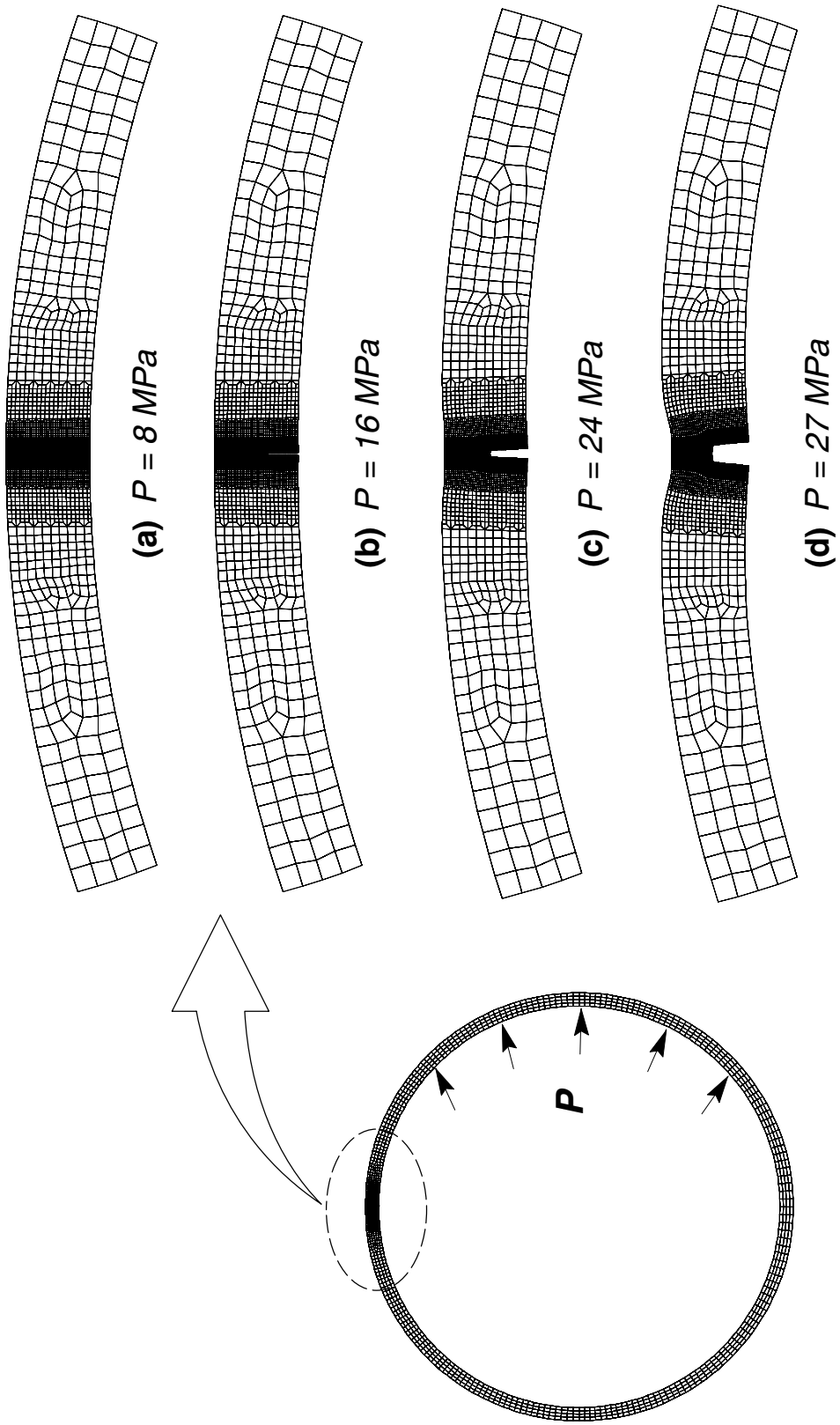



**Figura 49** *Previsão da evolução da protuberância e a abertura da trinca para o duto com trinca interna de 7 × 140 mm para quatro etapas de carregamento: (a) P = 8 MPa; (b) P = 16 MPa; (c) P = 24 MPa e d) P = 27 MPa.*

diferencial de pressão. Porém, como trata-se de análises numéricas com discretização finita podemos simplificar a diferenciação $\xi$ em termos de $\overline{\Delta a}$ e $\Delta P$. Esta expressão para a taxa de crescimento de trinca pode ser escrita na forma:

$$\xi = \frac{da}{dP} \simeq \frac{\overline{\Delta a}}{\Delta P} \tag{19}$$

desta forma, $\overline{\Delta a}$ e $\Delta P$ são expressas por:

$$\overline{\Delta a} = \Delta a_{i+1} - \Delta a_i \tag{20}$$

$$\Delta P = \Delta P_{i+1} - \Delta P_i \tag{21}$$

onde $\Delta a_i$ e $\Delta P_i$ denotam os valores de extensão de trinca e pressão no passo de carregamento $i$. Logo, através da Eq. (19), pode-se calcular as curvas de taxa de crescimento de trincas e localizar o ponto de instabilidade (ponto onde a trinca passa de crescimento estável para instável) e determinar a pressão de colapso para dutos com defeitos longitudinais. As Figs. 50 e 51 mostram as taxas de crescimento coordenadas com a pressão aplicada ao duto, estas curvas serão denominadas como *Curvas* $da/dP$. A Figura 52 mostra a evolução da curva da taxa de crescimento de trinca sincronizada com o campo de tensões presente no ligamente remanescente no duto com trinca interna de 7×140 $mm$, utilizando células computacionais.

Observando as *Curvas* $da/dP$ nota-se que a uma determinada pressão as curvas tornam-se bastante íngremes, *i.e.*, as curvas estão tendendo à uma assíntota vertical. Neste estágio, e a *Curva* $da/dP$ está com uma inclinação bastante acentuada ($da/dP \rightarrow \infty$) indica que o crescimento de trinca não é mais estável. Pode-se encontrar este mecanismo em todas as análises realizadas, tanto para os modelos com células ou CTOA. As Figuras 53 e 54 mostram a previsão da pressão de colapso para os dutos utilizando os modelos de células computacionais e CTOA respectivamente. Os símbolos nos gráficos representam os valores previstos da pressão de colapso, enquanto a linha sólida define a igualdade entre a previsão numérica e os resultados experimentais, *i.e.*, $P_{\exp} = P_{prev}$. As Tabelas 9 e 10 mostram os valores das previsões e a comparação com os valores medidos experimentalmente.

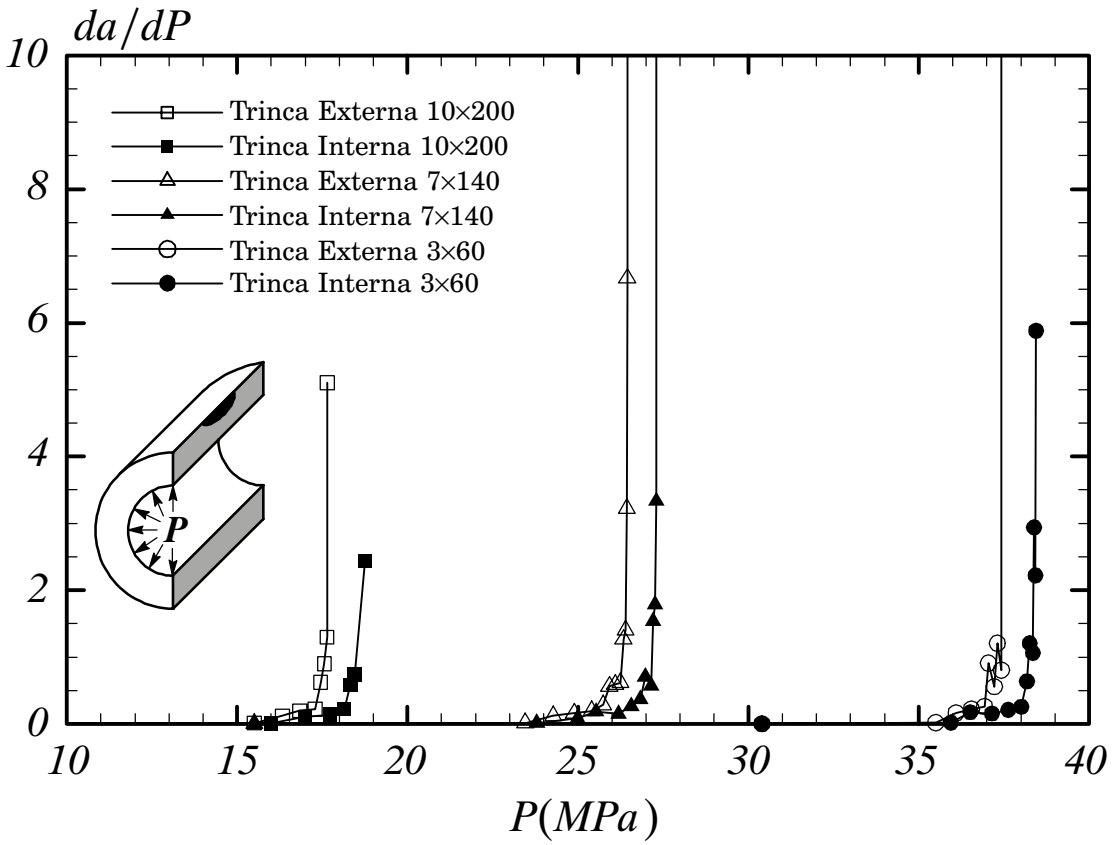



**Figura 50** *Previsão numérica da taxa de crescimento de trinca (da/dP) nos dutos construídos em API 5L-X60, longitudinalmente trincados com diferentes geometrias utilizando células computacionais.*

**Tabela 9:** *Previsão da pressão de colapso numérica utilizando células computacionais e a relação com as medições experimentais para os dutos construídos em API 5L-X60.*

| $a \times 2c$ (mm) | **Trinca Interna** | | **Trinca Externa** | |
|---|---|---|---|---|
| | $P_{GT}$ (MPa) | $P_{exp}/P_{GT}$ | $P_{GT}$ (MPa) | $P_{exp}/P_{GT}$ |
| $3 \times 60$ | 38.3 | 0.86 | 37.6 | 0.84 |
| $7 \times 140$ | 27.3 | 1.01 | 26.5 | 1.06 |
| $10 \times 200$ | 18.8 | 1.17 | 17.6 | 1.19 |

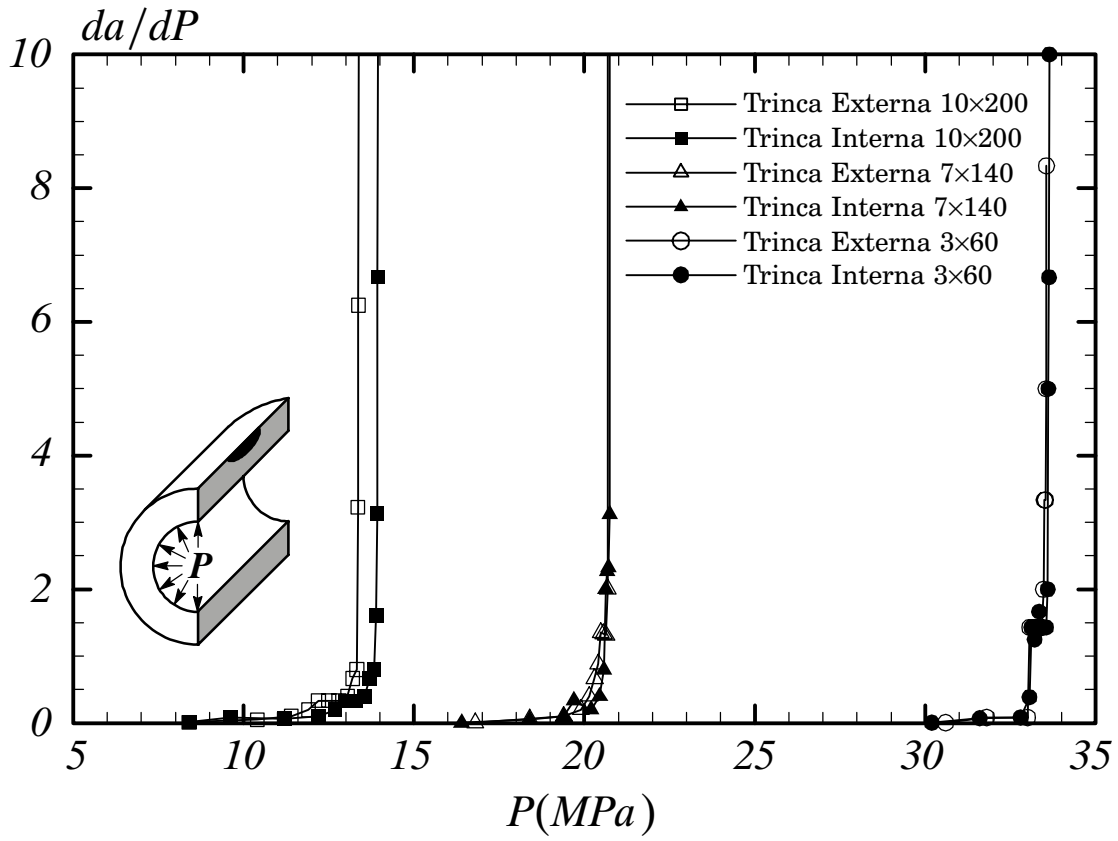



**Figura 51** *Previsão numérica da taxa de crescimento de trinca (da/dP) nos dutos construídos em API 5L-X60, longitudinalmente trincados com diferentes geometrias utilizando CTOA.*

**Tabela 10:** *Previsão da pressão de colapso numérica utilizando o critério CTOA e o erro relativo às medições experimentais para os dutos construídos em API 5L-X60.*

| $a \times 2c$ (mm) | Trinca Interna | | Trinca Externa | |
|---|---|---|---|---|
| | $P_{CTOA}$ (MPa) | $P_{exp}/P_{CTOA}$ | $P_B$ (MPa) | $P_{exp}/P_{CTOA}$ |
| $3 \times 60$ | 33.2 | 0.99 | 33.1 | 0.95 |
| $7 \times 140$ | 20.5 | 1.43 | 20.6 | 1.21 |
| $10 \times 200$ | 13.4 | 1.64 | 13.9 | 1.51 |

As análises utilizando células computacionais, em geral, produziram resultados bastante satisfatórios, especialmente para as amostras com trincas internas, nos dutos com trincas de 7×140 *mm*. Em contraste com os resultados obtidos através das células computacionais, as pressões de colapso provenientes do critério CTOA não produziram resultados adequados, com erros de até $\approx$ 40%. Entretando, pode-se observar um comportamento bastante contraditório nas

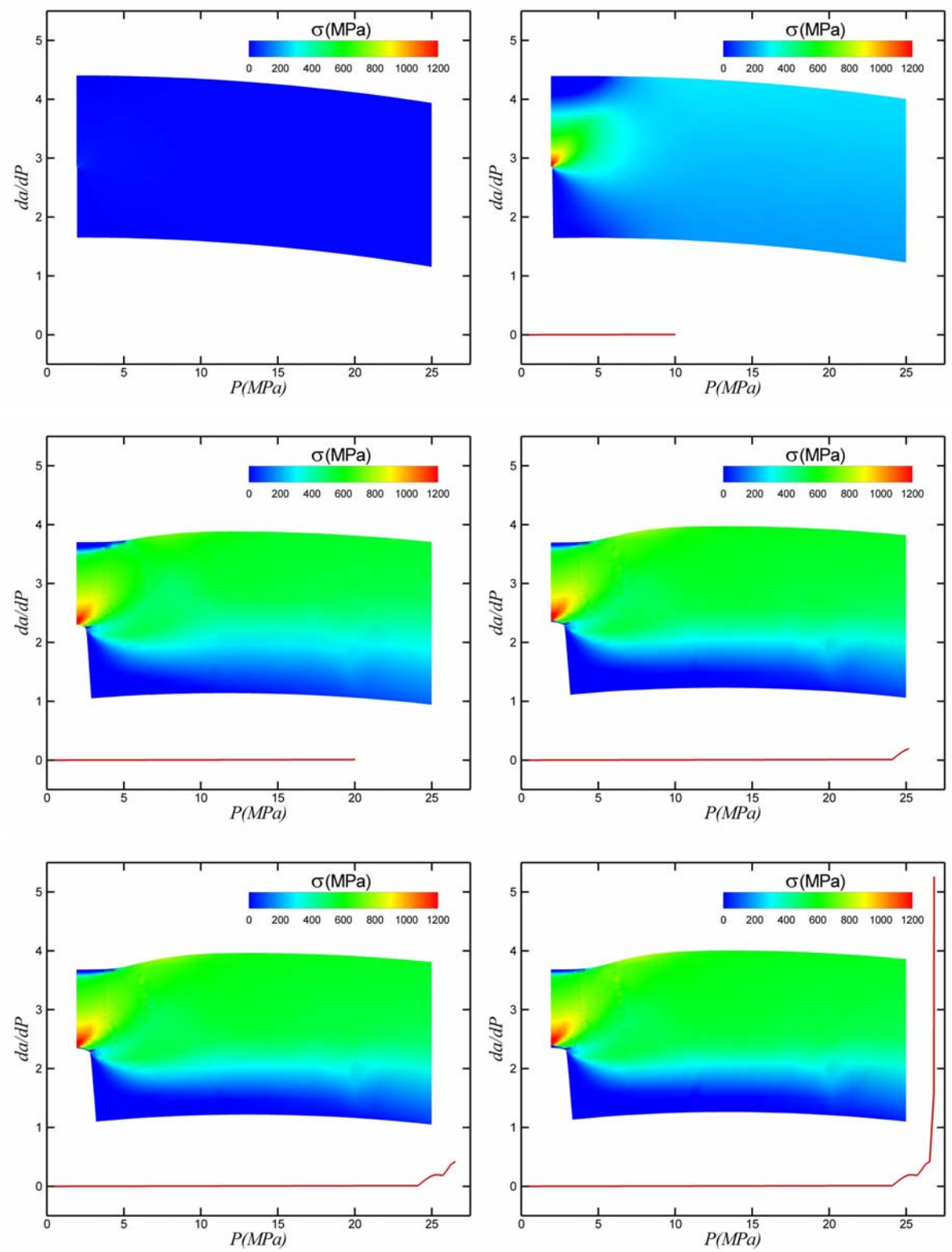



**Figura 52** *Evolução da taxa de crescimento de trinca (da/dP), utilizando células computacionaus, sincronizada com o campo de tensões de abertura presente no ligamento remanescente do duto com trinca interna de 7×140 mm.*

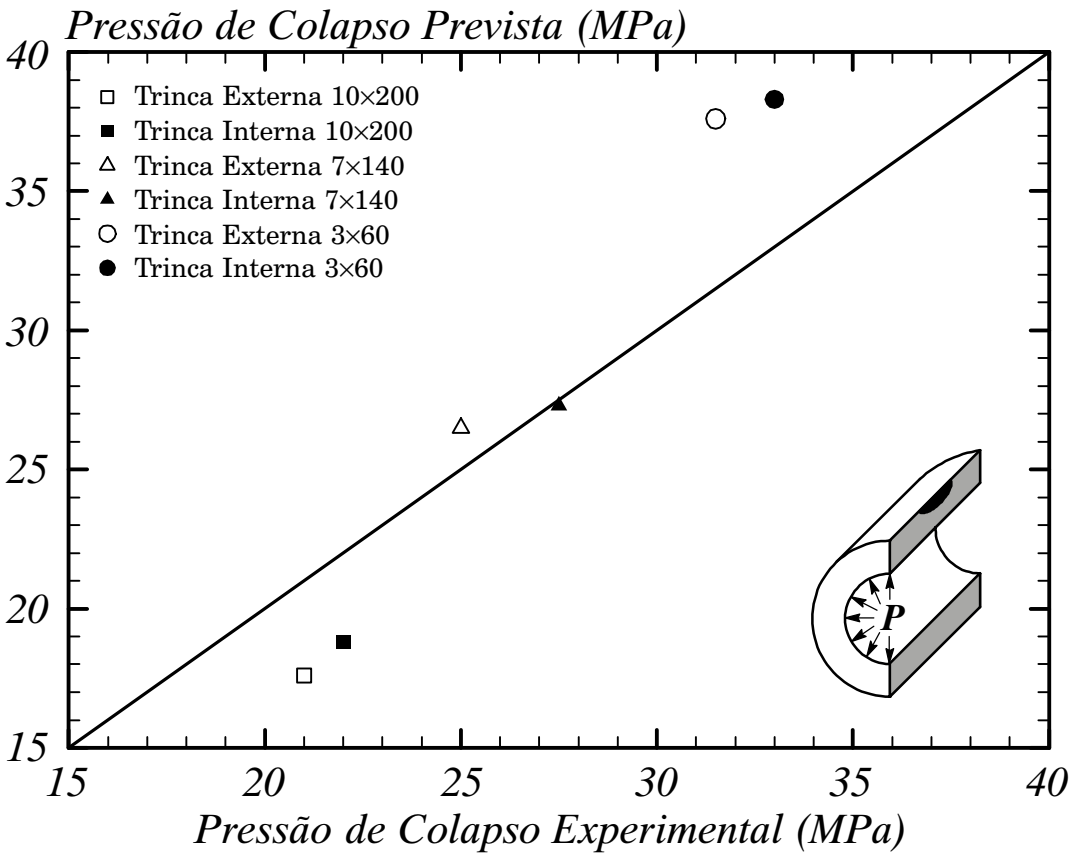



**Figura 53** *Comparação entre as pressões de colapso previstas pelo modelo de células e experimental para os dutos construídos em API 5L-X60.*

previsões geradas pelo CTOA; as pressões de colapso para as amostras com trincas rasas (3×60 *mm*) obtiveram um excelente ajuste com os resultados experimentais em contraposição com os resultados para as outras geometrias de trincas utilizando CTOA e os resultados paras as trincas de 3×60 *mm* utilizando células computacionais. A Tabela 11 sumariza todos os resultados obtidos para os dutos construídos em aço API 5L-X60, incluindo as previsões obtidas através do procedimento BS:7910.

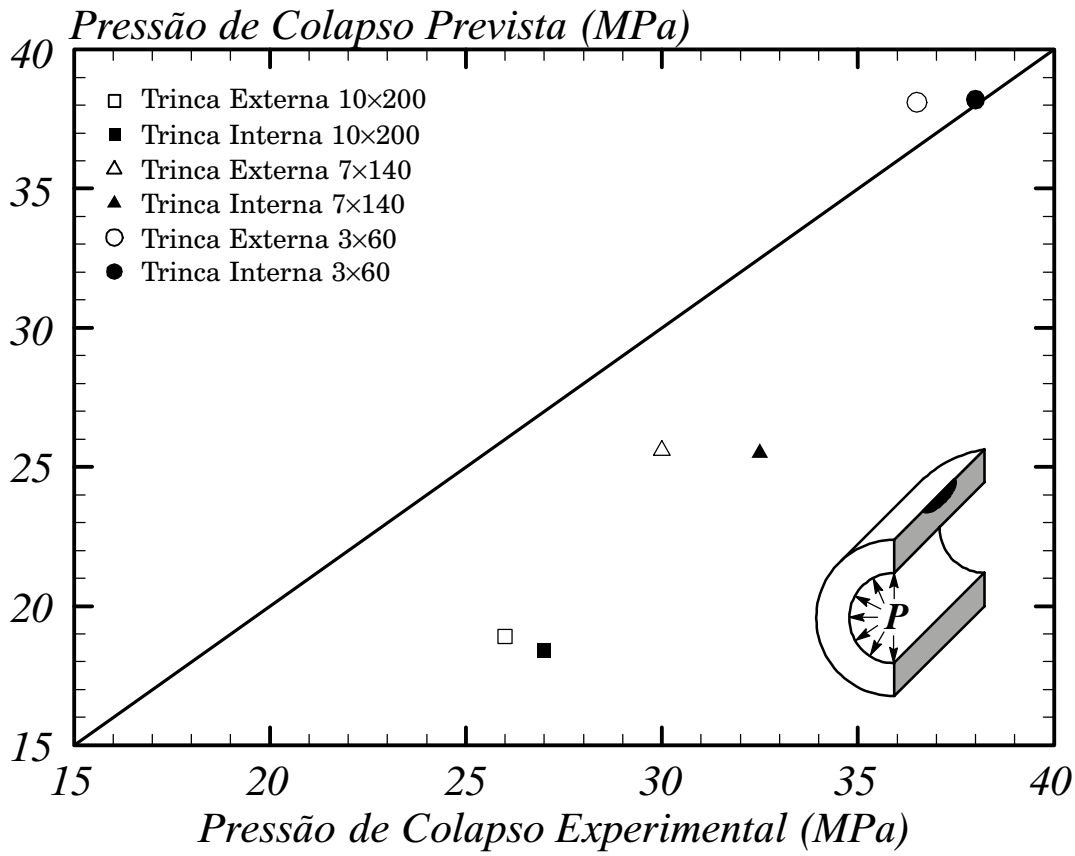



**Figura 54** *Comparação entre as pressões de colapso previstas pelo critério CTOA e experimental.*

**Tabela 11:** *Comparação das previsão da pressão de colapso através da BS:7910, células computacionas e o CTOA para os dutos construídos em API 5L-X60.*

| $a \times 2c$ (mm) | **BS:7910** $P_{BS}$ (MPa) | **Trinca Interna** | | | **Trinca Externa** | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | | $P_{exp}$ (MPa) | $P_{GT}$ (MPa) | $P_{CTOA}$ (MPa) | $P_{exp}$ (MPa) | $P_{GT}$ (MPa) | $P_{CTOA}$ (MPa) |
| $3 \times 60$ | 21.4 | 33.0 | 38.3 | 33.2 | 31.5 | 37.6 | 33.1 |
| $7 \times 140$ | 19.3 | 27.5 | 27.3 | 20.5 | 25.0 | 26.5 | 20.6 |
| $10 \times 200$ | 14.2 | 22.0 | 18.8 | 13.4 | 21.0 | 17.6 | 13.9 |

### *7.3.2 API 5L-X70*

Da mesma forma como procedido para o aço API 5L-X60, os parâmetros computacionais calibrados anteriormente são assumidos como constantes e utilizados nas análises de previsão de colapso.

A Figura 55 apresenta evolução da trinca com o incremento de pressão para as duas configurações de trincas (1.5×15 e 3.5×58 $mm$) dos dutos construídos em aço API 5L-X70; ao contrário dos dutos fabricados em aço API 5L-X60, não houve monitoração do crescimento de trinca no programa experimental para estas amostras. Também neste caso, as previsões de extensão dúctil da trinca, $\Delta a$, foram relativamente pequenas ($\Delta a \approx 0.6\ mm$). Apesar do crescimento de trinca relativamente pequeno e uma previsão de colapso ligeiramente superior ao valor experimental, estes resultados possuem boas correlações com as medições experimentais de pressão de colapso para as duas amostras com erro máximo de $\approx 7\%$.

A Figura 56 mostra as *Curvas* $da/dP$ para os dutos construídos em aço API 5L-X70; nota-se que a uma determinada pressão as curvas começam a tender à uma assíntota vertical, como previsto nos dutos fabricados em aço API 5L-X60. Neste estágio, onde a *Curva* $da/dP$ está com uma inclinação bastante acentuada ($da/dP \rightarrow \infty$) indica que o crescimento de trinca não é mais estável. A Figura 57 mostra a previsão da pressão de colapso para os dutos utilizando os modelos de células computacionais. Os símbolos nos gráficos representam os valores previstos da pressão de colapso, enquanto a linha sólida define a igualdade entre a previsão numérica e os resultados experimentais, *i.e.*, $P_{\exp} = P_{prev}$. A Tabela 12 mostra os valores das previsões e a comparação com os valores medidos experimentalmente, a Tabela 13 compara todas as previsões feitas para os dutos construído em API 5L-X70.

