EDUARDO HIPPERT JÚNIOR

**INVESTIGAÇÃO EXPERIMENTAL DO COMPORTAMENTO DÚCTIL
DE AÇOS API-X70 E APLICAÇÃO DE CURVAS DE RESISTÊNCIA
J-Δa PARA PREVISÃO DE COLAPSO EM DUTOS**

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

São Paulo
2004

EDUARDO HIPPERT JÚNIOR

**INVESTIGAÇÃO EXPERIMENTAL DO COMPORTAMENTO DÚCTIL
DE AÇOS API-X70 E APLICAÇÃO DE CURVAS DE RESISTÊNCIA
J-Δa PARA PREVISÃO DE COLAPSO EM DUTOS**

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

Área de Concentração:
Engenharia Naval e Oceânica

Orientador:
Prof. Livre-Docente Dr. Cláudio Ruggieri

São Paulo
2004

(...) Two roads diverged in a wood, and I -
I took the one less travelled by,
And that has made all the difference.

The road not taken, ***Robert Frost***

Aos meus pais e ao pessoal lá de casa,
pela torcida de sempre.

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Cláudio Ruggieri, pela orientação competente e estimulante, pelo exemplo de seriedade e profissionalismo, e pela amizade fraterna;

A todos os colegas da Divisão de Metalurgia do IPT, e em especial à Emília G. P. da Silva, ao César R.F. Azevedo, ao José Belotti e ao Tibério Cescon pela amizade nos anos dedicados ao Instituto; e também ao Gustavo Spera e ao Marco Antônio Gomes pela assistência em laboratório e usinagem;

A todos os colegas do CENPES/TMEC, em especial ao José Cláudio G. Teixeira e ao Guilherme V. P. Donato, pela recepção e apoio na finalização desse trabalho;

Aos colegas do Departamento de Engenharia Naval da EPUSP: Fernando Dotta, Euclides Trovato, Mauricio Silva e Sebastian Cravero pelo companheirismo e estímulo;

Ao Instituto de Pesquisas Tecnológicas / IPT e ao CENPES / PETROBRAS pelo apoio institucional.

RESUMO

Este trabalho investiga o comportamento dúctil de aços microligados classe API utilizado em tubulações na indústria do petróleo, e apresenta um estudo exploratório da aplicação da abordagem local e do modelo micromecânico de células computacionais para modelar a extensão estável de trinca em Modo I de abertura em aço ARBL. Ensaios laboratoriais na temperatura ambiente do aço API 5L X70 (utilizando corpos-de-prova normalizados) fornecem a curva de resistência à fratura (curva-R) do material. Esta curva foi utilizada para calibrar os parâmetros micromecânicos de células computacionais empregados no modelo. Este modelo foi utilizado para prever a pressão de colapso de dutos de paredes finas utilizados no transporte de gás, que apresentam defeitos longitudinais de diferentes razões entre profundidade de trinca e espessura de parede (a/t). As análises numéricas realizadas demonstram a capacidade da metodologia de células computacionais 2D em simular o rasgamento dúctil e o crescimento estável de trincas em corpos-de-prova de mecânica da fratura, assim como prever a pressão de colapso de estruturas tubulares contendo defeitos (trincas).

ABSTRACT

This study presents the experimental investigation of the ductile behaviour of microalloyed pipeline steel. Additionally, it extends the computational cell methodology to model Mode I crack extension in a high strength low alloy HSLA steel. Laboratory testing of an API 5L X70 steel at room temperature using standard, deep crack C(T) specimens provides the crack growth resistance curve to calibrate the micromechanics cell parameters for the material. The cell model incorporating the calibrated material-specific parameters is then applied to predict the burst pressure of a thin-walled gas pipeline containing longitudinal cracks with varying crack depth to thickness ratios (a/t). The numerical analyses demonstrate the capability of the computational cell approach to simulate ductile crack growth in fracture specimens and to predict the burst pressure of thin-walled tubular structures containing crack-like defects.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS

LISTA DE TABELAS

LISTA DE ABREVIATURAS

LISTA DE SÍMBOLOS

1	INTRODUÇÃO	1
1.1	Objetivos	3
2	REVISÃO DE CONCEITOS BÁSICOS DA MECÂNICA DA FRATURA	5
2.1	Mecânica da Fratura Linear Elástica MFLE	6
2.2	Mecânica da Fratura Elasto-Plástica MFEP	8
2.2.1	<i>Curvas de Resistência J-Δa (Curvas R)</i>	10
2.3	Mecânica da Fratura Biparamétrica	12
3	TUBULAÇÕES NA INDÚSTRIA DE PETRÓLEO E GÁS	17
3.1	Transporte de petróleo e derivados através da malha de dutos	19
3.2	Malha de dutos no Brasil	21
3.3	Materiais para tubulações na indústria do petróleo	24
3.3.1	<i>Aços de alta resistência e baixa liga ARBL</i>	30
3.3.2	<i>Laminação controlada</i>	31
3.3.3	<i>Delaminações em aços microligados ARBL</i>	33
3.4	Modos de falhas típicos em tubulações	36
4	AValiação de INTEGRIDADE DE DUTOS	39
4.1	Métodos empíricos	41
4.2	Avaliação baseada diretamente na Mecânica da Fratura	46
4.2.1	<i>Restrição ao fluxo plástico na ponta da trinca</i>	49

4.3	Abordagem fitness-for-purpose	51
4.3.1	<i>Procedimento R6 e a metodologia FAD</i>	53
4.3.2	<i>Norma BS:7910 (antiga PD 6493)</i>	56
4.3.3	<i>Norma API 579</i>	58
4.4	Novas metodologias para avaliação de integridade	60
5	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL DE ENSAIOS	62
5.1	Ensaio de Laboratório.....	62
5.1.1	<i>Caracterização metalúrgica do aço API X70</i>	65
5.1.2	<i>Determinação das propriedades de tração do aço API X70</i>	65
5.1.3	<i>Determinação da curva de transição frágil-dúctil.....</i>	66
5.1.4	<i>Determinação das curvas de resistência J-Δa (curvas R)</i>	68
5.2	Resultados de ensaios de laboratório	71
5.2.1	<i>Resultados da caracterização metalúrgica do aço API X70</i>	71
5.2.2	<i>Resultados de ensaios mecânicos de tração</i>	74
5.2.3	<i>Resultados da curva de transição frágil-dúctil</i>	77
5.2.4	<i>Resultados das curvas de resistência J-Δa (curvas R)</i>	81
6	ABORDAGEM LOCAL DA FRATURA DÚCTIL: ESTUDO EXPLORATÓRIO DA APLICAÇÃO EM DUTOS	92
6.1	Fratura dúctil de materiais	94
6.2	Modelagem micromecânica da fratura dúctil	96
6.2.1	<i>Implementação numérica do modelo GT</i>	98
6.2.2	<i>Calibração de parâmetros micromecânicos D e f_0</i>	102
6.2.3	<i>Modelo de Gurson aplicado a materiais estruturais</i>	104
6.3	Aplicação do modelo GT ao crescimento de trinca em espécimes C(T) ..	107
6.3.1	<i>Modelo de elementos finitos de corpo-de-prova C(T)</i>	108

6.3.2 Implementação do modelo constitutivo de Gurson	110
6.3.3 Calibração de parâmetros micromecânicos D e f_0	112
6.4 Estudo exploratório da aplicação do modelo GT na determinação da pressão de colapso de dutos trincados	115
6.4.1 Ensaios de ruptura de dutos contendo defeitos (<i>Burst tests</i>)	115
6.4.2 Modelos de elementos finitos de dutos contendo trincas.....	118
7 CONCLUSÕES	123
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	126
APÊNDICES	143

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1	Campo de tensões elásticas ao redor de uma trinca	7
Figura 2.2	Condições para crescimento de trinca descrito pela integral J	10
Figura 2.3	Esquema de uma curva de resistência, indicando os estágios de evolução do defeito.....	11
Figura 2.4	Determinação esquemática do parâmetro Q para J aplicado	15
Figura 3.1	Rota de fabricação U-O-E de tubos com costura.	19
Figura 3.2	Malha dutoviária brasileira.....	22
Figura 3.3	Malha dutoviária da região centro-sul do país.....	23
Figura 3.4	Formação de delaminação central no volume à frente da trinca ...	34
Figura 4.1	Seqüência de eventos para a falha de dutos	40
Figura 4.2	Esquema de trinca longitudinal (axial) não-passante em duto	43
Figura 4.3	Tensão de colapso para tubos contendo trincas	44
Figura 4.4	(a) Comparação esquemática entre as potenciais diferenças de condições de fratura em diversas configurações geométricas, ilustrando o conceito de <i>transferência</i> ; (b) Efeito do tamanho relativo de trinca (a/W) sobre as curvas R	48
Figura 4.5	Influência geométrica na tenacidade à fratura	50
Figura 4.6	Diagrama FAD, definindo regiões de operação segura da estrutura	55
Figura 4.7	Diagrama FAD utilizado na BS:7910, incorporando a influência do escoamento descontínuo na ductilidade do material	58
Figura 5.1	Esquema da posição de extração dos corpos-de-prova (CP) na chapa laminada: CPs de tração longitudinais (1) e transversais (2), CPs para ensaio de curva- R orientação TL (3) e LT (4), CPs para ensaio Charpy (5)	64
Figura 5.2	Nomenclatura ASTM adotada em corpos-de-prova entalhados extraídos de chapa laminada [135]	67
Figura 5.3	Croqui dos corpos-de-prova C(T) com $a/W=0,65$ utilizados para a determinação de curvas $J-\Delta a$	68

Figura 5.4	Exame micrográfico do aço API-X70. Visão 3D da micro-estrutura do material. Ataque: Nital 2%. Aumento: 100X. b) Inclusões globulares. Sem ataque. Aumento: 100X. Direção de laminação: L	73
Figura 5.5	Corpos-de-prova CP-chapa transversais e longitudinais (T1 a T3 e L1 a L3). A fratura ocorreu sempre nos 2/4 centrais dos CPs. Note-se a posição de extração dos CPs cilíndricos reduzidos	74
Figura 5.6	Curvas tensão-deformação de CPs cilíndricos aço X70 (25°C) ...	75
Figura 5.7	Curva de transição frágil-dúctil para o aço API-X70	77
Figura 5.8	Fractografia de corpos-de-prova de impacto Charpy. Aumento: 350X. Temperaturas de ensaio: a) 0°C, b) -20°C, c) -60°C, d) -100°C	79
Figura 5.9	Curvas carga-deslocamento para TL01 e TL02	81
Figura 5.10	Curvas R determinadas para o aço API X-70 em corpos-de-prova C(T) com relação $a/W=0,65$ e orientação TL	82
Figura 5.11	Aspecto da superfície de fratura em corpo-de-prova LT01 (a) e LT02 (b). Aspecto típico observado em todos os corpos-de-prova de tração. Aumento: 200X	85
Figura 5.12	Detalhe da fractografia anterior. Fratura dúctil com formação de alvéolos nucleados por inclusões. Aspecto típico observado em todos os corpos-de-prova de tração. Aumento: a) 1000X, b)2000X	86
Figura 5.13	Delaminações típicas observadas em corpo-de-prova de orientação TL	87
Figura 5.14	SUP: Aspecto geral de cavidade delaminada, com região de fratura frágil na borda. INF: Detalhe da parede interna da cavidade, aspecto totalmente frágil e modo de fratura por clivagem. Aumento 1000X. Tilt 35°. MEV-BEI	89
Figura 5.15	Seqüência de cortes no corpo-de-prova LT03 para avaliar a formação de cavidades no interior do material	90
Figura 5.16	Planos perpendiculares à propagação da trinca,posicionados a $\frac{1}{2}$ e $\frac{3}{4}$ da espessura do CP	91
Figura 6.1	Modelagem da extensão dúctil de trincas utilizando células computacionais. (a) Zona de processo de fratura dúctil coplanar ao plano de propagação da trinca; (b) Células computacionais à frente da trinca, com porosidade inicial f_0 ; (c) Implementação da metodologia de células computacionais em elementos finitos.	97
Figura 6.2	Estratégia de redução de forças nodais remanescentes após a extinção de uma célula computacional	102

Figura 6.3	Efeitos dos parâmetros D e f_0 sobre as curvas de resistência $J-\Delta a$ ilustrando o processo de calibração destes parâmetros: (a) Variação do parâmetro D com porosidade inicial f_0 fixa; (b) Variação da porosidade inicial f_0 com o parâmetro D fixo	104
Figura 6.4	Modelo de elementos finitos do corpo-de-prova C(T) $a/W=0,65$, apresentando meia-simetria em relação ao plano de propagação da trinca	109
Figura 6.5	Detalhe da primeira célula computacional no ligamento, simulando o embotamento (<i>blunting</i>) da ponta da trinca	110
Figura 6.6	Comparação entre a curva média experimental e as curvas $J-\Delta a$ previstas pelo modelo em estado plano de deformação	114
Figura 6.7	Diagrama FAD comparando valores de pressão de colapso experimentais com valores críticos de pressão determinados segundo a norma BS:7910	117
Figura 6.8	Modelo numérico 2D (estado plano de deformação) com trinca longitudinal com $a/t = 0,54$	119
Figura 6.9	Comparação entre os resultados de teste de ruptura e a previsão numérica da pressão de colapso de dutos contendo trincas longitudinais de diferentes relações a/t	120
Figura 6.10	Extensão dúctil de defeito planar longitudinal para duto com $a/t = 0,54$ sob pressão interna $P_{\text{int}} = 60$ MPa	121

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1	Diferenças básicas entre níveis de especificação PSL1 e PSL2 ...	25
Tabela 3.2	Composição química e propriedades mecânicas de aços API 5L nível de especificação PSL1	27
Tabela 3.3	Composição química e propriedades mecânicas de aços API 5L nível de especificação PSL2	28
Tabela 5.1	Matriz de ensaios realizada	64
Tabela 5.2	Parâmetros de abertura de pré-trinca em corpos-de-prova C(T) ..	69
Tabela 5.3	Composição química do aço API-X70 (%at)	72
Tabela 5.4	Resultados obtidos no ensaio de tração do aço X70 (25°C)	75
Tabela 5.5	Resultados dos ensaios de impacto Charpy CVN em açoX70	78
Tabela 6.1	Propriedades mecânicas de material dos tubos (X65)	116
Tabela 6.2	Dimensões de defeitos e pressões de colapso	117

LISTA DE ABREVIATURAS

ANP	Agência Nacional de Petróleo
API	American Petroleum Institute
ARBL	Aços de Alta Resistência e Baixa Liga
ASME	American Society for Mechanical Engineers
ASTM	American Society for Testing and Materials
BEI	Modo de imagem de elétrons retro-espalhados no MEV
BSI	British Standards Institution
C(T)	Corpo-de-prova de mecânica da fratura compacto em tração
CEGB	Central Electricity Generating Board (UK)
CTOD	Crack Tip Opening Displacement
FAD	Failure Assessment Diagram – Diagrama de Avaliação de Falhas
FFP	Fitness-for-purpose
GT	Modelo de Gurson-Tveergard
HRR	Hutchinson, Rice and Rosegreen
LE	Tensão Limite de Escoamento do material
LLD	Load Line Displacement
LR	Tensão Limite de Resistência do material
LSY	Large Scale Yielding (Escoamento em larga escala)
M(T)	Corpo-de-prova de mecânica da fratura de painel com trinca central
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MFEP	Mecânica da Fratura Elasto – Plástica
MFLE	Mecânica da Fratura Linear Elástica
NTSB	National Transportation Safety Board
PSL	Product Specification Level na norma API 5L
SE(B)	CP retangular de mecânica da fratura com entalhe simples para flexão
SE(T)	CP retangular de mecânica da fratura com entalhe simples para tração
SSY	Small scale yielding (Escoamento em pequena escala)
TWI	The Welding Institute
ZPFD	Zona Plástica de Fratura Dúctil

LISTA DE SÍMBOLOS

$\bar{\sigma}$	Tensão de fluxo
$2c$	Comprimento linear de trinca superficial
a	Profundidade de trinca superficial
a_0	Comprimento inicial de pré-trinca
B	Espessura de corpo-de-prova de Mecânica da Fratura
b_0	Ligamento remanescente no corpo-de-prova de Mecânica da Fratura
D	Dimensão da célula computacional na modelagem micromecânica.
De	Diâmetro externo de tubo
E	Módulo de elasticidade do material
e	Deformação verdadeira do material
f	Porosidade instantânea da célula computacional
f_0	Porosidade inicial da célula computacional
f_E	Porosidade crítica da célula computacional
J	Integral J
J_{IC}	Tenacidade à iniciação ao crescimento de trinca dúctil
Kc	Fator de intensificação de tensões crítico
K_{ef}	Fator de intensificação de tensões efetivo, descontada a zona plástica
K_I	Tenacidade no material em consequência do carregamento aplicado
K_{IC}	Tenacidade do material em estado plano de deformações
K_{mat}	Tenacidade do material
Kr	Razão de tenacidade empregada no FAD
Lr	Razão de cargas empregada no FAD
n	Coeficiente de encruamento do material
Pc	Pressão de colapso (ruptura) de dutos
Pm	Pressão de membrana (circunferencial) em dutos
Q	Parâmetro que quantifica o nível de restrição plástica na ponta da trinca
r	Distância à ponta da trinca, em coordenadas polares
R	Curvas de resistência do material, curvas R
S	Tensão de engenharia
T	Tensão T que quantifica o nível de restrição plástica na ponta da trinca

t	Espessura da parede de tubos
ν	Coefficiente de Poisson
W	Largura de corpo-de-prova de Mecânica da Fratura
Δa	Extensão estável de trinca (propagação)
α	Parâmetro de ajuste na equação de Ramberg-Osgood
ε	Deformação verdadeira
ε_0	Deformação referente à tensão de referência
θ	Ângulo em relação ao plano de propagação da trinca, em coordenadas polares
σ	Tensão remota aplicada
σ_{ref}	Tensão de referência
σ_0	Tensão de referência na equação de Ramberg-Osgood
σ_c	Tensão de colapso de dutos
σ_u	Tensão limite de resistência do material
σ_y	Tensão limite de escoamento do material
$\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$	Tensões atuantes na ponta da trinca, no sistema de eixos x-y-z
τ_{xy}	Tensão de cisalhamento no plano xy

1. INTRODUÇÃO

Nas últimas décadas houve um aumento significativo na demanda mundial por tubos utilizados na construção de polidutos de grande vazão. No Brasil, este aumento se deveu ao crescimento contínuo da produção de petróleo e à maior utilização do gás natural na matriz energética nacional. Dados da Agência Nacional de Petróleo ANP [1] revelam que na década passada a produção de petróleo aumentou cerca de 75% no país, saltando de 36,6 milhões de metros cúbicos extraídos em 1990 para mais de 63,9 milhões de m³ em 1999. No mesmo período aumentou também o consumo de gás natural, de 2,4 bilhões de m³ consumidos em 1990 para mais de 5,3 bilhões de m³ em 1999 (um acréscimo de 120%). De acordo com estimativas recentes da PETROBRAS [2], há previsão de crescimento no consumo médio nacional para volumes superiores a 2,2 milhões de barris de petróleo/ dia em 2005.

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 3.000km entre os dois países, e a PETROBRAS 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.

Na construção dos novos dutos terrestres empregam-se tubos de grandes diâmetros (*ca.* 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, devida 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. Na construção da linha principal do gasoduto Bolívia-Brasil, por exemplo, foram empregados tubos de aço API-5L-X70 (L.E. ~ 480 MPa) de fabricação nacional, num total de aproximadamente 250 mil tubos de 12 metros de comprimento e diâmetro de 32 polegadas (813mm) [4].

Embora esta configuração de tubos com grandes diâmetros e paredes finas represente um avanço de projeto que resulta em um melhor desempenho econômico das linhas, é preciso considerar que ela traz também novos desafios tecnológicos. 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 presente no material do tubo; e 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. Além disso, 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 [5].

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 [6]. 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 em se transferir resultados de tenacidade obtidos em corpos-de-prova de laboratório para as condições reais encontradas em estruturas de engenharia. Por causa disto, estes procedimentos envolvem sempre um elevado grau de conservadorismo em suas análises e não resultam sempre eficientes, 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. Dessas 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*). Isso é feito empregando-se equações constitutivas para descrever as etapas do processo fenomenológico de dano (nucleação, crescimento e coalescimento de cavidades) e a conseqüente perda de resistência do material. Nessa abordagem utilizam-se simulações numéricas (via método dos elementos finitos) baseadas em equações calibradas (com resultados experimentais obtidos com o material da estrutura) para se derivar um critério de falha realístico. Este critério, então, baseia-se tanto na real configuração geométrica da estrutura e nas características do carregamento aplicado, quanto em aspectos fenomenológicos do mecanismo de falha predominante no material. Dessa forma, a abordagem localizada do processo de fratura (*local approach*) tem-se apresentado como uma alternativa viável capaz de lidar com os efeitos de carga e geometria na resistência à fratura de estruturas.