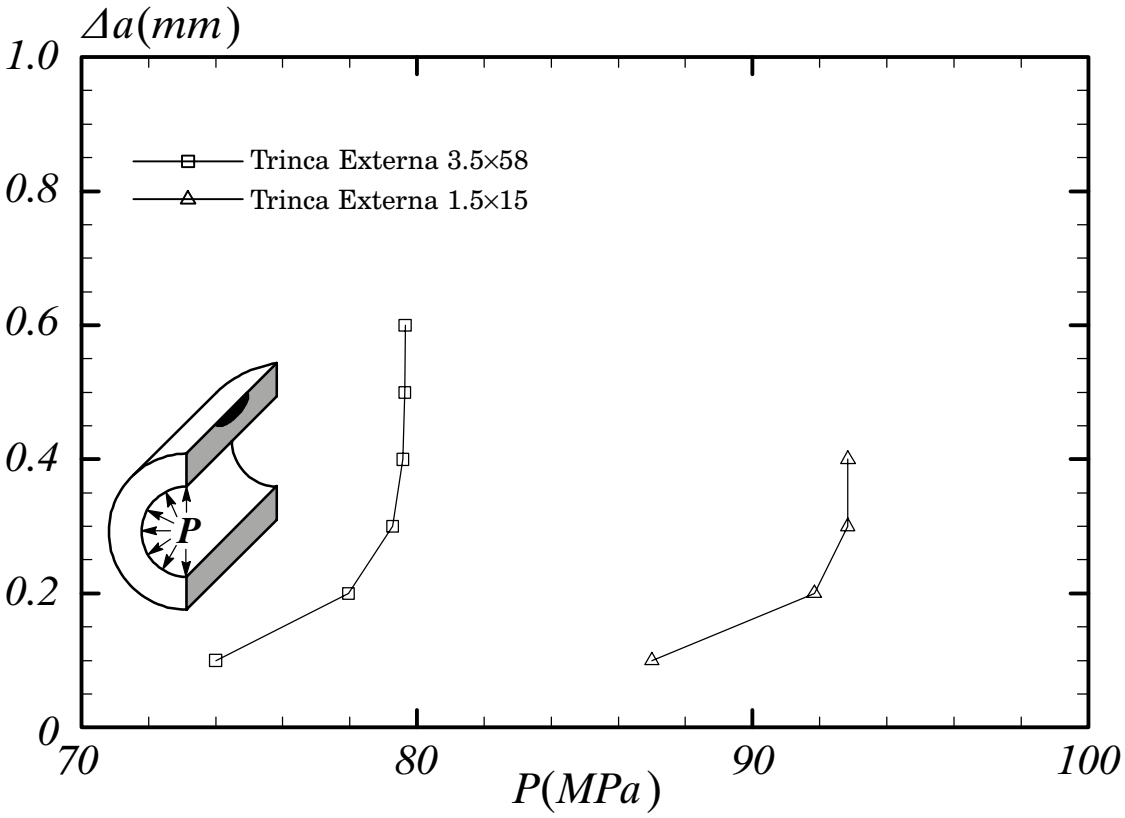



**Figura 55** *Previsão numérica da pressão de colapso dos dutos construídos em API 5L-X70, longitunalmente trincados com diferentes geometrias utilizando células computacionais.*

**Tabela 12:** *Previsão da pressão de colapso numérica utilizando células computacionais e a relação com as medições experimentais para os dutos construídos em API 5L-X70.*

| $a \times 2c$ (mm) | **Trinca Externa** | |
|---|---|---|
| | $P_{GT}$ (MPa) | $P_{exp}/P_{GT}$ |
| $1.5 \times 15$ | 92.8 | 0.98 |
| $3.5 \times 58$ | 79.6 | 1.08 |

**Tabela 13:** *Comparação das previsão da pressão de colapso através da BS:7910 e células computacionas para os dutos construídos em API 5L-X70.*

| $a \times 2c$ (mm) | **BS:7910** $P_{BS}$ (MPa) | **Trinca Externa** | |
|---|---|---|---|
| | | $P_{exp}$ (MPa) | $P_{GT}$ (MPa) |
| $1.5 \times 15$ | 62.8 | 91.0 | 92.8 |
| $3.5 \times 58$ | 60.6 | 85.7 | 79.6 |

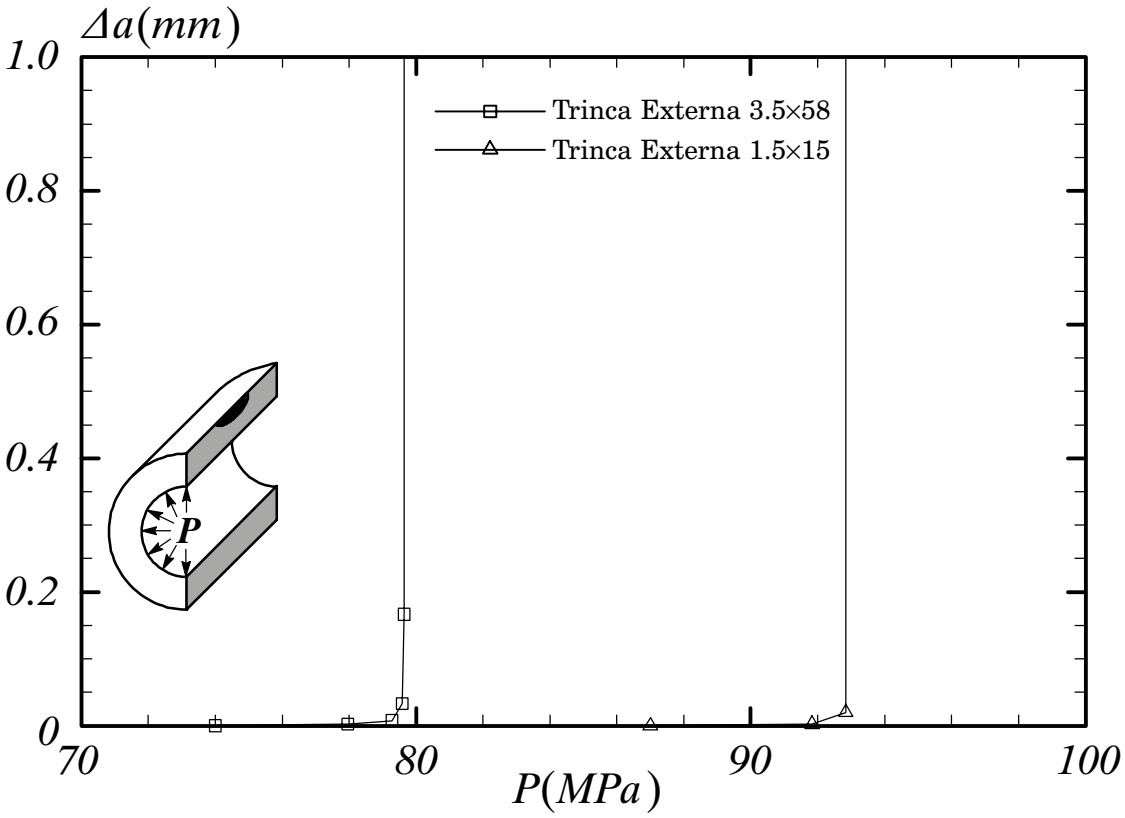



**Figura 56** *Previsão numérica da taxa de crescimento de trinca (da/dP) nos dutos construídos em API 5L-X70, longitudinalmente trincados com diferentes geometrias utilizando células computacionais.*

As boas previsões realizadas para os dutos de 8 5/8" de diâmetro com trincas rasas, construídos em aço API 5L-X70 e utilizando células computacionais, contrastam com as previsões de pressão de colapso para os dutos de 20" com trincas 3×60 *mm* (interna e externa). Estas diferenças nas precisões das previsões estão relacionadas com a razão $D/t$, a qual mede indiretamente a rigidez dos dutos, que no presente estudo são: $D/t = 32.2$ para os dutos de 20" e $D/t = 14.6$ para os dutos de $8^{5/8}$". Valores de $D/t$ mais elevados representam dutos com parede mais finas com menor rigidez e, conseqüentemente, efeito mais intenso do *bulging* diminuindo a triaxialidade de tensões à frente da trinca e espalhando mais a zona intensamente plastificada pelo ligamento remanescente $(t - a)$. A perda de triaxialidade devido a baixa rigidez do dutos (valor elevado $D/t$) e associada a uma geometria de defeitos de baixa triaxialidade (com as trincas de 3×60 *mm*), afetam diretamente a resposta do modelo GT e a sua capacidade de previsão de extensão dúctil de trincas, aumentado o desvio das previsões em relação aos valores

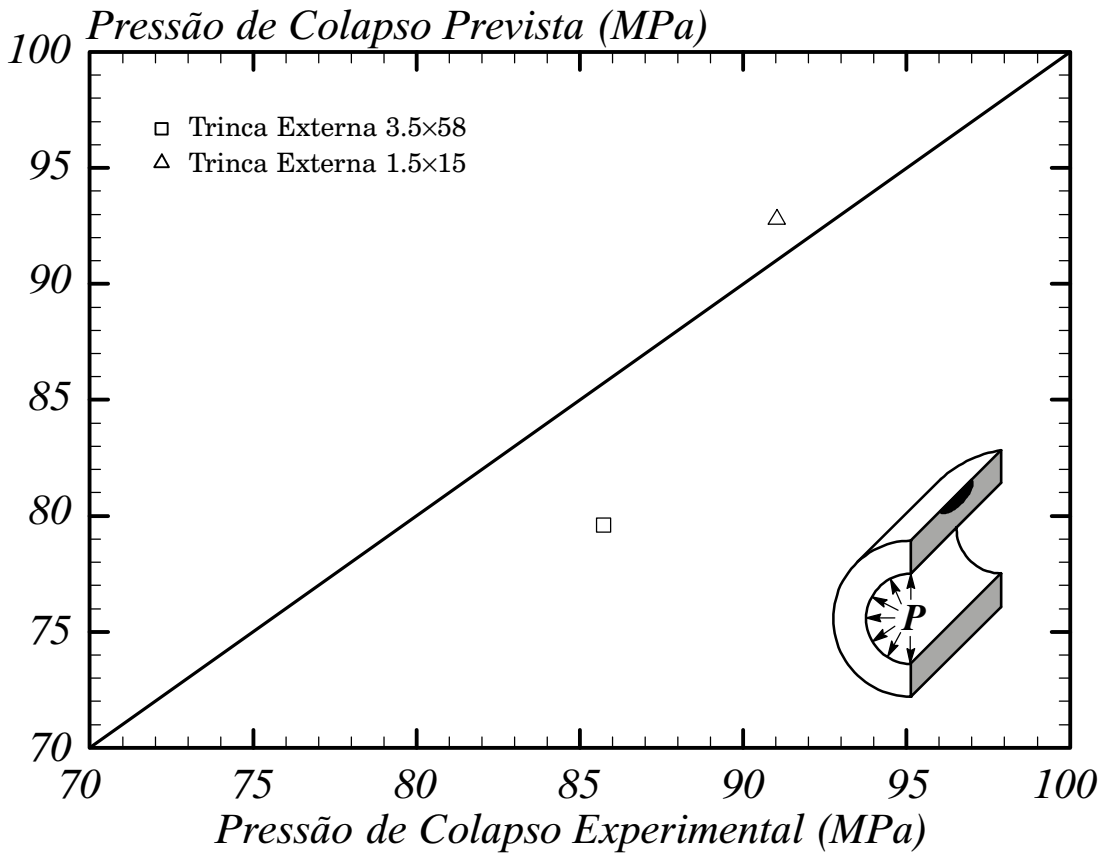



**Figura 57** *Comparação entre as pressões de colapso previstas pelo modelo de células e experimental para os dutos construídos em API 5L-X70.*

experimentais. Os resutados e previsões numéricas referentes ao CTOA serão discutidos adiante no Capítulo 8.

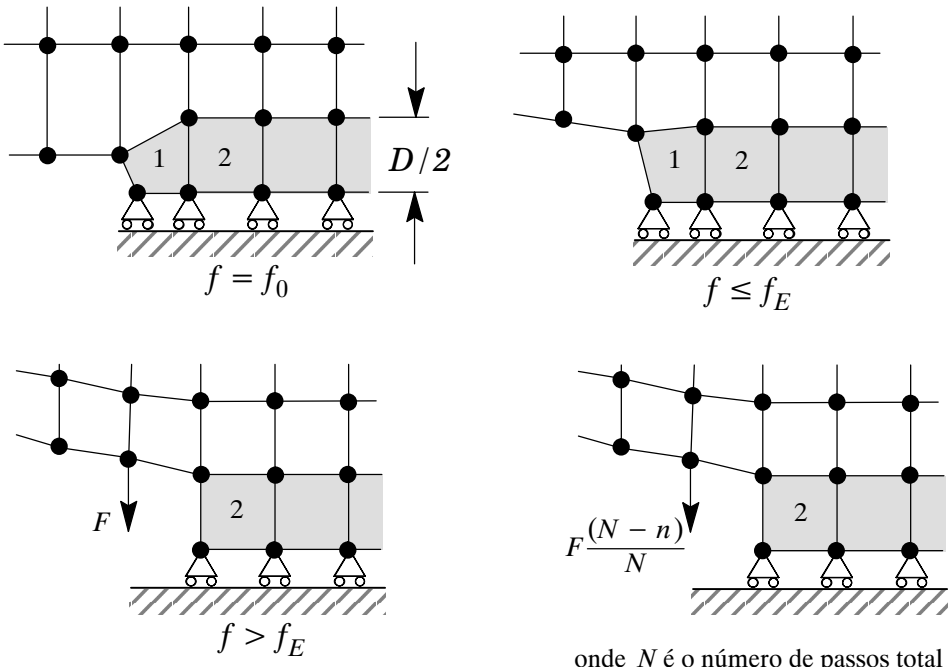
# COMPORTAMENTO MECÂNICO/NUMÉRICO DOS MODELOS DE EXTENSÃO DE TRINCAS PARA PREVISÃO DE PRESSÃO DE COLAPSO 8

Os resultados obtidos através dos modelos de extensão de trincas em estado plano de deformações (2D) indicam que outros mecanismos mecânicos/numéricos estão envolvidos nas análises de previsão de pressão de colapso. Este indício é mais aparente nos resultados gerados pelo CTOA, onde existe uma discrepância acentuada entre os resultados com trincas rasas ($3\times60$ $mm$) e profundas ($7\times140$ e $10\times200$ $mm$), que se contrastam significativamente com os resultados obtidos utilizando células computacionais. Esta Seção contempla um estudo sobre o comportamento mecânico/numérico dos modelos de extensão de trincas (células computacionais e CTOA) a fim de realizar uma melhor avaliação sobre a adequabilidade dos referidos modelos para a previsão de pressão de colapso em dutos contendo defeitos logitudinais.

## 8.1 Comportamento Mecânico/Numérico do Modelo GT e Células Computacionais

O mecanismo de liberação de forças remanescentes após a propagação da trinca é um dos fatores que pode influenciar os resultados de previsão de colapso em dutos de grandes diâmetros e paredes finas. Taxas de liberação muito elevadas, *i.e.*, liberação muito rápida das forças, podem acarretar problemas de convergência numéricas e/ou respostas errôneas do modelo de células computacionais. Em contrapartida, taxas muito lentas de liberação das forças aumentam demasiadamente a zona de processo de dano das células computacionais, aumentando o dano sobre a estrutura analisada. É evidente que a definição de taxa alta ou baixa de liberação de forças depende da estrutura bem como do material estudado, logo é necessário verificar a influência destes parâmetros computacionais na resposta dos modelos estudados. Gullerud et al. [96] realizaram estudos sobre a influência destes parâmetros para materiais

"genéricos", que demonstraram uma influência não muito acentuada sobre corpos-de-prova com alta e baixa triaxialidade (1-T SE(B) e 1-T M(T)). Entretanto, a resposta do modelo à liberação de forças residuais é influência do material e forma geométrica da estrutura, que no caso dos dutos possui uma triaxialidade bem mais baixa que do casos estudados por Gullerud et al. [96]. A Figura 58 ilustra o funcionamento esquemático do processo de liberação das forças por passos. A Fig. 59 mostra a influência da liberação de forças do modelo de células computacionais na resposta de crescimento de trinca para a amostra 0.5-T C(T) (utilizada neste estudo).




extinção da célula 1 e começo da liberação das forças remanescentes através da técnica de liberação por passos, *n=1*.

onde *N* é o número de passos total para liberação das forças e *n* é o passo corrente de liberação das forças. Quando *n=n +1* e *n=N* as forças remanescentes são zero.

**Figura 58** *Esquematização da técnica de liberação das forças por passos (release steps).*

As Figs. 60 e 61 mostram a mesma resposta nas curvas de crescimento de trincas nos dutos estudados. No caso deste estudo, optou-se pela técnica de liberação das forças por passos (*release steps*) por ser mais simples e amplamente utilizada em análises de crescimento de trincas, possibilitando uma maior clareza nos resultados.

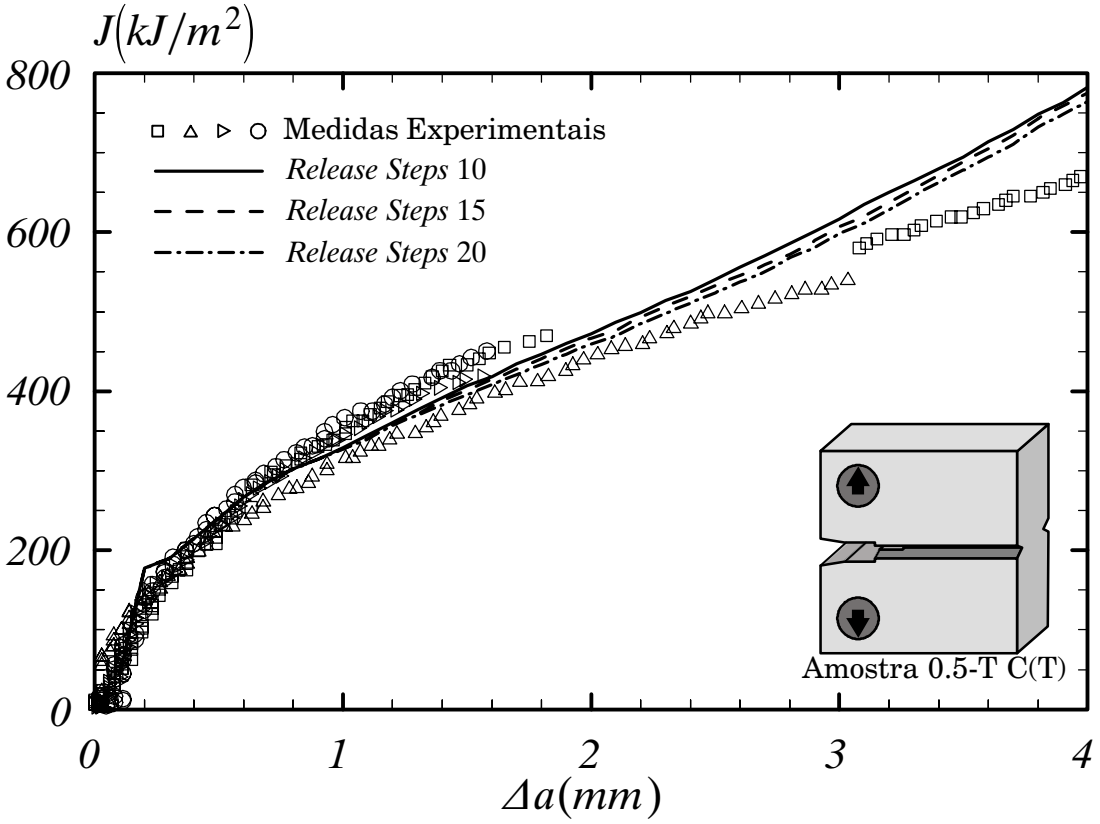



**Figura 59** *Influência da liberação das forças remanescentes na previsão da Curva R para a amostra 0.5-T C(T) em estado plano de deformação e utilizando células computacionais.*

Outro fator que deve ser investigado, no caso de células computacionais, é a influência da porosidade crítica, $f_E$. É fato que este tópico já foi apresentado anteriormente neste trabalho e amplamente discutido por vários pesquisadores [27,59,60,64,65,66,96]. Entretanto, toda a discussão e estudo deste assunto giram em torno de amostras laboratoriais padronizadas, onde as condições de fratura são bem diferentes das encontradas nos dutos. A Figura 62 mostra a influência de $f_E$ sobre a previsão das *Curvas R* utilizando células computacionais, onde pode-se observar que as variações nas *Curvas R*, calculadas numericamente, introduzidas pelas variações nos valores de $f_E$ são bastante pequenas e não alteram a previsão de crescimento no modelo da amostra 0.5-T C(T).

As Figs. 63 e 64 mostram a influência da porosidade crítica sobre as curvas de crescimento de trinca nos dutos. Novamente, as variações de $f_E$ não produziram alterações significantes nas previsões de extensão de trincas nos dutos. Mais além, no caso dos dutos, a influência do referido parâmetro foi bem menor que no caso

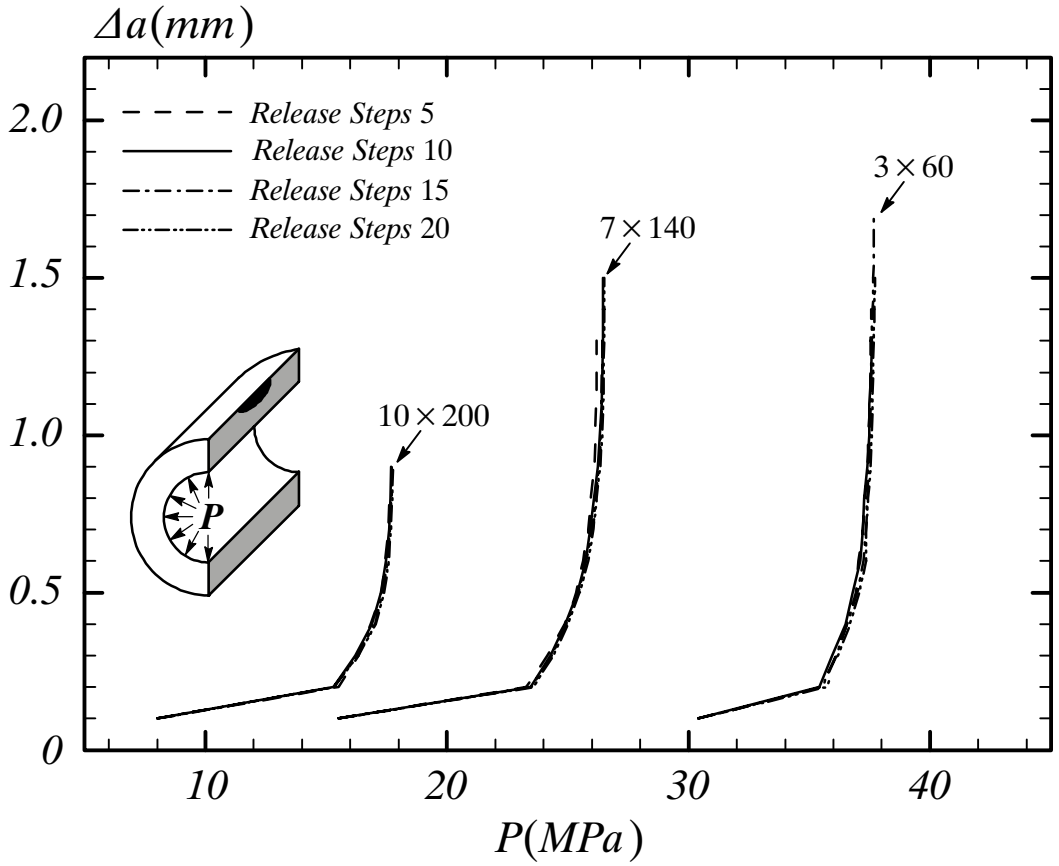



**Figura 60** *Influência da liberação das forças remanescentes na previsão das curvas de crescimento de trincas em estado plano de deformações nos dutos com trinca externa e utlizando células computacionais.*

da amostra C(T). A influência da porosidade crítica no caso dos dutos não altera o comportamento global das curvas de extensão de trinca. Por outro lado, a variação dos valores de $f_E$ produziu alteração na extensão dúctil total nos dutos. Contudo, a variação no crescimento total de trinca nos modelos não altera as previsões de pressão de colapso (foco central deste trabalho), *i.e.*, observa-se que a variação do tamanho de trinca provocada pela variação da porosidade crítica está contida em uma região onde a taxa de crescimento de trinca é bastante elevada, concluindo que neste ponto já houve a falha catastrófica do duto.

Os resultados apresentados nesta Seção, demonstram que os parâmetros numéricos adotados são adequados para a avaliação da integridade estrutural de dutos e a previsão de pressão de colapso. Mais além, este estudo mostrou que o modelo de células computacionais é adequado a este fim e apresenta boa robustez

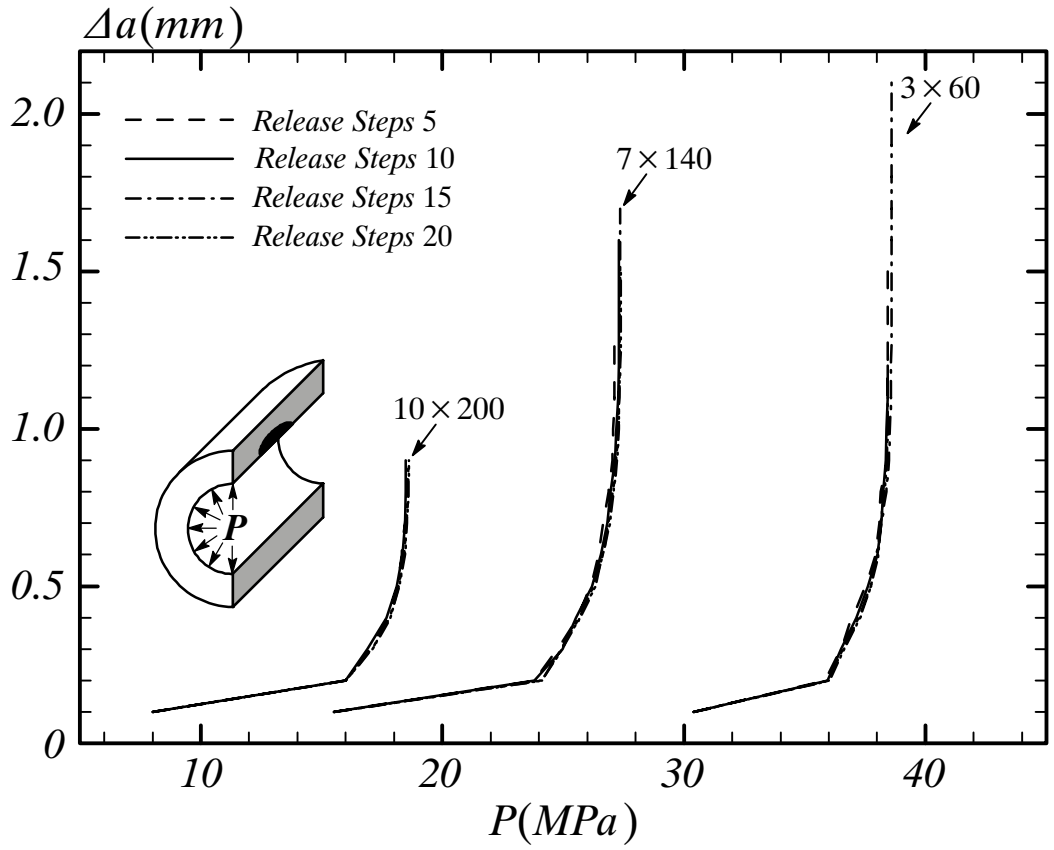



**Figura 61** *Influência da liberação das forças remanescentes na previsão das curvas de crescimento de trincas em estado plano de deformações nos dutos com trinca interna e utlizando células computacionais.*

e de aplicabilidade relativamente fácil, apresentando boa correlação com os resultados experimentais e baixa sensibilidade aos parâmetros computacionais.

## 8.2 Comportamento Mecânico/Numérico do Modelo CTOA

Da mesma forma que foi conduzido o estudo do comportamento mecânico/numérico do modelo de células computacionais, foram conduzidas investigações adicionais para um melhor entendimento do real mecanismo e sensibilidades numéricas agentes nas análises conduzidas com o uso do CTOA. Já foi visto que os resultados apresentados pelo critério em questão são contraditórios e para um melhor entendimento e avaliação da capacidade de previsão de pressão de colapso foram realizados estudos de sensibilidade à parâmetros computacionais. A Fig. 65 apresenta os efeitos da liberação das forças remanescentes sobre a previsão da *Curva R*, utilizando o critério CTOA, onde nestas análises foram fixados os valores de $\theta_I$ e $\theta_R$ em 40.0º e 12.5º respectivamente. É evidente (através dos gráficos) que

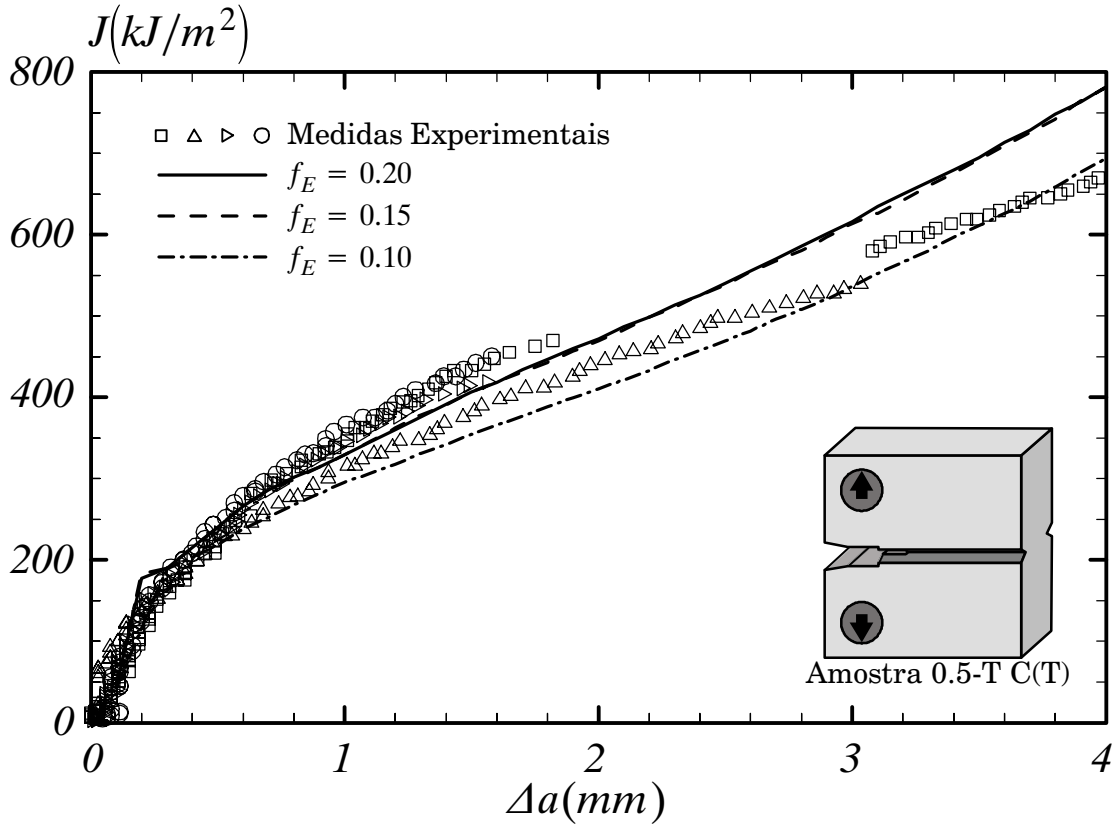



**Figura 62** *Influência da porosidade crítica na previsão da Curva R para a amostra 0.5-T C(T) em estado plano de deformação e utilizando células computacionais.*

o CTOA mostra-se mais susceptível à forma de descarregamento das forças remanescentes.

Contudo, o CTOA ainda é mais sensível ao descarregamento das forças remanescentes nas previsões de extensão de trinca nos dutos como mostram as Figs. 66 e 67. Análises mais profundas dos resultados numéricos revelaram que esta sensibilidade excessiva é proveniente de uma intensificação do efeito da protuberância (*bulging*), que causa um deslocamento quase paralelo dos flancos da trinca (veja Fig. 49 como referência). Apesar da aplicação do CTOA com grande sucesso por outros pesquisadores [41,62,63,70,78,79,81,83,97], uma revisão mais minuciosa destes trabalhos revelou que em todos os casos os pesquisadores estudaram chapas finas ($t = 1 \approx 2\ mm$) de alumínio. Estruturas construídas em chapas finas, como no caso das de alumínio, possuem possuem maior triaxialidade. No caso dos dutos em questão, onde a triaxialidade e o encruamento são menores do que nos estudos em estruturas em alumínio citados, o efeito do *bulging*

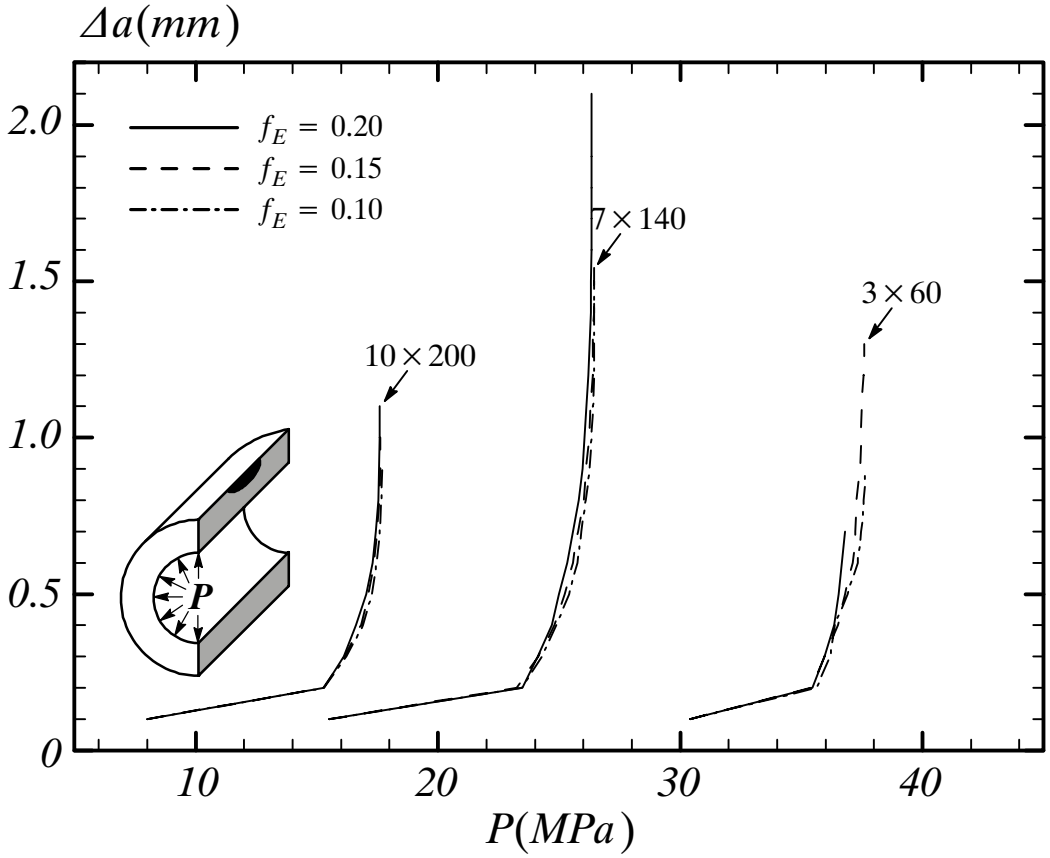



**Figura 63** *Influência da porosidade crítica nas previsões das curvas de crescimento de trincas em estado plano de deformações nos dutos com trinca externa e utilizando células computacionais.*

(protuberância) é intensificado pelo "espalhamento" da zona plástica no ligamento, $t-a$, do duto. A revisão dos trabalhos de pesquisa em estruturas de alumínio revela, adicionalmente, outro fator decisivo para o sucesso obtido pelos pesquisadores do CTOA em tais estruturas: não havia nenhum efeito geométrico como o efeito da protuberância (*bulging*), como no caso dos dutos.

Os resultados obtidos com a utilização do CTOA sugerem que a forte infuência do efeito geométrico esta diretamente relacionada com a espessura dos corpos-de-prova, mais além, nos casos dos dutos diretamente conectada com a relação $D/t$. A espessura do corpo-de-prova ou a relação $D/t$ estão ligadas diretamente a rigidez da estrutura, ou seja, quanto maior a rigidez menor o efeito do *bulging*.

As evidências e efeitos apresentados indicam que o critério CTOA não é adequado para a previsão de pressão de colapso em dutos de grande diâmetro. Os

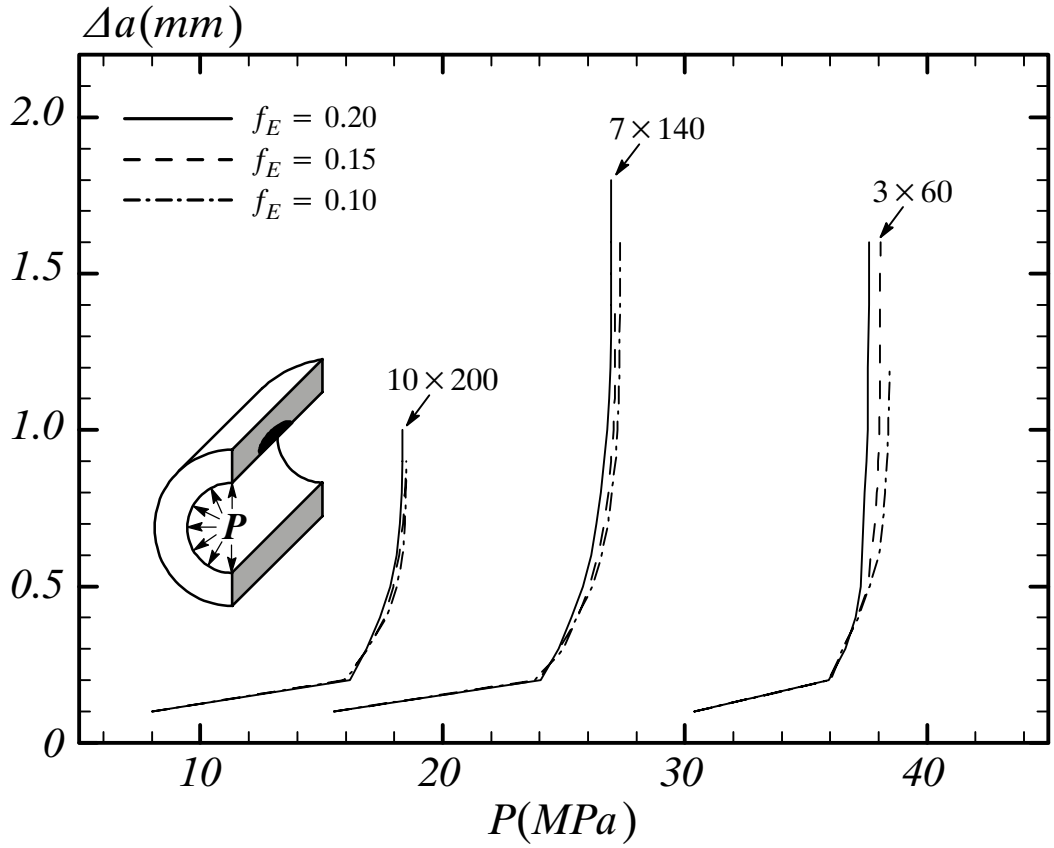



**Figura 64** *Influência da porosidade crítica nas previsões das curvas de crescimento de trincas em estado plano de deformações nos dutos com trinca interna e utilizando células computacionais.*

resultados ainda trazem dúvidas sobre duas hipóteses adotadas para os valores críticos dos ângulos de iniciação e propagação: (1) o valor crítico de propagação é constante para a estrutura, *i.e.*, este valor não se altera com o carregamento; (2) os valores críticos podem ser adotados como constantes para o mesmo material. Para verificar a validade desta hipótese foram conduzidas análises adicionais utilizando células computacionais para medir os valores críticos do CTOA, já que modelo de células mostrou-se adequado para tal uso.

Utilizando modelos contendo células computacionais foi realizado a avaliação da evolução do valor do CTOA, no estado plano de deformações, ao longo do carregamento e do crescimento de trinca. Desta forma, foram utilizadas as amostra 0.5-T C(T) e 1-T SE(T) para a avaliação da evolução do CTOA e comparadas com os valores obtidos, ao logo do carregamento, do duto com trinca interna de 7×140 *mm*. Optou-se pela amostra 0.5-T C(T) devido ao fato que esta

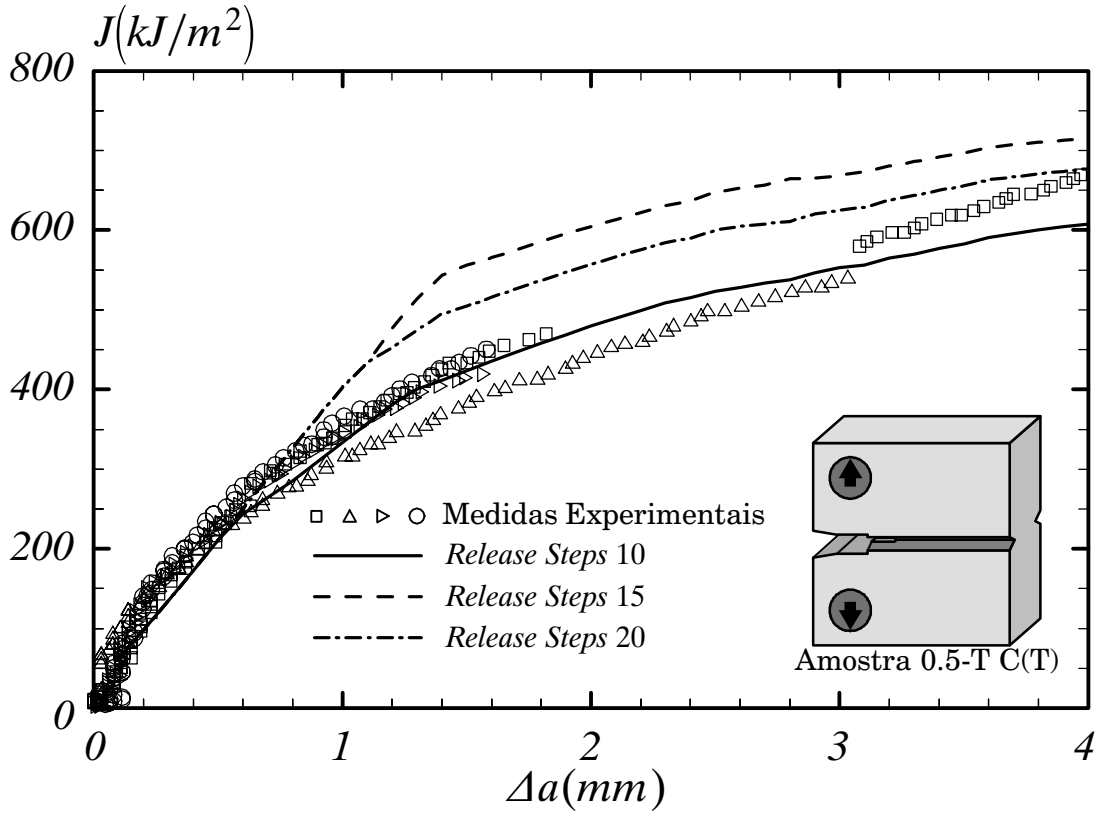



**Figura 65** *Influência da liberação das forças remanescentes na previsão da Curva R para a amostra 0.5-T C(T) em estado plano de deformação e utilizando o critério CTOA.*

amostra é utilizada para calibrar os modelos e, com base nos trabalhos de Cravero e Ruggieri [34,35], foi selecionada a configuração SE(T) devido à similaridade dos campos de tensão desta amostra com os dutos. A Figura 68 mostra os valores previstos de CTOA para a amostra 0.5-T C(T), 1T-SE(T) e um duto com trinca interna de 7×140 *mm*.

Observa-se nas curvas apresentadas na Fig. 68 que o CTOA não é constante para a mesmo material. Em contraste, para a mesma configuração geométrica o valor crítico do ângulo de abertura da ponta da trinca decai ao logo do crescimento de trinca e aproxima-se de um valor constante, como sugerem diversos autores [78,79,81,82]. Mais além, pode-se verificar uma grande diferença entre os valores de CTOA, no patamar constante entre a amostra C(T) e o duto, $\Delta CTOA \approx 25^{o}$. A configuração SE(T) apresentou uma discrepância menor no valor do CTOA que a amostra C(T), mas ainda significativa em relação ao duto, $\Delta CTOA \approx 13^{o}$, mesmo possuindo campos de tensão semelhantes aos dutos [34,35]. É evidente que os

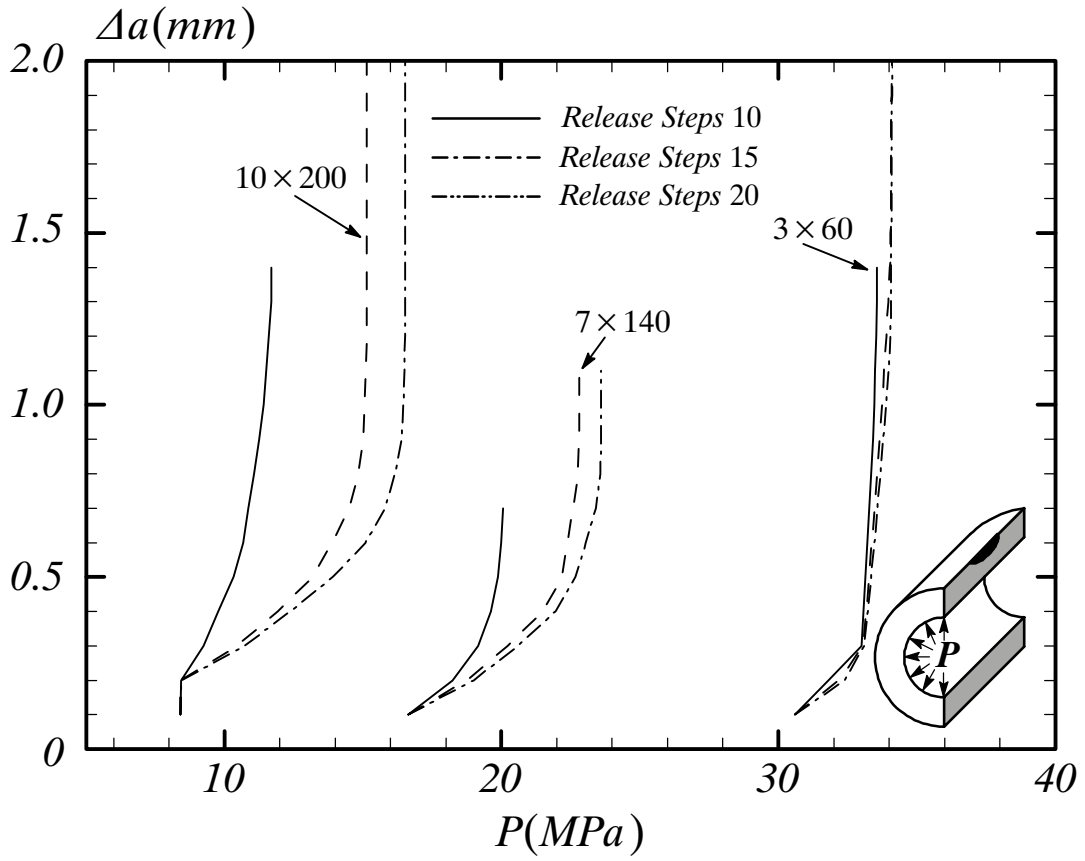



**Figura 66** *Influência da porosidade crítica nas previsões das curvas de crescimento de trincas em estado plano de deformações nos dutos com trinca externa e utilizando CTOA.*

valores previstos de CTOA por estas análises não são os mesmos que os valores calibrados; tendo em vista que as células computacionais sofrem perda de rigidez durante o processo de dano e o modelo CTOA não leva em conta este efeito. Entretanto, estes resultados são bastante significativos, pois é possível avaliar de forma qualitativa o comportamento global do CTOA.

Os estudos numéricos conduzidos para avaliação da adequação do CTOA, para a previsão de pressão de colapso de dutos de grande diâmetro, revelaram que o critério do ângulo da ponta da trinca (CTOA) não é adequado à avaliação da integridade estrutural de estruturas tubulares de grades diâmetros. Este critério sofre significativas influências de diversos fatores numéricos e mecânicos, entre eles: decarregamento das forças remanescentes, coeficiente de encruamento do material, efeito da protuberância, entre outros. Desta forma, os resultados gerados por análises utilizando CTOA não são confiáveis e/ou muito conservadores.

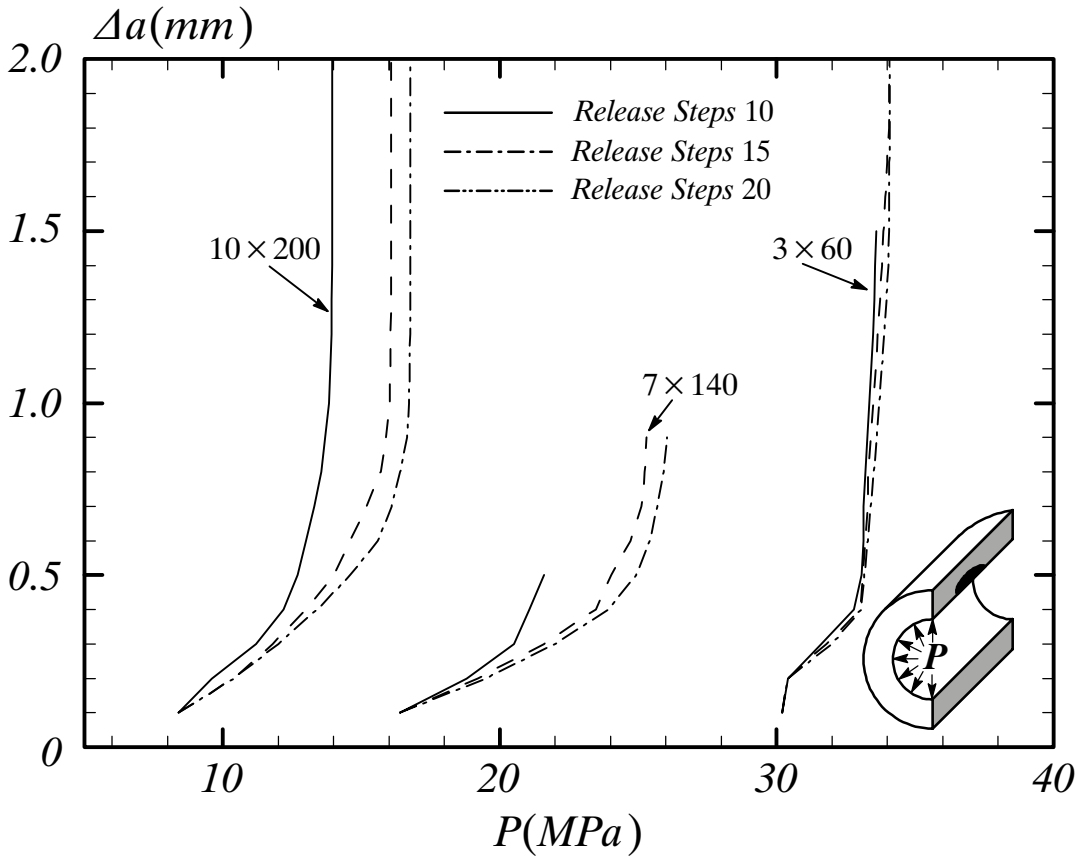



**Figura 67** *Influência da porosidade crítica nas previsões das curvas de crescimento de trincas em estado plano de deformações nos dutos com trinca interna e utlizando CTOA.*

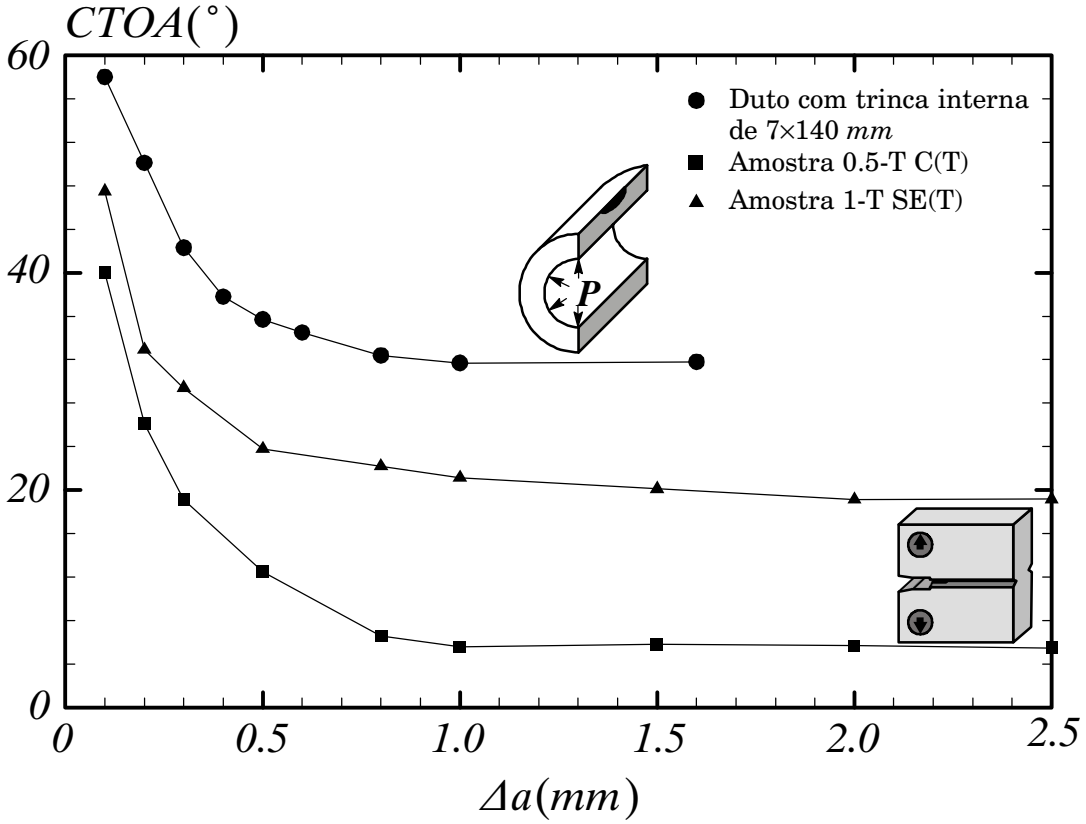



**Figura 68** *Previsão do CTOA utilizando células computacionais.*

# PREVISÃO DE PRESSÃO DE COLAPSO EM DUTOS UTILIZANDO MODELOS 3D 9

Esta seção apresenta os resultados de análises 3D exploratórias conduzidas sobre os modelos para as amostras 0.5-T C(T) em API 5L-X60 e 1-T C(T) em API 5L-X70. As análises sob estado plano de deformação (2D) apresentadas anteriormente descreveram a resposta média do material testado em termos de curvas de resistência $J$-$\Delta a$ e as previsões de pressão de colapso para os dutos de 20" e 8 5/8". Entretanto, aplicações preditivas do modelo de células computacionais em componentes estruturais 3D requerem a consideração de efeitos não planares como, por exemplo, a história de tensões ao longo da espessura da frente de propagação da trinca. Tais análises servem como estudos precursores de geometrias e configurações mais complexas, tais como extensão dúctil de trincas semi-elípticas superficiais, os quais necessitam incorporar os campos 3D de tensões e deformações. Através dos estudos mecânicos/numéricos observou-se a boa robustez do modelo de células. Em contraste à robustez das células computacionais, o CTOA não apresentou bons resultados e apresenta alta sensibilidade a parâmetros computacionais. Devido aos fatores citados não serão conduzidas análises 3D utilizando o modelo CTOA.