1.1 Objetivos

O objetivo central deste trabalho é a investigação experimental do comportamento dúctil de aços API X70. Adicionalmente, curvas de resistência J - Δa são utilizadas para verificar a aplicabilidade da abordagem local e do modelo micromecânico na previsão do comportamento à fratura de dutos contendo defeitos. Curvas experimentais de resistência J - Δa (curvas R) foram determinadas e empregadas para descrever o comportamento à fratura do material através da metodologia de células computacionais.

O material utilizado é o aço API-5L-X70 fabricado pela USIMINAS S.A., empregado na construção da linha principal do gasoduto Bolívia-Brasil (GASBOL). Este material foi cedido pela empresa CONFAB S.A., fabricante dos tubos e fornecedora da PETROBRAS para a construção do gasoduto. O trabalho experimental foi executado nos laboratórios da Divisão de Metalurgia do Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo (IPT), enquanto as análises numéricas foram conduzidas no Núcleo de Mecânica da Fratura e Integridade Estrutural do Departamento de Engenharia Naval da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo - EPUSP.

Neste trabalho, uma breve revisão dos conceitos básicos da Mecânica da Fratura está apresentada no Capítulo 2. O Capítulo 3 destaca a importância dos dutos na cadeia produtiva da indústria do petróleo. O Capítulo 4 discute algumas das práticas e procedimentos de engenharia mais utilizados na avaliação de integridade de estruturas. A seguir, o Capítulo 5 descreve o procedimento experimental seguido e apresenta os resultados obtidos em laboratório para a caracterização do aço API X70. O Capítulo 6 introduz os conceitos teóricos da abordagem local e da metodologia de células computacionais, e apresenta um estudo exploratório da aplicação desta metodologia para a previsão da pressão (hidrostática) de colapso de um modelo bidimensional de um tubo contendo uma trinca longitudinal. Neste estudo os parâmetros micromecânicos utilizados foram calibrados com os resultados experimentais apresentados no Capítulo 5. Adicionalmente, as previsões obtidas com os modelos de dutos foram comparadas aos valores experimentais de pressão de colapso determinados em ensaios de ruptura (*burst tests*) de tubos em escala real. O Capítulo 7 apresenta as conclusões desse estudo, seguidas de algumas sugestões para trabalhos futuros. A seguir, estão relacionadas todas as referências bibliográficas. Finalmente, o Apêndice A contém os resultados de ensaios de forma tabular, enquanto o Anexo B apresenta a relação de publicações e prêmios recebidos relativos a esse trabalho.

2. REVISÃO DE CONCEITOS BÁSICOS DA MECÂNICA DA FRATURA

A abordagem tradicional da Resistência dos Materiais em projetos de estruturas considera basicamente duas variáveis: a tensão máxima aplicada e a resistência mecânica do material. Esta é a abordagem mais tradicional e mais largamente empregada, tratando o material como um meio contínuo, isotrópico e homogêneo. Assume-se que o material seja adequado para utilização caso sua resistência mecânica (representada por um critério de escoamento apropriado) seja superior à solicitação externa, considerado um fator de segurança.

Modernamente, entretanto, a abordagem da Mecânica da Fratura permitiu considerar que os materiais estruturais não são contínuos e incorporou uma variável adicional na análise: o tamanho do defeito no sólido ou estrutura. A partir daí definiu-se a propriedade *tenacidade* como aquela que descreve a resistência à propagação de um defeito (tipo trinca) e representa a capacidade do material em absorver energia mecânica sem fraturar. Em materiais metálicos, a tenacidade é um compromisso entre a resistência mecânica e a ductilidade, e pode ser entendida fisicamente como a área sob a curva tensão-deformação (quanto maior a área, mais tenaz é o material). Neste contexto, a tenacidade é uma propriedade tão relevante do material quanto a própria tensão limite de escoamento.

Até a primeira metade do século XX o estudo da fratura de materiais baseou-se na abordagem termodinâmica proposta por Griffith (1923) para materiais frágeis. Segundo Griffith, a taxa de aumento da energia de superfície no sólido (resultante da criação de novas superfícies livres pelo avanço da trinca) é igual à soma da taxa de diminuição da energia elástica armazenada ao redor do defeito, e do trabalho realizado pelas cargas externas aplicadas. Nesta teoria, assume-se que a fratura ocorre sempre que a tensão remota aplicada for suficiente para compensar as parcelas de energia consumidas com o avanço da trinca. Entretanto, esta abordagem é de aplicação restrita em Engenharia porque envolve grandezas cuja determinação experimental não é trivial (energia superficial do material), e de difícil utilização como dado de projeto [7-11].

2.1 Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE)

Nos anos 1950, Irwin avaliou o efeito da concentração de tensões na ponta de um defeito, dando origem à Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE). Considerando um material linear-elástico homogêneo, Irwin derivou expressões (vide Eq.(2.1)) que descrevem a distribuição de tensões na região à frente de uma trinca passante em uma chapa carregada em tração. Os parâmetros destas equações estão definidos na Figura 2.1

$$\begin{aligned}\sigma_x &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \left[\cos \frac{\theta}{2} \left(1 - \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \right] \\ \sigma_y &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \left[\cos \frac{\theta}{2} \left(1 + \sin \frac{\theta}{2} \sin \frac{3\theta}{2} \right) \right] \\ \tau_{xy} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \left[\sin \frac{\theta}{2} \cos \frac{\theta}{2} \cos \frac{3\theta}{2} \right]\end{aligned}\tag{2.1}$$

Estas expressões descrevem, de forma unívoca, o estado de tensões na região do sólido próxima à ponta da trinca em função do parâmetro K . Este parâmetro é uma medida da intensidade do campo elástico, e atua como um fator de intensificação de tensões. Adicionalmente, K também define - através de K_C - um parâmetro de falha do material. Quando a relação entre o valor da tensão remota aplicada, σ , e o tamanho de defeito, a , forem tais que o K gerado na ponta da trinca iguale-se a K_C ⁽¹⁾ o material irá fraturar de forma frágil e instantânea.

No entanto, a distribuição de tensões descrita pelas equações (2.1) apresenta uma singularidade na região próxima à ponta da trinca (para $r = 0$, $\sigma \rightarrow \infty$). À medida que r diminui, a tensão local aumenta até eventualmente atingir o valor do limite de escoamento. Nesta condição a ponta da trinca estará imersa numa região de material plasticamente deformado, onde houve alívio das tensões elásticas e soluções lineares não são mais aceitas. Vários modelos foram propostos para corrigir o efeito

(1) O modo I de abertura de trinca é o mais freqüentemente encontrado em estruturas. Por representar também a situação mais crítica, a tenacidade à fratura do material em estado plano de deformação é definida como o valor de K_{IC} .

dessa zona plastificada (Irwin, Dugdale (*strip-yield*) e Barenblatt) [7]. Todos eles consideram um comprimento de trinca efetivo maior que o comprimento de trinca real como um artifício para minimizar o efeito da zona plástica no campo de tensões e no descarregamento elástico. Entretanto, estes modelos têm aplicação restrita porque o raio da zona plástica deve necessariamente estar contido dentro da região do sólido na qual as soluções elásticas são válidas (a chamada *zona de dominância K*) [9-15]. Isto implica em estabelecer restrições nas dimensões geométricas que garantam uma zona plástica muito pequena; em geral estas restrições resultam em estado plano de deformação. Por exemplo, em corpos-de-prova para a determinação experimental de tenacidade à fratura (em estado plano de deformação), o comprimento de trinca (a), a espessura (B) e o ligamento remanescente ($W-a$) do corpo-de-prova devem obedecer à relação [7]:

$$a, B, (W - a) \geq 2,5 \left(\frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 \quad \text{Eq. (2.2)}$$

onde K_I é a tenacidade do material, e σ_y a tensão limite de escoamento.

Figura 2.1 – Campo de tensões elásticas ao redor da trinca.

Finalmente, a MFLE é especialmente adequada no estudo da fratura frágil, onde a resposta do material é essencialmente linear-elástica até a fratura instável. Adicionalmente, a MFLE tem sido empregada com sucesso na avaliação do comportamento à fratura de materiais de alta resistência e baixa ductilidade (cerâmicas e aços-ferramenta) e de materiais estruturais no patamar inferior de energia (*lower shelf*). Entretanto, para muitos materiais estruturais (que exibem ductilidade significativa) o grau de plasticidade na região do defeito invalida os critérios de dominância K e a aplicação da Mecânica da Fratura Linear Elástica.

2.2 Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP)

A Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP) é a alternativa desenvolvida para o estudo da fratura em materiais de comportamento não-linear, e que exibem considerável plasticidade na ponta da trinca. Como exposto, para estes materiais os critérios de dominância K não são obedecidos e as soluções da MFLE não podem ser utilizadas.

Na MFEP a integral J representa um parâmetro de energia e é também um parâmetro de campo que descreve a distribuição de tensões e deformações na região ao redor da ponta da trinca. Idealizando o comportamento elasto-plástico de materiais como um comportamento não-linear, onde o caminho de deformação é o mesmo no carregamento e no descarregamento (elasticidade não-linear), Rice [16] definiu o parâmetro J como a medida da quantidade de energia disponível no material (força-motriz) para um pequeno crescimento de trinca. Rice demonstrou ainda que o valor de J pode ser determinado através de uma integral de linha calculada no plano normal à trinca, na região ao redor do defeito.

Entretanto, o volume de material imediatamente à frente da trinca sofre um intenso descarregamento elástico, causado pela evolução do processo de fratura dúctil no material e pela deformação plástica localizada (vide Figura 2.2) [7,15]. Nestas condições, a validade da integral J é violada porque sua formulação está baseada em um sólido ideal não-linear elástico, onde são rigorosamente semelhantes o comportamento do material durante carregamento e descarregamento. Somente em

1968, Hutchinson [17] e Rice e Rosengreen [18] (HRR), mostraram que J descreve univocamente o campo de tensões e deformações na ponta da trinca de um material não-linear elástico, cujo comportamento mecânico é descrito pela equação de Ramberg-Osgood:

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + \alpha \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^n \quad (2.3)$$

onde σ_0 é a tensão de referência (usualmente o limite de escoamento real do material), $\varepsilon_0 = \sigma_0 / E$ é sua deformação elástica associada, E é o módulo de elasticidade do material, e α e n são parâmetros de ajuste. Valores típicos de n variam desde 3-5 para materiais com elevada capacidade de encruamento (*strain-hardening*) até 20 para materiais pouco encruáveis. Utilizando a teoria de pequenas deformações, HRR definiram a singularidade que descreve o campo de tensões na ponta da trinca na forma:

$$\sigma_{ij} = \sigma_0 \left[\frac{EJ}{\alpha \sigma_0^2 I_n r} \right]^{n/(n+1)} \bar{\sigma}_{ij}(\theta, n) \quad (2.4)$$

onde σ_{ij} é o tensor de tensões, σ_0 é a tensão de referência, E é o módulo de elasticidade, n é uma constante do material, I_n é uma constante de integração em função de n , e $\bar{\sigma}_{ij}(\theta, n)$ é uma função adimensional.

Como na MFLE, define-se a *zona de dominância* J como a região à frente da trinca onde a solução HRR é válida. De fato, a relação entre J e o campo de tensões na região do defeito, expressa pela Eq. (2.4), representa a condição de similaridade necessária para o estabelecimento da mecânica da fratura elasto-plástica. Esta condição permitiu assumir que um parâmetro único como a Integral J (e seu equivalente parâmetro de abertura da ponta da trinca – CTOD) caracterize univocamente o campo de tensões e as condições de fratura nas vizinhanças da trinca para sólidos contendo defeitos com diversas configurações geométricas.

Figura 2.2 – Condições para crescimento de trinca descrito pela integral J .

2.2.1 Curvas de resistência J - Δa (Curvas R)

As curvas de resistência de materiais dúcteis (também chamadas curvas- R) relacionam um parâmetro de tenacidade do material (J , CTOD) com a extensão estável do defeito (Δa). Estas curvas representam a energia necessária para o crescimento da trinca. Em um material dúctil, esta energia é entendida como o trabalho necessário para a formação de uma nova zona plástica à frente da ponta do defeito em crescimento, além do trabalho necessário para a nucleação, crescimento e coalescimento de cavidades no interior do material [19].

A Figura 2.3 apresenta, de forma esquemática, uma curva de resistência para materiais dúcteis e os respectivos estágios de evolução do defeito. Inicialmente ocorre a deformação plástica localizada e o arredondamento (*blunting*) da ponta da trinca. Em seguida, inicia-se o crescimento estável do defeito devido ao rasgamento do material (*tearing*). O valor de J_{IC} ilustrado na Figura 2.3 é definido na curva experimental de forma relativamente arbitrária, da mesma maneira que a tensão limite de escoamento a 0,2% no ensaio de tração. Sua determinação envolve uma série de construções geométricas (para garantir que os critérios de validação da MFEP sejam obedecidos), bem como as dimensões características no plano de

propagação da trinca (*in-plane dimensions*). A partir do ponto de J_{IC} considera-se que há início de propagação do defeito, e que o material está sofrendo rasgamento dúctil (*ductile tearing*).

Figura 2.3 – Esquema de uma curva de resistência, indicando os estágios de evolução do defeito.

Uma curva-R crescente é encontrada tipicamente em metais que sofrem endurecimento por deformação (encruamento). Nestes materiais a zona plástica aumenta de tamanho à medida que a trinca se propaga, e o material deformado à frente do defeito torna-se cada vez mais resistente. Por isto, a força motriz necessária para manter o crescimento (propagação) do defeito é continuamente crescente, e o valor de J aplicado tem que ser cada vez maior para manter a extensão estável da trinca.

Enquanto a tenacidade à iniciação (J_{IC}) fornece alguma informação sobre o comportamento à fratura do material dúctil, a curva R completa fornece uma descrição mais abrangente deste comportamento. Curvas R muito acentuadas, com crescimento íngreme, ocorrem para valores elevados de tensão aplicada, e pequeno volume de material plastificado durante a extensão do defeito. Por outro lado, curvas

de aspecto plano desenvolvem-se em materiais que apresentam zonas de processo de fratura extensas, que causam uma redução no nível de carregamento aplicado devido ao descarregamento plástico, e conseqüente deformação do material em regiões bem distantes da frente de trinca. Quaisquer destes processos ocorrem imersos em um campo de tensão-deformação fortemente influenciado pelas propriedades de fluxo do material, suas características metalúrgicas, geométricas, e do modo de carregamento. Segundo Saxena [20], a esta interação complexa entre características microestruturais e a restrição ao fluxo plástico na ponta da trinca, em última análise, que se atribui o aspecto geral da curva R do material.

2.3 Mecânica da Fratura bi-paramétrica

A abordagem tradicional (monoparamétrica) da Mecânica da Fratura considera que um único parâmetro (K_{IC} , J_C , CTOD) é capaz de descrever os campos de tensão-deformação atuantes na região à frente da trinca, e correlacioná-los à propagação do defeito em diferentes geometrias. Isto é possível porque o nível de deformação do volume de material adjacente ao defeito é pequeno (escoamento em pequena escala *small scale yielding SSY*), e os critérios de dominância ainda são válidos. Entretanto, quando há plastificação excessiva (escoamento em larga escala ou *large scale yielding LSY*) há interação entre o campo de tensão na ponta da trinca e os campos de tensão remotos (ou mesmo com superfícies livres da estrutura). Nestas condições, a tenacidade à fratura do material passa a depender do tamanho e da configuração geométrica, e não pode mais ser descrita de forma monoparamétrica.

De maneira geral, o estado de tensões é induzido localmente no material pelo carregamento aplicado e pela configuração geométrica da estrutura. Por exemplo em estruturas carregadas sob estado plano de deformação (EPD), onde a tensão perpendicular à direção de crescimento da trinca (no plano de propagação) é elevada, desenvolve-se um alto grau de restrição plástica ⁽²⁾ no volume de material à frente do defeito. Em contraste, sob estado plano de tensões (EPT) os níveis de plasticidade

(2) Como não há uma terminologia técnica padronizada, neste trabalho a expressão *restrição plástica na ponta da trinca* é empregada como tradução da expressão inglesa *crack tip constraint*. Alguns autores utilizam expressões como *grau de confinamento da trinca* para descrever o mesmo fenômeno.

local e o relaxamento do campo de tensões nas vizinhanças da trinca podem invalidar o conceito de similaridade, e a descrição monoparamétrica das condições de fratura não ser mais possível.

Uma abordagem que vem sendo desenvolvida para considerar o efeito da plastificação generalizada utiliza uma metodologia biparamétrica para descrever a evolução dos campos de tensões nas vizinhanças da trinca. O objetivo central é conseguir relacionar um estado de tensões referente à plasticidade generalizada (*LSY*) a um estado de tensões dominado por um regime de pequenas deformações plásticas (*SSY*). Dentro desta abordagem, o parâmetro da integral J caracteriza as dimensões da região onde predomina a Eq. (2.4) e são válidas as soluções dos campos HRR. Um parâmetro adicional, expresso pela tensão- T [21,22] ou pelo parâmetro Q [23,24], representa uma medida (quantifica) o estado triaxial de tensões atuante na região da vizinhança do defeito.

A teoria clássica da Mecânica da Fratura considera apenas o primeiro termo singular da série de Williams [25] expressa na equação (2.5), e despreza todos os termos subseqüentes. Dessa forma, a série reduz-se a uma equação em função apenas do parâmetro (K) para descrever o campo de tensão-deformação na ponta do defeito. Entretanto, o segundo termo da série expandida apresenta valores finitos na região imediatamente ao redor do defeito (todos os demais termos são negligenciáveis). A tensão- T então é o segundo termo da expansão da série, na qual as tensões elásticas são expressas em coordenadas polares (r, θ) centradas na ponta da trinca, na forma:

$$\sigma_{ij} = \frac{K_I}{2\pi r^{1/2}} g_{ij}(\theta) + T \delta_{ij} + O(r^{1/2}) + \dots \quad (2.5)$$

onde δ_{ij} o delta de Kronecker. A tensão- T é um parâmetro elástico não-singular, obtido para pequenas deformações e material isotrópico de comportamento linear elástico, e que atua paralelamente à frente da trinca. Ela representa os diferentes níveis de tensão hidrostática atuantes na zona plástica devidos à deformação causada pelo avanço do defeito. Numa analogia, corresponderia à tensão de Bridgman no ensaio de tração, utilizada para considerar o efeito da triaxialidade de tensões na região do pescoço de corpos-de-prova cilíndricos carregados sob tensão uniaxial.

Por isto, o termo $T\delta_{ii}\delta_{jj}$ pode ter um efeito importante na descrição da *forma* da zona plástica e na *distribuição* de tensões em seu interior. O que esta abordagem propõe é que, se houver uma região do sólido próxima à ponta do defeito na qual os dois primeiros termos da equação (2.5) fornecem uma boa estimativa dos campos de tensão-deformação, então pode-se assumir que estes parâmetros *caracterizam* os campos de tensão na região próxima à trinca, e toda informação sobre a configuração geométrica e o carregamento aplicado pode ser transmitida para a ponta da trinca através de K e T .

Sob condições SSY (onde a zona plástica na ponta da trinca é muito pequena comparada às dimensões significativas de espessura, ligamento e comprimento de trinca), o campo HRR representa a solução para $T = 0$ em trincas estacionárias. Com o aumento da carga aplicada, a condição de SSY eventualmente é violada à medida que a zona plástica à frente da trinca aumenta de tamanho e passa a interagir com campos de tensão remotos e com superfícies livres do corpo finito. A diferença entre o campo de tensões real no corpo finito e o campo de tensões formado pela solução HRR quantifica a extensão do efeito de LSY, ou de outra forma, quantifica o nível de restrição plástica na ponta da trinca (*crack tip constraint*) correspondente àquela configuração particular de geometria e carregamento aplicado.

Quando a deformação plástica ao redor da ponta da trinca aumenta significativamente, os critérios de dominância K da mecânica da fratura linear elástica não são mais obedecidos e é necessário considerar uma descrição elasto-plástica dos campos de tensão-deformação na região ao redor do defeito. Isto pode ser feito através de uma série de potências, na qual a solução HRR é o termo principal (vide Eq.(2.4)). Os termos de graus superiores podem ser todos agrupados em um valor “campo diferença”, na forma:

$$\sigma_{ij} = (\sigma_{ij})_{HRR} + (\sigma_{ij})_{dif} \quad (2.6)$$

O parâmetro Q foi proposto então por O'Dowd e Shih [23,24] como uma medida da perda de *constraint*, tentando quantificar a diferença entre a solução referência (campo HRR) e o campo de tensões real, na forma:

$$\sigma_{ij} = (\sigma_{ij})_{SSY, T=0} + Q\sigma_0\delta_{ij} \quad (2.7)$$

onde Q é a medida da amplitude do campo de diferença, representando a medida direta da triaxialidade de tensões na ponta da trinca.

O parâmetro- Q pode também ser expresso como a diferença normalizada do campo de tensões da ponta da trinca na geometria de teste, σ_{TG} , e o campo de tensões da ponta da trinca em regime SSY para uma chapa infinita, σ_{SSY} , a uma distância específica da ponta da trinca como ilustra na Figura 2.4. Quando o campo de tensões na região próxima ao defeito na geometria de teste é similar ou supera o campo de tensões da solução referência (solução em SSY), o valor de Q é próximo de zero ou positivo e o nível de restrição plástica na geometria em questão é elevado (alta triaxialidade de tensões). Por outro lado, quando o campo de tensões na ponta da trinca está abaixo da solução em SSY, o valor de Q é negativo e o nível de restrição na geometria de teste é baixo (baixa triaxialidade de tensões). Deve-se notar, entretanto, que Q não é um valor constante para uma determinada geometria, mas que varia em função do carregamento aplicado porque os campos de tensões aplicados na ponta da trinca variam em função de características geométricas da estrutura.

Figura 2.4 –Determinação esquemática do parâmetro Q para J aplicado [26].

Assim, tanto a tensão- T quanto o parâmetro Q são ambas medidas do desvio do campo de tensões real no sólido em relação à solução referência (HRR), determinada em regime de escoamento limitado (SSY). Isto é, tanto a tensão- T quanto o parâmetro Q tentam quantificar a diferença entre a solução SSY e a condição real de escoamento generalizado, e representam uma medida do nível de restrição plástica. Em particular, a teoria J - Q [23,24] fornece um método de análise da fratura em sólidos plasticamente deformáveis com restrições menos rígidas que as impostas pela teoria J - T . Nesta última, o conceito da tensão T só é rigorosamente válido sob regime elástico, sendo limitado sob condições de deformação plástica que violem o regime SSY. Por outro lado, a implementação simples e eficiente da teoria J - Q em procedimentos para análise de componentes estruturais é severamente complicada pela necessidade de grande número de ensaios laboratoriais para se obter curvas experimentais J vs. Q , e pela dificuldade inerente em estender a metodologia para estruturas 3D, uma vez que o parâmetro Q é essencialmente um parâmetro bidimensional. Finalmente, vale ressaltar que nenhuma dessas abordagens incorpora características micromecânicas do material em questão.

3. TUBULAÇÕES NA INDÚSTRIA DE PETRÓLEO E GÁS

Os registros mais antigos do emprego de dutos vêm da China, onde bambus perfurados eram empregados para o transporte da água utilizada no consumo humano e na irrigação, e empregados também na distribuição do gás natural para a iluminação pública de Pequim (400aC) [27]. Somente a partir do século XVIII, com a disponibilidade comercial de tubos de ferro fundido, o uso de tubulações começou a difundir-se na Europa para o transporte de água nas grandes cidades. Na Inglaterra do século XIX, o emprego do gás de carvão para iluminação residencial e pública demandou tubos para seu transporte, realizado na época por tubulações construídas com canos de fuzis (mosquetões) rosqueados entre si. A popularização deste sistema de iluminação gerou uma grande demanda por tubos, e estimulou inventores a buscarem maneiras de produzi-los de forma mais rápida e barata. Neste período, o nascimento de várias técnicas de fabricação culminou com o desenvolvimento do processo de produção de tubos a partir de uma chapa retangular, conformada em U e a seguir submetida à solda longitudinal por sobreposição das bordas da chapa ao longo de seu comprimento. Entretanto, a construção de maiores extensões de tubulações só se tornou viável a partir da década de 1920, com a introdução da solda a arco elétrico em substituição às juntas rosqueadas entre tubos, e o emprego de tubos de aço fundido. Finalmente, durante a Segunda Guerra Mundial começou-se a desenvolver nos EUA a tecnologia de construção de grandes extensões de tubulações (milhares de quilômetros) para o transporte de combustíveis e petróleo, motivada pela enorme demanda de energia durante aquele período [27-29].

Segundo Silva Telles [30], o termo tubulação é bastante amplo e refere-se ao componente industrial representado pelo conjunto de dutos, válvulas, bombas, controladores de fluxo, etc. Um duto, por sua vez, é entendido como um equipamento industrial formado pela montagem sucessiva de vários segmentos iguais, resultando em uma linha de condução efetiva de fluido (gás ou líquido) [31]. Finalmente, o tubo é a unidade básica para a construção de dutos, fabricado em diferentes materiais e comprimentos, e comumente unidos um ao outro através de solda circunferencial.

Há diversos processos industriais empregados atualmente para a produção de tubos. Em função das características do produto final, estes processos podem ser divididos em duas grandes categorias. Há processos de fabricação que não envolvem etapas de soldagem do material, resultando em tubos sem cordão de solda ao longo de seu comprimento (tubos sem costura). Nesta categoria, o mais conhecido é o processo Mannesmann. Neste processo uma barra circular maciça é conformada a quente empregando-se uma lança com mandril que, ajudada por roletes cônicos que geram um estado de compressão na barra, abre um orifício central ao longo do comprimento da barra original [29]. Evidentemente, tubos sem costura são produzidos em materiais dúcteis e em diâmetros externos reduzidos, como por exemplo, na fabricação de *risers* rígidos de aço utilizados em aplicações *offshore*, e na produção de tubos de aço ferrítico empregados para encamisamento (*casing*).

Tubos de diâmetros maiores, entretanto, são obtidos por processos de fabricação que envolvem etapas de soldagem. Estes tubos, ao contrário dos anteriores, podem ser produzidos a partir de diversas configurações da matéria-prima original em forma de planos (chapas finas, grossas, bobinas, tiras metálicas). Os tubos obtidos a partir de bobinas ou tiras metálicas são conformados ou através de uma matriz que flexiona as bordas da chapa e dá à tira original (*skelp*) a geometria final do tubo, ou através da calandragem da chapa em forma helicoidal. Os tubos fabricados a partir de chapas freqüentemente utilizam o processo U-O-E (vide Figura 3.1). Nesta seqüência de processamento a chapa inicial é calandrada em forma de U, a seguir conformada para o fechamento das abas laterais (O) e a formação de um cilindro com chanfro longitudinal. Este cilindro é submetido à soldagem ao longo de seu comprimento, e expandido (E) pela aplicação de pressão interna para ajuste das dimensões do produto. Nestes processos uma etapa de soldagem é sempre necessária para realizar a junção das bordas das chapas, resultando em um cordão de solda longitudinal (ou espiral) ao longo de todo o comprimento do tubo (tubos com costura) [29,30].

Figura 3.1 – Rota de fabricação U-O-E de tubos com costura. (*Cortesia CONFAB*)

3.1 - Transporte de petróleo e derivados através de malha de dutos

A estrutura de produção e abastecimento de petróleo e derivados interliga, através de vários modais de transporte, três pontos distintos: os poços de produção, as refinarias e os centros de consumo. Destes três, apenas as refinarias podem ter sua posição definida em função de uma análise sócio-econômica e ambiental. Por causa disso, e considerando que os centros de consumo podem estar milhares de quilômetros distantes dos poços de produção, é necessária uma intrincada infra-estrutura de distribuição para garantir que o abastecimento de energia seja eficiente. Nesse sentido, o emprego de linhas de dutos para o transporte de óleo e derivados apresenta-se como uma boa alternativa, ao invés da utilização de modais de transporte que apresentam maior flexibilidade e, eventualmente, menor custo de instalação (como ferrovias e

rodovias). De fato, a vantagem do transporte por dutos deve-se à convergência de duas características básicas.

A primeira delas é o custo. Apesar do investimento inicial de construção e instalação das linhas ser elevado, o transporte de combustíveis fósseis através de malhas de dutos é significativamente mais barato do que o transporte por avião, navio, trem ou caminhão. Segundo dados recentes dos EUA [28], constatou-se que com US\$ 1,00 é possível transportar, em território norte-americano, 1 tonelada de derivados de petróleo a uma distância de aproximadamente 8 km utilizando-se o avião, ao longo de 30,5 km através de caminhões, até 72,5 km em trens, 322 km utilizando-se navios, e 383 km através de linhas de dutos.

A segunda característica abonadora para o emprego de dutos na transmissão de petróleo e derivados é a segurança. Dutos são o meio de transporte mais seguro, confiável e de maior regularidade para o transporte de grandes quantidades de óleo e gás natural através de vastas extensões territoriais [32,33-35]. Dados do Gabinete para Segurança de Dutos (*Office of Pipeline Safety*) do *National Transportation Safety Board* - *NTSB* [36] dos EUA indicam que, no período 1986-1994, o número de registros de acidentes envolvendo dutos para transporte de derivados de petróleo ou de produtos perigosos (*hazardous materials*) permaneceu praticamente estável, em torno de 80 ocorrências por ano. Em termos comparativos, vale mencionar que o próprio NTSB registrou 50.000 acidentes por ano nas rodovias norte-americanas no mesmo período. No Brasil, a Agência Nacional de Petróleo (ANP) não possui dados estatísticos relativos à incidência de acidentes em dutos no território nacional.

Deve-se ressaltar que o nível superior de segurança de sistemas dutoviários está relacionado tanto ao menor número de acidentes e perda de recursos no transporte, quanto ao menor risco de danos ambientais devido a vazamentos. De fato, no Brasil e em vários países a legislação ambiental tem-se tornado cada vez mais rigorosa, e multas cada vez mais severas incidem sobre companhias que ocasionam vazamentos e prejuízos ao meio-ambiente, ou colocam em risco populações às margens das faixas de servidão.

3.2 – Malha de dutos no Brasil

De acordo com sua função na cadeia produtiva, as tubulações na indústria do petróleo são classificadas em [28]:

- a) *Linhas de fluxo ou gathering lines*: Estas linhas fazem o transporte de material dos poços de extração a uma unidade de centralização (*upstream*). Tipicamente, abrangem pequenas extensões, e servem para coletar produtos e transportá-los para as unidades de processamento. Apresentam diâmetros variando de 2 a 4" (linhas de fluxo) e 4 a 12" (*gathering lines*). Nesta categoria de tubulações enquadram-se os *risers*;
- b) *Linhas de transferência*: Estas linhas escoam produtos a partir das unidades de processamento e armazenamento até as linhas de transporte principais. São utilizadas para a movimentação de petróleo, derivados ou gás natural em percurso considerado de interesse exclusivo do proprietário das facilidades [31]. Tipicamente, apresentam diâmetros de 6";
- c) *Linhas de transporte*: São as tubulações que ligam os setores de *upstream* e *downstream*. São os principais condutores de óleo e gás no sistema. Estas linhas podem apresentar grandes diâmetros (até 56") e longas extensões, e são utilizadas para a distribuição de gás natural para as indústrias e para as redes locais de distribuição, para o transporte de óleo cru até refinarias, ou de derivados de petróleo até regiões de consumo;
- d) *Linhas de produtos*: Estas linhas servem para o transporte de produtos derivados do petróleo a partir das refinarias para os centros de distribuição;
- e) *Linhas de distribuição*: Permitem a distribuição local a partir do sistema de distribuição de gás para as residências, comércio, etc.

Neste trabalho, o foco de estudo são os dutos empregados como linhas de transporte de óleo e gás, que representam a maior parcela em operação no mundo. Em 2001, segundo dados da Agência Nacional de Petróleo ANP [31], a infra-estrutura dutoviária brasileira era composta por 568 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 (vide Figura 3.2),

e divididos em 9.900 km de linhas de transporte e 5.300 km em linhas de transferência. Em especial o estado de São Paulo (região de maior desenvolvimento econômico e maior densidade populacional do Brasil) possui a malha de dutos mais extensa em operação, apresentada esquematicamente na Figura 3.3. Finalmente, cerca de 7.700km de dutos do total da malha brasileira são utilizados exclusivamente para o transporte de gás.

Figura 3.2 - Malha dutoviária brasileira [2].

Países como China e Índia, de extensões territoriais semelhantes ao Brasil, apresentam malhas dutoviárias da mesma ordem de grandeza com, respectivamente, 19.000 e 10.000 km de dutos para a movimentação de óleo e gás [32,37]. Entretanto, a extensão da malha brasileira, quando comparada às linhas de dutos instaladas em países como os EUA (1.000.000km), Canadá (700.000 km) e Rússia (203.000 km) [28,37,38], evidencia a necessidade de crescimento da malha nacional e justifica a importância estratégica que a PETROBRAS vem delegando ao setor nos últimos anos.

Figura 3.3 - Malha dutoviária da região centro-sul do país [39].

3.3 - Materiais para tubulações na indústria de petróleo

Tubos utilizados na indústria do petróleo são geralmente classificados segundo a API (*American Petroleum Institute*) em função de sua aplicação e sua resistência mecânica. Os aços utilizados na fabricação de tubos para linhas de transmissão, especificamente, seguem a classificação API-5L *Specification for line pipe steel* [40], abrangendo "tubos adequados para transporte de gás, água e óleo para as indústrias de petróleo e gás natural", e levando em consideração a rota de processamento do tubo (tubos sem costura, com costura, com solda em espiral, etc.). Estes tubos são fornecidos em diâmetros externos nominais que variam de 3 a 1.240mm (1/8 a 49") [41] e são utilizados principalmente no transporte de óleo e gás.

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, em unidades imperiais inglesas ($1000\text{lb/in}^2 = \text{ksi}$). Assim, aços API-5L-X70 apresentam valor mínimo de tensão limite de escoamento igual a 70 ksi ($\sim 480 \text{ MPa}$).

A versão mais recente da norma API 5L, editada em 2001, incorpora ainda dois níveis distintos de especificação de produtos (*product specification level*), identificados como PSL1 e PSL2. Cada um destes níveis abrange praticamente 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 X70 conforme os níveis PSL1 ou PSL2. A diferença básica entre um nível e outro, entretanto, 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. A Tabela 3.1 sumariza e compara as principais diferenças entre os níveis de especificação técnica PSL1 e PSL2. Finalmente, a escolha por um dos níveis de especificação do produto irá depender do emprego e das condições de operação do tubo.

Tabela 3.1 – Diferenças básicas entre níveis de especificação PSL1 e PSL2.

Parâmetro	PSL1	PSL2
Grau	A25 até X70	B até X80
Tipo de extremidade do tubo	Rosca, bisel, topo, especial	Topo
Soldagem do cordão	Qualquer processo	Qualquer processo, exceto soldagem a laser
C.Q.: max %C para tubo sem costura	0,28% para grau B e superiores	0,24%
C.Q.: max %C para tubos com costura	0,26% para grau B e superiores	0,22%
C.Q.: max %P	0,030% para grau A e superiores	0,025%
C.Q.: max % S	0,030%	0,015%
Carbono equivalente	Sob exigência do cliente	Máximo para cada grau
L.E. Máximo	Não especificado	Máximo para cada grau
L.R. Máximo	Não especificado	Máximo para cada grau
Tenacidade à fratura	Não especificada	Exigida para todos os graus
Inspeção não-destrutiva do cordão de solda	Não obrigatória	Obrigatória
Reparo por soldagem do corpo do tubo, chapa ou <i>skelp</i>	Permitido	Não permitido
Rastreabilidade	Não obrigatória	Obrigatória

As Tabelas 3.2 e 3.3 apresentam a composição química especificada para os vários graus de aços API em 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 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.

Quanto à especificação de resistência mecânica na Tabela 3.3 (nível PSL2), é interessante ressaltar a exigência do limite máximo especificado para as tensões limite de escoamento e limite de resistência, o que não é prática comum, por exemplo, em especificações de aços ASTM ou AISI. Para aços de tubulações, 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 tubo, devido à eventual discrepância entre a resistência mecânica do metal base e do metal de adição [42]. Adicionalmente, para aços utilizados na fabricação de *risers* rígidos SCR (*steel catenary risers*) é importante garantir que o material do tubo, que será lançado através de desbobinamento (*reeling*) do duto soldado, apresente uma relação adequada entre o limite de escoamento (L.E.) e o limite de resistência (L.R) (usualmente em torno de 0,75). Isto é necessário para garantir que o material suporte a deformação plástica imposta durante o bobinamento, sem falhar [43].

Ainda em relação aos intervalos definidos pelos limites de propriedades mecânicas, observa-se que há sobreposição entre as faixas de valores de L.E. e L.R. para vários graus. Para os graus de aços X65 e X70, por exemplo, valores de L.E. na faixa entre 531-600 MPa e L.R. na faixa de 565-758 MPa atendem à especificação de ambos. Isso significa que um material que apresentasse estas propriedades poderia ser enquadrado em graus diferentes (considerando que a diferença na composição química entre estes graus é muito pequena, ou mesmo inexistente). Esta característica dos tubos API é freqüentemente utilizada por empresas fabricantes, de forma a minimizar a variedade de matérias primas para a confecção de tubos. Em última análise, um mesmo lote de chapas poderia ser utilizado para produzir tubos graus X65 ou X70, desde que suas propriedades mecânicas estejam contidas dentro do intervalo de sobreposição de L.E. e L.R. definidos na norma API.

Tabela 3.2 - Composição química e propriedades mecânicas de aços API 5L nível de especificação PSL1 [40].

Grau	C	Mn	P	S	Outros	L.E. (MPa)	L.R. (MPa)
	%max	%max	%max	%max		min	min
Tubos sem costura							
A25-I	0,21	0,60	0,030	0,030	-	172	310
A25-II	0,21	0,60	0,045-0,080	0,030	-		
A	0,22	0,90	0,030	0,030	-	207	331
B	0,28	1,20	0,030	0,030	Nb +V +Ti < 0,15%	241	414
X42	0,28	1,30	0,030	0,030		290	414
X46	0,28	1,40	0,030	0,030		317	434
X52	0,28	1,40	0,030	0,030		359	455
X56	0,28	1,40	0,030	0,030		386	490
X60	0,28	1,40	0,030	0,030		414	517
X65	0,28	1,40	0,030	0,030		448	531
X70	0,28	1,40	0,030	0,030		483	565
Tubos com costura							
A25-I	0,21	0,60	0,030	0,030	-	172	310
A25-II	0,21	0,60	0,045-0,080	0,030	-		
A	0,22	0,90	0,030	0,030	-	207	331
B	0,26	1,20	0,030	0,030	Nb +V +Ti < 0,15%	241	414
X42	0,26	1,30	0,030	0,030		290	414
X46	0,26	1,40	0,030	0,030		317	434
X52	0,26	1,40	0,030	0,030		359	455
X56	0,26	1,40	0,030	0,030		386	490
X60	0,26	1,40	0,030	0,030		414	517
X65	0,26	1,45	0,030	0,030		448	531
X70	0,26	1,65	0,030	0,030		483	565

Tabela 3.3 - Composição química e propriedades mecânicas de aços API 5L nível de especificação PSL2 [40].

Grau	C	Mn	P	S	Outros	L.E. (MPa)		L.R. (MPa)	
	%max	%max	%max	%max		min	max	min	max
Tubos sem costura									
B	0,24	1,20	0,025	0,015	Nb +V +Ti < 0,15%	241	448	414	758
X42	0,24	1,30	0,025	0,015		290	496	414	758
X46	0,24	1,40	0,025	0,015		317	524	434	758
X52	0,24	1,40	0,025	0,015		359	531	455	758
X56	0,24	1,40	0,025	0,015		386	544	490	758
X60	0,24	1,40	0,025	0,015		414	565	517	758
X65	0,24	1,40	0,025	0,015		448	600	531	758
X70	0,24	1,40	0,025	0,015		483	621	565	758
X80	0,24	1,40	0,025	0,015		552	690	621	827
Tubos com costura									
B	0,22	1,20	0,025	0,015	Nb +V +Ti < 0,15%	241	448	414	758
X42	0,22	1,30	0,025	0,015		290	496	414	758
X46	0,22	1,40	0,025	0,015		317	524	434	758
X52	0,22	1,40	0,025	0,015		359	531	455	758
X56	0,22	1,40	0,025	0,015		386	544	490	758
X60	0,22	1,40	0,025	0,015		414	565	517	758
X65	0,22	1,45	0,025	0,015		448	600	531	758
X70	0,22	1,65	0,025	0,015		483	621	565	758
X80	0,22	1,85	0,025	0,015		552	690	621	827

Na especificação API 5L o valor de alongamento mínimo para cada grau de aço é fornecido em ábacos, em função da geometria e das dimensões dos corpos-de-prova (CP) ensaiados. No caso de CPs retangulares, de espessura igual à espessura da chapa original, o valor de alongamento mínimo pode ser determinado através da relação empírica (em unidades SI):

$$e = 1,944 \frac{A^{0,2}}{U^{0,9}}$$

onde e é o alongamento mínimo especificado para $L_0 = 50\text{mm}$, L_0 é o comprimento inicial do espécime, A é o menor valor entre a área da seção transversal do CP retangular e 485mm^2 ; e U é a tensão limite de resistência mínima especificada para cada grau (MPa). Desta forma, o valor determinado de alongamento em aço X70 é igual a 12,7%. Para este mesmo material, em corpos-de-prova cilíndricos de seção transversal igual a 60mm^2 ($\varnothing = 9\text{mm}$), o alongamento mínimo exigido é 15%.