## 9.1 Modelos Computacionais 3D

A Figura 69 mostra o modelo de elementos finitos 3D construídos para a amostra 0.5-T C(T) com $a/W = 0.5$ fabricada em aço API 5L-X60. As condições de simetria permitem a construção de somente um quarto da amostra com restrições nodais apropriadas. O malha de elementos finitos possui 10890 elementos isoparamétricos 3D de 8 nós. Para simular a extensão dúctil da trinca, foi modelado o entalhe lateral (*side groove*) de 15% e foram alocadas na malha de elementos finitos 8 *fileiras* de 130 células computacionais ao longo do ligamento ($W - a$), totalizando 1040 células que definem o plano de propagação.

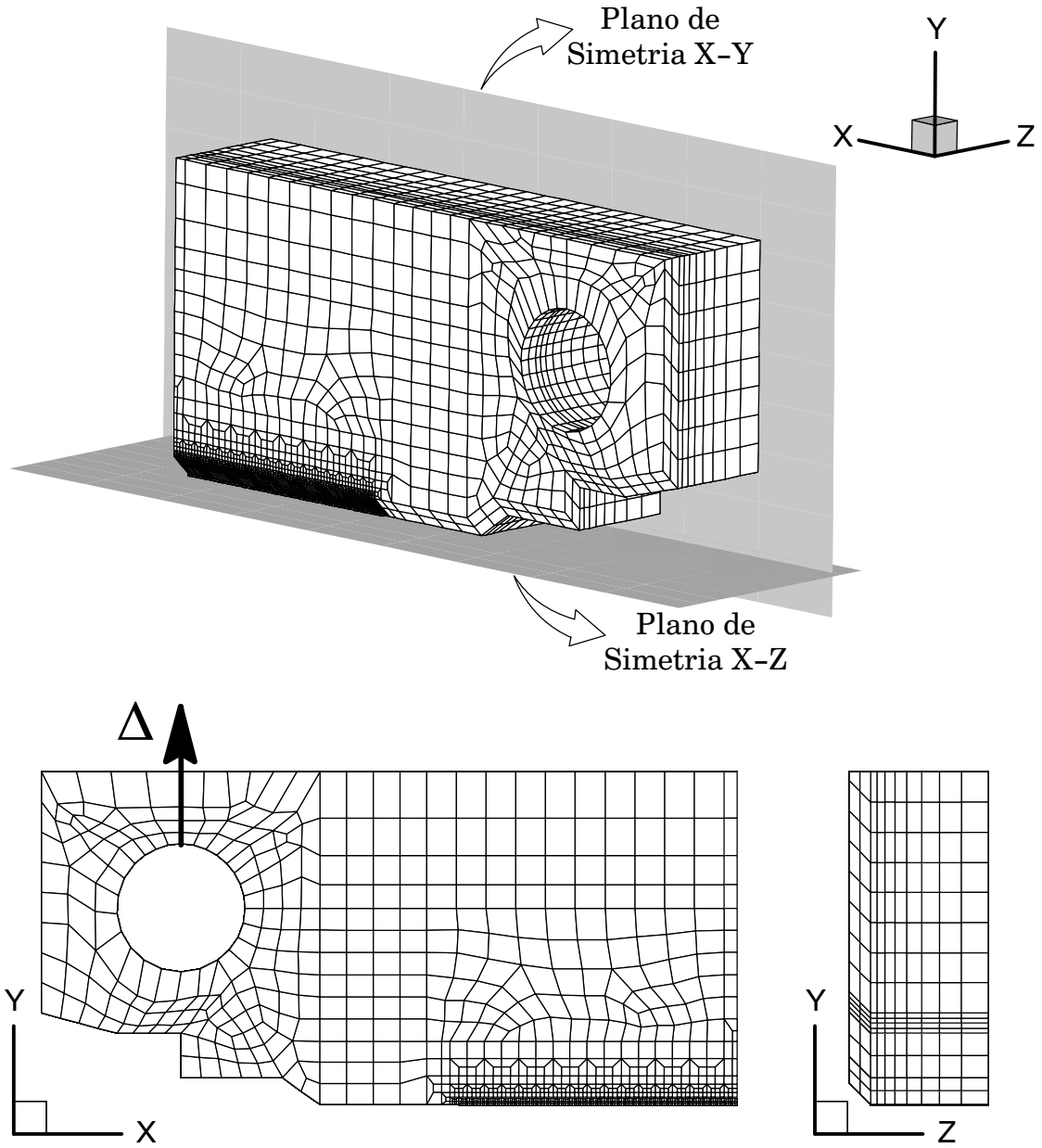



**Figura 69** *Modelo numérico 3D para a amostra 0.5-T C(T) com $a/W$=0.5 utilizando células computacionais.*

O modelo, mostrado pela Figura 70, construído para calibrar os parâmetros das células para o aço API 5L-X70 utilizando amostra 1-T C(T) com $a/W = 0.65$ é bastante similar ao modelo do corpo-de-prova 0.5-T C(T). O modelo possui 13290 elementos isoparamétricos 3D de 8 nós. Para simular a extensão dúctil da trinca, foi modelado o entalhe lateral (*side groove*) de 20% e foram alocadas na malha de elementos finitos 8 *fileiras* de 180 células computacionais ao longo do ligamento $(W - a)$, totalizando 1440 células que definem o plano de propagação.

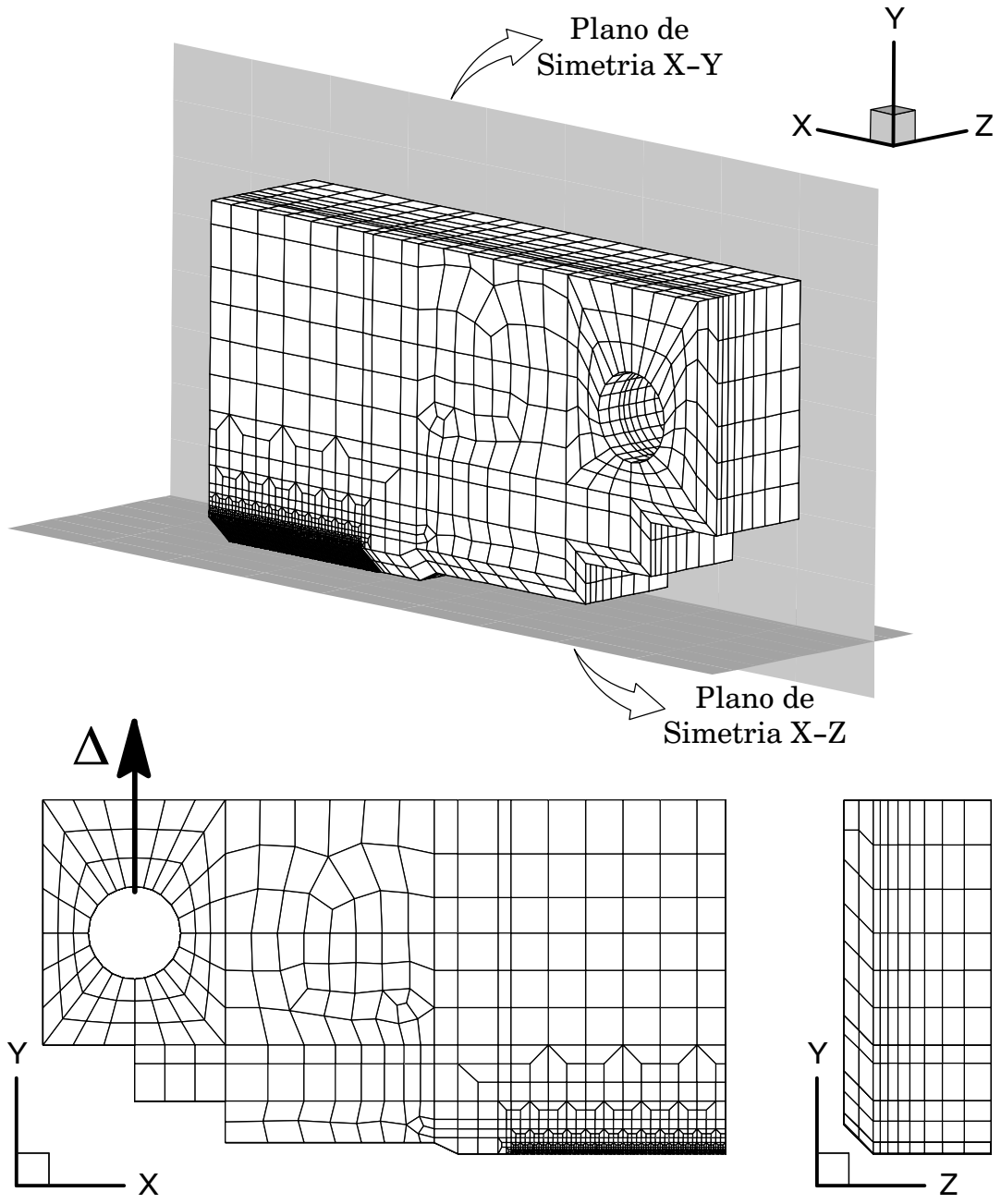



**Figura 70** *Modelo numérico 3D para a amostra 1-T C(T) com a/W=0.65 utilizando células computacionais.*

As malhas para dutos contendo trincas semi-elípticas são bastante complexas e trabalhosas para serem construídas manualmente. Desta forma, foi desenvolvido um gerador automático de malhas para este fim, chamado *PIPE3D* [98] (veja **Anexo C**). A Fig. 71 mostra o modelo de elementos finitos construído para o duto com trinca externa de 7×140 *mm* utilizando células computacionais, através do código *PIPE3D* [98]. O quarto simétrico do modelo possui 29561

elementos isoparamétricos 3D de 8 nós com 750 células computacionais, arranjadas sobre a faixa planar localizada no ligamento $(t-a)$. Os modelos de dutos utilizados seguem a mesma configuração de malhas dos corpos-de-prova C(T) (utilizado nas calibrações). Em todos os modelos somente um quarto da amostra foi construído e foi aplicado sobre o modelo as condições de contorno adequadas para simular o comportamento real da amostra completa. Estes corpos-de-prova possuem $D_e = 508\ mm$ (20”), espessura de parede $t = 15.8\ mm$ e comprimento de 3 *m;* as demais geometrias de defeitos apresentam malhas bastante similares à apresentada aqui. Como nos modelos 2D, o carregamento da estrutura é feito através da aplicação de pressão na parede interna do duto e no caso dos dutos com trincas internas também é aplicada pressão na face da trinca.

A Fig. 72 mostra o modelo de elementos finitos construído para o duto fabricado em aço API 5L-X70 com trinca externa de 3.5×58 $mm$ e comprimento de 1 $m$. O quarto simétrico do modelo possui 39504 elementos isoparamétricos 3D de 8 nós com 1200 células computacionais, arranjadas sobre a faixa planar localizada no ligamento $(t-a)$. Estes dutos possuem $D_e = 219\ mm$ (8 5/8”) e espessura nominal de parede $t = 14.72\ mm$, o carregamento e as condições de contorno são semelhantes às apresentadas para o duto de 20” construído em API 5L-X60.

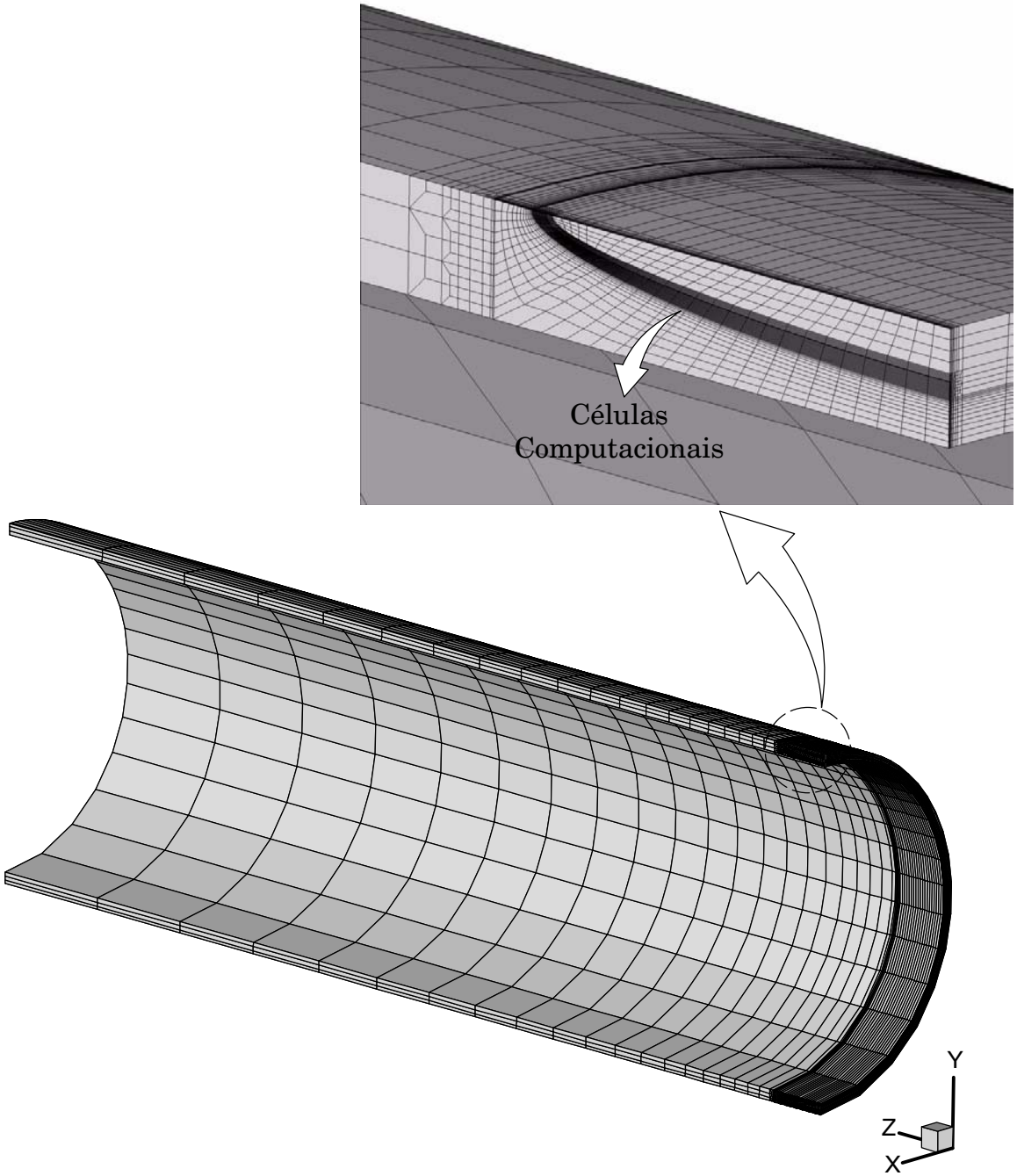



**Figura 71** *Modelo numérico 3D gerado pelo código PIPE3D para o duto construído em API 5L-X60 com trinca 7×140 mm externa.*

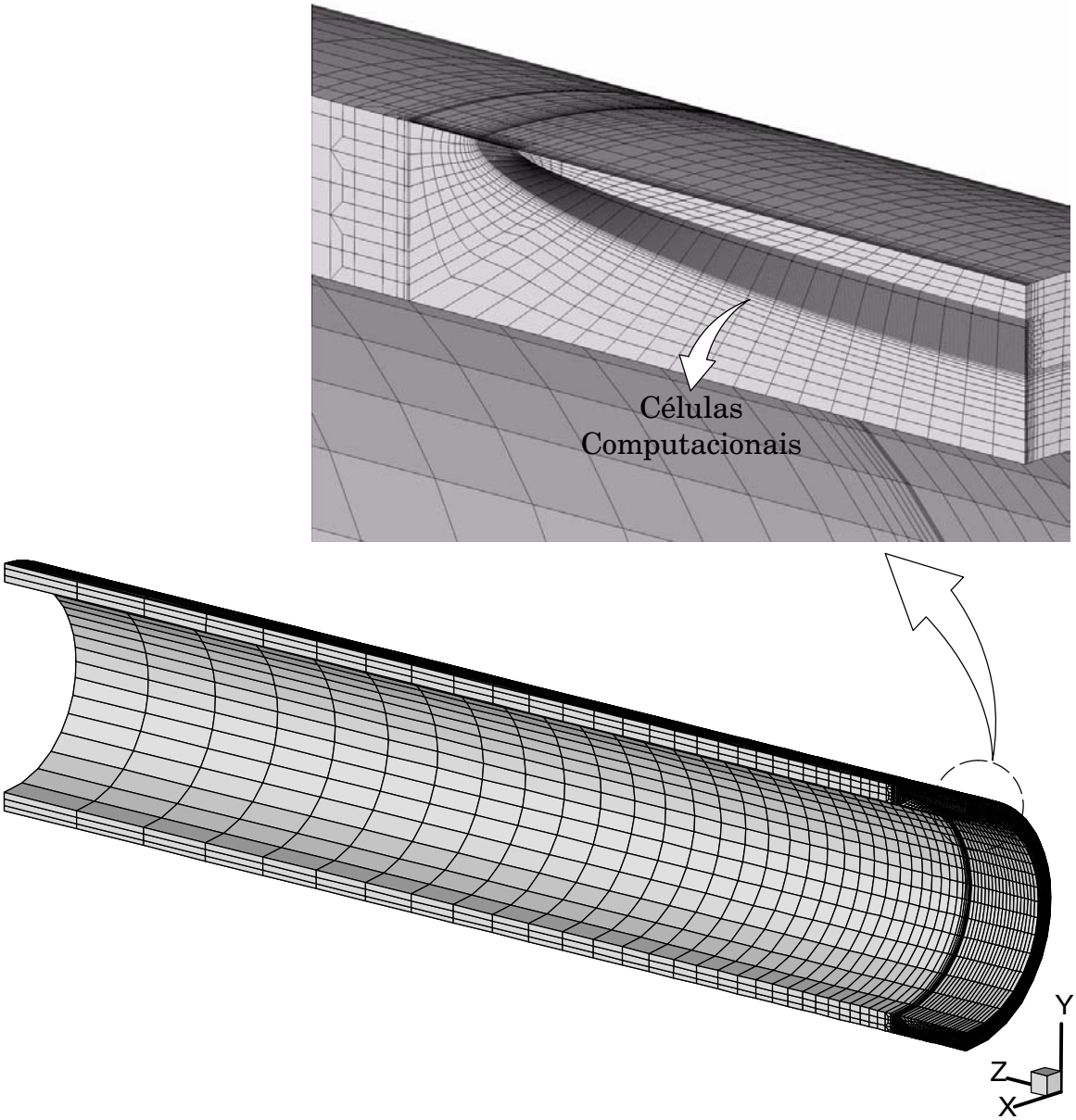



**Figura 72** *Modelo numérico 3D gerado pelo código PIPE3D para o duto construído em API 5L-X70 com trinca 3.5×58 mm externa.*

## 9.2 Calibração dos Parâmetros Computacionais Utilizando Curvas R

O procedimento de calibração descrito no Capítulo 4 para as análises sob estado plano de deformação, também é utilizado de forma similar para calibrar os parâmetros das células computacionais no contexto totamente 3D. Os parâmetros $D$ e $f_0$ calibrados para as análises 2D tornam-se ponto de partida para calibração 3D. É evidente que no contexto 3D também é fixado o valor de $D = 200\ \mu m$, pelos mesmos motivos discutidos na calibração no estado plano de deformação. Logo, o processo de calibração 3D prossegue com a determinação de um valor para $f_0$ que produz uma *Curva R* numérica que melhor se ajusta à *Curva R* experimental (veja Fig. 32).

### *9.2.1 Calibração dos Parâmetros das Células Computacionais: API 5L-X60*

A Figura 73 mostra as *Curvas R* experimentais e numéricas (3D) para a amostra 0.5-T C(T). As curvas numéricas foram obtidas para três valores de porosidade inicial, $f_0 = 0.020$, $f_0 = 0.015$ e $f_0 = 0.011$ utilizando o modelo de células computacionais *sem* nucleação. A localização da ponta da trinca em propagação é definida pela célula com porosidade (corrente) $f = 0.1$ (conforme Capítulo 4). Para $f_0 = 0.011$, a curva de resistência $J$-$\Delta a$ fornece excelente correlação com os valores experimentais até $\approx 4\ mm$ de crescimento de trinca. Em contraste, as análises numéricas utilizando $f_0 = 0.020$ e $f_0 = 0.015$ produzem uma *Curva R* muito mais baixa relativa aos dados experimentais $J$-$\Delta a$. Conseqüentemente, o valor de porosidade inicial $f_0 = 0.011$ é considerado como o valor *calibrado* no contexto 3D pleno para o aço API 5L-X60. Os de valores $q_1$, $q_2$ e $q_3$ utilizados foram: $q_1 = 1.4698$, $q_2 = 0.7400$ e $q_3 = 2.1603$.

A previsão numérica da *Curva R* para o corpo-de-prova 0.5-T C(T) com $f_0 = 0.011$ apresenta boa aderência aos dados experimentais. Entretando, com base em experiências numéricas (principalmente com estruturas tubulares), os dutos de parede finas não possuem triaxialidade suficiente para crescimento de trincas utilizando somente o modelo GT. Neste caso, efeitos secundários associados aos grandes níveis de deformação plástica e à grande região intensamente

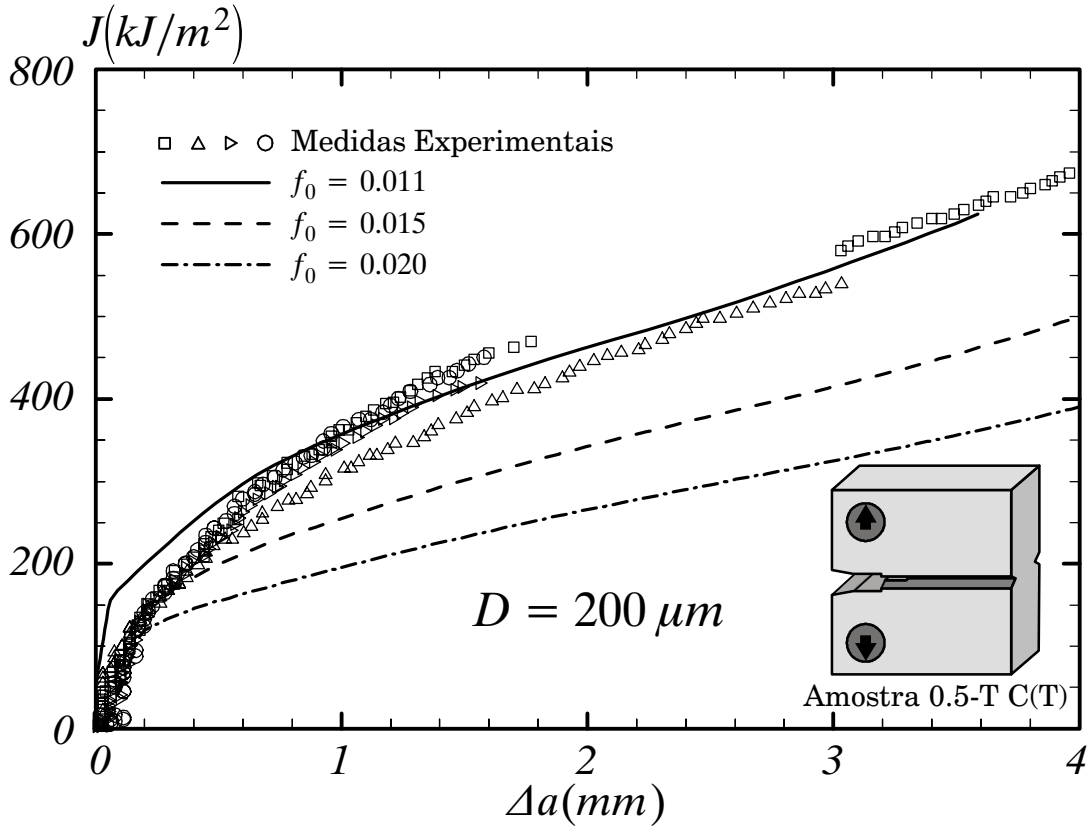



**Figura 73** *Previsão numérica 3D da curva de resistência J-Δa para o corpo-de-prova 0.5-T C(T) com a/W=0.5 contruído em aço API 5L-X60, utilizando células computacionais.*

plastificada são responsáveis por uma parcela considerável da propagação dúctil de trincas através de mecanismos secundários. Um dos principais efeitos é a nucleação de cavidades secundárias na matriz metálica [28]. Neste caso, é posível incorporar este efeito através do mecanismo numérico de *nucleação* (veja Capítulo 4). É evidente que a utilização da *nucleação* irá alterar a previsão da *Curva R* realizada. Entretanto, a escolha de parâmetros de *nucleação* que não alterem significativamene a previsão da curva *J–Δa* é a chave para análises consistentes e sem alterar o valor de $f_0$ previamente calibrado.

A Figura 74 mostra as *Curvas R* experimentais e numéricas (3D) utilizando *nucleação* para a amostra 0.5-T C(T). As curvas numéricas foram obtidas para $f_0 = 0.011$ (valor calibrado). A curva de linha tracejada foi obtida com a *nucleação* ativada com parâmetros: $\epsilon_N = 0.55$, $s_N = 0.05$ e $f_N = 0.4$. Nota-se que a previsão numérica que utiliza o mecanismo de *nucleação* está situada ligeiramente mais abaixo em relação à curva experimental. Entretanto, nos estágios iniciais (até ≈

1 *mm*) a *nucleação* melhora o ajuste com os dados experimentais. Apesar da curva prevista utilizando a nucleação estar ligeiramente abaixo dos dados experimentais, pode-se utilizar $f_0 = 0.011$ com $\epsilon_N = 0.55$, $s_N = 0.05$ e $f_N = 0.4$ como o valor calibrado, principalmente para a aplicação nas previsões de pressão de colapso em dutos, onde o crescimento de trincas são da ordem de 1 a 2 *mm*.