Em termos comparativos, tomando-se como referência corpos-de-prova cilíndricos com diâmetro igual a 12 mm (seção transversal $\sim 110\text{mm}^2$), o alongamento mínimo especificado varia de 20% para o grau X52, 19% para grau X56, 18% para X60, 18% para X65, 17% para X70, e 15% para X80.

Em relação à tenacidade do material, o nível de especificação PSL1 não define valores mínimos exigidos. Para o nível PSL2, entretanto, todos os graus de aços devem ser submetidos a ensaios de impacto Charpy a 0°C , e apresentar resultados superiores a 27 J e 41 J para corpos-de-prova de orientação transversal e longitudinal à chapa, respectivamente. Em especial para o aço X80, a norma API especifica 68 J (transversal) e 101 J (longitudinal) como valores mínimos de energia absorvida em ensaios de impacto Charpy.

3.3.1 - Aços de alta resistência e baixa liga – ARBL

Os vários graus de aços especificados pela norma API-5L fornecem uma gama de materiais com resistência mecânica variada, associada a valores significativos de tenacidade e resistência a fragilização por hidrogênio [44]. Estes aços podem ser classificados como aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL), os quais são aços microligados que apresentam (em sua forma original mais simples) microestrutura típica de ferrita-perlita. Sua composição química é similar a de um aço baixo-carbono, mas com microadições de elementos de liga de aproximadamente 0,1% Nb, Ti ou V para garantir propriedades mecânicas superiores [45-47]. Desta forma, o teor de carbono pode ser reduzido porque é compensado pelo efeito de endurecimento causado pela microadição de elementos de liga, resultando em melhores propriedades de soldabilidade e tenacidade do material.

Os aços microligados têm sido utilizados com sucesso em aplicações que requerem material de custo relativamente baixo, boa resistência mecânica e boa tenacidade [46,48]. Devido às suas características de tenacidade, são muito utilizados para aplicações estruturais porque freqüentemente permitem que a estrutura apresente deformação plástica anterior à ruptura. Esta deformação pode ser detectada durante rotinas periódicas de inspeção, diminuindo o risco de ocorrer uma falha catastrófica do componente. Atualmente aços ARBL são largamente empregados na construção de componentes industriais (como dutos e tubulações, vasos de pressão, reatores e tanques); em estruturas navais e *offshore*; em componentes estruturais para veículos; na construção civil, entre outros [46].

A conjunção de resistência-tenacidade em aços microligados ARBL é resultado do compromisso entre duas características metalúrgicas do material: pequeno tamanho de grão, e pequenos precipitados finamente dispersos na matriz. Desta forma, os graus API X52 até X70 são basicamente aços ARBL nos quais os níveis de resistência mecânica e tenacidade são atingidos pela combinação de uma microestrutura refinada de ferrita-perlita (ou ferrita-martensita), alta densidade de discordâncias (gerada pelo trabalho a frio do material), endurecimento por precipitação (causado por carbonetos de Ti, V ou Nb finamente dispersos na matriz ferrítica) e um endurecimento residual causado pela textura/anisotropia no material [44-46].

3.3.2 - Laminação controlada

Nos últimos 40 anos houve um desenvolvimento significativo na tecnologia de fabricação de aços para tubulações (*line pipe steels*). Um levantamento histórico realizado pelo Laboratório Batelle (EUA) [49] revelou que um incremento considerável no valor de tenacidade à fratura destes materiais foi obtido a partir da década de 1960. Isto foi conseguido não só através da microadição de elementos de liga, mas principalmente pelo desenvolvimento de novas tecnologias de fabricação de aços. Esta evolução tecnológica culminou com o estabelecimento das práticas de processamento termomecânico de aços microligados (*thermomechanical-controlled processing* TMCP), como os processos de laminação controlada e resfriamento acelerado [46,49,50].

O processo de laminação controlada é composto, basicamente, por dois estágios. O primeiro estágio (desbaste) é comumente realizado em temperaturas relativamente elevadas (tipicamente entre 950°C e 1100°C) e seu principal objetivo é o refino de grão através da completa recrystalização da austenita depois de cada passe de laminação. No segundo estágio (acabamento) explora-se o efeito dos elementos de liga (principalmente o Nb) em estabilizar a austenita e retardar sua recrystalização estática em temperaturas inferiores a 900°C. Com teor de nióbio inferior a 0,05%, nenhuma recrystalização deve ocorrer no intervalo entre passes, de forma que grãos de austenita são progressivamente deformados durante a laminação, consumindo apenas parte de sua energia armazenada de deformação através da recuperação. Ao final do processo, obtém-se grãos muito deformados e alongados (*pancake*), que resultam em grãos finos de ferrita (~ 4 micra) após a transformação γ - α . Além do refino de grão, a adição de elementos formadores de carbonetos e nitretos (como vanádio e titânio), que atuam no ancoramento de contornos de grão da austenita e dificultam seu crescimento, e o endurecimento por solução sólida (devido essencialmente às adições de Si, Cu e Mn) são também utilizados durante a laminação controlada de aços microligados. Finalmente, por terem seus últimos passes de laminação em temperatura inferior à temperatura de recrystalização, os aços microligados costumam apresentar endurecimento adicional devido à alta densidade de discordâncias na rede cristalina

(encruamento) e acentuada textura cristalográfica nos planos (100) induzida na ferrita deformada [46,48,50].

Existem, provavelmente, dezenas de rotas distintas para o processamento metalúrgico de aços para tubulações classe X70 e superiores, que envolvem tanto alterações sutis de composição química, como rotinas diversas de processamento a quente por laminação controlada. De um ponto de vista metalúrgico, entretanto, há duas alternativas plausíveis para a produção deste tipo de aços com elevada resistência-tenacidade. A primeira delas baseia-se no processo de laminação controlada e o emprego extensivo de mecanismos de endurecimento, como refino de grão metalúrgico, endurecimento por precipitação e por solução sólida, e por deformação a frio e textura cristalográfica - através da laminação em temperaturas inferiores a Ar_3 ⁽¹⁾ [48,50,51].

Ao mesmo tempo, pode-se estabelecer uma rota metalúrgica de processamento através da escolha adequada de composição química e seqüências de laminação controlada, que resultem em aços microligados com microestrutura de ferrita acicular [50]. Entretanto, uma dificuldade inicial para o processamento destes materiais era o aumento significativo no custo de produção. Grandes quantidades de elementos de liga eram necessárias para garantir a temperabilidade do material, o que favoreceria a obtenção de microestrutura acicular no resfriamento ao ar [29,50,52]. Esta dificuldade foi superada com o desenvolvimento da tecnologia de resfriamento acelerado das chapas, já que taxas de resfriamento maiores permitem o emprego de composições químicas menos complexas para se obter microestruturas não-poligonais. Atualmente, os aços obtidos por esta rota de processamento apresentam excelentes propriedades de resistência-tenacidade, e seu baixo teor de carbono (inferior a 0,06%) garante também boa soldabilidade.

A demanda por tubulações de aços cada vez mais resistentes e tenazes, motivada principalmente pela necessidade de transporte de grandes quantidades de óleo e derivados nas bacias produtoras do Canadá e do Mar do Norte (onde o efeito deletério das baixas temperaturas nas propriedades mecânicas e na tenacidade do

⁽¹⁾ No diagrama de equilíbrio Fe-C a linha Ar_3 representa a fronteira entre o campo de austenita γ e o campo bifásico $\gamma-\alpha$ (austenita + ferrita).

material é um fator complicador), levou ao desenvolvimento de graus superiores de aços API, como X80 e X100. Nestes aços, suas propriedades superiores de resistência mecânica e tenacidade podem ser obtidas somente com microestrutura de ferrita acicular, ou mesmo de microestrutura bainítica. Neste sentido, atualmente todas as opções metalúrgicas de *alloy design* para aços X80 e superiores convergem para o emprego de microestruturas tenazes de ferrita não-poligonal [44,50].

3.3.3 - Delaminações em aços microligados ARBL

O processamento termomecânico por laminação controlada tem-se apresentado como a alternativa mais adequada para a produção de chapas de aços microligados. Estes materiais exibem boas propriedades de resistência mecânica e tenacidade, mesmo com baixos teores de elementos de liga em sua composição química. Na laminação controlada o aumento da resistência mecânica do material é conseguido muito mais pelo refino da microestrutura (ou pela obtenção de microestruturas duplex de ferrita-martensita, ou ferrita de morfologia não-poligonal), do que pelo endurecimento do material devido à adição de elementos de liga formadores de precipitados. Por causa disso, o resultado final é um material com teores reduzidos de elementos de liga (baixo carbono equivalente), resultando em um aço com boa soldabilidade e baixo custo.

Apesar dessas características favoráveis, a laminação controlada introduz no material uma característica peculiar em relação aos aços ferríticos usuais. Aços microligados obtidos por esta técnica apresentam, durante o processo de ruptura, cavidades que correm paralelas à direção de laminação da chapa original e se formam perpendicularmente à direção de sollicitação mecânica. Estas cavidades são chamadas delaminações (*splits*), e acredita-se que sua ocorrência durante o processo de fratura e rasgamento dúctil seja consequência de tensões perpendiculares à direção de propagação da fratura, as quais geram restrição plástica no material à frente da trinca (*out-of-plane constraint*) durante o carregamento. Esta tensão σ_z , perpendicular à tensão principal, atua durante o processo de dano favorecendo ou a clivagem de grãos grandes, ou a fratura-decoesão de interfaces fracas na matriz metálica (vide Figura 3.4) [51,53-57].

A morfologia das delaminações pode variar em função do modo de carregamento, da temperatura, e do estado de tensões atuante. Corpos-de-prova retangulares de tração uniaxial, por exemplo, freqüentemente exibem uma única delaminação central, ao passo que corpos-de-prova de impacto Charpy podem exibir um sistema de delaminações paralelas de diferentes níveis: a delaminação mais profunda forma-se no centro do corpo-de-prova, na região de meia-espessura, dividindo o volume de material próximo à fratura em duas partes. Estas, por sua vez, são subdivididas por delaminações de segunda ordem, que apresentam metade da profundidade da delaminação principal. Os novos segmentos originados são novamente divididos em volumes menores, e assim sucessivamente [57]. Como a restrição plástica - e conseqüentemente a tensão σ_z atuante - é maior no centro do corpo-de-prova, é fácil deduzir que as delaminações aí posicionadas serão as mais severas. A introdução de uma delaminação central efetivamente divide o corpo-de-prova em “dois corpos-de-prova”, e mais energia é necessária para o crescimento dúctil de trinca [58]. Evidentemente, a ocorrência de delaminações na superfície de fratura diminui com a diminuição da temperatura, uma vez que o nível de deformação plástica do material também diminui [55,59].

Figura 3.4 – Formação de delaminação central no volume à frente da trinca

Em função de suas características microscópicas e das causas de ocorrência, as separações são classificadas em dois tipos básicos: delaminações de inclusões, e delaminações estruturais [56,57,60]. O primeiro tipo é formado a partir de inclusões não metálicas alongadas presentes no material (tipo sulfetos), ou alinhadas na chapa devido ao elevado grau de deformação imposto pela laminação, resultando em uma fratura de aspecto fibroso (*woody fracture*). Shanmugan [55] observou delaminações em aços microligados produzidos por laminação controlada, testados em impacto Charpy em ambas as orientações transversal e longitudinal. Afirma que estas delaminações foram causadas por inclusões alongadas de MnS, que originaram microtrincas que se propagam de forma intergranular ao longo dos contornos prévios de austenita. A tendência de ocorrência de delaminações deste tipo, entretanto, está mais associada à "limpeza" e à qualidade do aço do que ao tratamento termo-mecânico a que é submetido, de forma que este tipo de defeito pode ser facilmente reduzido com um controle mais rigoroso do nível de impurezas no material. Conseqüentemente, este não é um tipo de delaminação freqüente em aços ARBL modernos, com níveis de inclusão bastante reduzidos.

A delaminação estrutural, por sua vez, é resultante de heterogeneidades e anisotropia introduzidas no material pelo processamento termomecânico, como textura cristalográfica e bandeamento microestrutural, sendo por isto muito freqüente em aços microligados API [46,47,56,57,59]. Dentre estas delaminações é possível distinguir-se aquelas devidas a contornos de grãos (CG), e aquelas do tipo clivagem (CLI) [54]. Engl [57] realizou exames fractográficos em corpos-de-prova de aços API X65 e X70 submetidos à tração, e observou a ocorrência de delaminações intergranulares associadas à precipitação de um filme fino de cementita ao longo de contornos de grão. O autor atribuiu a ocorrência destas delaminações ao severo processamento termomecânico em baixas temperaturas de austenitização, o que retardaria a recristalização estática da austenita entre-passes, gerando bandeamento da microestrutura e favorecendo a formação de precipitados finos de cementita (Fe_3C) nos contornos de grão durante o resfriamento. Estudos conduzidos por Silva [60], avaliando o efeito das separações na tenacidade de um aço microligado produzido por laminação controlada, mostraram que a ocorrência de delaminações do tipo CG está

relacionada principalmente às baixas temperaturas de acabamento durante o processo de laminação controlada, particularmente abaixo de Ar_3 .

A ocorrência de delaminação do tipo clivagem também está relacionada ao processamento termomecânico do material, mas não relativamente à segregação de impurezas ou bandeamento da microestrutura, mas principalmente devido à textura cristalográfica. Este é um fenômeno comum em metais que sofreram graus severos de deformação plástica, notadamente em processos de conformação do tipo trefilação e laminação, e se caracteriza pela orientação preferencial de certos planos cristalográficos com respeito à direção de máxima deformação [61]. No caso de chapas de aços microligados obtidos por laminação controlada é freqüente a ocorrência de textura, representada pelo alinhamento de planos de clivagem paralelos à direção de laminação, notadamente planos (200) em aços ferríticos. Kühne [56] e Engl [57] observaram que o principal modo de falha de cada delaminação individual em aços API X70 é a fratura frágil por clivagem, e demonstraram que, de fato, a ocorrência de delaminações nestes aços está fortemente associada à clivagem em planos cristalográficos (100) e (200) alinhados paralelamente à direção de laminação.

A incidência de delaminações poderia ser reduzida com o processamento do material em temperaturas de acabamento acima de Ar_3 [47], ou mesmo com tratamentos térmicos de normalização [57], mas isto acarretaria também na redução da resistência mecânica do material. Isto porque cada uma destas alternativas favoreceria, respectivamente, maior grau de recristalização da austenita entre-passes e a recuperação da microestrutura deformada a frio. Por outro lado, o emprego da técnica de resfriamento acelerado e a obtenção de microestruturas aciculares e bainíticas parece ser a alternativa que apresenta menor ocorrência de delaminações durante a fratura, e também melhores propriedades mecânicas [47].

3.4 – Modos de falha típicos encontrados em tubulações

Trincas são defeitos preocupantes em dutos, porque podem tomar muitas formas e ter várias causas de origem. Trincas não são aceitas em nenhuma norma de especificação de material, em nenhuma norma de fabricação de tubos, e em nenhum código de projeto, construção ou soldagem de linhas de dutos. A norma API 5L, por

exemplo, fornece limite de tolerância para defeitos como o desalinhamento das bordas das chapas ao longo da solda longitudinal, para a altura do cordão depositado, etc. Todos estes defeitos são aceitos dentro dos limites especificados, muito embora todos eles sejam sítios preferenciais para a nucleação de trincas. Entretanto, nenhum defeito tipo trincas é aceito pela norma API.

Quando uma nova linha de dutos é comissionada, freqüentemente é submetida a um teste hidrostático antes de ser colocada em operação. O objetivo desse teste é identificar eventuais defeitos no tubo (não detectados nas rotinas de inspeção de qualidade) que possam levar a estrutura a falhar. Como a pressão máxima de operação admissível (PMOA) é limitada a 72% do limite de escoamento mínimo especificado (LEME) do material (cujo valor é estabelecido pela especificação do material do tubo), a pressão de teste hidrostático geralmente situa-se na faixa de 1,1 a 1,5 vez a pressão máxima de operação (PMO) da linha. No caso de gasodutos, a pressão mínima de teste é fixada em 1,25 PMO. Uma questão importante na realização de testes hidrostáticos é definir condições de carregamento (pressão e duração) de modo a evitar que defeitos sub-críticos presentes no material aumentem de tamanho durante o ensaio. Caso isso ocorra, estes defeitos podem atingir dimensões quasi-críticas e podem vir a propagar-se durante a pressurização do equipamento em operação. Este fenômeno é conhecido como *pressure reversal*.

Testes hidrostáticos são mais eficientes na detecção de trincas longitudinais porque estes defeitos são mais severamente carregados durante a pressurização. O estado de tensões atuante sobre uma trinca longitudinal é representado basicamente pela tensão circunferencial (membrana), consequência da pressão interna do duto. Evidentemente, atuam também tensões secundárias devidas à montagem e ao lançamento da linha, ou ainda tensões residuais oriundas do processamento do material do tubo. De fato, a principal configuração de defeitos associada às falhas de tubulações é de trincas não-passantes orientadas longitudinalmente [53,64]. Estas trincas nucleiam-se preferencialmente em descontinuidades presentes no metal base (ou no metal de solda) antes da operação da linha, ou durante sua construção e operação.

As descontinuidades mais comuns originadas no processo de fabricação do material são marcas de laminação, dupla-laminação, defeitos superficiais, etc. Os

defeitos de soldagem (como porosidade, mordedura, falta de penetração, reforço excessivo do cordão de solda, etc) são descontinuidades associadas ao processo de fabricação do tubo. Finalmente, as descontinuidades mais comuns resultantes da construção da linha (ou de sua operação) são ocorrência de defeitos volumétricos devidos à corrosão, amassamentos (mossas), cavas, desalinhamento e ovalização, corrosão sob tensão, trincas induzidas por hidrogênio, etc. [44,53,65,66].

No mundo todo, as principais causas de falhas de dutos são a interferência externa (ação de terceiros) e corrosão [62]. Nos EUA, danos causados por escavações em regiões de dutos enterrados são a principal causa dos acidentes registrados no Gabinete para Segurança de Dutos (*Office of Pipeline Safety*) do Departamento de Transportes (*Department of Transportation DOT*). Suas estatísticas indicam que, no período de 1971 a 1986, aproximadamente 40% das falhas em dutos foram atribuídas a ações de terceiros [63]. Dados mais recentes apontam que este índice já diminuiu para cerca de 17% do total de 97 acidentes registrados no sistema norte-americano de transporte de gás ⁽²⁾.

Por outro lado, um levantamento estatístico realizado pela Comissão Européia avaliando as causas de falhas de oleodutos indicou que a corrosão já é a causa predominante de falhas naquele continente, seguida por ações de terceiros e por falhas devidas aos defeitos de material ou montagem da linha. Esta inversão entre o cenário europeu em relação ao resto do mundo pode refletir tanto um controle maior em relação aos agentes externos na Europa, quanto simplesmente representar o aumento de ocorrências devidas ao envelhecimento da malha dutoviária [63].