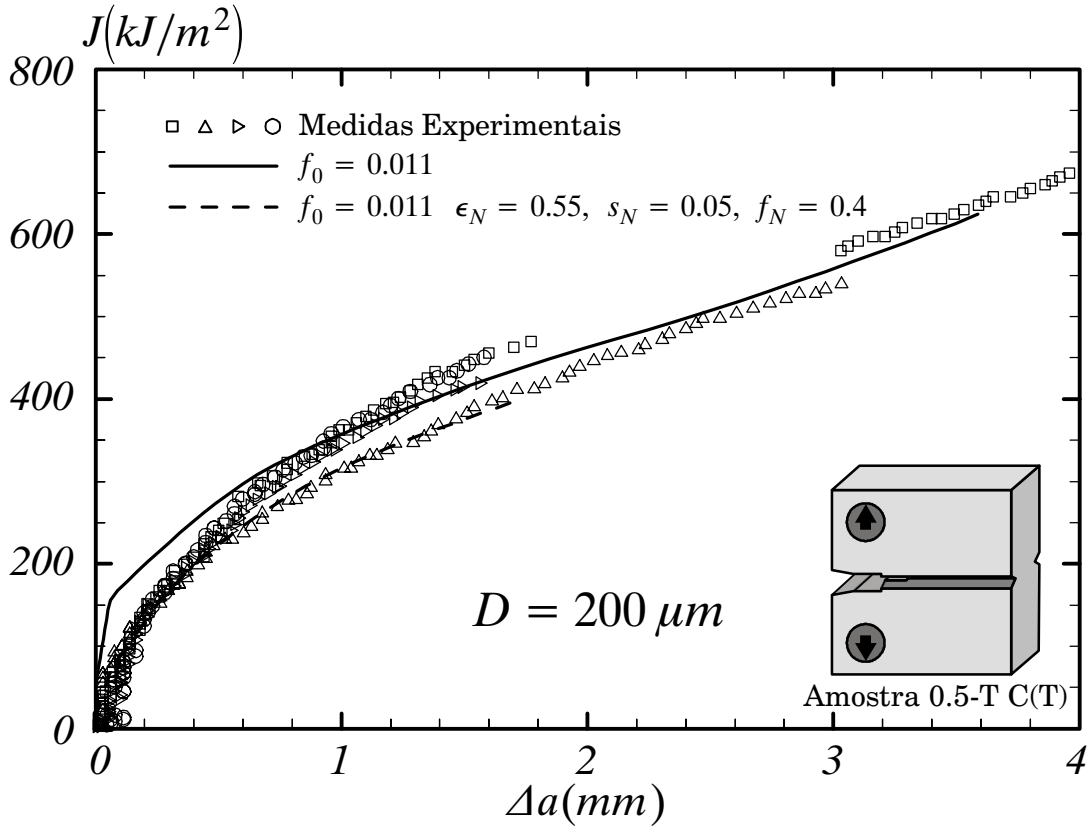



**Figura 74** *Previsão numérica 3D da curva de resistência J-Δa para o corpo-de-prova 0.5-T C(T) utilizando mecanismo de nucleação.*

A Figura 75 mostra a previsão da evolução da trinca na amostra 0.5-T C(T) obtida através das células computacionas. As áreas em vermelho denotam as regiões onde já houve propagações dúcteis.

### *9.2.2 Calibração dos Parâmetros das Células Computacionais: API 5L-X70*

A Figura 76 mostra as *Curvas R* experimentais e numéricas (3D) para a amostra 1-T C(T). As curvas numéricas foram obtidas para três valores de porosidade inicial, $f_0 = 0.025$, $f_0 = 0.030$ e $f_0 = 0.035$ utilizando o modelo de células computacionais *sem nucleação*. Para $f_0 = 0.030$, a curva de resistência *J–Δa*

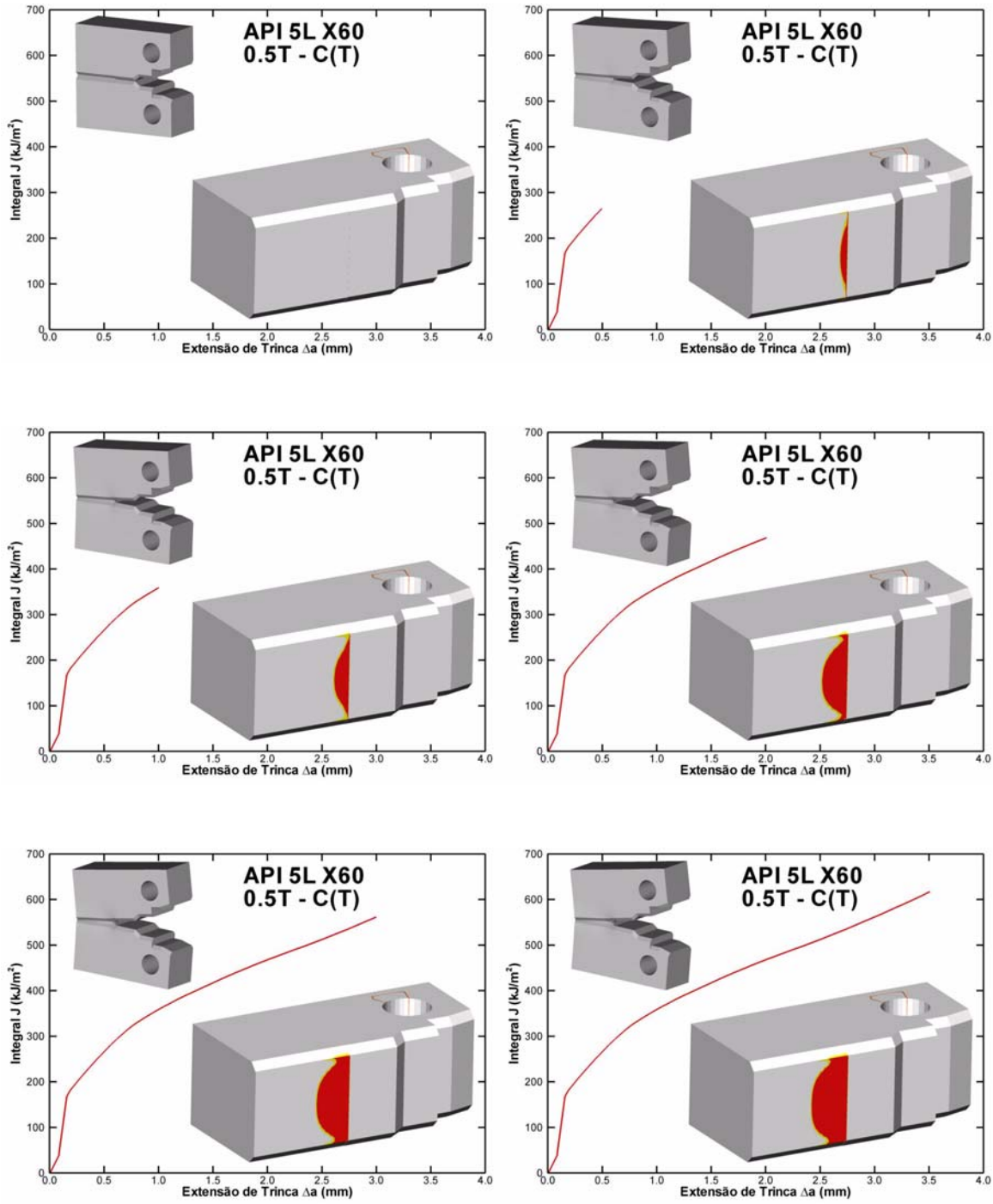



**Figura 75** *Evolução da trinca no corpo-de-prova 0.5-T C(T), prevista utilizando células computacionais, sincronizada com a Curva R.*

fornece boa correlação com os valores experimentais até $\approx 2.5\,mm$ de crescimento de trinca. Em contraste, as análises numéricas utilizando $f_0 = 0.025$ e $f_0 = 0.035$ produzem uma *Curva R* muito mais baixa e mais alta, respectivamente, em relação aos dados experimentais $J$-$\Delta a$. Conseqüentemente, o valor de porosidade inicial $f_0 = 0.030$ é considerado como o valor *calibrado* no contexto 3D pleno. Os valores $q_1$, $q_2$ e $q_3$ utilizados foram: $q_1 = 1.4094$, $q_2 = 0.8480$ e $q_3 = 1.9865$.

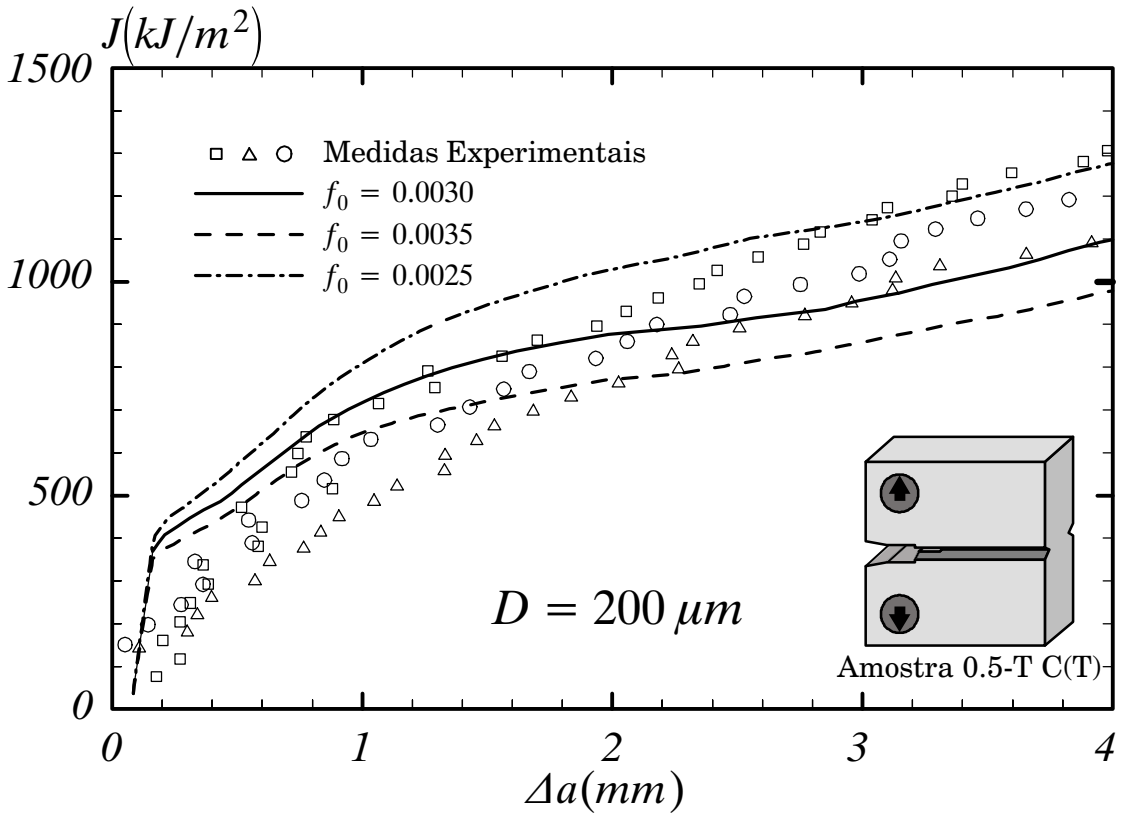



**Figura 76** *Previsão numérica 3D da curva de resistência J-Δa para o corpo-de-prova 1-T C(T) com a/W=0.65 construído em aço API 5L-X70, utilizando células computacionais.*

## 9.3 Previsão de Pressão de Colapso Utilizando Modelos de Extensão de Trincas 3D

Esta seção apresenta detalhes da aplicação do modelo 3D de células computacionais para *prever* a pressão de colapso dos dutos testados no programa experimental descrito no Capítulo 5.

### *9.3.1 API 5L-X60*

Os parâmetros computacionais calibrados anteriormente, utilizando a amostra 0.5-T C(T), para os modelos de células computacionas ($D = 200\ \mu m$ e $f_0 = 0.011$), e são assumidos como constantes para o material e utilizados nas análises para previsão de pressão de colapso.

A Fig. 77 apresenta evolução da trinca com o incremento de pressão para todas as configurações de trincas (3×60, 7×140 e 10×200 $mm$) dos dutos construídos em aço API 5L-X60. Os símbolos $\times$ e $\ast$ indicam os valores experimentais enquanto os outros símbolos denotam as curvas de pressão em função do crescimento da trinca obtidas numericamente. Os símbolos sólidos indicam os dutos com trincas internas, enquanto os símbolos abertos representam a evolução das trincas externas. Para maior clareza, estas marcas são unidas através de segmentos de reta, como indicado na Figura 77. As previsões numéricas com o modelo de células computacionais indicam boas correlações com as medições experimentais de pressão de colapso para os dutos com trincas de 7×140 e 10×200 $mm$. Para o dutos com trinca interna de 3×60 $mm$, a previsões numéricas mostram-se defasadas da experimental da mesma forma como obtido utilizando modelos 2D.

A Figura 78 mostra as *Curvas* $da/dP$; nota-se o mesmo comportamento previsto utilizando modelos 2D; a uma determinada pressão as curvas tornam-se bastante íngremes tendendo a uma assíntota vertical, o que indica crescimento de trinca instável. A Figura 79 mostra a previsão da pressão de colapso para os dutos utilizando os modelos de células computacionais. Os símbolos nos gráficos representam os valores previstos da pressão de colapso, enquanto a linha sólida define a igualdade entre a previsão numérica e os resultados experimentais, *i.e.*, $P_{\exp} = P_{prev}$. A Tabela 14 mostra os valores das previsões e a comparação com os valores medidos experimentalmente. A Tabela 15 compara todas as previsões feitas para os dutos construído em API 5L-X60.

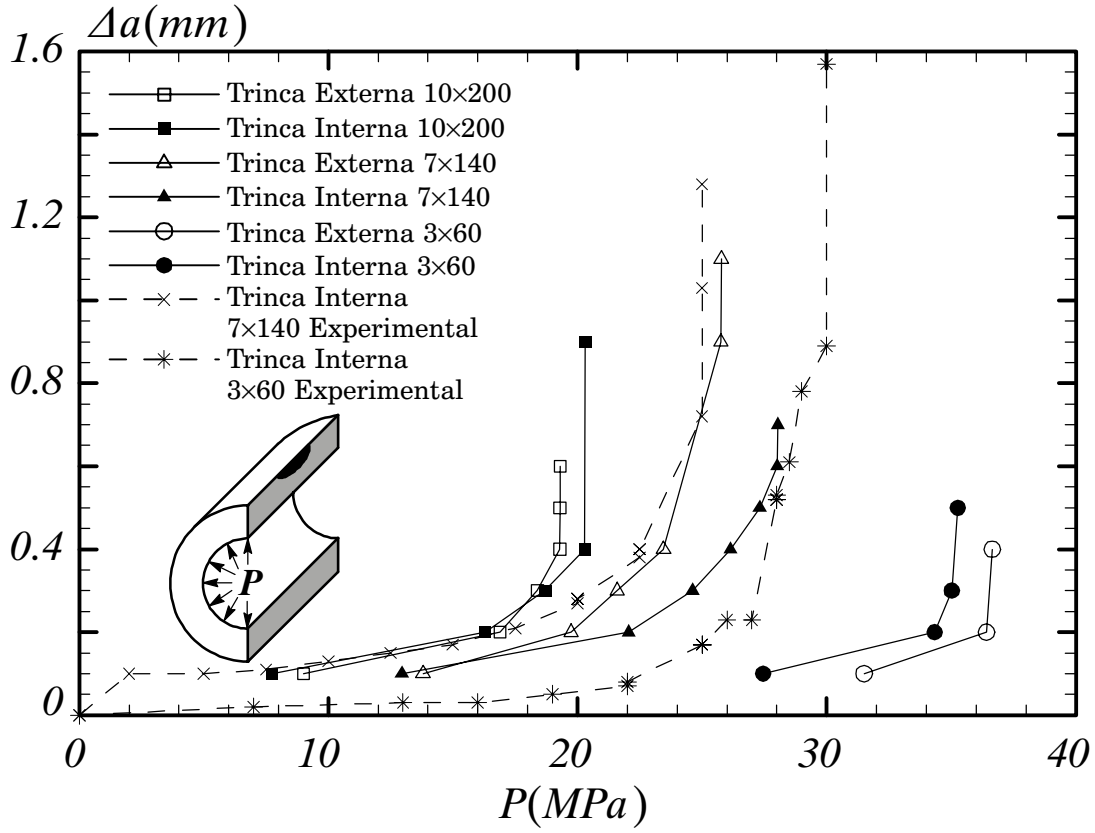



**Figura 77** *Previsão numérica 3D da pressão de colapso dos dutos construídos em API 5L-X60, longitudinalmente trincados com diferentes geometrias utilizando células computacionais.*

**Tabela 14:** *Previsão da pressão de colapso numérica 3D utilizando células computacionais e a relação com as medições experimentais para os dutos construídos em API 5L-X60.*

| $a \times 2c$ (mm) | **Trinca Interna** | | **Trinca Externa** | |
|---|---|---|---|---|
| | $P_{GT}$ (MPa) | $P_{exp}/P_{GT}$ | $P_{GT}$ (MPa) | $P_{exp}/P_{GT}$ |
| $3 \times 60$ | 35.3 | 0.93 | 36.6 | 0.86 |
| $7 \times 140$ | 28.0 | 0.98 | 25.8 | 0.96 |
| $10 \times 200$ | 20.3 | 1.08 | 19.3 | 1.09 |

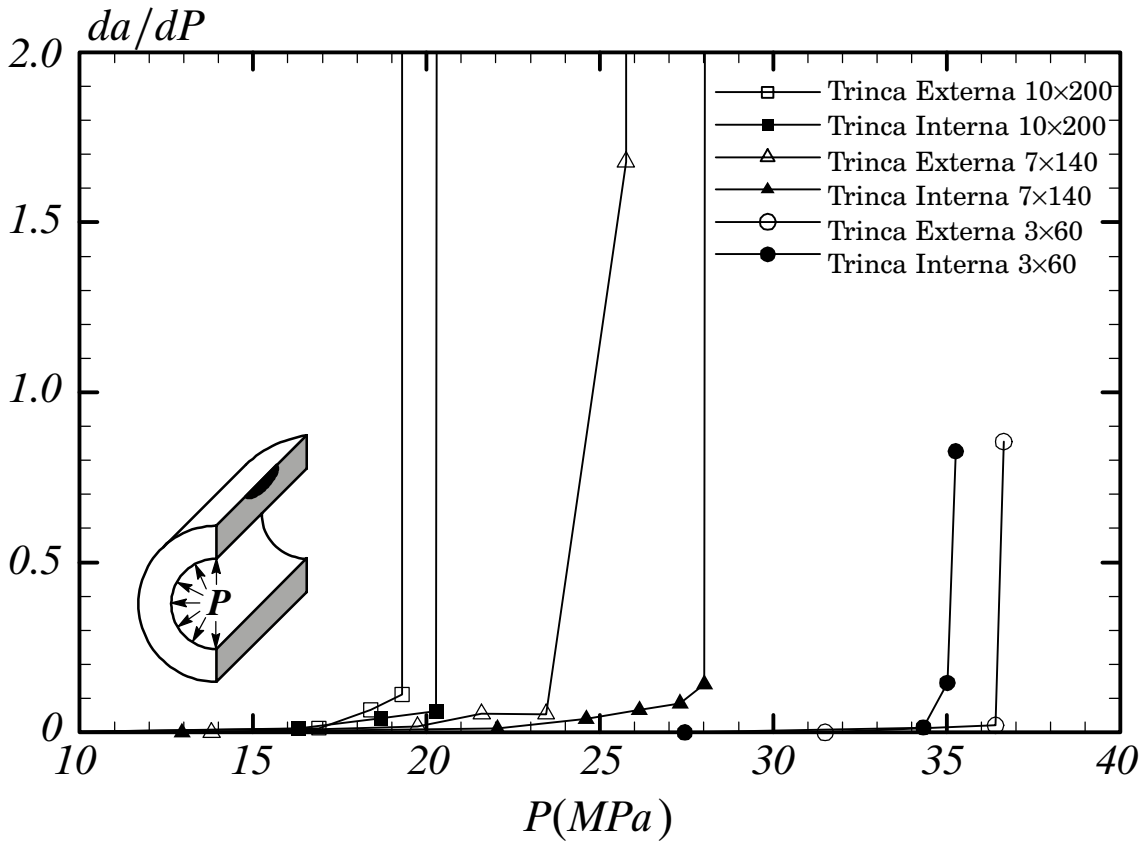



**Figura 78** *Previsão numérica 3D da taxa de crescimento de trinca (da/dP) nos dutos construídos em API 5L-X60, longitudinalmente trincados com diferentes geometrias utilizando células computacionais.*

**Tabela 15:** *Comparação das previsão da pressão de colapso através da BS:7910, células computacionas 3D para os dutos construídos em API 5L-X60.*

| $a \times 2c$ (mm) | **BS:7910** $P_{BS}$ (MPa) | **Trinca Interna** | | **Trinca Externa** | |
|---|---|---|---|---|---|
| | | $P_{exp}$ (MPa) | $P_{GT}$ (MPa) | $P_{exp}$ (MPa) | $P_{GT}$ (MPa) |
| $3 \times 60$ | 21.4 | 33.0 | 35.3 | 31.5 | 36.6 |
| $7 \times 140$ | 19.3 | 27.5 | 28.0 | 25.0 | 25.8 |
| $10 \times 200$ | 14.2 | 22.0 | 20.3 | 21.0 | 19.3 |

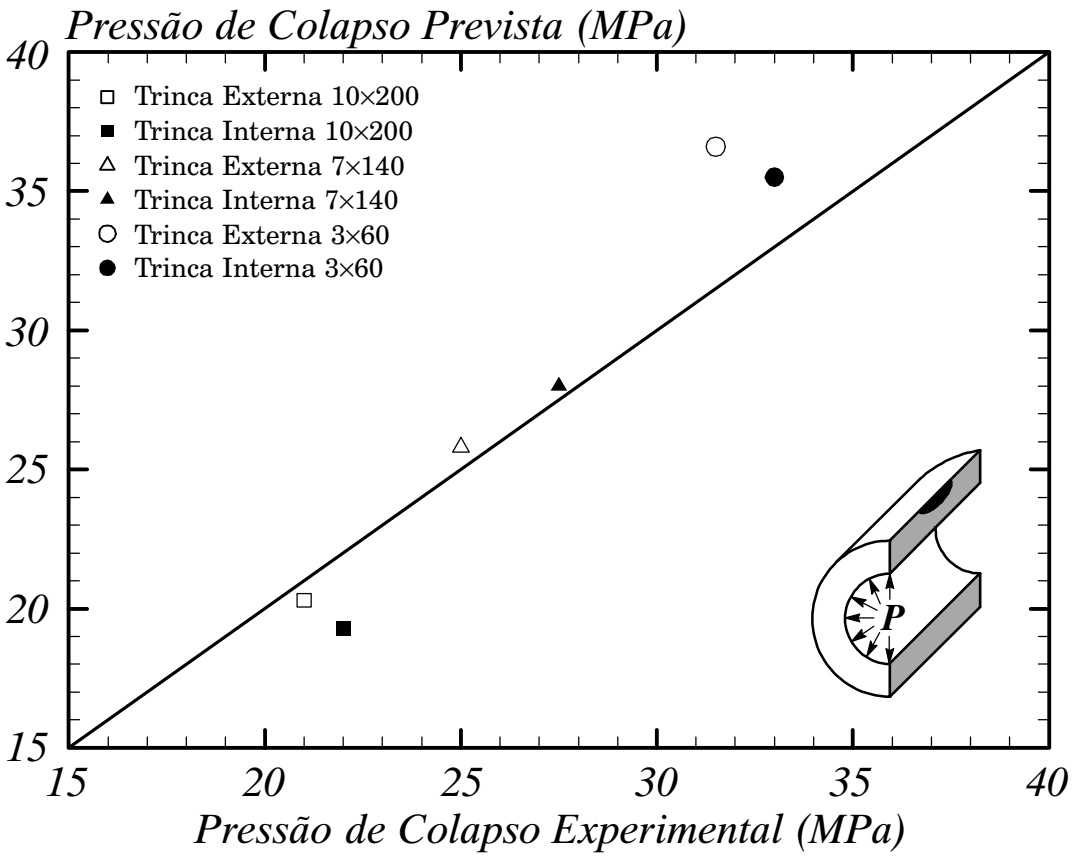



**Figura 79** *Comparação entre as pressões de colapso previstas pelo modelo 3D de células e experimental para os dutos construídos em API 5L-X60.*

### *9.3.2 API 5L-X70*

A Figura 80 apresenta a evolução do crescimento da trinca com o incremento de pressão para as duas configurações de trincas (1.5×15 e 3.5×58 $mm$) dos dutos construídos em aço API 5L-X70. Apesar do crescimento de trinca relativamente pequeno e uma previsão de colapso muito próxima da determinada pelo programa experimental, para as duas amostras o erro máximo é de $\approx 2\%$.

A Figura 81 mostra as *Curvas* $da/dP$ para os dutos construídos em aço API 5L-X70. Da mesma maneira que as previsões anteriores, nota-se que para uma determinada pressão, as curvas tenderam à uma assíntota vertical. A Figura 82 mostra a previsão da pressão de colapso para os dutos utilizando os modelos de células computacionais. Os símbolos nos gráficos representam os valores previstos da pressão de colapso, enquanto a linha sólida define a igualdade entre a previsão

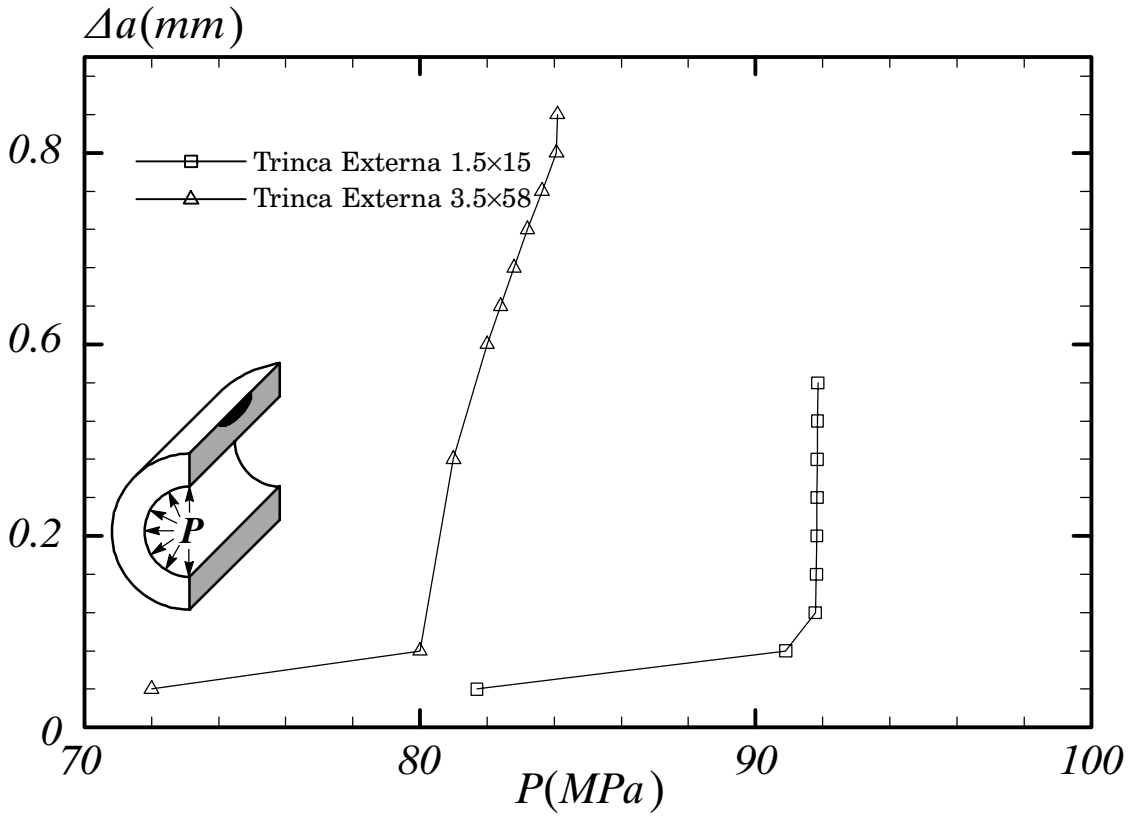



**Figura 80** *Previsão numérica da pressão de colapso dos dutos construídos em API 5L-X70, longitudinalmente trincados com diferentes geometrias utilizando células computacionais.*

numérica e os resultados experimentais, *i.e.*, $P_{\exp} = P_{prev}$. A Tabela 16 mostra os valores das previsões e a comparação com os valores medidos experimentalmente, a Tabela 17 compara todas as previsões feitas para os dutos construídos em aço API 5L-X70.