(2) Depoimento de Robert Chipkevich, chefe da Divisão de Dutos / NTSB, perante o Comitê de Comércio da Câmara dos Deputados/EUA, em 27/06/96. <www.nts.gov/speeches/s960627.htm>

4. AVALIAÇÃO DE INTEGRIDADE DE DUTOS

Defeitos oriundos dos processos de fabricação do tubo são usualmente avaliados em comparação a limites estabelecidos (padrões de qualidade) do produto. Estes limites são arbitrários, mas têm-se mostrado adequados ao longo dos anos. Entretanto, somente a qualidade do tubo não garante a qualidade do duto construído. Durante a instalação e montagem das linhas (e mais tarde durante sua operação) uma série de ocorrências pode vir a originar defeitos no material. Danos mecânicos durante o transporte e manipulação dos tubos, amassamentos e moissas, 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. Por isso, em alguma etapa de sua vida operacional um duto irá apresentar defeitos ⁽¹⁾, e isto 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 de reparo [43].

No caso específico de dutos, a seqüência de eventos anteriores à falha pode ser simplificada pelo esquema apresentado na Figura 4.1. Inicialmente, considere-se um duto contendo uma trinca não-passante. Se a tensão aplicada for superior a um valor crítico (suficiente para causar o colapso plástico, ou gerar concentração de tensões na ponta do defeito superior ao valor de tenacidade do material), o ligamento residual poderá colapsar e a trinca propagar-se ao longo da espessura da parede, transformando-se em trinca passante (vide Fig. 4.1A). A partir daí, esta configuração de trinca pode seguir dois caminhos distintos. Se o comprimento do defeito for

(1) O termo *descontinuidade* refere-se a qualquer falha macroscópica presente no material, detectada através de inspeção visual ou de ensaios não-destrutivos. Um *defeito* é uma descontinuidade que apresenta algum risco à integridade estrutural e deve ser monitorada ou reparada.

pequeno, ou se a pressão interna (e a tensão circunferencial resultante ⁽²⁾) for baixa, a trinca passante causa vazamento de fluido e permanece estacionada (B). Entretanto, se a pressão interna for elevada, ou se o material apresentar baixa tenacidade, poderá ocorrer trincamento de um segmento do duto (C). A falha final do tubo, a partir desta falha localizada, irá depender se o material apresenta baixa tenacidade, ou se a pressão aplicada for elevada. Nestes casos, a trinca poderá se propagar e levar a estrutura a falhar de modo global (D). De outra forma, caso o material seja suficientemente tenaz, ou se a pressão interna for baixa, a trinca poderá ser paralisada (*arrest*) (E).

Figura 4.1 - Seqüência de eventos para a falha de dutos.

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) [67,68]. Na prática, entretanto, estruturas metálicas de engenharia falham de uma forma intermediária entre estes dois modos, apresentando um comportamento elasto-plástico. De fato, Knott [44] observou que

(2) A tensão circunferencial σ_h (*hoop stress*) aplicada a uma trinca longitudinal em duto pode ser determinada pela equação de Barlow, pela relação $\sigma_h = (p(D-t)/2t)$, onde p , D e t são, respectivamente, a pressão interna, o diâmetro externo e a espessura de parede do duto.

os 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. 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) [69].

Por simplificação, entretanto, alguns procedimentos convencionais para avaliação de estruturas tubulares de aço contendo defeitos (por exemplo: trincas, corrosão, inclusões, amassamentos, etc.) assumem um modo de falha totalmente plástico, como o procedimento ASME B31G [70]. 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 tubulações dá-se muito mais pela propagação de trincas, do que pelo colapso plástico da estrutura por sobrecarga mecânica [44,53,66,71].

4.1 Métodos empíricos

A resistência de materiais metálicos à propagação de trincas é avaliada tradicionalmente por ensaios de impacto Charpy, ou ensaios de queda de martelo (*drop weight tear test - DWTT*). De certa forma, estes ensaios são semelhantes porque tentam quantificar a energia que o material absorve para fraturar quando submetido a uma carga-padrão aplicada dinamicamente. Esse valor de energia serve (de forma qualitativa) como um parâmetro na comparação do desempenho do material em condições de teste distintas, ou mesmo para avaliar o desempenho de diferentes materiais. Entretanto, a informação obtida com estes ensaios é pouco relevante para procedimentos de avaliação de integridade. 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 para tubulações, foram elaboradas equações empíricas que correlacionam resultados de testes hidrostáticos (em escala real) de

tubos contendo defeitos (tipo trincas) aos resultados de energia absorvida pelo material do tubo em ensaio Charpy [53,62,65,72]. Nessa linha, há vários procedimentos e métodos (empíricos e semi-empíricos) desenvolvidos pela indústria, como as equações NG-18 [73] do *Pipeline Research Committee* da AGA (American Gas Association), o código ASME B31G [70] e o procedimento RSTRENG [74].

Durante as décadas de 1960-70, os Laboratórios Battelle desenvolveram um critério de falha para trincas passantes e não-passantes em paredes de tubos, conhecido como equações NG-18. Os critérios determinados (e validados) foram baseados em resultados experimentais obtidos em uma extensa matriz de ensaios. Foram realizados testes (em escala real) até a pressão de colapso em 92 tubos que continham defeitos passantes longitudinais, além de outros 48 testes em tubos com trincas não-passantes [62]. A equação NG-18 que descreve a falha governada pela tensão tem sido largamente utilizada como solução analítica para o colapso plástico de estruturas tubulares (que apresentem trincas não-passantes longitudinais) submetidas à pressão interna. Esta equação é empregada no código ASME Seção XI para a determinação de tamanho máximo de defeito admissível em dutos, em relação ao colapso plástico, e tem a forma [73]:

$$\sigma_C = \bar{\sigma} \left[\frac{1 - \frac{a}{t}}{1 - \frac{a}{t} \left(\frac{1}{M} \right)} \right] \quad (4.1)$$

onde σ_C é a tensão de colapso (ou tensão circunferencial devida à pressão interna), M é o fator de Folias, e $\bar{\sigma}$ é a tensão de fluxo. A Figura 4.2 apresenta esquematicamente as variáveis geométricas empregadas na Eq.(4.1).

Na eq. (4.1) a tensão de fluxo é um conceito empírico que tenta representar, através de um parâmetro único, a capacidade de encruamento (*strain hardening*) do material elasto-plástico. Uma definição bastante comum, aceita pela API 579 [75], define tensão de fluxo como a média aritmética entre a tensão limite de escoamento, σ_y , e a tensão limite de resistência do material, σ_u , na forma:

$$\bar{\sigma} = \frac{(\sigma_y + \sigma_u)}{2} \quad (4.2)$$

Figura 4.2 – Esquema de trinca longitudinal (axial) não-passante em duto.

Na eq.(4.1), o parâmetro M é o fator proposto por Folias [76] e representa a concentração de tensões devida à formação da protuberância na parede do tubo na região do defeito (*bulging*) em consequência do carregamento de pressão interna, e tenta quantificar a amplificação da tensão na ponta da trinca. A solução analítica para o fator de Folias é uma série infinita, e as três aproximações mais largamente empregadas estão apresentadas nas equações (4.3) abaixo [62] :

$$M = \sqrt{1 + 0,26 \left(\frac{2c}{\sqrt{Rt}} \right)^2} \quad (4.3a)$$

$$M = \sqrt{1 + 0,314 \left(\frac{2c}{Rt} \right)^2 - 0,00084 \left(\frac{2c}{\sqrt{Rt}} \right)^4} \quad (4.3b)$$

$$M = \sqrt{1 + 0,40 \left(\frac{2c}{\sqrt{Rt}} \right)^2} \quad (4.3c)$$

onde $2c$, t e R estão representados na Figura 4.2. A relação expressa na equação (4.3c) é utilizada pelo código ASME B31G [70], e é a opção mais conservadora.

A Figura 4.3 apresenta a Equação 4.1 resolvida para várias relações a/t . A tensão de colapso normalizada $\sigma_c / \bar{\sigma}$ pode ser facilmente expressa em função de a/t , o que permite avaliar defeitos admissíveis no material da estrutura de forma bastante simples.

Figura 4.3 – Tensão de colapso para tubos contendo trincas.

Mirabile *et al.* [71] realizaram ensaios hidrostáticos em 12 tubos de aços API (X65 e X70), com diversas configurações de defeitos superficiais (tipo trinca) usinados por eletro-erosão. Utilizando as relações de Folias, determinaram as tensões de ruptura e identificaram os modos de falha do duto (vazamento ou ruptura) para diversas relações a/t . Estes resultados foram comparados às tensões de ruptura reais, determinadas em ensaios hidrostáticos de dutos contendo defeitos de

configuração semelhante. Observaram que tanto a hipótese do modo de falha dúctil do tubo, quanto as tensões teóricas previstas pela equação de Folias representavam, com certo grau de precisão, os resultados experimentais obtidos no colapso plástico da estrutura. Finalmente, é importante ressaltar que todas as configurações de trincas testadas por Mirabile apresentavam alta triaxialidade de tensões, com razão entre a profundidade de trinca e espessura de parede do duto variando de $0,45 < a/t < 0,80$.

Estes modelos pioneiros são considerados seguros porque se baseiam em premissas conservativas, corroboradas por um extenso programa de ensaios em escala real. Entretanto, devido às restrições do programa experimental (geralmente tubos de paredes finas, graus de aço de baixa resistência e pequena relação entre limite de escoamento e limite de resistência) estas equações são de aplicação restrita. Embora razoáveis como interpolação dos resultados experimentais obtidos nos ensaios hidrostáticos, estas relações apresentam um risco considerável quando extrapoladas para condições de operação distintas daquelas do banco de dados de origem. Principalmente porque estas relações não incorporam nenhuma característica fenomenológica do processo de falha do material, e são baseadas em materiais "antigos", de baixa resistência mecânica. Além disso, o crescimento de uma trinca não-passante em uma parede de tubo de aço tenaz ocorre, evidentemente, através de uma combinação de escoamento do ligamento (deformação plástica) e rasgamento dúctil. As equações NG-18, por exemplo, não consideram explicitamente os efeitos do rasgamento dúctil na falha de defeitos em estruturas tubulares.

O'Donoghue e colaboradores [72] investigaram a aplicação das equações empíricas na previsão da tenacidade de tubulações de aços microligados modernos e obtiveram resultados "altamente insatisfatórios". Estes estudos revelam que as previsões, além de apresentarem correlações inconsistentes com aquelas obtidas em ensaios hidrostáticos reais, são não-conservativas e fornecem valores de pressão de colapso superiores àqueles determinados experimentalmente em aços modernos.

4.2 Avaliação baseada diretamente na Mecânica da fratura

O emprego de teorias correlativas da Mecânica da Fratura surgiu como uma ferramenta promissora a partir dos anos 1950, tentando quantificar a influência de um defeito do tipo trinca na resposta à fratura de uma estrutura. Contudo, ensaios de mecânica da fratura em escala real (em corpos-de-prova de grandes dimensões) são extremamente custosos e de difícil realização prática. Evidentemente, estes ensaios exigem máquinas de teste de alta capacidade de carga, as dificuldades experimentais são enormes, e o custo de material e manufatura de corpos-de-prova é elevado. Além disso, freqüentemente não é possível obter quantidade suficiente do material da estrutura (por exemplo, no caso de estruturas antigas ou esbeltas), nem mesmo realizar o ensaio em escala real devido às condições de operação do componente (p.ex., na avaliação de componentes nucleares). A alternativa então é a determinação da tenacidade do material utilizando-se corpos-de-prova de dimensões reduzidas.

Nos ensaios laboratoriais considera-se a “similaridade” dos campos de tensão-deformação entre o corpo-de-prova reduzido e a estrutura, o que permite correlacionar resultados experimentais à condição real da estrutura trincada (obedecendo aos critérios de dominância da Mecânica da Fratura). Entretanto, esta idealização de similaridade entre o corpo-de-prova e a estrutura real só é válida em regime de escoamento de pequena escala (*small scale yielding* - *SSY*). Nesta condição, a zona plástica deformada na ponta da trinca está imersa em um volume de material que obedece à singularidade HRR e aos critérios de dominância J .

Já foi demonstrado que configurações de defeitos que estão submetidas a um estado de tensões mais severo na ponta da trinca, geralmente resultam em valores menores de tenacidade, como apresentado esquematicamente na Figura 4.4. Resultados obtidos em ensaios de corpos-de-prova com alto nível de triaxialidade (trinca profunda), quando comparados às condições reais de restrição plástica atuantes na maioria das configurações reais (trincas rasas), fornecem previsões conservativas do comportamento da estrutura [44,77-83]. Corpos-de-prova de flexão SE(B) ou compactos C(T) com trinca profunda ($a/W > 0,50$) resultam em curvas R menos íngremes, enquanto corpos-de-prova SE(B) ou C(T), do mesmo material, com trinca rasa ($a/W < 0,30$), resultam em curvas R com maiores valores de

tenacidade, para quantidades semelhantes de extensão dúctil do defeito [84-88]. Além disso, é possível observar que o estado triaxial de tensões exerce pouca influência no valor determinado de iniciação da fratura J_{IC} [89]. À medida que ocorre a propagação do defeito, entretanto, a resposta mecânica do material é fortemente influenciada pelo estado de tensões na ponta do defeito, o que resulta em curvas R distintas. De fato, observa-se experimentalmente que o nível de restrição plástica afeta a inclinação (*slope*) das curvas de resistência (curvas R) [90]. Este comportamento ocorre devido à 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. Como mencionado anteriormente, este importante fenômeno associado às curvas R tem relação direta com o relaxamento acentuado do campo de tensões nas proximidades da ponta do defeito, e adiciona complexidade à utilização de curvas de resistência J - Δa em metodologias preditivas para a avaliação da integridade estrutural.

Esta discrepância entre valores de tenacidade determinados em laboratório e a capacidade de resistência à fratura em estruturas reais ocorre porque a Mecânica da Fratura (monoparamétrica) não é capaz de considerar a reserva estrutural (ou o “incremento” na tenacidade do material da estrutura) conseqüente da redução do nível de restrição plástica. Por isso, a análise de integridade de estruturas que apresentam baixo nível de triaxialidade (trincas rasas) sempre contém uma margem de segurança intrínseca aplicada.

Figura 4.4 – (a) Comparação esquemática entre as potenciais diferenças de condições de fratura em diversas configurações geométricas, ilustrando o conceito de *transferência*; (b) Efeito do tamanho relativo de trinca (a/W) sobre as curvas R.

4.2.1 Restrição ao fluxo plástico na ponta da trinca

As normas de ensaios para a determinação do valor de tenacidade à fratura de materiais são elaboradas para fornecer condições de elevada restrição plástica na ponta da trinca, exatamente para resultar em valores conservativos de tenacidade (*lower bound*). Estruturas tubulares, entretanto, apresentam baixa restrição plástica porque são estruturas de paredes finas, que não favorecem o estabelecimento de estado plano de deformação. Além disso, tubos pressurizados são predominantemente submetidos a carregamentos resultantes apenas da tensão de membrana (consequência da pressão interna), o que também dificulta a formação de condições de alta triaxialidade. Neste sentido, os métodos semi-empíricos (Seção 4.1) têm a vantagem de considerar implicitamente o efeito de restrição plástica na ponta da trinca, já que foram desenvolvidos a partir de resultados de ensaios em escala real nos quais estes efeitos se manifestam diretamente. Da mesma maneira, naqueles métodos o aumento da tenacidade à fratura com o crescimento de trinca (fornecendo uma curva de resistência crescente) também está implicitamente considerado.

A dificuldade em se transferir resultados laboratoriais para configurações de estruturas reais pode ser facilmente visualizada através da Figura 4.5. Este gráfico apresenta qualitativamente o efeito de restrição plástica (*constraint*), quantificado pelo parâmetro Q , na variação da tenacidade à fratura de uma configuração geométrica específica. A curva principal (grossa) é o lugar geométrico dos valores de tenacidade determinados de forma analítica para diferentes configurações, e as linhas finas representam os valores de J ou $CTOD$ aplicados. Observa-se que valores de tenacidade à fratura obtidos em corpos-de-prova normalizados $C(T)$ ou $SE(B)$ são determinados em níveis elevados de restrição plástica, significativamente superiores ao nível de restrição plástica atuante em tubos contendo defeitos planares. Isso resulta em valores de tenacidade determinados em laboratório muito inferiores (*lower bound*) 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 $SE(T)$, resultando em estimativas mais realistas da tenacidade à fratura da estrutura. De fato, é possível

observar que para trincas rasas, em configurações SE(B) com $a/W = 0,30$, o nível de restrição é bastante inferior ao de corpos-de-prova padronizados, com profundidade de trinca da ordem de $0,5 < a/W < 0,7$. Dessa maneira, é fácil perceber que o comportamento à fratura de estruturas trincadas depende fortemente das condições de geometria e de carregamento [62,91]. Por isso a definição de um parâmetro de campo que considere estas variáveis e seja capaz de caracterizar a resistência à propagação da fratura dúctil ainda é uma questão aberta [92].

Figura 4.5 – Influência geométrica na tenacidade à fratura [93].

Para superar estas dificuldades a comunidade científica, a indústria e os órgãos reguladores de atividades nucleares de vários países investiram no desenvolvimento de métodos analíticos aproximados e de procedimentos de engenharia para a avaliação da integridade de estruturas [6]. A maior parte destes métodos baseia-se na Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE), como a norma BS:7910 (antiga PD-6493 da *British Standards Institution*) [94], o procedimento R6 do *Nuclear Fuels & Co* [95] (ambos do Reino Unido), além do código EPRI [96] (EUA). Destes, o procedimento R6 e o código EPRI empregam curvas-R somente para avaliar a carga

máxima que uma estrutura trincada eventualmente suportaria [97]. As simplificações adotadas nestes procedimentos tentam contornar a dificuldade de se transferir dados obtidos em ensaios padronizados de laboratório para as condições de geometria e carregamento reais de estruturas que suportam propagação estável de trinca [44,48,77,98], e propõe esta transferência através da utilização de fatores de segurança aplicados aos dados experimentais (limitados) obtidos nos ensaios de aço estruturais de baixa resistência mecânica.

4.3 Abordagem *fitness-for-purpose*

Atualmente, é consenso que a maior parte das estruturas soldadas contém defeitos, e que estes não necessariamente representam risco à sua integridade. Da mesma maneira, outros defeitos poderão ser introduzidos no material durante a operação (e envelhecimento) do equipamento ou estrutura. 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 *fitness-for-purpose* ⁽³⁾ FFP 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 BSI, a abordagem *fitness-for-purpose* considera que “uma estrutura contendo defeitos é adequada para o propósito para o qual foi projetada, desde que seja garantido que as condições para desencadear o processo de falha não sejam atingidas” [94].

A análise FFP de estruturas e equipamentos industriais apresenta um tremendo potencial econômico. A partir dela é possível definir, por exemplo, condições seguras de operação para estruturas que contém defeitos, ou até mesmo estender a vida útil de equipamentos. De outra forma, a análise FFP pode indicar que determinada estrutura é crítica e deve ser reparada (ou substituída), minimizando riscos de acidentes e vazamentos. Por causa disso, a tecnologia de avaliação de integridade e os métodos desenvolvidos para este fim têm sofrido um crescimento acelerado nos últimos 20 anos. Atualmente há uma série de procedimentos estabelecidos, motivados principalmente pela indústria nuclear ou de petróleo e gás.

(3) A abordagem de *fitness-for-purpose* (FFP) é também conhecida por *fitness-for-service* (FFS), *engineering critical analysis* (ECA) e *defect assessment*.

Os métodos mais abrangentes, e utilizados em todo o mundo, são a norma BS:7910 [94], do *British Standard Institution*, e os procedimentos R6 [95] e API 579 [75], elaborados, respectivamente pelo *Central Electricity Generating Board CEGB* (atual *Nuclear Fuels & Co.*) do Reino Unido, e pela *American Petroleum Institute* dos EUA.

As normas e procedimentos de avaliação não fazem distinção entre defeitos em dutos terrestres (*onshore*) ou submarinos (*offshore*). Na verdade, a maior parte dos estudos de avaliação de integridade está direcionada para defeitos em linhas terrestres, mas acredita-se que os mesmos critérios apliquem-se indistintamente para as duas configurações de equipamentos. Uma variável adicional que deve ser considerada em dutos submarinos, entretanto, é a pressão diferencial (diferença entre a pressão interna e a pressão externa), e deve ser incluída na previsão do comportamento da estrutura.