**Tabela 16:** *Previsão da pressão de colapso numérica utilizando células computacionais e a relação com as medições experimentais para os dutos construídos em API 5L-X70.*

| $\boldsymbol{a} \times 2c$ (mm) | **Trinca Externa** | |
|---|---|---|
| | $P_{GT}$ (MPa) | $P_{exp} / P_{GT}$ |
| $1.5 \times 15$ | 91.5 | 0.99 |
| $3.5 \times 58$ | 84.1 | 1.01 |

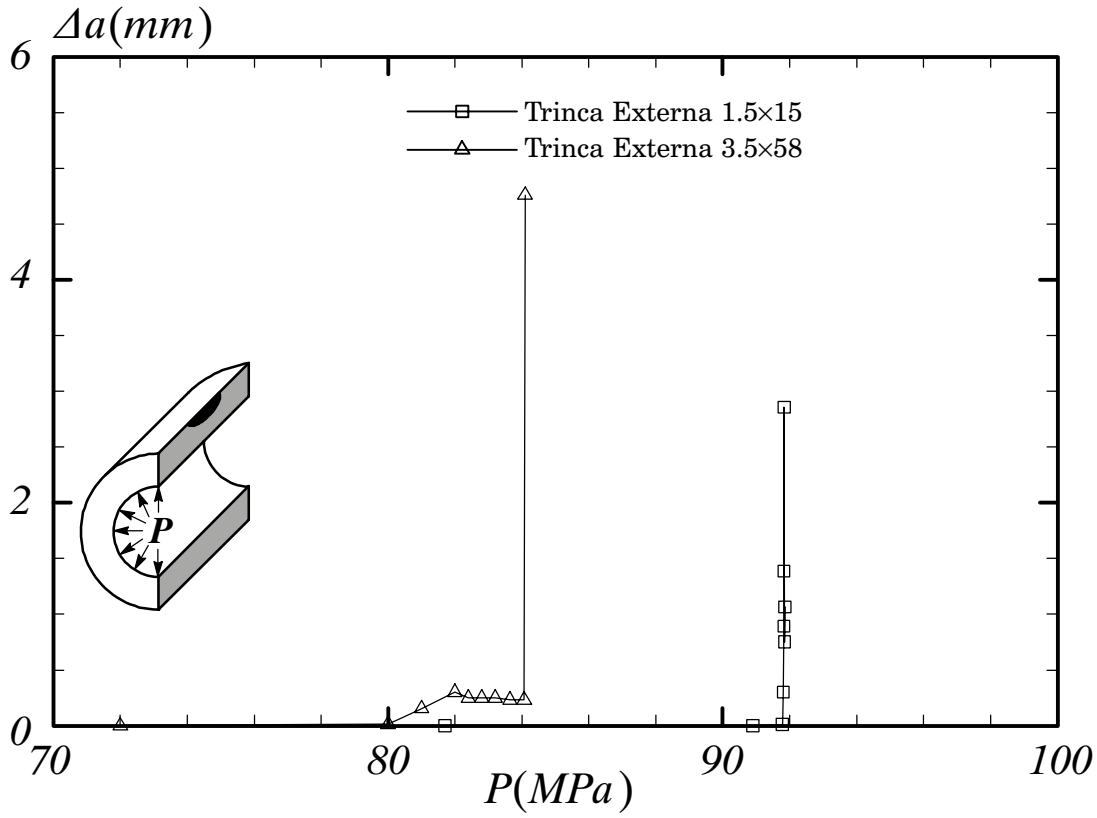



**Figura 81** *Previsão numérica da taxa de crescimento de trinca (da/dP) nos dutos construídos em API 5L-X70, longitudinalmente trincados com diferentes geometrias utilizando células computacionais.*

**Tabela 17:** *Comparação das previsão da pressão de colapso através da BS:7910 e células computacionas para os dutos construídos em API 5L-X70.*

| $a \times 2c$ (mm) | **BS:7910** $P_{BS}$ (MPa) | **Trinca Externa** | |
|---|---|---|---|
| | | $P_{exp}$ (MPa) | $P_{GT}$ (MPa) |
| $1.5 \times 15$ | 62.8 | 91.0 | 91.5 |
| $3.5 \times 58$ | 60.6 | 85.7 | 84.1 |

## 9.4 Relação entre os Resultados Numéricos e as Previsões de Pressão de Colapso

De forma geral, as previsões de pressão de colapso através das células computacionais mostram-se bastante robustas e satisfatórias. Os modelo 3D apresentaram melhor consistência nos resultados, *i.e.*, a dispersão do resultados foi menor se comparado com os resultados 2D.

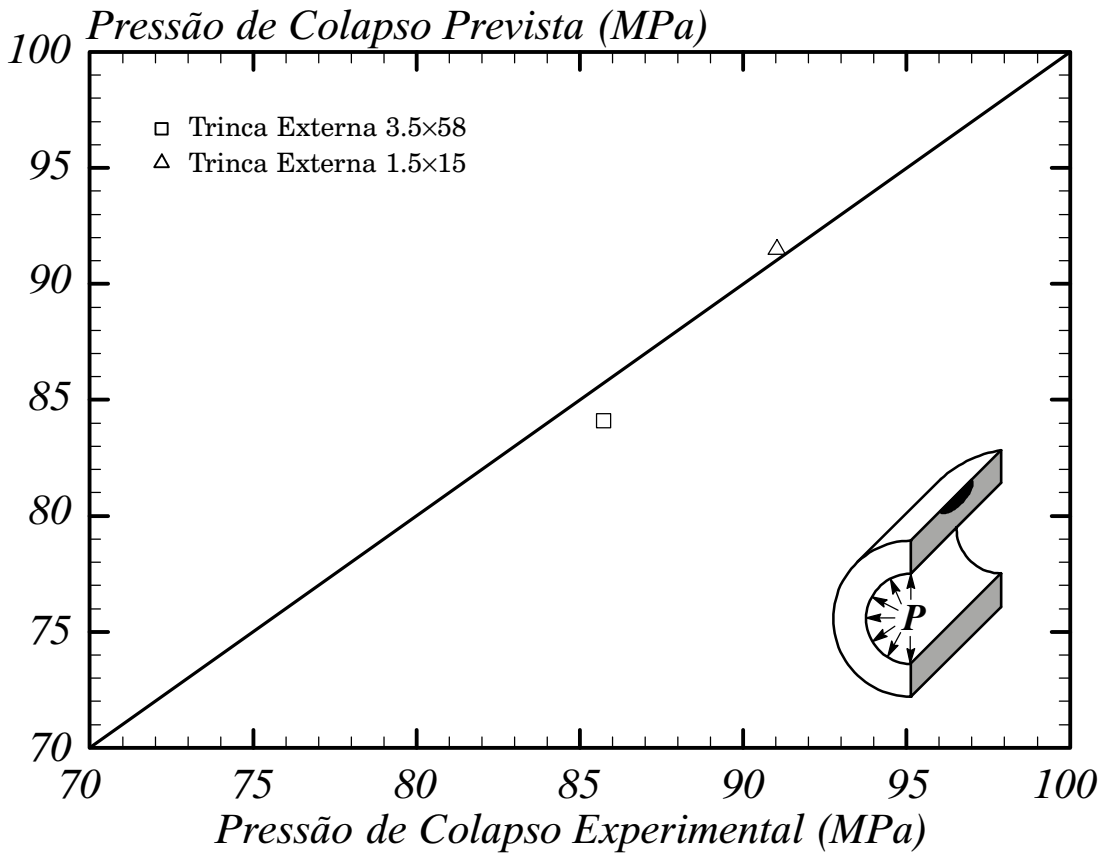



**Figura 82** *Comparação entre as pressões de colapso previstas pelo modelo 3D de células e experimental para os dutos construídos em API 5L-X70.*

As previsões para as trincas rasas mostraram-se ligeiramente contrastantes; enquanto as previsões para as amostras dos dutos de 8 5/8" foram exelentes, as previsões para as trincas de 3×60 *mm* mostraram um grau de acuidade inferior. A divergência encontrada nas previsões de pressão de colapso para as trincas rasas nos dutos de 20" e 8 5/8" estão relacionadas ao valor do $D/t$. A razão $D/t$ mede indiretamente e qualitativamente a rigidez associada ao duto, a qual tem enorme influência sobre os modelos computacionais e o comportamente mecânico das estruturas.

Os dutos de 20" possuem uma razão $D/t$ maior do que os dutos de 8 5/8", isto é, estes dutos, se comparados com os de 8 5/8", são menos rígidos e, conseqüentemente, com nível de triaxialidade mais baixo e mais suceptíveis aos efeitos do *bulging*. Estes fatores combinados afetam significativamente a resposta do modelo GT para as amostras com trincas rasas em dutos de grandes diâmetros

e espessura de parede reduzida. O efeito há pouco citado pode ser observado nas previsões dos dutos construídos em API 5L-X60 e X70, onde ao contrário das amostras de 20”, as de 8 5/8” obtiveram bons resultados.

# CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS 10

## 10.1 Conclusões

Este estudo descreveu duas metodologias para a previsão de pressão de colapso e extensão de trincas em dutos contendo defeitos longitudinais, utilizando os modelos de células computacionais e o ângulo de abertura da ponta da trinca (CTOA). O modelo de células computacionais, que incorpora a formulação de plasticidade de Gurson-Tvergaard para materiais porosos, descreve o dano na região à frente da trinca em conexão com a diminuição da capacidade de carga do material. Os parâmetros-chave do modelo são a dimensão da célula, $D$, e a porosidade inicial, $f_0$, as quais são (necessariamente) calibrados utilizando resultados experimentais de crescimento de trinca (*Curvas R*) que representem as condições (locais) de extensão dúctil de um componente estrutural contendo um defeito. Por outro lado, o modelo CTOA é essencialmente uma abordagem geométrica baseada na deformação dos flancos da trinca; os parâmetros governantes do modelo CTOA são o ângulo crítico de iniciação, $\theta_I$, e de propagação $\theta_R$. A utilização destes parâmetros é suportada por diversos trabalhos, entre eles os trabalhos de Newman et al. [83] e Dawicked et al. [62,79].

O modelo de células computacionais calibrado ($D$ e $f_0$) foi utilizado para prever a pressão de colapso de dutos de 20" e 8 5/8"de diâmetro externo. Modelos de elementos finitos sob estado plano de deformações, foram gerados para todas as configurações de trincas provenientes do programa experimental (apresentado previamente) e os resultados destas análises mostram boa concordância com os resultados experimentais com erros inferiores a 10%. Em contraste, os resultados provenientes do critério CTOA sob estado plano de deformações, utilizando os parâmetros ($\theta_I$ e $\theta_R$) não obtiveram boa aderência aos resultados experimentais dando indícios de outros mecanismos numéricos/mecânicos atuando sobre as estruturas.

De forma à facilitar a avaliação dos modelos propostos e formar uma base de comparação, farm realizadas previsões de pressão de colapso utilizando o procedimento (convencional) BS:7910 (FAD). As previsões realizadas pelo procedimento BS:7910 apresentaram resultados bastante conservadores e indicaram modo de falha governada por colapso plástico do ligamento remanescente. Os mecanismos contidos nos procedimentos "tipo" FAD, não conseguem incorporar adequadamente efeitos de crescimento de trinca ocasionando muitas vezes previsões com grau de conservadorismo excessivo, como no caso apresentado neste trabalho.

Análises adicionais foram conduzidas para o melhor entendimento dos mecanismos numéricos/mecânicos para os dois modelos. Estes estudos revelaram excelente robustez do modelo de células e baixa sensibilidade a parâmetros computacionais. Por outro lado, os estudos efetuados para o CTOA revelaram que uma das hipóteses do modelo (CTOA crítico constante para o material) não é válida para os dutos estudados. Estas análises mostram que fatores materiais e geométricos intensificam o efeito da protuberância (*bulging*) afetando significativamente o comportamento do critério CTOA. Entre os fatores estão: encruamento do material, grande espessura da parede do duto, grande diâmetro, etc. Os resultados obtidos para o CTOA mostraram que esta metodologia é inadequada para a previsão da pressão de colapso em dutos.

As análises 2D apresentadas neste trabalho demonstraram a capacidade do modelo de células computacionais de prever o crescimento e a pressão de colapso de dutos contendo defeitos longitudinais. As previsões para os dutos de 20" com trincas rasas ($3\times60$ *mm*) contrastam com os resultados obtidos para os dutos de 8 5/8" com trincas de $1.5\times15$ e $3.5\times58$ *mm* (trincas também rasas). As discrepâncias encontradas nas previsões estão relacionadas à rigidez de cada configuração tubular. Os dutos de 20" possuem uma razão $D/t$ maior do que os dutos de 8 5/8", *i.e.*, estes dutos se comparado com os de 8 5/8" são menos rígidos, e conseqüentemente, com nível de triaxialidade mais baixo e mais susceptíveis aos efeitos do *bulging*. Estes fatores combinados afetam significativamente a resposta do modelo GT para as amostras com trincas rasas em dutos de grandes diâmetros

e espessura de parede reduzida. O efeito há pouco citado pode ser observado nas previsões do dutos construídos em API 5L-X60 e X70, onde ao contrário das amostras de 20", as de 8 5/8" obtiveram bons resultados.

As análises 3D fornecem resultados bastante consistentes, principalmente no que diz respeito a dispersão dos resultados. Entretanto, como as análise 3D consomem elevados recursos computacionais, as análises 2D mostram-se mais adequadas, pois do ponto de vista prático estas fornecem resultados melhores do que os obtidos utilizando o procedimento FAD e não exigem grandes recursos computacionais.

## 10.2 Sugestões para Trabalhos Futuros

Existem vários efeitos e mecanismos não abordados ou que ainda necessitam de estudos mais aprofundados. O autor acredita que sejam necessários mais estudos aprofundados sobre as influências do $D/t$ e das geometrias de trincas (relação $a/2c$) sobre as estruturas tubulares.

Apesar da grande sensibilidade do critério CTOA, a utilização de corpos-de-prova com geometrias apropriadas para calibrar os parâmetros do CTOA pode estabelecer um cenário promisor para a previsão de pressão de colapso em dutos. Uma configuração que se mostra apropriada para tal fim é o corpo-de-prova SE(T). Desta forma, é possível utilizar resultados numéricos proveniente de amostras C(T) para prever uma *Curva R* para uma amostra SE(T) e utilizar a curva prevista para calibrar os parâmetros do CTOA.

# REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS 11


1 Agência Nacional de Petróleo. **Anuário Estatístico da Indústria Brasileira de Petróleo 1990-1999**. Rio de Janeiro: ANP, Brasil, 2000.

2 Petrobrás Magazine. Rio de Janeiro: s.n., vol. 7, nº 32, 2001.

3 Gomes, M., **Encontro Interação Petrobrás-Universidades**. Rio de Janeiro, PUC–Rio, 09–10 dezembro 1999, palestra proferida, Rio de Janeiro, Brasil, 1999.

4 Agência Nacional de Petróleo. **Anuário Estatístico da Indústria Brasileira de Petróleo 2002**. Rio de Janeiro: ANP, Brasil, 2002.

5 Zamboni, L. M., *Seleção de Plantas de Cogeração Utilizando Gás Natural e Bagaço de Cana*. **Dissertação de Mestrado**, Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, 2002 (*manuscript in preparation*).

6 Petrobrás Magazine. Rio de Janeiro: s.n., nº 43, 2004.

7 Society of Automotive Engineers. **High Strength Low Alloy Steel** – SAE J410c. SAE handbook, p.46-46, Estados Unidos, 1972.

8 The American Society of Mechanical Engineers, **Boiler and Pressure Vessel Code - Section XI**, Estados Unidos, 1998.

9 American Petroleum Institute. **Recommended Practice for Fitness-for-Service**, API RP-579, Estados Unidos, 2000.

10 British Standard Institution. **Guide on Methods for Assessing the Acceptability of Flaws in Metallic Structures**, BS:7910, Inglatera, 1999.

11 **SINTAP: Structural Integrity Assessment Procedure for European Industry**. Final Procedure, 1999.

12 Hippert, E., *Investigação Experimental do Comportamento dúctil de aços API-X70 e aplicação de curvas de resistência J-Δa para previsão de colapso em dutos*. 2004. **Tese de Doutorado**, Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, 2004.

13 American Petroleum Institute. S**pecification for Line Pipe Steel API 5L**. 42º edição. New York, Estados Unidos, 2001.

14 Muhlbauer, W. K., **Pipeline Risk Management Manual**, 2º Edição, Gulf Prof. Publishing, EUA, 1999.

15 Anderson, T. L., **Fracture Mechanics: Fundamentals and applications**. 2.ed. New York: CRC Press, 1995.

16 Broek, D., *Elementary Engineering Fracture Mechanics*. 2º ed. Netherlands: Martinus Nijhoff Publishers, 1983.

17 Rice, J. R., *A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentrations by Notches and Cracks*, **Journal of Applied Mechanics**, Vol. 35, pp. 379-386, 1968.

18 American Society of Mechanical Engineers (ASME). **Manual for Determining the Remaining Strength of Corroded Pipelines**, Suplemento ao documento ASME B31 Code for Pressure Piping, ASME B31G–1991 ANSI/ASME B31G–1984). ASME: New York,1991.

19 Miller, A. G., *Review of Limit Loads of Structures Containg Defects*. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, Vol 32, pp. 197–327, 1998.

20 Hutchinson, J. W., *Fundamentals of the Phenomenological Theory of Nonlinear Fracture Mechanics*, **Journal of Applied Mechanics**, Vol. 50, pp. 1042-1051, 1983.

21 National Energy Board. **SCC: Public Inquiry Concerning Stress Corrosion Cracking on Canadian Oil and Gas Pipelines**, MH-2-95, Canadá, 1996.

22 Chiesa, M., Nyhus, B., Skallerud, B., Thaulow, C., *Efficient Fracture Assessment of Pipelines: A Constraint Corrected SENT Specimen Approach*. **Enginnering Fracture Mechanics**, Vol. 68:5, pp. 527–547, 2001.

23 Anderson, T. L., *On the Application of R-curves and Maximum load toughness to structures*. **ASTM STP 969 Fracture Mechanics 19th Symposium**, Ed. T.A. Cruse, Ed. ASTM, Philadelphia, pp. 291–317, 1988.

24 Ruggieri, C., Dodds, R. H., *A Transferability Model for Brittle Fracture Including Constraint and Ductile Tearing Effects: A Probabilistic Approach*. **International Journal of Fracture**, vol. 79, pp. 309–340, 1996.

25 Shanmugam, P. e Pathak, S. D., *Some Studies on the Impact Behavior of Banded Microalloyed Steel*, **Engineering Fracture Mechanics**, vol. 53, pp. 991–1005, 1996.

26 Maxey, W. A. et al., *Ductile Fracture Initiation, Propagation, and Arrest in Cylindrical Vessels*. **ASTM STP 514 Fracture Toughness Proceedings of the 1971 National Symposium on Fracture Mechanics**, pp. 70–81, 1971.

27 Ruggieri, C, *Modelagem Micromecânica da Fratura Dúctil e Aplicações à Integridade Estrutural*. **Tese apresentada para obtenção do título de Professor Livre Docente.** Departamento de Engenharia Naval e Oceânica da Escola Politécnica da USP, São Paulo, 2001.

28 Garrison, W. M, Moody, N. R., *Ductile Fracture*. **Journal of the Physics and Chemistry of Solids**, Vol. 48, pp. 1035–1074, 1987.

29 Hutchinson, J. W., *Singular Behavior at the end of a tensile Crack Tip in a Hardening Material,* **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, Vol. 16, pp. 13–31, 1968.

30 Rice, J. R., Rosengren G. F., *Plane Strain Deformation Near a Crack Tip in a Power-Law Hardening Material,* **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, Vol. 16, pp. 1–12, 1968.

31 Joyce, J. A., Link, R. E., *Effects of Constraint on Upper-Shelf Fracture Toughness*. **ASTM STP 1256 Fracture Mechanics: 26th Volume**, Reuter, W. G., Underwood, J. H., and Newman, J. C. Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, pp. 142–177, 1995.

32 O'Dowd, N.P., Shih, C.F., *Family of Crack-Tip Fields Characterized by a Triaxiality Parameter: Part I - Structure of Fields*, **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, Vol. 39., No. 8, pp. 989–1015, 1991.

33 O'Dowd, N.P., Shih, C.F., *Family of Crack-Tip Fields Characterized by a Triaxiality Parameter: Part II - Fracture Applications*, **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, Vol. 40, pp. 939–963, 1992.

34 Cravero, S., *Metodologia Biparamétrica para Análise de Efeitos de Restrição sobre Fratura de Componentes Estruturais e Aplicações à Avaliação de Defeitos em Dutos*. **Dissertação de Mestrado**, Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, 2004.

35 Cravero, S., Ruggieri, C., *Correlation of Fracture Behavior in High Pressure Pipelines with Axial Flaws Using Constraint Designed Test Specimens - Part I: Plane-Strain Analyses*. **Engineering Fracture Mechanics**, Vol. , pp. , 2005 (*in press*).

36 Com, A, Hopkins, P., *The Pipeline Defect Assessment Manual*. **4th International Pipeline Conference IPC2002**. Calgary, 29 setembro 2002. Proceedings, CD-ROM.

37 Faleskog, J., Gao, X. S., Shih, C. F., *Cell model for nonlinear fracture analysis - Micromechanics calibration*. **International Journal of Fracture**, Vol. 89, pp. 355-373, 1998.

38 Kiefner, J. F., Maxey, W. A., Eiber, R. J., Duffy, A. R., *Failure Stress Levels of Flaws in Pressurized Cylinders*. **ASTM STP 536 Progress in Flaw Growth and Fracture Toughness Testing**, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, pp. 461-481, 1973.

39 Folias, E. S., *On the Theory of Fracture of Curved Sheets*. **Engineering Fracture Mechanics**, Vol. 2 pp. 151-164, 1970.

40 Dotta, F., Ruggieri, C., *Structural Integrity Assessments of High Pressure Pipelines with Axial Flaws Using a Micromechanics Model*. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, Vol. 81:9, pp. 761-770, 2004.

41 Gullerud, A. S., Dodds, R. H., Hampton, R. W., Dawicke, D. S., *Three-dimensional Modeling of Ductile Crack Growth in Thin Sheet: Computational Aspects and Validation*. **Engineering Fracture Mechanics**, Vol. 63, pp. 347-374, 1999.

42 Griffith, A. A., *The Phenomenon of Rupture and Flow in Solids*. **Philosophical Transactions of the Royal Society**, A221, pp. 163-198, 1920.

43 Irwin, G. R., *Fracture Mechanics*. **Structural Mechanics**, J. N. Goodier and N. J. Hoff Eds., Pergamon, N.Y., pp. 557-591, 1960.

44 Dieter, G. E., **Mechanical Metallurgy**, McGraw-Hill, 1961.

45 Ludwick P. Z. Ver. dt. Ingl. 1532, 1927.

46 Tipper, C. F., *The Fracture of Metals*. **Metallurgia**, Vol. 39, pp. 133-137, 1949.

47 Puttick, K. E., *Ductile Fracture in Metals*. **Philosophical Magazine**, Vol. 4, pp. 964-969, 1959.

48 Van Stone, R., Cox, T., Low, J., Psioda, J, *Microstructural Aspects of Fracture by Dimpled Rupture*. **International Metals Reviews**, Vol. 30:4, pp. 157-179, 1985.

49 Kachanov, L. M., *Introduction to Continuum Damage Mechanics*. M**artinus Nijhoff Publishers**, Dordrecht, 1986.

50 Gurland, J., Plateau, J. **Transactions of ASM**, Vol. 56, pp. 442, 1963.

51 Goods, S. H., Brown, L. M. **Acta Metallurgica**, Vol. 27, pp. 1, 1979.

52 Brown, L. M., Stobs, W. M. **Philosophical Magazine**, Vol. 34, pp. 351, 1976.

53 Argon, A. S., Im, J., Safoglu, R. **Metallurgical Transaction**, Vol. 6A, pp. 825, 1975.

54 Cox. T. B., Low J. R. **Metallurgical Transaction**, Vol. 5, 1457, 1974.

55 McClintonk, F. A., *A Criterion for Ductile Fracture by the Growth of Holes*. **Journal of Applied Mechanics**, Vol. 35, pp. 363–371, 1968.

56 Rice, J. R., Tracey, D. M., *On the Ductile Enlargement of Void s in Triaxial Stress Fields*. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, Vol. 17, pp. 201–217, 1969.

57 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.

58 Tvergaard, V., *Material Failure by Void Growth to Coalescence*. **Advances in Applied Mechanics**, Vol. 27, pp. 83–151, 1990.

59 Xia, L., Shih, C. F., *Ductile Crack Growth I - A Numerical Study Using Computational Cells with Microstructurally-Based Length Scale*. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, Vol. 43, pp. 233–259, 1995.

60 Xia, L., Shih, C. F., 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.

61 Ruggieri C., Panontin T. L., Dodds R. H., *Numerical modeling of ductile crack growth in 3D using computational cell elements*. **International Journal of Fracture**, Vol. 82, pp.67–95, 1996.

62 Dawicke D. S., Newman J. C., Bigelow C. A., *Three-dimensional CTOA and Constraint Effects During Stable Tearing in a Thin-Sheet Material*. **ASTM STP 1256**, American Society for Testing and Materials, pp. 223–42, 1995.

63 Dawicke D. S., Newman J. C., *Residual Strength Predictions for Multiple Site Damage Cracking Using a Three-Dimensional Finite Element Analysis and a CTOA Criterion*. **ASTM STP 1321**, American Society for Testing and Materials, 1999.

64 Faleskog, J., Shih, C. F., *Micromechanics of Coalescence - I. Synergistic Effects of Elasticity, Plastic Yielding and Multi-Size-Scale Voids*. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, 1997.

65 Xia, L., Shih, C. F., *Ductile crack gorwth - II: Void Nucleation and Geometry Effects on Macroscopic Fracture Behaviour*. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, Vol. 43, pp.1953–1981, 1995.