Recentemente, foi publicada uma coletânea de estudos sobre os diversos métodos de avaliação de integridade empregados no mundo, apresentando uma análise crítica dos procedimentos desenvolvidos e utilizados na China, Japão, França, EUA, Reino Unido e Comunidade Européia [99]. Entretanto, apesar da quantidade de opções e de material disponível, não há nenhum procedimento definitivo que englobe todas as técnicas de avaliação, ou compare cada método em relação aos dados disponíveis de ensaios ou às melhores práticas recomendadas para cada caso. Na verdade, há mesmo divergência nos resultados de avaliação obtidos por cada um destes métodos separadamente, já que eles apresentam diferenças sutis na formulação que empregam. Como não há um procedimento padrão, alguns setores industriais vêm historicamente utilizando métodos específicos. Segundo o TWI ⁽⁴⁾, o setor de geração de energia elétrica está mais inclinado à utilização do procedimento R6, o setor de petróleo e gás emprega mais freqüentemente a abordagem proposta pela BS:7910, e a indústria química utiliza o procedimento da norma API 579.

(4) TWI Seminar on Welded Structures Integrity, Dr. C. Wiesner, comunicação pessoal. Rio de Janeiro, 04/08/2003.

4.3.1 Procedimento R6 e a metodologia FAD

Em 1976, o *Central Electricity Generating Board (CEGB)* do Reino Unido publicou seu próprio método para a avaliação de integridade de estruturas, o chamado procedimento R6. Atualmente em sua terceira revisão, o procedimento R6 (rev.3) combina a avaliação de fratura frágil e fratura dúctil através de uma abordagem biparamétrica, com o emprego do diagrama de avaliação de falhas FAD (*Failure Analysis Diagram*). Este procedimento foi o primeiro documento a empregar esta metodologia no mundo. Através de um gráfico x-y definem-se regiões de condição de operação segura e insegura da estrutura, com modos de falha variando desde falha totalmente frágil (eixo-y), até colapso totalmente dúctil (eixo-x). O eixo vertical do diagrama representa a razão de tenacidade, K_r , como o quociente entre o fator de intensificação de tensões aplicado e a tenacidade à fratura do material, $K_r = K_I / K_{mat}$. O eixo horizontal representa a razão de cargas, L_r , como a razão entre a tensão aplicada e a tensão de referência (usualmente o limite de escoamento do material), $L_r = \sigma / \sigma_{ref}$. Desta forma, o colapso plástico da estrutura ocorre quando a tensão aplicada iguala-se à tensão de escoamento do material.

Na região de transição entre estes modos de falha, a curva FAD representa no diagrama o lugar geométrico onde se prevê a ocorrência de falha em modo misto, numa região de transição entre os dois mecanismos distintos de falha: a fratura frágil governada pela Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) e o colapso plástico governado pela carga limite [6]. No procedimento original R6 a curva de interpolação entre estes dois mecanismos é obtida através do modelo proposto por Dugdale (*strip yield model*). Este modelo propõe a solução para um problema em estado plano de tensões de uma trinca em uma chapa infinita com material elástico-perfeitamente plástico e sujeita à tração [7].

Considerando-se o efeito de plasticidade na ponta da trinca, é necessário definir um valor de intensificação de tensões efetivo, K_{ef} . A equação (4.4) introduz o conceito de um fator de intensificação de tensões efetivo, K_{ef} , em que a correção para considerar a plasticidade na ponta da trinca é representada pelo termo da raiz quadrada [6,7,97]:

$$K_{ef} = \sigma_y \sqrt{\pi a} \left[\frac{8}{\pi^2} \ln \sec \left(\frac{\pi}{2} \frac{\sigma}{\sigma_y} \right) \right]^{1/2} \quad (4.4)$$

e onde σ_y é a tensão limite de escoamento do material, a é a metade do comprimento linear de uma trinca passante em uma chapa infinita carregada em tração. Entretanto, para que o modelo seja capaz de descrever a falha de uma estrutura a medida que a tensão aplicada se aproxima da sua tensão de colapso, é necessário substituir-se a tensão de escoamento do material, σ_y , pela tensão de colapso, σ_c , da estrutura. Evidentemente, o colapso plástico em uma estrutura carregada sob tração ocorre quando a tensão aplicada na seção transversal remanescente atinge o valor da tensão de escoamento do material [6], de forma que a tensão de colapso σ_c depende tanto das propriedades de tração do material quanto do tamanho relativo de trinca. Finalmente, para a obtenção do diagrama FAD é necessário ainda normalizar o fator de intensificação de tensões efetivo K_{ef} pelo fator de intensificação de tensões elástico $K_I = \sigma \sqrt{\pi a}$, de forma a reescrever a Eq. (4.4) de maneira independente do tamanho de trinca a , e portanto de forma independente da geometria do defeito:

$$\frac{K_{ef}}{K_I} = \frac{\sigma_c}{\sigma} \left[\frac{8}{\pi^2} \ln \sec \left(\frac{\pi}{2} \frac{\sigma}{\sigma_c} \right) \right]^{1/2} \quad (4.5)$$

Trabalhando esta equação e tomando-se as equações de K_r e L_r obtém-se a equação do diagrama FAD que representa o lugar geométrico da curva que define os campos de operação segura e insegura da estrutura.

$$K_r = L_r \left[\frac{8}{\pi^2} \ln \sec \left(\frac{\pi}{2} L_r \right) \right]^{-(1/2)} \quad (4.6)$$

A Figura 4.6 apresenta o diagrama FAD proposto pelo procedimento R6, definindo regiões de operação segura da estrutura. Se o resultado da análise definir um ponto posicionado justamente sobre a curva do diagrama, é prática usual considerar-se a estrutura segura. Desta forma, o procedimento de avaliação consiste basicamente em se determinar as coordenadas do ponto (L_r, K_r) para a estrutura em

questão. Além da facilidade de utilização, outra vantagem para o emprego da abordagem FAD é que ela permite avaliar a situação atual da estrutura em relação ao *locus* de falha à medida que a tensão aplicada, ou o defeito presente na estrutura, vão aumentando. Esta é uma característica muito útil, porque permite estimar quão longe se está da situação de falha, e em que extensão a falha será dominada por um modo de fratura frágil ou de instabilidade plástica.

Figura 4.6 – Diagrama FAD, definindo regiões de operação segura da estrutura.

A simplicidade conceitual do diagrama FAD pode sugerir que seu emprego seja trivial. Entretanto, a etapa crítica na análise de integridade baseada em diagramas FAD é exatamente a determinação de valores de Kr e Lr . Cada procedimento apresenta sua formulação específica, e a determinação analítica de alguns parâmetros envolvidos nesta formulação não é trivial. Em última análise, a esta diferença de formulação analítica deve-se a variação nos resultados obtidos da análise de uma mesma situação-problema por diferentes procedimentos de avaliação.

4.3.2 Norma BS:7910 (antiga PD:6493)

Em 1968, Harrison & Burdekin [100] defendiam que, àquela época, já haveria informação suficiente para se elaborar um documento técnico capaz de considerar defeitos encontrados em soldas de acordo com a abordagem *fitness-for-purpose*. A partir do início dos anos 1970 a BSI iniciou as atividades de um comitê cujo objetivo era elaborar um procedimento técnico que permitisse avaliar imperfeições de solda, e substituísse os critérios arbitrários e empíricos de muitos códigos de projeto e de fabricação utilizados até então. A primeira edição do procedimento técnico PD:6493 foi lançada em 1980, e considerava a avaliação de defeitos em relação à ocorrência de fratura frágil e fadiga, baseada em valores de tenacidade expressos em parâmetros K_{IC} e CTOD. A falha por colapso plástico do ligamento remanescente de uma estrutura contendo defeito era tratada de forma bastante sucinta, e totalmente desacoplada do modo de falha por fratura frágil. Apesar destas limitações, a publicação da PD:6493 foi um marco porque, a partir dela, estabeleceu-se uma estrutura de avaliação técnica que facilita as relações entre fabricantes, construtores e agências de certificação, permitindo avaliar imperfeições estruturais durante a fabricação e operação do equipamento.

Em 1991 foi lançada a segunda edição do procedimento PD:6493. Neste documento foram incorporadas diversas alterações em relação à versão original, principalmente a metodologia FAD introduzida pelo procedimento R6 [101]. A vantagem desta nova edição da PD:6493 é que os dois modos de falha (frágil e dúctil) são tratados explicitamente de forma conjugada através da metodologia FAD.

Mais dez anos, e em 2001 o procedimento PD:6493 alcançou o status de norma técnica e foi publicado como norma BS:7910. Sua estrutura geral está organizada em função dos modos de falha de materiais, em seções referentes à fratura, à fadiga, aos danos por fluência e, finalmente, uma sessão geral referente a falhas por corrosão, flambagem, erosão e colapso plástico.

A seção de análise de fratura está subdividida em três níveis, separados em função da quantidade de informação envolvida e do grau de complexidade das análises. O primeiro nível de avaliação da BS7910 (*Simplified Assessment*) permanece inalterado em relação às versões anteriores da PD:6493, e é o nível de

análise mais conservativo. Este nível incorpora a metodologia FAD e apresenta um diagrama em função de Kr , razão entre o fator de intensificação de tensões aplicado e a tenacidade do material, e Sr , razão entre a tensão aplicada e a tensão de referência do material.

O nível 2 de análise (*Normal Assessment*) é utilizado quando se conhece os dados de tenacidade do material (K_{IC} , J_{IC} , δ_{mat}). Este nível apresenta duas vertentes (2A e 2B), dependendo de se ter disponível a curva tensão-deformação completa do material da estrutura. O nível 2B permite “aumentar” a área de região segura no diagrama FAD, porque considera o efeito de patamar de carga no escoamento descontínuo em aços-carbono estruturais e, conseqüentemente, assume maior ductilidade do material e maior deformação plástica anterior à falha (vide Figura 4.7). Para materiais com escoamento contínuo, que não apresentem patamar na região do limite de escoamento, a curva no diagrama FAD é semelhante aquela utilizada para a avaliação em nível 3.

O nível 3 de análise considera a instabilidade devida ao rasgamento dúctil e permanece inalterado desde a versão da PD:6493 de 1991, com vertentes 3A e 3B semelhantes ao nível 2, em virtude de se ter ou não a curva completa de tensão-deformação do material da estrutura. Este nível de análise é totalmente baseado em análises numéricas pelo método de elementos finitos, e fornece a avaliação menos conservadora.

Finalmente, a norma BS7910 incorpora 21 anexos, que incluem procedimentos para diversas etapas do processo de avaliação. Um destes procedimentos refere-se à categorização de trincas, que é uma etapa extremamente importante em procedimentos de *fitness-for-purpose* porque permite transformar uma configuração real de trincas, detectada fisicamente na estrutura, em uma configuração geométrica idealizada tratável analiticamente. A norma inglesa incorpora ainda anexos referentes a considerações sobre carregamentos multiaxiais, fatores de segurança nas análises, soluções analíticas para distribuição de tensões em corpos trincados, equações e ábacos para correlação entre tenacidade à fratura e energia de impacto Charpy para diversos materiais, entre outros.

Figura 4.7 – Diagrama FAD utilizado na BS:7910, incorporando a influência do escoamento descontínuo na ductilidade do material [94].

4.3.3 Norma API 579

O procedimento elaborado pela *American Petroleum Institute* API 579 é um documento estruturado, dividido em 11 sessões independentes dedicadas à avaliação de integridade de estruturas contendo defeitos, abordando aspectos relativos à fratura frágil, corrosão, distorções de soldagem, efeitos de altas temperaturas, e defeitos planares (tipo trinca) [102].

Em sua Seção 9, dedicada a defeitos planares, há três níveis de avaliação. Estes níveis não mantêm nenhuma relação com os níveis de avaliação da BS:7910. Em geral, cada um deles apresenta um balanço entre o grau de conservadorismo envolvido, a quantidade de informação necessária como dado de entrada (*input*) na análise, a capacitação do técnico na utilização do procedimento, e finalmente na complexidade da análise a ser realizada. O Nível 1 de avaliação é o mais conservador, e também o mais simples e fácil de ser empregado. Normalmente, inicia-se a avaliação a partir do Nível 1 e segue-se com refinamento subsequente até atingir o Nível 2 e, eventualmente, Nível 3.

Como o Nível 1 fornece um critério de avaliação conservativo, a favor da segurança, ele pode ser realizado com uma quantidade mínima de informações sobre o componente. Normalmente, utiliza-se apenas valores característicos (mínimos especificados) das propriedades mecânicas do material da estrutura. O Nível 2, entretanto, fornece uma avaliação mais detalhada, menos conservadora que a anterior e já incorpora em sua análise resultados laboratoriais obtidos com o próprio material extraído da estrutura. O Nível 3 fornece a avaliação menos conservadora e mais minuciosa, mas exige dados atualizados de inspeção e resultados laboratoriais do material da estrutura em questão, empregados em análises numéricas.

Semelhantemente a outros procedimentos estabelecidos de *fitness-for-purpose*, como a norma BS:7910 e o procedimento R6, o diagrama de avaliação de falhas FAD é a base da metodologia de avaliação no procedimento API 579. A razão de tenacidade é determinada através da Equação (4.7):

$$K_r = \frac{K_I^P + \Phi K_I^{SR}}{K_{mat}} \quad (4.7)$$

onde K_I^P é o fator de intensificação de tensões devido às cargas primárias atuantes, K_I^{SR} é o fator de intensificação de tensões devido às cargas secundárias e residuais, K_{mat} é o valor da tenacidade do material, e Φ é um fator de ajuste de plasticidade.

A definição de razão de carga no procedimento API 579 é idêntica àquela utilizada na norma BS:7910 e no procedimento R6, e emprega a razão entre a tensão aplicada σ e a tensão de referência σ_{ref} (usualmente o limite de escoamento do material), na forma

$$L_r = \frac{\sigma}{\sigma_{ref}} \quad (4.8)$$

Como mencionado anteriormente, apresentada desta forma a metodologia de análise é bastante simples. Entretanto, isto deixa de ser verdade quando se percebe que não é trivial a determinação dos termos destas equações. Esta tarefa irá envolver várias etapas de avaliação e cálculos, realizadas de acordo com os anexos do procedimento API. Por exemplo, o apêndice C fornece uma série de soluções

analíticas para a determinação do fator de intensificação de tensões K da estrutura, através da combinação de soluções analíticas em estruturas padrão. O apêndice F fornece um banco de dados de propriedades mecânicas e tenacidade de materiais, através de gráficos e ábacos. O apêndice D fornece soluções para a determinação da tensão de referência σ_{ref} para uma série de configurações geométricas de corpos contendo trincas. E o apêndice E fornece um compêndio da distribuição de tensões em várias geometrias de juntas soldadas. Finalmente, da mesma forma que a norma BS:7910, o procedimento API incorpora uma etapa de categorização de defeitos para reduzir a configuração real encontrada na estrutura a uma configuração-padrão simplificada, que facilite o tratamento analítico.

Vale ressaltar que a avaliação de integridade de determinada estrutura contendo defeitos deve ser realizada de acordo com um procedimento definido, e não com uma compilação ou mistura de procedimentos, uma vez que cada procedimento tem sua própria abordagem e seus próprios critérios de segurança e conservadorismo [62].

4.4 Novas metodologias para avaliação de integridade

Os procedimentos de avaliação de integridade apresentados até aqui propõem, na verdade, a extrapolação para o regime dúctil de um valor de tenacidade determinado em regime elástico, o que é bastante conservativo e pouco realista. Este grau de conservadorismo nas análises está associado às questões de restrição plástica e ao rasgamento dúctil peculiares a estruturas tubulares. Nenhum destes procedimentos contabiliza 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 do problema de propagação estável de trincas. Pode-se citar o emprego de curvas-R [68] para determinar a carga máxima que uma estrutura trincada suportaria, o emprego de parâmetros geométricos para caracterizar o ângulo crítico na ponta da trinca (CTOA) [103,104], e até mesmo o emprego de um parâmetro termodinâmico global [105]. Entretanto, nenhuma destas abordagens tem tido sucesso ao tentar descrever e *prever* de forma unívoca os efeitos da

variação de restrição plástica e rasgamento dúctil na resistência à propagação de trincas em estruturas.

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-X70 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 tubos instrumentados de aço API-X65 indicaram que estes tubos apresentam extensiva deformação plástica na região do defeito antes de falharem de forma catastrófica (fratura instável), com iniciação e crescimento estável da trinca [106].

Estes argumentos motivaram o desenvolvimento de metodologias mais adequadas ao 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 próprios do modo de fratura dúctil é um fator fundamental para se transferir corretamente o comportamento de propagação de trincas obtido em ensaios de laboratório para uma estrutura tubular real, operando sob condições diversas de carregamento. Nesse sentido, a abordagem local da fratura tem-se apresentado como uma alternativa viável capaz de lidar com os efeitos de carga e geometria na resistência à fratura de estruturas. Esta abordagem será descrita em maior detalhe no Capítulo 6.

5. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL DE ENSAIOS

Este capítulo descreve as atividades de laboratório para a caracterização microestrutural e mecânica, bem como os ensaios conduzidos para a determinação das curvas de resistência J - Δa (curvas R) do material. A seção 5.1 descreve o procedimento experimental empregado em cada um dos ensaios realizados. A seção 5.2 relaciona e discute os resultados obtidos na seção anterior. Os resultados experimentais serão utilizados para a modelagem numérica apresentada no Capítulo 6.

5.1 Ensaios de laboratório

O material utilizado neste estudo é um aço microligado API-X70 de fabricação USIMINAS, obtido por laminação controlada na faixa de temperatura de 690°-700°C ⁽¹⁾, e fornecido em chapas de espessuras variadas. Este material é utilizado na produção de tubos pelo processo de fabricação U-O-E.

Inicialmente, foi necessário definir a condição de extração das amostras para ensaio. Os corpos-de-prova (CPs) poderiam ser extraídos (a) da chapa inicial laminada, (b) da parede do tubo já conformado, ou ainda (c) extraídos da parede do tubo endireitada e aplainada (*flattening*). Em cada uma destas três condições a estrutura metalúrgica do material, resultado de rotas distintas de processamento e conformação mecânica a frio, será diferente. É evidente também que corpos-de-prova que melhor representam o material de um tubo em operação são aqueles retirados da própria parede conformada. Nesta condição o material está mais encruado que na chapa inicial, e ainda não apresenta o endurecimento adicional obtido com a deformação plástica durante o endireitamento. Contudo, a extração e a usinagem de corpos-de-prova da parede conformada do tubo é bastante complicada. Devido ao raio de curvatura da parede do tubo, por exemplo, nos corpos-de-prova C(T) a espessura na região dos furos seria menor que a espessura do CP no plano de propagação da trinca, dificultando o processo de usinagem e a realização dos ensaios; também não seria possível extrair corpos-de-prova espessos para ensaios de tração na

⁽¹⁾ Informação fornecida pela USIMINAS, através de e-mail datado de 08/12/99.

direção transversal do tubo; e não seria possível ainda obter corpos-de-prova C(T) transversais. Como o objetivo principal deste trabalho não é especificamente a caracterização do material do tubo em sua condição de operação, a escolha entre a utilização do material na condição laminada ou de um corte do tubo conformado não foi considerada relevante ^(2,3). Finalmente, decidiu-se pela retirada de amostras a partir da chapa laminada por ser um procedimento mais prático e econômico.

De uma chapa laminada de dimensões 31,75 x 2.465,00 x 12.350,00 mm foram extraídos corpos-de-prova (CP) para a realização de ensaios mecânicos nas posições apresentadas esquematicamente na Figura 5.1. Corpos-de-prova de tração foram extraídos à meia-largura da chapa (posições 1 e 2), bem como as séries de corpos-de-prova compactos C(T) com orientação TL (posição 3) e LT (posição 4). Corpos-de-prova para ensaio de impacto Charpy foram extraídos a 1/4 da largura da chapa (posição 5). A Tabela 5.1 apresenta a matriz de ensaios cumprida, identifica os CPs e relaciona-os às várias condições de ensaio realizadas.

Os ensaios mecânicos e metalográficos foram realizados nos laboratórios do Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo S.A. - IPT. Todas as máquinas de ensaios mecânicos, extensômetros e *clip-gauges* utilizados são calibrados periodicamente pelo Laboratório de Metrologia do Instituto, que pertence à RBC (Rede Brasileira de Calibração) do INMETRO.

⁽²⁾ Prof. R.H. Dodds, *University of Illinois*, EUA, comunicação pessoal via e-mail.

⁽³⁾ Prof. M. Toyoda, *University of Osaka*, Japão, comunicação pessoal via e-mail.

Figura 5.1 - Esquema da posição de extração dos corpos-de-prova (CP) na chapa laminada: CPs de tração longitudinais (1) e transversais (2), CPs para ensaio de curva-R orientação TL (3) e LT (4), CPs para ensaio Charpy (5).

Tabela 5.1 - Matriz de ensaios realizada.