66 Ruggieri, C., 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.

67 Brocks, W., Klingbeil, D., Kuenecke, G., Sun, D. Z., *Application of the Gurson Model to Ductile Tearing Resistance. Constraint Effects in Fracture Theory and Applications*. **ASTM STP 1244**, M. T. Kirk and A. Bakker, Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1995.

68 Zhang, Z. L., Hauge, M., *On the Gurson Micromechanical Parameters. Fatigue and Fracture of Materials*. **ASTM STP 1321**, Eds. T.L.Panontin, S.D. Sheppard, 1998.

69 McMeeking R. M., Parks, D. M., *On Mriteria for J Dominance of Crack Tip Fields in Large-Scale Yielding*. **ASTM STP 668**, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, pp. 175–194, 1979.

70 Deng, X., Newmann, J. C., *A Study of Some Issues in Stable Tearing Crack Growth Simulations*. **Engineering Fracture Mechanics**, Vol. 64, pp. 291–304, 1999.

71 Chu, C. C., Needleman, A., *Voids Nucleation Effects in Biaxially Stretched Sheets*. **Journal of Engineering Materials and Technology**, Vol. 102, pp. 249–256, 1980.

72 Zhang, Z. L., Thaulow, C., Odegard, J., *A Complete Gurson Model Approach for Ductile Fracture*. **Engineering Fracture Mechanics**, Vol. 67, pp. 155–168, 2000.

73 Pineau, A., *Global and Local Approaches of Fracture: Transferability of Laboratory Test Results to Components*. **Topics in Fracture and Fatigue**. Ed. A. S.Argon, New York: Springer Verlag, pp. 197–234, 1992.

74 Tvergaard, V., Needleman, A., *Analysis of the Cup-Cone Fracture in a Round Tensile Bar*. **Acta Metallurgica**, Vol. 32, pp. 157–169, 1984.

75 Tvergaard, V., Hutchinson, J. W., *The Effect of T-Stress on Mode I Crack Growth Resistance in a Ductile Solid*. **International Journal of Solids and Structures**, Vol. 31, pp. 823–833, 1992.

76 Anderson, H, *A Finite-Element Representation of Stable Crack Growth*. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, Vol. 21, pp. 293–305, 1973.

77 Kobayashi, A. S., Chiu, S. T., Beeuwkes, R., *A Numerical and Experimental Investigation on the Use of the J-Integral*. **Engineering Fracture Mechanics**, Vol. 5(2), pp. 293–305, 1973.

78 Newman, J. C., *Finite Element Analysis of Crack Growth Under Monotonic and Cyclic Loading*. **ASTM STP 637**, American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, pp. 56–80, 1977.

79 Dawicke, D. S., Piascik R. S., Newman, J. C., *Prediction of Stable Tearing and Fracture of a 2000-Series Aluminum Alloy Plate Using a CTOA Criterion*. **ASTM STP 1296**, American Society for Testing and Materials, pp. 90–104, 1997.

80 Luxmoore, A. Light, M. F., Evans W. T., *A Comparison of Energy Release Rates, the J-Integral and Crack Tip Displacements*. **International Journal of Fracture**, Vol. 13, pp. 257–259, 1977.

81 Newman, J. C., *An Elastic-Plastic Finite Element Analysis of Crack Initiation, Stable Crack Growth and Instability.* **ASTM STP 833**, American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, pp. 93–117, 1984.

82 Newman, J. C., James, M. A., Zerbst, U., *A Review of the CTOA/CTOD fracture Criterion*. **Engineering Fracture Mechanics**, Vol. 70, pp. 371–385, 2003.

83 Newman, J. C., Booth B. C., Shivakumar K. N., *An Elastic-Plastic Finite-Element Analysis of the J-Resistence Curves Using CTOD Criterion*. **ASTM STP 945**, American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, pp. 665–685, 1988.

84 Gullerud, A. S., Koppenhoefer, K. C., Dodds, R. H., *WARP3D: 3-D Dynamic Nonlinear Fracture Analysis of Solids Using Parallel Computers and Workstations*. **Structural Research Series 607**, UILU-ENG-94-2017, University of Illinois at Urbana-Champaign, 2004.

85 Brocks, W., Sun, D., Hönig, 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.

86 Gao, X., Faleskog, J., Shih, F., *Analysis of Ductile to Cleavage Transition in Part-Through Cracks Using a Cell Model Incorporationg Statistic*s. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**, Vol. 22(3), pp. 239–250, 1999.

87 Petrobrás, *Testes de Pressão de Colapso em Dutos de 20" Construídos em aço API 5L-X60*. **Relatório Privado**, 2002.

88 Petrobrás, *Medidas Ultra-Sônicas nos Testes Hidrostáticos dos Dutos de 20" Construídos em API aço API 5L-X60*, **Relatório Privado**, 2002.

89 American Society for Testing and Materials, *Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products*. **ASTM A370**, Estados Unidos, 2000.

90 Silva, M. S., *Determinação da Tenacidade à Fratura de Aços Para Dutos API X60 Utilizando A Metodologia de Integral J com Determinação do Tamanho da Trinca por Queda de Potencial*. **Dissertação de Mestrado**, COPPE, Universidade Federal de Rio de Janeiro, 2002.

91 Wei, R. P., Brazill, R. L., *An Assesment of A.C. and D.C. Potencial Systems for Monitoring Fatigue Crack Growth*. **ASTM STP 738**, American Society for Testing and Materials, pp. 103–119, 1981.

92 American Society for Testing and Materials, *Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates*. **ASTM E647**, Estados Unidos, 1991.

93 American Society for Testing and Materials, *Standard Test for Method for Measurement of Fracture Toughness*. **ASTM E1820**, Estados Unidos, 1999.

94 Ernst, et al., *Hydraulic Test and Pipeline Realiability*, **Technical Report**, Center for Industrial Research, Argentina, 1997.

95 Xia, L., Shih, C. F., *Ductile crack growth - III: Statistical aspects cleavage fracture after tearing*. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, Vol. 44, pp. 603–639, 1996.

96 Gullerud, A. S., Gao, X., Dodds, R. H. and Haj-Ali, R., *Simulation of Ductile Crack Growth Using Computational Cells: Numerical Aspects*. **Engineering Fracture Mechanics**, Vol. 66, pp. 65–92, 2000.

97 Dawicke, D. S., Newman, J. C., Bigelow C. A., *Three-Dimensional CTOA and Constrain Effects During Stable Tearing in a Thin-Sheet Material*. **ASTM STP 1256**, American Society for Testing and Materials, pp. 223–242, 1995.

98 Dotta, F., Ruggieri, C., *Automatic 3D Mesh Generator of Pipes Containing Longitudinal Defects*. **Boletim Técnico BT-PNV73**, Universidade de São Paulo, 2004.

99 American Society for Metals. **Metals Handbook Vol. 01: Properties and Selection**. 10º ed., Metals Park: Ohio, ASM, pp. 327–336, Estados Unidos, 1995.

100 Folias, E. S., *An Axial Crack in a Pressurized Cylindrical Shell*. **International Journal of Fracture**, Vol. 26, pp. 251–260, 1984.

# AÇOS MICROLIGADOS PARA CONSTRUÇÃO DE DUTOS DE ELEVADA RESISTÊNCIA

# A

Com o crescimento do consumo de energia e de combustíveis pelo aumento da frota automotiva, novas fontes de óleo e gás passaram a ser exploradas em regiões remotas e com condições climáticas adversas. A necessidade de se transportar economicamente quantidades crescentes destes recursos tornou comum a utilização de dutos de grandes diâmetros e espessuras de parede elevadas, operando sob altas pressões. Isto levou a um aumento na demanda por materiais de alta resistência e boa tenacidade a baixas temperaturas, como os aços microligados de classificação API (*American Petroleum Institute*) [12]. Em função desta demanda, a tecnologia para produzir estes aços e estruturas vem se desenvolvendo rapidamente.

Dutos utilizados na indústria do petróleo são geralmente classificados segundo a API em função de sua aplicação e sua resistência mecânica. Especificamente os aços utilizados na fabricação de dutos para linhas de transporte seguem a classificação API 5L (*Specification for line pipe steel*) [13], abrangendo qualquer tipo de duto para transporte de gás, água ou óleo para as indústrias de petróleo e gás natural. A especifição API 5L leva em consideração o processo de fabricação do duto (sem costura, com costura, com solda em espiral, etc.). Estes dutos são especificados em diâmetros externos nominais que variam de 3 a 1240mm (1/8” a 49”) [99]. Para a classe 5L, os graus de composição química e resistência mecânica variam desde API 5L A25 até o moderno API 5L X80. Nas designações compostas pelas letras A ou X, os dois últimos dígitos especificam valores mínimos de limite de escoamento do material (após a fabricação do duto), em unidades imperiais inglesas (ksi). Assim, aços API 5L X60 apresentam valor mínimo de tensão limite de escoamento igual a 60 ksi (~ 410 MPa).

A versão mais recente da norma API 5L, editada em 2001, incorpora dois níveis distintos de especificação de produtos (*product specification level*),

identificados como PSL1 e PSL2. Cada um destes níveis abrange quase os mesmos graus de aço (PSL1 pode ser fornecido em graus A25 a X70; PSL2 pode ser fornecido de Grau B a X80), o que permite especificar, por exemplo, aços X60 conforme os níveis PSL1 ou PSL2. A diferença entre os níveis é o rigor no detalhamento e nos requisitos técnicos: tubos enquadrados na especificação PSL2 devem apresentar, por exemplo, controle mais estreito da composição química do material e valores definidos de tenacidade e resistência à tração [12].

As Tabelas 18 e 19 apresentam a composição química especificada para os vários graus de aços API nos níveis PSL1 e PSL2, respectivamente, além dos requisitos mínimos de resistência mecânica. É possível observar que a composição química mínima exigida dos aços é bastante flexível e não considera a adição compulsória de elementos de liga. Apesar disso, microadições de elementos como Ti, Nb e V são permitidas desde que seu emprego seja acordado entre o fabricante do material e o usuário. Para os aços com níveis de resistência mais elevados (X60 até X80), a norma API permite até mesmo que o fabricante não se detenha à composição química estipulada, permitindo elaborar materiais com composições químicas distintas que apenas atinjam as metas de resistência mecânica prescritas para cada grau desejado.

A Tabela 19 apresenta a especificação de resistência mecânica (nível PSL2), onde observa-se a exigência do limite máximo especificado para as tensões limite de escoamento e limite de resistência. Para aços empregados em linhas de dutos, o objetivo de se definir limites máximos de resistência mecânica é evitar a formação de gradientes de resistência (mismatch) significativos em regiões de solda circunferencial do duto, devido à eventual discrepância entre a resistência mecânica do metal base e do metal de adição [13]. No caso de aços empregados na fabricação de *risers* rígidos SCR (*steel catenary risers*) é importante garantir que o material do *riser*, que será lançado através de desbobinamento (*reeling*) do duto soldado, apresente uma relação adequada entre o limite de escoamento ($\sigma_{ys}$) e o limite de resistência ($\sigma_u$). Isto é necessário para garantir que o material suporte a deformação plástica imposta durante o bobinamento sem falhar [12].

**Tabela 18:** *Composição química e propriedades mecânicas de aços API 5L nível de especificação PSL1 [13]*

| Grau | C | Mn | P | S | Outros | $\sigma_{ys}$ (MPa) | $\sigma_u$ (MPa) |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | %max | %max | %max | %max | | min | min |
| dutos sem costura | | | | | | | |
| A25-I | 0.21 | 0.60 | 0.030 | 0.030 | - | 172 | 310 |
| A25-II | 0.21 | 0.60 | 0.045 a 0.080 | | | | |
| A | 0.22 | 0.90 | 0.030 | | | 207 | 331 |
| B | 0.28 | 1.20 | | | Nb+V+Ti < 0.15% | 241 | 414 |
| X42 | | 1.30 | | | | 290 | 414 |
| X46 | | 1.40 | | | | 317 | 434 |
| X52 | | | | | | 359 | 455 |
| X56 | | | | | | 386 | 490 |
| X60 | | | | | | 414 | 517 |
| X65 | | | | | | 448 | 531 |
| X70 | | | | | | 483 | 565 |
| dutos com costura | | | | | | | |
| A25-I | 0.21 | 0.60 | 0.030 | 0.030 | - | 172 | 310 |
| A25-II | | | 0.045 a 0.080 | | | | |
| A | 0.22 | 0.90 | 0.030 | | | 207 | 331 |
| B | 0.26 | 1.20 | | | Nb+V+Ti < 0.15% | 241 | 414 |
| X42 | | 1.30 | | | | 290 | 414 |
| X46 | | 1.40 | | | | 317 | 434 |
| X52 | | | | | | 359 | 455 |
| X56 | | | | | | 386 | 490 |
| X60 | | | | | | 414 | 517 |
| X65 | | 1.45 | | | | 448 | 531 |
| X70 | | 1.65 | | | | 483 | 565 |

**Tabela 19:** *Composição química e propriedades mecânicas de aços API 5L nível de especificação PSL2 [13]*

| Grau | C | Mn | P | S | Outros | $\sigma_{ys}$ (MPa) | | $\sigma_u$ (MPa) | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | %max | %max | %max | %max | | min | max | min | max |
| dutos sem costura | | | | | | | | | |
| B | 0.24 | 1.20 | 0.025 | 0.015 | Nb+V+Ti < 0.15% | 241 | 448 | 414 | 758 |
| X42 | | 1.30 | | | | 290 | 496 | 414 | 758 |
| X46 | | 1.40 | | | | 317 | 524 | 434 | 758 |
| X52 | | | | | | 359 | 531 | 455 | 758 |
| X56 | | | | | | 386 | 544 | 490 | 758 |
| X60 | | | | | | 414 | 565 | 517 | 758 |
| X65 | | | | | | 448 | 600 | 531 | 758 |
| X70 | | | | | | 483 | 621 | 565 | 758 |
| X80 | | | | | | 552 | 690 | 621 | 827 |
| dutos com costura | | | | | | | | | |
| B | 0.22 | 1.20 | 0.025 | 0.015 | Nb+V+Ti < 0.15% | 241 | 448 | 414 | 758 |
| X42 | | 1.30 | | | | 290 | 496 | 414 | 758 |
| X46 | | 1.40 | | | | 317 | 524 | 434 | 758 |
| X52 | | | | | | 359 | 531 | 455 | 758 |
| X56 | | | | | | 386 | 544 | 490 | 758 |
| X60 | | | | | | 414 | 565 | 517 | 758 |
| X65 | | 1.45 | | | | 448 | 600 | 531 | 758 |
| X70 | | 1.65 | | | | 483 | 621 | 565 | 758 |
| X80 | | 1.85 | | | | 552 | 690 | 621 | 827 |

# PROCEDIMENTO BS:7910 NÍVEL 2B

# B

Esta seção apresenta alguns detalhes adicionais do procedimento de avaliação de integridade estrutural BS:7910 [10]. No presente contexto não pretende-se realizar uma revisão detalhada do procedimento, nem discutir com profundidade o referido procedimento.

Metodologias de avaliação de integridade estrutural utilizando diagramas FAD são amplamente utilizadas pelas normas internacionais pela sua simplicidade de implementação. Tal simplicidade permite em um mesmo diagrama a avaliação de uma estrutura tanto à fratura como ao colapso plástico. A metodologia consiste em uma construção sobre um sistema de coordenadas cartesianas ($x$, $y$), onde o eixo $x$ representa o carregamento que induz o colapso plástico e o eixo $y$ representa o carregamento que induz falha por fratura frágil. O FAD possui duas regiões distintas (veja Fig. 10) e limitadas por uma curva normalmente conhecida como *locus*. Estas regiões apresentam os pontos de operação segura e insegura da estrutura e geralmente o *locus* pode ser descrito na forma:

$$K_r = f(L_r) \tag{22}$$

onde, $K_\mathrm{r}$ representa a resistência à fratura frágil em função do carregamento aplicado ($L_\mathrm{r}$).

A BS:7910 define diferentes formas para a função $f(L_r)$ para diversos níveis de avaliação, os quais dependem do grau de conservadorismo e das informações disponíveis sobre as estruturas. O nível utilizado também determina o limite máximo para $L_r$, que define o ponto de falha por colapso plástico, ou seja, este limite é obtido do carregamento que produz o escoamento do material que produz a ruptura puramente plástica. No presente contexto foi utilizado o nível 2B, o qual utiliza as curvas de tensão-deformação para a construção mais precisa dos diagramas FAD. as expressões referentes ao *locus* ($f(L_r)$) e $L_r^{\max}$ são:

$$K_r(L_r) = \left[\frac{E\epsilon_{ref}}{L_r\sigma_{ys}} + \frac{L_r^3\sigma_{ys}}{2E\epsilon_{ref}}\right]^{-\frac{1}{2}} \tag{23}$$

$$L_r^{\max} = \frac{\sigma_{ys} + \sigma_u}{2\sigma_{ys}} \tag{24}$$

onde, $E$ é o modulo de elasticidade do material, $\sigma_{ys}$ é o limite de escoamento, $\epsilon_{ref}$ é a deformação real referente a tensão de engenharia de valor $L_r\sigma_{ys}$.

Após a construção do *locus* é necessário a a localização dos pontos de operação da estrutura no diagrama através da obtenção do $L_r$ e $K_r$ através das expressões:

$$\Theta L_r = \frac{\sigma_{ref}}{\sigma_{ys}} \tag{25}$$

$$K_r = \frac{K_I}{K_{mat}} \tag{26}$$

onde, $K_{mat}$ é o valor crítico de intensificação de tensão do material, $K_I$ é o valor de intensificação de tensão aplicado à estrutura, $\sigma_{ys}$ é o limite de escoamento e $\sigma_{ref}$ é a tensão de referência que a dada pela equação:

$$\sigma_{ref} = 1.2\, M_s\, P_m + \frac{2\, P_b}{3(1 - a'')^2} \tag{27}$$

onde, $P_m$ é a tensão de membrana aplicada (tensão circumferencial dada por $P/Rt$) e $P_b$ é a tensão de flexão aplicada (que neste caso é igual a zero). É importante salientar que a Eq. 27 é baseada na formulação original de Folias [100], onde $M_s$ e $a''$ são dadas pelas equações:

$$M_s = \frac{1 - \left(\frac{a}{BM_T}\right)}{1 - \left(\frac{a}{B}\right)} \tag{28}$$

$$a'' = \frac{\left(\frac{a}{B}\right)}{1 + \left(\frac{B}{c}\right)} \quad para \;\; W \geq 2(c + B) \tag{29}$$

$$a'' = 2c\left(\frac{a}{B\pi R_i}\right) \quad para \;\; W < 2(c + B) \tag{30}$$

$$M_T = \sqrt{1 + 1.6\left[\frac{c^2}{R_i B}\right]} \tag{31}$$

onde, $a$ é a profundidade da trinca, $B$ é a espessura de parede do duto, $c$ é a metade do comprimento da trinca, $W$ é o comprimento total do duto e $R_i$ é o raio interno do duto.

Para a determinação do $K_r$ são necessários os valores de $K$ crítico do material, $K_{mat}$, e o $K$ aplicado, $K_I$. Entretanto a obtenção precisa destes valores, por meios experimentais e/ou analíticos, não é simples, principalmente no caso de materiais dúcteis. Para contornar este problema o procedimento BS:7910 disponibiliza em seus anexos formulações para uma estimativa de tais valores. A estimativa do $K_{mat}$ é feita através da formulação semi-empírica e é baseada na energia Charpy:

$$K_{mat} = \left[\frac{820\sqrt{C_v} - 1420}{B^{1/4}}\right] + 630 \tag{32}$$

onde, $C_v$ é a energia Charpy absorvida pelo corpo-de-prova.

A estimativa do $K_I$ é apresentada no **Anexo M** do procedimento BS:7910 [10]. Esta secção do procedimento contém soluções analíticas de $K_I$ para uma grande gama de tipos de defeitos, todas as soluções apresentadas no **Anexo M** partem da expressão:

$$K_I = (Y\sigma)\sqrt{\pi a} \tag{33}$$

onde $Y$ é um fator de forma/carregamento da trinca e $a$ é a pronfundidade da trinca. O fator de forma é calculado combinado com a tensão $\sigma$, através da expressão:

$$(Y\sigma) = M\, f_W\, M_W\, \sigma_{\max} \tag{34}$$

onde, $\sigma_{\max}$ é a máxima tensão aplicada e $M$, $f_W$, $M_W$ são constantes adimensionais encontradas nas tabelas do **Anexo M** do procedimento BS:7910 [10].

# PIPE3D 2.0: *GERADOR AUTOMÁTICO DE MALHAS 3D PARA DUTOS CONTENDO DEFEITOS LONGITUDINAIS*

# C

Análises estruturais podem assumir diversas configurações geométricas, bem como diversos casos de solicitação. Conseqüentemente, as malhas utilizadas para resolver tais problemas devem se adequar à geometria e ao tipo de solução desejada da análise. Entretanto, para problemas onde a quantidade de nós e elementos se torna excessiva, a malha deve se adequar ao problema de forma mais otimizada, gerando modelos com número menor de elementos, para minimizar o tempo de processamento e quantidade de recursos computacionais exigidos. A necessidade de otimização dos modelos é facilmente observada em análises não lineares, onde o tempo de processamento é muito maior do que nos problemas lineares. Por outro lado, alguns problemas assumem geometrias extremamente complexas de discretização, como no caso de dutos contendo defeito planares, uma vez que a malha é bastante refinada e detalhada na região do defeito.

Malhas para dutos contendo defeitos planares tomam um tempo bastante significativo e uma elevada atenção humana para a sua construção. Muitas vezes, o tamanho da malha não fica limitado pelos recursos computacionais disponíveis, mas sim, pela limitação humana de visualização de espaços 3D complexos. São estas as motivações que levam à criação de códigos computacionais de geração automática de malha, onde o usuário introduz no software dados de fácil compreensão, ficando a discretização a cargo dos computadores.

Este documento descreve os aspectos teóricos e os comandos necessários para o uso do *PIPE3D* [98], um código de pesquisa desenvolvido em *FORTRAN 90* para a geração automática de malhas tridimensionais de dutos contendo defeitos planares longitudinais. Tais malhas são aplicadas em análises numéricas de larga escala utilizando o método dos elementos finitos, através do código WARP3D [84]. O *PIPE3D* traz em seus algoritmos a geração de malhas não estruturadas para o uso em elementos finitos, bem como controles adaptativos especiais e sistemas de

verificação das condições da malha para facilitar a utilização pelo usuário e fornecer malhas mais adequadas ao problema em questão.

A característica central do *PIPE3D* é a construção automática de malhas para as análises de integridade estrutural em dutos contendo defeitos longitudinais aliado a uma interface de uso simples através de um arquivo ASCII, para especificações dos parâmetros geométricas do duto e do defeito, condições de carregamento e outros parâmetros do modelo. A malha resultante é escrita em um arquivo de saída no formato neutro para o modelador CAE *MSC Patran*.

## C.1 Aspectos Gerais

A solução numérica de malhas está baseada na solução numérica de suas equações diferenciais parciais (EDPs). A solução da malha requer uma discretização inicial de seu espaço matemático, desta forma, substituindo equações diferenciais parciais contínuas por um sistema algébrico equivalente de equações diferenciais. Existem muitas bifurcações neste processo de solução. O primeiro passo é escolher se a discretização será sobre pontos ou células. Toda discretização é acompanhada por um campo de soluções possíveis e estas podem ser conectadas por diversas formas na rede de pontos ou células.

A discretização de pontos é chamada de diferenças finitas, onde as derivadas nas EDPs são representadas em pontos por uma expressão algébrica diferencial obtida através de uma expansão em uma série de Taylor das variáveis de solução em diversas vizinhanças. Este conjunto pode representar a solução por polinômios entre os pontos. Entretanto, este método pode se tornar não realista quando as variações entre os pontos forem grandes; neste caso, a solução é aumentar a quantidade de pontos. Porém, o aumento do número de pontos é desvantajoso, pois o esforço computacional para a solução aumenta exponencialmente com a quantidade de pontos. Outra possibilidade é retornar a EDP na forma de integrais fundamentais e representar as integrais em células discretas. A representação das variáveis de solução sobre as células e os seus termos das funções selecionadas para a integração analítica gera mais uma bifurcação no processo de solução: (1)

integrar no domínio do volume (elementos finitos), ou (2) fazer o balanço dos fluxos sobre os lados células (volumes finitos).

As aproximações por elementos finitos possuem duas formas básicas: (1) variacional, onde as EDPs são substituídas por integrais fundamentais através do princípio variacional (cálculo variacional), ou (2) a ponderação dos resíduos, onde as EDPs são multiplicadas por certas funções e então integradas sobre as células.

## C.2 Malhas para Dutos com Defeitos Planares

Malhas para a simulação 3D de dutos com defeitos planares não são triviais, pois possuem um elevado número de nós e elementos, com regiões bastante refinadas e com controle do tamanho e forma de cada elemento. Para facilitar o entendimento podemos dividir a malha em três partes: (a) zona de trinca, (b) bloco de trinca e (c) duto. Cada uma das divisões está inserida na outra, isto é, a zona de trinca está inserida no bloco de trinca e o bloco de trinca está inserido no duto. A Figura 83 mostra a configuração geral de um duto trincado.

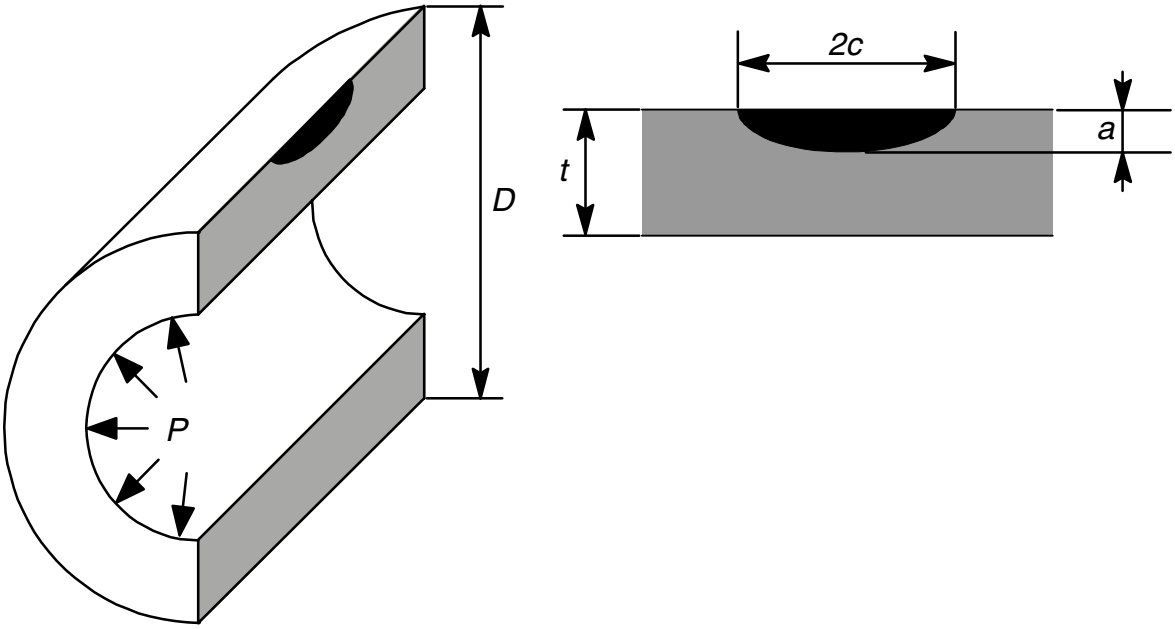



**Figure 83** *Configuração geral de um duto trincado.*

### *C.2.1 Zona de Trinca*

Na região denominada zona de trinca estão alocados os elementos que formam o flanco da trinca e as células computacionais, as quais definem a região onde a trinca irá se propagar. A metodologia de células computacionais, criada por Xia e Shih (X&S)[5,6] utilizando o modelo constitutivo de Gurson-Tvergaard[7,8] e estendida ao contexto 3D por Ruggieri e Dodds (R&D)[9], exige um controle completo do tamanho e forma dos elementos em pelo menos duas faces dos elementos. Estas faces devem ser perfeitamente quadradas de tamanho *D*. Observações experimentais[14-16] e experiências numéricas de X&S[5,6] e R&D[9] mostram que valores de *D=0.2* mm representam adequadamente a largura da zona de processo de fratura e fornecem uma boa resolução dos campos de tensões. A metodologia de células computacionais é melhor discutida nos trabalhos de X&S[5,6], R&D[9], Ruggieri[10], Dotta e Ruggieri (D&R)[12,13]. A figura 84 ilustra a metodologia das células computacionais.