Descrição	Objetivo	CP #
Ensaio de tração em CP-chapa	Enquadrar o material nas classes API	L1,L2,L3
Ensaio de tração em CP- chapa	Estimar o grau de anisotropia na chapa	T1, T2, T3
Ensaio de tração CP cilíndrico	Determinar curva tensão-deformação do material	TR1 e TR2
Ensaio Charpy	Determinar a curva de transição frágil-dúctil	1 a 27
Ensaio de curva J- Δa	Estabelecer parâmetros de ensaio; Determinar curva R orientação LT ($a/W=0,65$).	LT01- LT03
Ensaio de curva J- Δa	Determinar curva R orientação TL ($a/W=0,65$)	TL01-TL05

5.1.1 Caracterização metalúrgica do aço API-X70

O material da chapa foi preparado em amostras de baquelite para o exame da microestrutura do material. Foram obtidas amostras metalográficas nos planos de corte longitudinal, transversal e ao longo da espessura da chapa. As amostras foram preparadas em sequência de lixas #120, #320, #600 e #1000, polidas em pastas de diamante de 3,0 e 1,0 μm , e finalmente atacadas com solução Nital 2%. A observação da microestrutura do material foi feita em microscópio óptico Karl Zeiss/Jena, modelo Neophot 32. Estas mesmas amostras foram examinadas ao microscópio sem ataque, de forma a revelar as inclusões presentes no aço. As inclusões foram classificadas de acordo com a norma ASTM E45 [107].

A observação da superfície de fratura foi realizada em microscópio ótico Bausch&Lomb, modelo Balpan. Adicionalmente, foi utilizado MEV (microscópio eletrônico de varredura) JEOL JSM-5200 equipado com detector de elétrons secundários de Si/Li, e detector de elétrons retro-espalhados.

5.1.2 Determinação das propriedades mecânicas de tração do aço X70

A norma API-5L define valores mínimos de resistência mecânica em tração para os vários graus de aços, de X42 a X80. Estes valores devem ser obtidos em corpos-de-prova retirados paralelamente à direção de laminação, com espessura e acabamento superficial mantidos iguais aos da chapa original. Com o objetivo de verificar a adequação do material às exigências da API, e determinar a curva tensão vs. deformação do material, foram realizados ensaios de tração em duas configurações diferentes de corpos-de-prova (CPs). A primeira configuração contém corpos-de-prova de espessura inicial igual à espessura da chapa laminada (CP-chapa). Corpos-de-prova cilíndricos reduzidos (CP- $\emptyset$) foram utilizados na determinação da curva tensão vs. deformação, constituindo a segunda configuração.

Em cada uma das direções longitudinal e transversal foram extraídos três CP-chapa (vide Figura 5.1, posições 1 e 2), identificados respectivamente por L1, L2, L3 e T1, T2, T3 com comprimento 350,0 mm e seção transversal retangular de 1250 mm². As propriedades mecânicas determinadas nos ensaios de CP-chapa longitudinais serão utilizadas, juntamente com o resultado da análise química do

material, para enquadrar o material em uma das classes de aço API. Os ensaios de tração em CP-chapa transversais foram realizados para estimar o grau de anisotropia da chapa, já que seus resultados não servem como parâmetro na especificação da norma API [40]. Estes ensaios foram realizados seguindo-se as recomendações da norma NBR ISO: 6892 [108], em uma máquina hidráulica de 100t capaz de tracioná-los até sua ruptura na temperatura ambiente. Não foram determinadas as curvas tensão-deformação para estes corpos-de-prova.

Da região não-deformada da cabeça do CP-chapa T1 foram extraídos dois CPs cilíndricos de diâmetro nominal 9 mm e comprimento útil 32mm, identificados como TR1 e TR2. Estes CPs foram utilizados para a determinação da curva tensão-deformação em ensaios de tração com extensometria, e suas dimensões e os procedimentos de ensaio adotados seguiram as exigências da norma ASTM E8M [109]. Os testes foram realizados à temperatura ambiente, numa máquina eletromecânica MTS/Sintech 30D utilizando extensômetro axial MTS modelo 632.03C-30, ambos controlados através do software MTS-TestWorks 3.02. A velocidade inicial de ensaio foi fixada em 0,2 mm/min, e alterada, após 1,5% de deformação e a determinação da tensão limite de escoamento, para 2 mm/min. Após a fratura, foram realizadas medições para a determinação de alongamento e redução de área do material ensaiado. Finalmente, as curvas experimentais determinadas com os corpos-de-prova TR1 e TR2 foram utilizadas como propriedades do material API X70 na etapa de modelagem numérica.

5.1.3 Determinação da curva de transição frágil-dúctil

A Figura 5.2 apresenta a nomenclatura adotada pela ASTM para identificar as posições de extração de corpos-de-prova com entalhe em uma chapa laminada [110]. Para a determinação da curva de transição frágil-dúctil do material, um conjunto de 27 CPs entalhados para ensaios de impacto Charpy foi extraído da chapa na configuração TL (vide Figura 5.1, posição 5). Estes CPs foram usinados com dimensões nominais 10x10x55mm e ensaiados seguindo as recomendações da norma ASTM E23 [111], num martelo Tinius-Olsen com capacidade para 360 J. Temperaturas nominais de ensaio foram 20°C, 0°C, -20°C, -40°C, -60°C, -80°C, -95°C

e -100°C , escolhidas numa escala decrescente a partir da temperatura ambiente, de modo a registrar o decaimento da energia absorvida na fratura desde seu patamar superior (*upper shelf*) até o patamar inferior (*lower shelf*).

Para atingir a temperatura de ensaio os corpos-de-prova foram imersos em banhos criogênicos de etanol e nitrogênio líquido, estabilizados em $\pm 2^{\circ}\text{C}$ em torno da temperatura nominal desejada, e nele mantidos por aproximadamente 15 minutos. Após este período, o corpo-de-prova era posicionado na máquina de ensaios e o martelo liberado em menos de 5 segundos. Para não haver aquecimento durante manuseio, o posicionamento do CP no martelo era feito com pinças, cujas extremidades também tinham sido previamente mantidas imersas no banho na temperatura de ensaio. Finalmente, foram testados pelo menos 3 CPs para cada temperatura, exceto a -100°C em que apenas 2 corpos-de-prova foram ensaiados.

Figura 5.2 - Nomenclatura ASTM adotada em corpos-de-prova entalhados extraídos de chapa laminada [110].

5.1.4 Determinação de curvas de resistência $J-\Delta a$ (curvas R)

Em cada uma das direções longitudinal e transversal da chapa foram extraídos corpos-de-prova compactos C(T) para a determinação das curvas $J-\Delta a$ (curvas R), o que resultou em CPs de orientação TL e LT (vide Figura 5.1, posições 3 e 4 e Figura 5.2). Estes CPs foram identificados como TL01 a TL05 e LT01 a LT03. Devido à limitação dimensional, não foi possível extrair corpos-de-prova na direção da espessura da chapa (orientação SL). A escolha pela configuração de corpos-de-prova C(T) foi motivada pela disponibilidade de ferramental de ensaio no laboratório de Mecânica da Fratura do IPT. Os corpos-de-prova foram usinados com espessura 1T ($B = 25\text{mm}$) e entalhe tal que fornecesse a relação entre o comprimento de trinca, a , e a largura do corpo de prova, W , após o desenvolvimento da pré-trinca igual a $a/W = 0,65$. A Figura 5.3 apresenta um croqui dos corpos-de-prova C(T) ensaiados, cujas dimensões estão de acordo com os requisitos da norma ASTM E1820 [112].

Figura 5.3 - Croqui dos corpos-de-prova C(T) com $a/W=0,65$ utilizados para a determinação de curvas $J-\Delta a$.

Os corpos-de-prova de orientação TL e LT foram pré-trincados por fadiga até atingirem um tamanho de trinca que satisfizesse a relação a/W desejada. Os parâmetros utilizados no carregamento em fadiga seguiram as exigências da norma ASTM E1820 [112] e as recomendações de Joyce [113], com razão entre cargas mínima e máxima, R , mantida em $R = 0,1$, e carga máxima aplicada na metade final da extensão da trinca tal que $K/E < 0,00016 \text{ m}^{1/2}$. De acordo com a norma ASTM E1820, itens A2.3 e item 7.4.5, “o valor inicial da carga máxima de fadiga deve ser menor que P_f ”, determinada de acordo com a relação:

$$P_f = \frac{0,4Bb_0^2 \sigma_y}{(2W + a_0)} \quad (5.1)$$

onde B é a espessura, b_0 é o ligamento remanescente e W o comprimento do CP; a_0 é o comprimento inicial da pré-trinca, e σ_y é a tensão de escoamento do material. A Tabela 5.2 apresenta as condições de abertura da pré-trinca: carregamento aplicado, número total de ciclos de fadiga realizado, comprimento final de trinca e seu fator de forma (razão entre as medidas de comprimento de trinca em ambas as faces do CP), e relação a/W real atingida.

Tabela 5.2 - Parâmetros de abertura de pré-trinca em corpos-de-prova C(T).

Orientação	CP#	Carga máxima (kN)	Número de ciclos	Tamanho de trinca a (mm)	Fator de forma da trinca	a/W
TL	TL01	15	86.000	32,1	0,997	0,641
	TL02	15	63.000	32,6	0,998	0,651
	TL03	20	39.230	33,7	0,934	0,674
LT	LT01	8,5	160.000	32,5	0,934	0,649
	LT02	15	22.311	32,5	0,908	0,643
	LT03	15	54.000	32,9	0,987	0,659

Em seguida, os entalhes laterais (*side-grooves*) foram usinados até uma profundidade de $0,1B$, resultando em uma espessura final no ligamento do CP de

aproximadamente 20mm ao longo do plano de propagação da trinca. A seguir, os ensaios foram realizados seguindo os requisitos da norma ASTM E1820 [112], em temperatura ambiente e utilizando a técnica de corpo-de-prova único (*single specimen technique*) através do método de flexibilidade no descarregamento (*unloading compliance*). Utilizou-se uma máquina servo-hidráulica MTS- Sistema 810, com célula de carga MTS operando na faixa de trabalho de 50kN. O monitoramento do ensaio foi feito através de um controlador eletrônico MTS 458.20, acoplado a um microcomputador PC carregado com a interface e o software MTS-Testlink759. Os parâmetros utilizados no ensaio foram, seguindo as recomendações de Joyce [113], incremento de COD de 0,25 mm; taxa de incremento do COD igual a 0,2 mm/s; percentagem de descarregamento em cada passo de 15%; 2 etapas de descarregamento em cada passo; intervalo para propagação da trinca de 3 segundos em cada passo. O deslocamento na linha de aplicação de carga causado pela propagação da trinca (LLD: *load line displacement*) foi monitorado com um extensômetro adequado (*clip-gauge*), apoiado em lâminas metálicas coladas ao corpo-de-prova.

Finalmente, as curvas de carga vs. deslocamento foram convertidas em curvas R, seguindo os critérios de validação da norma ASTM [112] em relação às dimensões dos corpos-de-prova, aos parâmetros utilizados em ensaio, e às medidas de tamanho de trinca. Esta conversão foi feita com o auxílio do software de ensaio MTS-Testlink759.

5.2 Resultados de ensaios de laboratório

Esta seção apresenta os resultados experimentais obtidos nos ensaios de laboratório, realizados segundo o procedimento experimental descrito nas seções 5.1.1 a 5.1.4.

5.2.1 Resultados da caracterização metalúrgica do aço API-X70

A Tabela 5.3 apresenta a composição química do material utilizado, transcrita do certificado de qualidade USIMINAS [114], e os valores máximos permitidos pela especificação API [40]. Observa-se que a composição química do material atende às classes de aços API X65 e X70. É possível observar também a adição de elementos de liga (Al, Nb, V, Ti, Cr, Ni, Mo) além daqueles exigidos pela API. Esta adição é feita para que se obtenha um refinamento do grão metalúrgico durante o processamento do material, resultando em boas propriedades de tenacidade e resistência mecânica [48]. A presença de partículas de segunda fase durante as etapas de laminação aumenta a densidade de defeitos no interior do material, e auxilia na obtenção de uma matriz de grãos finos e/ou altamente deformados de austenita durante a deformação a quente, permitindo obter uma microestrutura refinada de grãos de ferrita no resfriamento subsequente. Adicionalmente, os resultados da análise química também indicam que o material da chapa apresenta valores de fósforo e enxofre (elementos formadores de inclusões não-metálicas maiores, tipo MnS) bem abaixo dos valores máximos definidos pela API, e estão de acordo com Knott [44] e Feldmann [115], que sugerem que os teores destes elementos devem mesmo ser mantidos os menores possíveis em aços para tubulações.

Tabela 5.3 - Composição química do aço API-X70 (%at).

Elementos	Material USIMINAS	Especificação API X65	Especificação API X70
C	0,10	0,26 max	0,24 max
Si	0,17	-	-
Mn	0,56	1,40 max	1,65 max
P	0,021	0,04 max	0,025 max
Al	0,021	-	-
Cu	0,002	-	-
S	0,003	0,05 max	0,015 max
Nb	0,052	-	-
V	0,028	0,02 min	-
Ti	0,013	-	-
Cr	0,12	-	-
Ni	0,20	-	-
Mo	0,13	-	-
N (ppm)	0,63	-	-

Uma visão tridimensional da microestrutura do material (vide Figura 5.4(a)) revela grãos equiaxiais de ferrita e colônias de perlita, e uma microestrutura bandada. Observa-se estrutura alinhada nas direções transversal e longitudinal, com morfologia de grãos praticamente semelhante. Esta semelhança sugere etapas de laminação a quente em ambas as direções (laminação cruzada ou *cross-rolling*) durante o processamento da chapa. De fato, o fabricante confirmou que uma etapa de laminação transversal é realizada durante o processamento para minimizar o grau de anisotropia nas propriedades mecânicas finais do produto. A observação da superfície polida e sem ataque do metal revelou um nível bastante baixo de inclusões, classificadas como óxidos globulares nível 2, segundo a norma ASTM

E45 [107]. Estas inclusões caracterizam-se por pequenas partículas circulares dispersas aleatoriamente na matriz, como pode ser observado na Figura 5.4(b).

Figura 5.4 - Exame micrográfico do aço API-X70. Visão 3D da micro-estrutura do material. Ataque: Nital 2%. Aumento: 100X. b) Inclusões globulares. Sem ataque. Aumento: 100X. Direção de laminação: L.

5.2.2 Resultados de ensaios mecânicos de tração

Os CP-chapa ensaiados estão apresentados na Figura 5.5, onde se observa a posição de extração dos CPs cilíndricos reduzidos (cabeça não-deformada de T1). Para a classe de aços X70 os valores mínimos de tensão limite de escoamento (LE) e tensão limite de resistência à tração (LR) exigidos pela norma API são, respectivamente, $LE = 482 \text{ MPa}$ (70.000 psi) e $LR = 565 \text{ MPa}$ (82.000 psi). Para aços X65 estes valores são, respectivamente, $LE = 448 \text{ MPa}$ (65.000 psi) e $LR = 552 \text{ MPa}$ (80.000 psi). A Tabela 5.4 apresenta os resultados obtidos nos ensaios de tração em ambas as configurações de corpos-de-prova, e as curvas tensão-deformação obtidas com CPs cilíndricos reduzidos estão mostradas na Figura 5.6.

Figura 5.5 - Corpos-de-prova CP-chapa transversais e longitudinais (T1 a T3 e L1 a L3). A fratura ocorreu sempre nos 2/4 centrais dos CPs. Note-se a posição de extração dos CPs cilíndricos reduzidos.

Tabela 5.4 – Resultados obtidos no ensaio de tração do aço X70 (25°C).

Configuração	Direção	CP#	LE(MPa)	LR(MPa)	Along(%)
CP-chapa	Transversal	T01	496 ±1	620 ±2	46 ±1
		T02	504 ±1	621 ±2	46 ±1
		T03	508 ±1	621 ±2	45 ±1
		Média	503 ±1	621 ±2	46 ±1
	Longitudinal	L01	483 ±1	579 ±2	49 ±1
		L02	486 ±1	603 ±2	51 ±1
		L03	488 ±1	604 ±2	49 ±1
		Média	486 ±1	595 ±2	50 ±1
CP-Ø	Transversal	TR01	465 ±1	583 ±2	26,4
		TR02	482 ±1	598 ±2	27,0
		Média	474 ±1	590 ±2	26,5

Figura 5.6 - Curvas tensão-deformação de CPs cilíndricos aço X70 (25°C).

Estes resultados indicam que o material ensaiado apresenta resistência mecânica dentro da faixa de valores especificada para a classe de aço X70. CPs-chapa transversais apresentaram resultados mecânicos pouco superiores aos de CPs longitudinais, e isto pode ser consequência das etapas de laminação cruzada durante o processamento. De fato, a razão entre o limite de escoamento nas direções longitudinal e transversal é da ordem de 95%, o que garante um grau de anisotropia no material bastante baixo. Adicionalmente, nota-se que os resultados de LR e LE obtidos com os corpos-de-prova cilíndricos reduzidos apresentam pequena dispersão entre si e estão de acordo com os resultados obtidos para os CP-chapa. Outras propriedades mecânicas deste material são: módulo de elasticidade $E=207\text{GPa}$ e coeficiente de Poisson $\nu=0,3$. Finalmente, a partir dos resultados obtidos na análise química do material e nos ensaios de tração em corpos-de-prova CP-chapa é possível concluir que o material ensaiado atende às exigências de classificação de aços API X70, nível PSL2.

5.2.3 Resultados da curva de transição frágil-dúctil

Os resultados obtidos nos ensaios de impacto Charpy estão apresentados na Figura 5.7 e na Tabela 5.5. Os resultados dos CPs #7 e #9 não foram considerados, porque houve movimentação das amostras durante a realização do ensaio. O material apresenta o fenômeno de transição frágil-dúctil, típica em aços ferríticos, absorvendo mais energia para fratura a medida em que a temperatura de ensaio aumenta. A 20°C o material apresenta modo de falha totalmente dúctil, com aspecto fibroso e extensiva deformação plástica na região do entalhe. Os pontos A, B, C e D assinalados no gráfico correspondem às fractografias apresentadas na Figura 5.8. É possível observar a variação do modo de falha, desde comportamento totalmente dúctil com formação de alvéolos alongados (Fig. 5.8(a)) no ensaio a 0°C, até a falha em modo frágil com aspecto de clivagem no ensaio a -100°C (Fig.5.8(d)). Finalmente, efeitos estatísticos da transição frágil-dúctil não foram considerados nos resultados de mecânica da fratura obtidos à temperatura ambiente (25-28°C), uma vez que nestas condições o material apresentou modo de falha totalmente dúctil.

Figura 5.7 – Curva de transição frágil-dúctil para o aço API-X70.

Tabela 5.5 – Resultados dos ensaios de impacto Charpy CVN em açoX70.

Temperatura de ensaio (°C)	CP #	Dimensões (mm)				Energia Absorvida	
		Largura	Altura	Comprim.	Ligamento	(kg.m)	(J)
20	4	10,00	10,00	54,30	-	24,0	235
20	5	10,00	10,00	54,30	-	24,3	238
20	6	10,00	10,01	54,26	-	23,7	232
0	1	10,00	10,00	54,34	-	22,0	216
0	2	10,00	10,00	54,30	-	23,6	231
0	3	9,99	10,00	54,32	-	23,0	225
-20	13	10,00	10,00	54,32	-	23,2	227
-20	14	10,00	10,00	54,32	-	20,6	202
-20	19	10,02	10,03	55,00	8,04	21,8	214
-20	20	10,03	10,03	55,00	7,97	18,4	180
-40	11	9,98	10,00	54,28	-	18,6	182
-40	12	10,00	10,00	54,32	-	20,4	200
-40	17	9,99	10,00	55,00	7,98	24,0	235
-40	18	10,03	10,03	55,00	7,98	23,4	229
-60	15	10,00	10,00	54,34	-	13,8	135
-60	16	10,00	10,00	54,36	-	17,8	174
-60	21	10,03	10,03	55,00	7,98	23,4	229
-60	22	10,03	10,02	55,00	7,98	15,2	149
-80	23	9,99	9,98	55,00	7,97	2,5	25
-80	24	9,99	9,99	55,00	7,98	13,2	129
-80	25	9,99	9,99	55,00	7,98	13,0	127
-95	7	10,00	10,00	54,30	-	-	46
-95	8	10,00	10,00	54,36	-	1,0	10
-95	9	10,00	10,00	54,26	-	-	29
-95	10	10,00	10,00	54,30	-	1,2	12
-100	26	9,99	9,98	55,00	7,97	1,5	15
-100	27	9,99	10,00	55,00	7,97	-	-

a)

b)

Figura 5.8 – Fractografia de corpos-de-prova de impacto Charpy. Aumento: 350X. Temperaturas de ensaio: a) 0°C, b) -20°C, c) -60°C, d) -100°C. Observa-se variação do modo de falha dúctil, com formação de alvéolos alongados e intensa deformação plástica (a) até modo de falha frágil, com formação de facetas de clivagem (d).