### *C.2.2 Bloco de Trinca*

O bloco de trinca é a região onde é feita a transição da zona de trinca para o corpo do duto. A principal função desta região é permitir a transição suave. Porém este trecho da malha é responsável pela primeira otimização do modelo, isto é, esta parte da malha tem como função diminuir a quantidade de elementos, mas de forma suave, a fim de não proporcionar regiões problemáticas durante a simulação.

## C.3 Geração Automática de Malhas

A geração automática da malha, realizada pelo *PIPE3D*, é feita por partes, da região mais refinada (zona de trinca) para a menos refinada (duto). A malha resultante é salva em um arquivo tipo *MSC/Patran Neutral file*[11], onde este arquivo pode ser utilizado em diversas plataformas. A Fig. 85 mostra a malha gerada pelo *PIPE3D*, bem como as suas subdivisões (zona de trinca, bloco de trinca e duto).

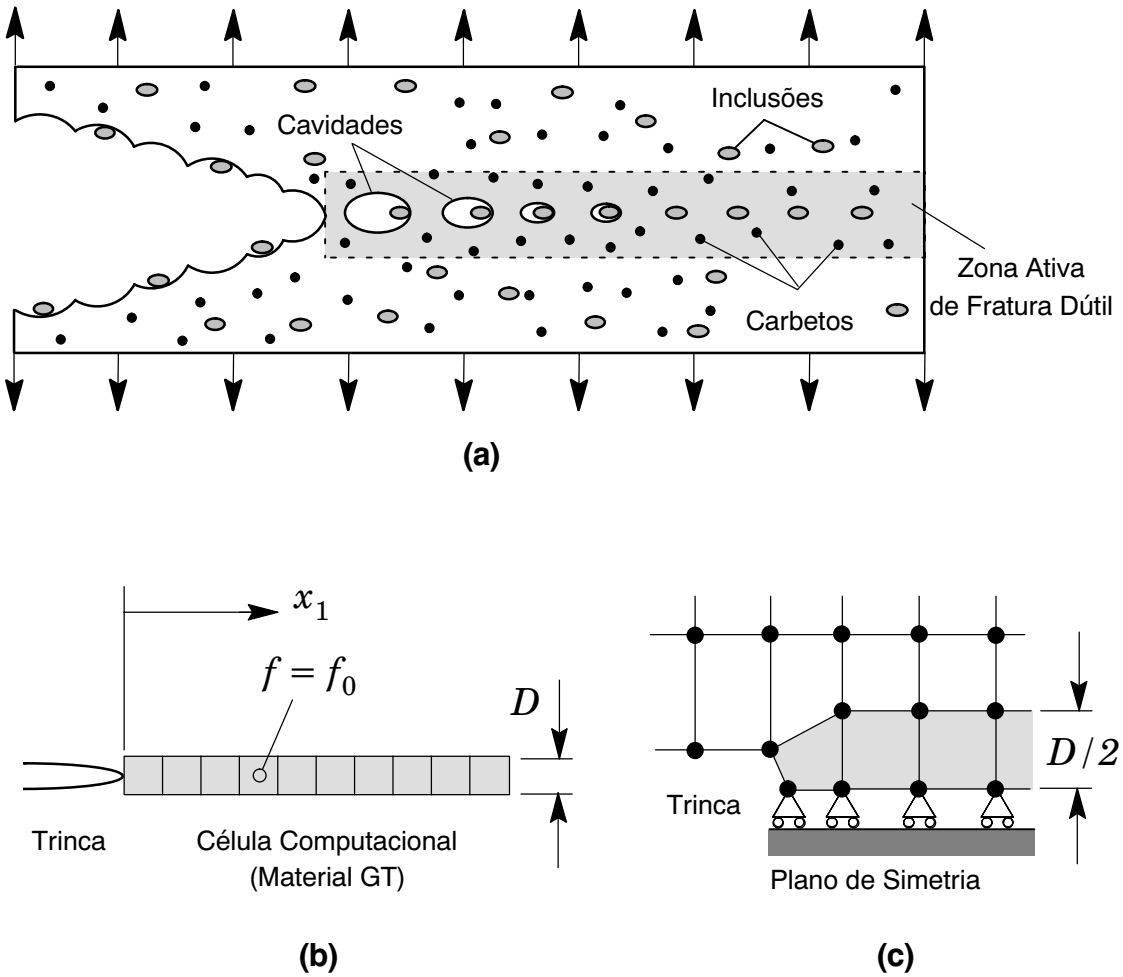



**Figure 84** *(a) Modelo fenomenológico de fratura dúctil em modo I, (b) modelo esquemático de Gurson-Tvergaard (GT) e (c) implementação numérica*[9].

### *C.3.1 Zona de Trinca*

A região mais refinada da malha é a zona de trinca e, conseqüentemente, esta é a região onde ocorre o maior controle da malha. A criação desta região está dividida em três partes: (a) geração da unidade de células computacionais e transições adjacentes, (b) extrusão elíptica da camada que contem as células e as transições e (c) criação do flanco da trinca. Nas primeiras partes da geração, (a) e (b), são realizados os cálculos das posições nodais e criada a tabela de incidências (conectividade) da primeira camada de elementos. Posteriormente, é construída a primeira camada de elementos e, finalmente, é executada a extrusão elíptica, segundo as Eqs. (1) e (2).

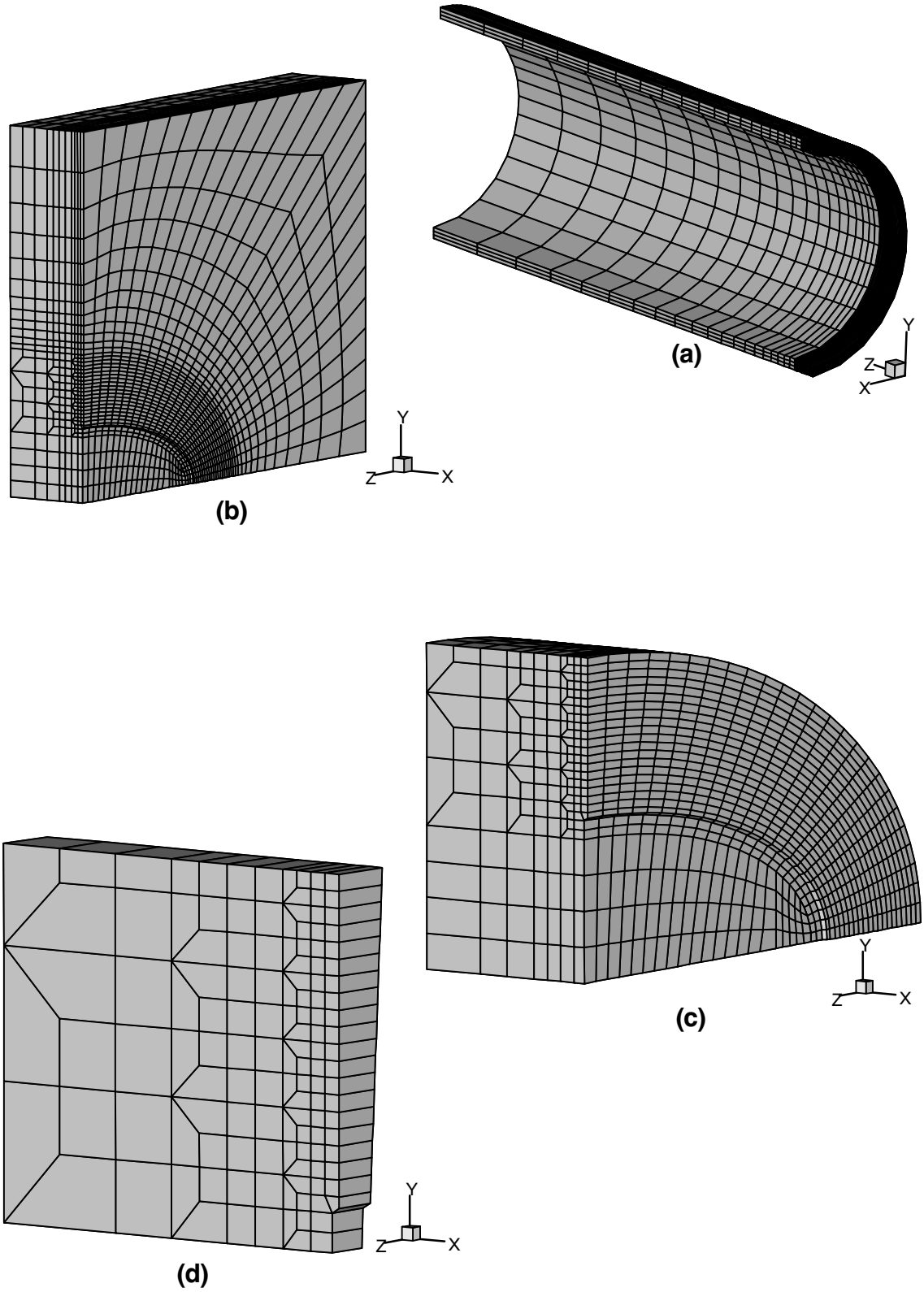



**Figure 85** *Malha gerada pelo PIPE3D* e suas subdivisões: *(a) malha completa (duto), (b) bloco de trinca, (c) zona de trinca, (d) camada de extrusão elíptica.*

$$\begin{cases} y_{ij} = (b + r_{ij}).sen(\theta_j) - b \\ z_{ij} = (a + r_{ij}).cos(\theta_j) \end{cases} \tag{1}$$

$$\begin{cases} \theta_j = \dfrac{\pi}{2} - \alpha_j \\ \alpha_j = \alpha_{j-1} + \beta.\left(\gamma^{n_{div}+1-j}\right) \end{cases} \tag{2}$$

onde $y_{ij}$ e $z_{ij}$ são as coordenadas nodais, $r_{ij}$ é o raio local, $a$ é o semieixo elíptico na direção $y$, $b$ o semieixo elíptico na direção $z$, $\theta_j$ é o ângulo da extrusão, $\alpha_j$ é o complemento de $\theta_j$, $\beta$ e $\gamma$ são fatores de forma. A Fig. 86 mostra, esquematicamente, como é feita extrusão elíptica.

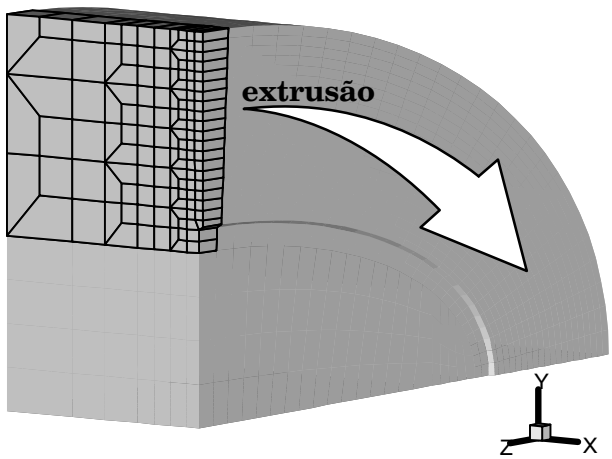



**Figure 86** *Esquematização da extrusão elíptica.*

### *C.3.2 Bloco de trinca*

Para a formação do bloco de trinca é necessária uma transição da zona de trinca para a fronteira externa, formando um bloco único. Para realizar esta transição o *PIPE3D* utiliza transformações conforme Laplacianas[1]. Este método resulta em um sistema de equações diferenciais parciais (EDPs), de tal forma que o espaço deformado (bloco de trinca) é transformado em um espaço regular[4]. Este principio

é mostrado esquematicamente na Fig. 87. As equações utilizadas mantém a

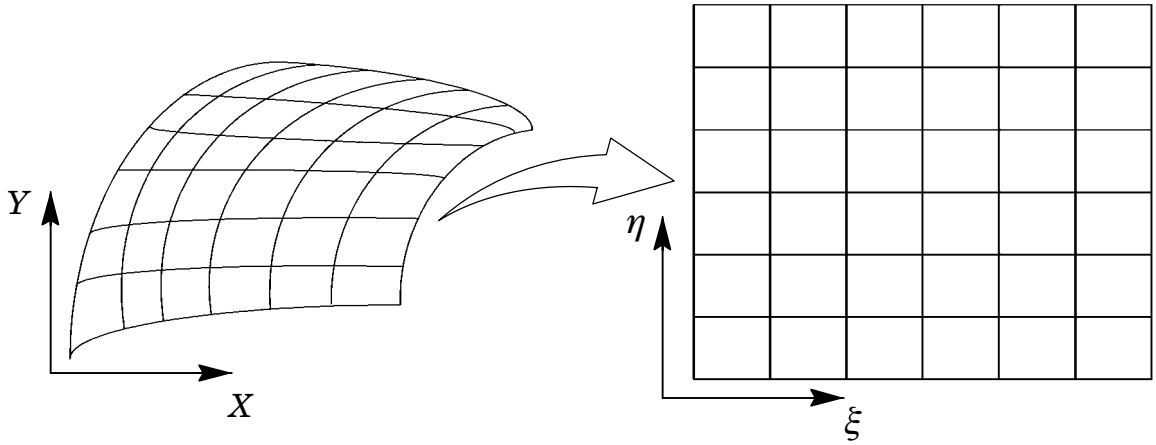



**Figure 87** *Principio da transformação espacial utilizando equações diferenciais parciais*

continuidade da malha, isto é, as funções que regem esta distribuição são diferenciáveis em todo o domínio da malha. A Eq. (3) mostra a condição de continuidade da malha. Outra característica do método empregado para resolver a malha nesta região é a obtenção de uma malha natural, ou seja, todos os pontos são contínuos e perpendiculares entre si.

$$\begin{cases} \dfrac{\partial^2 \xi}{\partial x^2} + \dfrac{\partial^2 \xi}{\partial y^2} = 0 \\ \dfrac{\partial^2 \eta}{\partial x^2} + \dfrac{\partial^2 \eta}{\partial y^2} = 0 \end{cases} \tag{3}$$

Entretanto, as condições de continuidade formam um sistema de EDPs que dependem das condições iniciais e, conseqüentemente, não existe solução analítica unívoca para este tipo de problema. Porém, é possível resolver a malha empregando ferramentas numéricas, tais como método numérico de resolução de EDPs empregado neste código, denominado SOR (*Successive Over Relaxation*)[1-3]. Desta forma, a solução da malha é transformada em uma solução iterativa. A Eq. (4) mostra a solução numérica das EDPs pronta para a aplicação do SOR.

$$\begin{cases} g_{22}\dfrac{\partial^2 x}{\partial \xi^2} + g_{12}\dfrac{\partial^2 x}{\partial \xi \partial \eta} + g_{11}\dfrac{\partial^2 x}{\partial \eta^2} = 0 \\ g_{22}\dfrac{\partial^2 y}{\partial \xi^2} + g_{12}\dfrac{\partial^2 y}{\partial \xi \partial \eta} + g_{11}\dfrac{\partial^2 y}{\partial \eta^2} = 0 \end{cases} \tag{4}$$

Os fatores $g_{11}$, $g_{12}$ e $g_{22}$ são as parcelas posicionais, ou seja, cada localização no espaço, $(\eta_i, \xi_i)$, possui um $g_{11}$, $g_{12}$ e $g_{22}$, que podem ser obtidos através das Eq. (5), (6) e (7). Neste contexto, podemos aproximar numericamente as derivadas através do método das diferenças finitas; desta forma, juntamente com a Eq. (4), pode-se chegar ao resíduo da iteração na aplicação do método SOR, mostrado na Eq. (8) e (9), onde $\omega$ é o fator de super-relaxação. A malha resultante da região do bloco de trinca é mostrada na Fig. 88.

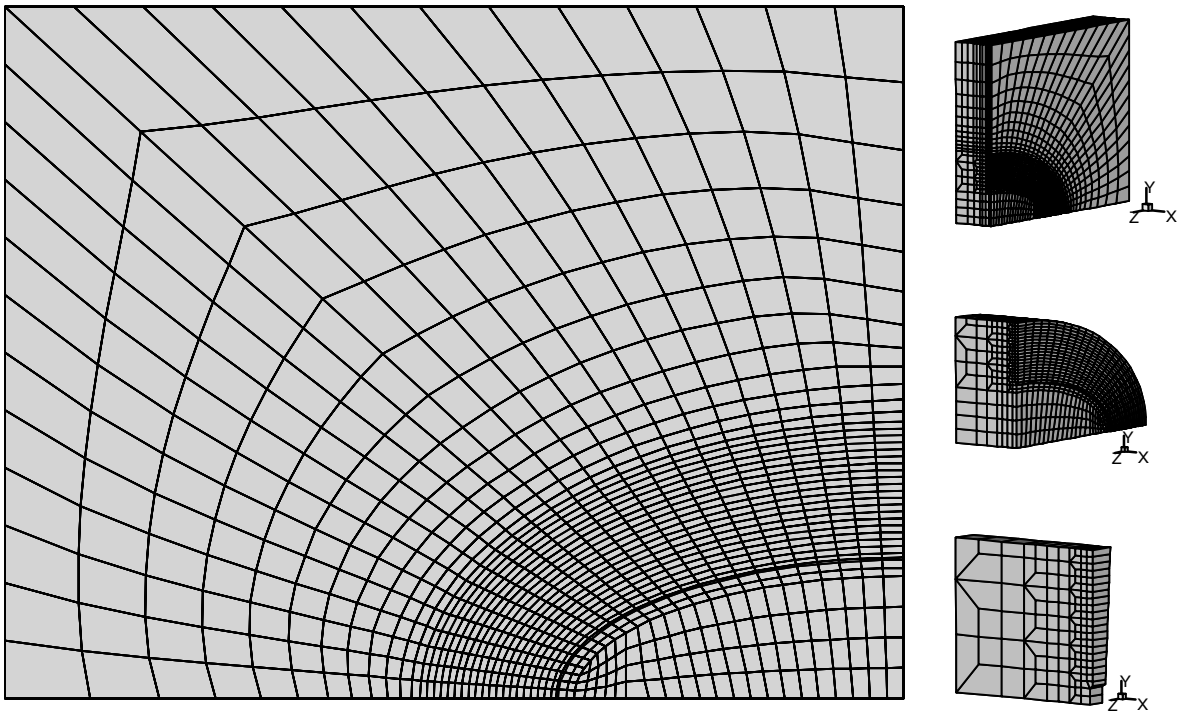



**Figure 88** *Malha resultante da região do bloco de trinca.*

$$g_{11} = \left(\frac{\partial x}{\partial \xi}\right)^2 + \left(\frac{\partial y}{\partial \xi}\right)^2 \tag{5}$$

$$g_{12} = \frac{\partial x^2}{\partial \xi \partial \eta} + \frac{\partial y^2}{\partial \xi \partial \eta} \tag{6}$$

$$g_{22} = \left(\frac{\partial x}{\partial \eta}\right)^2 + \left(\frac{\partial y}{\partial \eta}\right)^2 \tag{7}$$

$$\begin{cases} Rx_{ij}^{(v)} = g_{22}\dfrac{\partial^2 x}{\partial \xi^2} + g_{12}\dfrac{\partial^2 x}{\partial \xi \partial \eta} + g_{11}\dfrac{\partial^2 x}{\partial \eta^2} \\ Ry_{ij}^{(v)} = g_{22}\dfrac{\partial^2 y}{\partial \xi^2} + g_{12}\dfrac{\partial^2 y}{\partial \xi \partial \eta} + g_{11}\dfrac{\partial^2 y}{\partial \eta^2} \end{cases} \tag{8}$$

$$\begin{cases} x^{(v+1)} = x^{(v)} + \dfrac{\omega}{2(g_{11} + g_{22})}.Rx_{ij}^{(v)} \\ y^{(v+1)} = y^{(v)} + \dfrac{\omega}{2(g_{11} + g_{22})}.Ry_{ij}^{(v)} \end{cases} \tag{9}$$

### *C.3.3 Duto*

Finalizando a geração da malha, o *PIPE3D* calcula os nós e elementos necessários para a formação do duto utilizando duas transições de malha e duas extrusões. A Fig. 89 mostra um duto completo gerado pelo *PIPE3D*.

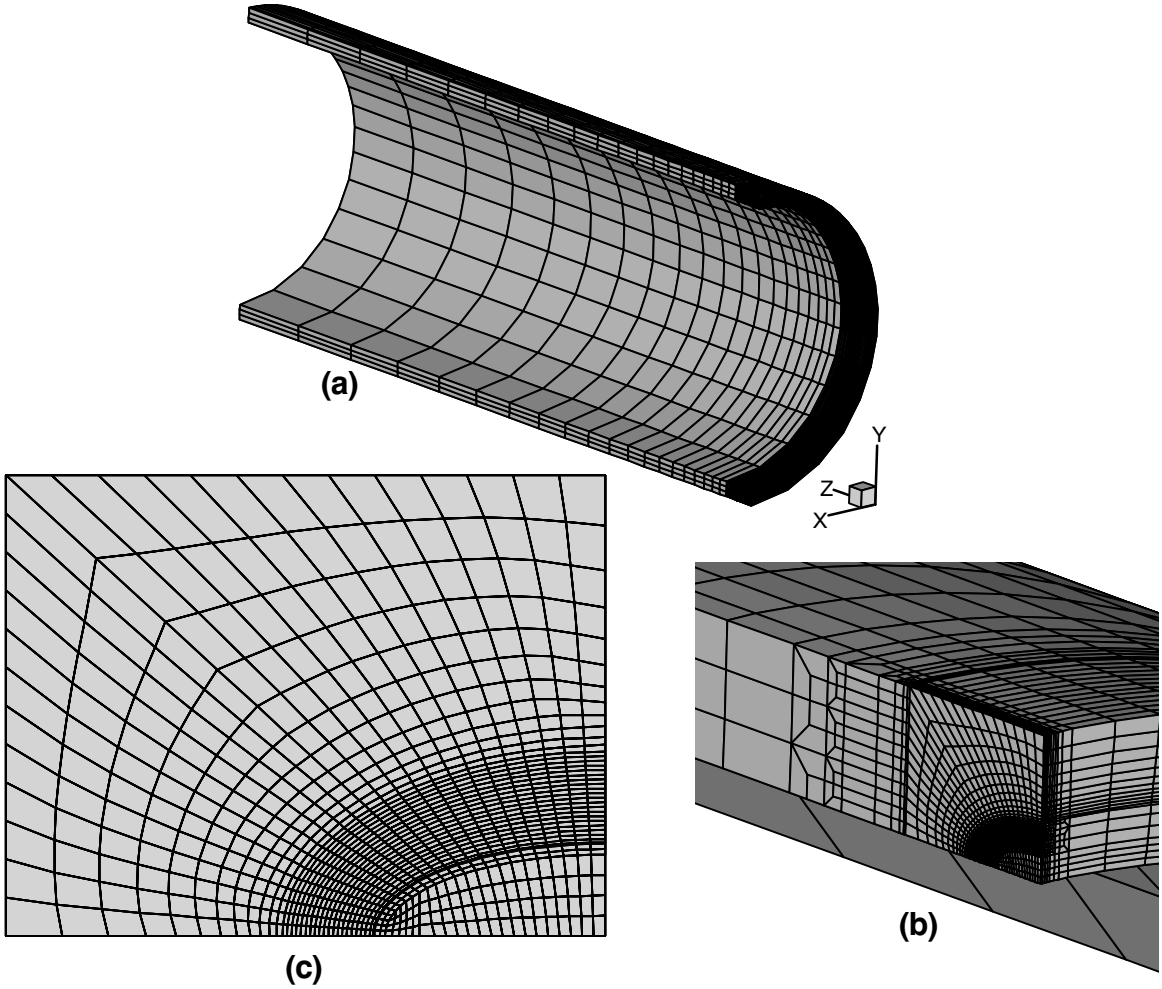



**Figure 89** *Malha gerada pelo PIPE3D: (a) malha resultante de um duto de 200mm de diâmetro nominal, (b) detalhe em perspectiva da região onde estão as células computacionais e (c) vista frontal da região das células computacionais.*

## C.4 Referências


1 Thompson, J. F., Soni, B. K., Weatherill, N. P., "Handbook of Grid Generation", CRC Press, New York, 1999.

2 Heath, M. T. "SCIENTIFIC COMPUTING: An Introductory Survey, Second Edition", McGraw-Hill, New York, 2002.

3 Chapra, S. C. and Canale, R. P., "Numerical methods for engineers", McGraw–Hill, New York, 1988.

4 Schinzinger, R. and Laura, P. A. A., "Conformal mapping : methods and applications", Elsevier Science Pub. Co., New York, 1991.

5 Xia, L. e Shih, C. F., "Ductile Crack Groeth - I. A Numerical Study Using Computational Cells with Microstructurally – Based Length Scales", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 43, pp233–259, 1995.

6 Xia, L. e Shih, C. F., "Ductile Crack Groeth - II. Void Nucleation and Geometry Effects on Microscopic Fracture Behavior", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids,* Vol. 43, pp233–259, 1995.

7 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, pp2–15, 1977.

8 Tvergaard, V., "Material Failure by Void Growth to Coalescence", *Advances Applies Mechanics,* Vol. 27, pp 83–151, 1990.

9 Ruggieri, C., 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.

10 Ruggieri, C. "Modelagem Micromecânica da Fratura Dúctil e Aplicações à Integridade Estrutural." São Paulo, 2001 127 p. (Tese-Docência) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo.

11 MSC/Patran Users Guide.

12 Dotta, F., Ruggieri, C., "Modelagem Micromecânica de Fratura Dúctil – Parte I: Células Computacionais Incorporando Crescimento de Trincas", *XV Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências dos Materiais* (CBECIMAT 02), Natal/RN, Brasil, 2002.

13 Dotta, F., Ruggieri, C., "Modelagem Micromecânica de Fratura Dúctil – Parte II: Efeitos da Geometria e do Modo de Carregamento Sobre as Curvas R", *XV*

*Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências dos Materiais* (CBECIMAT 02), Natal/RN, Brasil, 2002.

14 Garrison, W. M, Jr. and Moody, N. R., "Ductile Fracture", *Journal of the Physics and Chemistry of Solids*, Vol. 48, pp. 1035-1074, 1987.

15 Thomanson, P. F., "A Theory for Ductile Fracture by Internal Necking of Cavities", *Journal of Ins. Metals*, Vol. 96, pp. 360, 1968.

16 Tipper, C. F., "The Fracture of Metals", *Metallurgia*, Vol. 39, pp. 133-137, 1949.

17 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.

18 National Energy Board, "Stress Corrosion Cracking on Canadian Oil and Gas Pipelines", MH–2–95, Calgary(Alberta), Canada, 1996.