5.2.4 Resultados de curvas de resistência $J-\Delta a$ (curvas R)

A Figura 5.9 apresenta as curvas de carga vs. deslocamento obtidas experimentalmente para os corpos-de-prova TL01 e TL02. Por motivo de clareza, e por apresentarem tendência semelhante, as demais curvas não foram representadas. À medida que a trinca avança, é possível observar o decaimento da carga necessária para manter a propagação do defeito. Isto comprova a necessidade de se realizar ensaio e simulação numérica aplicando-se deslocamentos incrementais ao CP (controle de deslocamento). De fato, a partir do ponto de carga máxima ($\sim 25\text{kN}$), qualquer aumento discreto de carga aplicada causaria a fratura do corpo-de-prova. Adicionalmente, em todas as curvas carga-deslocamento obtidas pode-se observar a presença de "degraus". Para o corpo-de-prova TL01 eles ocorrem nas regiões de LLD igual a 3mm e 6mm, com queda repentina da tensão. No CP TL02, este degrau ocorre apenas para LLD de 2 mm. Estes degraus indicam o instante, durante o ensaio, em que as delaminações ocorreram no interior do CP, e também foram relatadas por Silva no registro gráfico de carga $P \times \text{LLD}$ [60].

Figura 5.9- Curvas carga-deslocamento para TL01 e TL02.

As curvas de resistência $J-\Delta a$ (curvas R) obtidas em corpos-de-prova C(T) com relação $a/W=0,65$ estão apresentadas na Figura 5.10. Foram obtidas curvas R apenas para os corpos-de-prova com orientação TL. Corpos-de-prova de orientação LT foram utilizados no processo de calibração do equipamento e ajuste do procedimento de ensaio, e seus resultados não foram considerados. É interessante notar que o comportamento das curvas é bastante semelhante, e apresenta a mesma tendência de crescimento. Neste trabalho, como as curvas de resistência são utilizadas para descrever o comportamento mecânico do material durante o rasgamento dúctil, toda a extensão de propagação estável de trinca foi considerada, e não apenas o trecho de curva dentro dos limites de validade da norma ASTM. A ASTM define que os pontos experimentais válidos para a curva de resistência devem estar contidos dentro do espaço geométrico definido pelas retas de $J_{max} = \sigma_y b_0 / 20$ e $\Delta a_{max} = 0,25b_0$, de maneira a assegurar o crescimento de trinca J-controlado [112].

Figura 5.10 -Curvas R determinadas para o aço API X-70 em corpos-de-prova C(T) com relação $a/W=0,65$ e orientação TL.

O valor médio de J_{IC} determinado na orientação TL (segundo a norma ASTM E1820 [112]) é de 440 kJ/m². Quando comparada à curva experimental obtida nos ensaios de tração, observa-se uma dispersão significativa de resultados entre os corpos-de-prova ensaiados. Para um mesmo valor de extensão de trinca Δa , a variação nos valores de J determinados para cada um dos corpos-de-prova é da ordem de 150 kJ/m² na porção da curva de crescimento estável da trinca (rasgamento). A dispersão destes resultados pode ser entendida como consequência de duas fontes de erro [56-60,113].

A primeira delas está relacionada à própria característica da técnica de *unloading compliance* utilizada no ensaio. Esta técnica exige uma montagem muito precisa, principalmente no contato entre o pino da garra e o furo de fixação do espécime. Este contato permite a rotação do corpo-de-prova durante o descarregamento elástico para efetuar a medição do comprimento de trinca, e qualquer rugosidade ou micro-deformação plástica aí posicionada pode prejudicar a rotação do pino, e, conseqüentemente, a quantificação da extensão da trinca [116,117,118]. Segundo Joyce [113], a ocorrência de um “cotovelo” (*crack backup*) no início da curva é indicativo deste fenômeno. A ocorrência desse cotovelo foi observada nos corpos-de-prova TL02 e TL05.

A segunda fonte de erro possível é a ocorrência de delaminações. Como discutido anteriormente, a triaxialidade de tensões na ponta da trinca determina, em última análise, a resposta da tenacidade à fratura do material. Desta forma, baixos níveis de triaxialidade de tensões na ponta da trinca resultam em valores superiores de tenacidade. Evidentemente, quanto mais delaminações forem criadas durante a propagação da trinca, a espessura efetiva da amostra é reduzida e a tensão perpendicular à direção de propagação σ_z reduz-se a zero em cada delaminação (vide Figura 3.4). Assim, tudo se passa como se o corpo-de-prova fosse uma série de placas finas paralelas, ao invés de uma peça espessa em estado plano de deformação. Dependendo do número de planos mais fracos, propícios para a ocorrência de delaminações, mais finas se tornam as espessuras das camadas de material entre-cavidades, e maior a tendência de resposta do material em estado plano de tensões e maior a tendência de dispersão de resultados.

O exame microfractográfico da superfície de fratura em corpos-de-prova de mecânica da fratura revelou aspecto totalmente dúctil, com extensiva formação de alvéolos (*dimples*) em todas as amostras analisadas (vide Figura 5.11), comprovando a falha do material através de rasgamento dúctil. Adicionalmente, nota-se que o material apresenta ductilidade significativa, uma vez que a morfologia de alvéolos é bem definida, com extensiva deformação plástica. Alvéolos profundos, de geometria semi-esférica (típica de carregamento em tração), alguns deles ainda contendo partículas de segunda fase (carbonetos ou inclusões) retidos em seu interior foram observados na superfície de fratura e são indícios característicos de deformação plástica em aço com ductilidade significativa (vide Figura 5.12).

O exame das superfícies de fratura de corpos-de-prova Charpy e corpos-de-prova de tenacidade à fratura revelou a ocorrência de cavidades causadas por delaminação (*splits*) em corpos-de-prova de orientações TL e LT. A Figura 5.13 apresenta a superfície de fratura do corpo-de-prova C(T) TL01, onde foi possível observar cavidades típicas de delaminação em tamanhos variados, correndo paralelamente ao longo do plano de propagação da trinca e resultando em uma frente de trinca bastante irregular. Como mencionado no Capítulo 3, a ocorrência de delaminações durante a propagação de trinca em aços obtidos por laminação controlada deve-se às tensões perpendiculares ao plano da fratura durante o carregamento do material [54-56]. Estes materiais freqüentemente exibem textura cristalográfica acentuada (planos cristalográficos em direções definidas do material), fazendo com que os planos de clivagem alinhem-se. Eventualmente, uma tensão transversal aplicada ao plano da trinca supera um valor crítico, gerando uma região localizada de fratura frágil.

Figura 5.11 – Aspecto da superfície de fratura em corpo-de-prova LT01 (a) e LT02 (b). Aspecto típico observado em todos os corpos-de-prova de tração. Aumento: 200X.

Figura 5.12 – Detalhe da fractografia anterior. Fratura dúctil com formação de alvéolos nucleados por inclusões. Aspecto típico observado em todos os corpos-de-prova de tração. Aumento: a) 1000X, b) 2000X.

Figura 5.13 -Delaminações típicas observadas em corpo-de-prova de orientação TL.

A observação fractográfica por microscopia eletrônica (MEV) revelou que cada delaminação individualmente falha por clivagem, como observado na Figura 5.14. Observa-se aspecto frágil, com morfologia de modo de falha por clivagem nas paredes laterais da cavidade delaminada. A ocorrência destas delaminações dificulta a determinação experimental de valores de J_{IC} (e conseqüentemente de curvas de resistência $J-\Delta a$), porque a decoesão de interfaces posicionadas perpendicularmente à direção de propagação da trinca diminui a espessura efetiva do corpo-de-prova, induzindo condições de estado plano de tensões no seio do CP [54,55]. Adicionalmente, a ocorrência de delaminações no interior dos CPs altera a resposta mecânica do material, uma vez que modifica o estado de tensões local na ponta da trinca [58]. O sistema de delaminações resultante em cada um dos corpos-de-prova foi diverso: alguns espécimes apresentaram delaminações centrais grandes e profundas, enquanto outros apresentaram sistema de delaminações múltiplas e rasas.

Finalmente, os exames metalográficos realizados em cortes perpendiculares ao plano de propagação da trinca estão apresentados na Figura 5.15. O objetivo foi

avaliar se a hipótese inicial adotada no modelo numérico, de que o processo de dano do material está confinado no volume de material à frente da trinca, está correta. Foram feitos cortes nas posições $\frac{1}{4}$, $\frac{1}{2}$, $\frac{3}{4}$ da espessura do CP, e os planos perpendiculares ao plano de propagação foram preparados metalograficamente para observação em microscópio ótico. As superfícies observadas nos planos $\frac{1}{2}$ e $\frac{3}{4}$ estão apresentadas na Figura 5.16 (por simetria, o plano $\frac{1}{4}$ é semelhante ao plano $\frac{3}{4}$) e é possível notar que a formação de cavidades está, de fato, restrita à região adjacente ao plano de propagação da trinca. Todo o dano material (nucleação e crescimento de cavidades) está confinado a uma camada de material ao redor do plano de propagação da trinca. A partir de aproximadamente 0,1 mm abaixo deste plano não foi observada qualquer formação de cavidades.

Figura 5.14 – SUP: Aspecto geral de cavidade delaminada, com região de fratura frágil na borda. INF: Detalhe da parede interna da cavidade, aspecto totalmente frágil e modo de fratura por clivagem. Aumento 1000X. Tilt 35°. MEV-BEI

Figura 5.15 – Seqüência de cortes no corpo-de-prova LT03 para avaliar a formação de cavidades no interior do material.

Figura 5.16 – Planos perpendiculares à propagação da trinca, posicionados a $\frac{1}{2}$ e $\frac{3}{4}$ da espessura do CP. Observa-se a ocorrência de vazios abaixo do plano de propagação da trinca, distantes aproximadamente 50-100 μm . Não foram observados vazios em distâncias maiores em relação ao plano de propagação.

6. ABORDAGEM LOCAL DA FRATURA DÚCTIL:

Estudo Exploratório da Aplicação em Dutos

Com o desenvolvimento contínuo de aços mais resistentes e tenazes, e sua utilização em condições de operação cada vez mais severas, é necessário desenvolver metodologias de avaliação de integridade estrutural que considerem a forte não-linearidade no comportamento à fratura destes materiais. A abordagem local da mecânica da fratura vem ganhando espaço como uma vertente promissora, 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.

A abordagem local baseia-se em simulações computacionais de modelos numéricos (via método dos elementos finitos) utilizando equações constitutivas para descrever o comportamento mecânico do material. É uma metodologia híbrida de ensaios mecânicos e simulações numéricas [119], utilizada para derivar um critério de falha que considere tanto aspectos macroscópicos do carregamento, quanto aspectos fenomenológicos do processo de fratura. Como na 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.

McClintock [120], estudando o fenômeno de fadiga em metais, foi o primeiro a considerar o modelamento do comportamento macroscópico em termos de critérios micromecânicos de fratura. Em seu trabalho, definiu a zona de processo de fratura como a região do material à frente da trinca onde os vários estágios de dano anteriores à falha estão em andamento. Segundo Pineau [121], para que a abordagem local seja eficiente são necessários modelos micromecânicos que descrevam o processo de fratura, e incorporem uma descrição precisa dos campos de tensão-deformação existentes à frente da trinca. A primeira destas condições motivou, nas últimas décadas, a elaboração de modelos fenomenológicos que tentam descrever alguns dos vários mecanismos de fratura atuantes no material (como fratura por clivagem, fratura frágil intergranular e fratura dúctil). Finalmente, o desenvolvimento

de métodos computacionais e de *hardwares* cada vez mais potentes permite a determinação analítica dos campos de tensão-deformação atuantes.

Contudo, os parâmetros micromecânicos introduzidos na abordagem local não podem ser medidos diretamente. Por outro lado, grandezas microestruturais e/ou metalúrgicas não podem ser utilizadas como parâmetros micromecânicos. Ao invés disso, sempre é necessária a elaboração de um modelo numérico e seu ajuste (calibração) em função de resultados experimentais [122]. A experiência tem mostrado que uma vez que estes parâmetros micromecânicos são calibrados, o modelo computacional permite o cálculo preciso das relações entre cargas, deslocamentos e crescimento de trincas, mesmo em condições de escoamento em larga escala [119,123]. De outra forma, os parâmetros calibrados para a previsão do comportamento à fratura dúctil de corpos-de-prova pré-trincados podem ser utilizados com sucesso na avaliação do comportamento à fratura de corpos-de-prova ou componentes que não apresentam defeitos [122].

A abordagem local da fratura tem-se mostrado especialmente adequada nas situações em que o estudo monoparamétrico (global) não é eficiente. Por exemplo, na avaliação de estruturas sob carregamento complexo, em juntas soldadas com gradientes de resistência (*mismatch*), na avaliação de tensões residuais geradas por gradientes térmicos, em situações em que há perda de restrição plástica devida à plastificação excessiva da estrutura, na transferência correta de resultados obtidos em laboratório para as situações reais de engenharia, na consideração da história local do carregamento prévio na região onde a falha ocorreu (p.ex. quando há propagação estável de trinca antes da falha), ou ainda em aplicações onde o caráter estatístico da fratura precisa ser considerado (como no estudo da transição frágil-dúctil em aços ferríticos) [121,124,125].

Esta versatilidade faz com que a abordagem local seja mais robusta e freqüentemente menos conservadora do que a abordagem global na avaliação de integridade de estruturas. De fato, alguns procedimentos de engenharia já começam a considerar o modelamento micromecânico como uma ferramenta adicional.

6.1 Fratura dúctil de materiais

O mecanismo de fratura dúctil de metais é classicamente entendido como um processo de falha no qual estão envolvidos estágios de nucleação, crescimento e coalescimento de cavidades em nível microscópico no interior do material [7,67, 126-128]. A ocorrência destes estágios, entretanto, não se dá de forma seqüencial, nem de maneira ordenada. Diferentes regiões apresentam estágios de dano distintos, que evoluem de forma particular em função do carregamento e das características locais da microestrutura. Eventualmente, uma destas regiões irá apresentar maior dano (maior fração volumétrica de cavidades) e uma perda relativa mais acentuada na sua capacidade de suportar carga. A partir daí esta região do material tenderá a absorver a maior parcela de energia de deformação (plástica) até o instante da fratura. No caso particular de um material que contenha uma trinca perpendicular à direção de sollicitação (modo I de carregamento), o efeito da concentração de tensões na ponta da trinca intensifica localmente a tensão remota aplicada. Sob a influência deste campo local de tensão-deformação, o processo de dano passa a concentrar-se na região do material à frente do defeito, identificando assim a *zona de processo de fratura dúctil* (ZPFD) [7,67]. A falha desta região particular passará então a ser o evento crítico que irá controlar a falha global da estrutura. Por isso, a determinação de uma distância característica a partir da ponta da trinca (que permita dimensionar a zona de processo de fratura) é uma variável fundamental a ser incorporada no modelamento micromecânico.

É bastante aceito que o início da fratura de materiais dúcteis ocorre quando uma deformação crítica é atingida a uma distância finita a partir da ponta da trinca (*strain-controlled*); em materiais frágeis a fratura ocorreria quando a tensão local a uma distância finita à frente da trinca excedesse um valor crítico (*stress-controlled*) [67,129]. Segundo Pineau [121], a determinação desta distância é menos crítica em modos de falha controlados pela tensão aplicada (*stress-controlled*) devido ao arredondamento sofrido pela ponta da trinca (*blunting*), do que em modos de falha controlados por deformação (*strain-controlled*). Adicionalmente, observações experimentais e análises computacionais mostraram que a deformação plástica necessária para a nucleação de cavidades em metais tenazes é muito pequena, e que

somente uma pequena quantidade de dano é acumulada no material à frente da ponta da trinca. Esta constatação permitiu simplificar a modelagem do processo de falha dúctil do material, negligenciando a etapa de nucleação de cavidades e assumindo que o número de cavidades deva ser mantido constante durante todo o processo de dano [123,130,131]. Desta maneira, o evento crítico a ser considerado para a extensão dúctil da trinca é o crescimento das microcavidades na zona de processo de fratura.

De fato, Isacson *et al.* [132] investigaram o crescimento de trincas em material ASTM A508B (aço ferrítico utilizado na construção de vasos de pressão). Conduziram ensaios de mecânica da fratura à temperatura ambiente, com o material apresentando comportamento dúctil e propagação estável de trinca. As amostras obtidas em várias seqüências de ensaios interrompidos revelaram as etapas de dano do material, desde o arredondamento da ponta da pré-trinca até o crescimento e a propagação estável do defeito. Os autores fizeram observações metalográficas em cortes transversais ao plano de propagação da trinca, nos corpos-de-prova ensaiados em uma seqüência crescente de J aplicado. Obtiveram evidências experimentais da ocorrência de nucleação de vazios tanto ao redor de partículas de segunda-fase dispersas na matriz, quanto pela decoesão da interface partícula/matriz. Adicionalmente, observaram que a propagação dúctil de trinca ocorreu de forma alternada (zig-zag), em uma estreita camada de material coplanar à frente do defeito (zona de processo de fratura). A ocorrência deste zig-zag pode estar associada à deformação plástica preferencial nos planos de máxima tensão de cisalhamento a 45° em relação ao plano de propagação em modo I. Estes resultados apóiam as simplificações idealizadas pelo modelo de Xia e Shih (seção 6.2) [130,131,133], que define uma camada de material coplanar à frente da trinca como a zona de processo de fratura dúctil durante a propagação estável do defeito.

6.2 Modelagem micromecânica da fratura dúctil

O modelamento do dano progressivo no material à frente de uma trinca tem sido conduzido basicamente em duas linhas: (1) modelos de fratura baseados em leis coesivas definidas no plano da trinca, e (2) modelos de plasticidade que contabilizam a perda de resistência no material durante o processo de dano contínuo, conseqüentemente reduzindo sua capacidade de suportar carga. O modelo mais representativo de plasticidade de dano contínuo para análise do crescimento dúctil de trincas em estado plano de deformação é o modelo de Gurson-Tvergaard (GT) [126,134]. Este modelo permite *prever* a perda de resistência mecânica devida ao crescimento idealizado de cavidades esféricas ou de um arranjo periódico de cavidades no interior do material. Usualmente o modelo de GT é utilizado para descrever o crescimento de uma única cavidade imersa em um elemento, e contabilizar a perda de resistência macroscópica do material. Este modelo não é capaz de nuclear novas cavidades em função dos níveis de tensão e/ou deformação aplicados (i.e, acelerar o processo de dano), e sua formulação contém um número de variáveis dependentes do material que precisam ser calibradas a partir de dados experimentais.

Uma das metodologias mais utilizadas para o estudo da fratura dúctil é aquela proposta por Xia e Shih (X&S) [130,131,133], baseada no modelo de Gurson-Tvergaard. Nesta metodologia o crescimento de cavidades precursoras da fratura é confinado a uma região estreita de material coplanar à frente da trinca macroscópica (vide Figura 6.1), e espessa o suficiente para conter ao menos um vazio ou um sítio preferencial para a nucleação de microtrincas. Esta região representa a *zona de processo de fratura dúctil* (ZPFD) e possui uma espessura D da mesma ordem de grandeza que o espaçamento médio entre as inclusões formadoras de cavidades. Isto é factível porque, embora o caminho microscópico de propagação real da frente de trinca seja geralmente não-planar e tortuoso (zig-zag), o crescimento macroscópico do defeito revela uma característica plana, conseqüência do carregamento simétrico em modo I. Além disso, o crescimento de cavidades no material em regiões distantes em relação ao plano da trinca (mais que 1 ou 2 vezes o espaçamento médio das inclusões grandes) pode ser insignificante [69,132], como foi verificado

experimentalmente através da observação em microscópio de cortes perpendiculares ao plano de propagação na trinca, apresentados na seção 5.2.4. Na modelagem, a ZPFD é dividida ao redor do plano da trinca em elementos cúbicos tridimensionais, cada um deles contendo uma cavidade central esférica de fração volumétrica inicial f_0 (o volume inicial da cavidade dividido pelo volume inicial do elemento). Como simplificação adicional, assume-se que esta cavidade seja nucleada a partir de uma única inclusão ou partícula de tamanho relativo f_0 imediatamente após o início do carregamento.

Figura 6.1 - Modelagem da extensão dúctil de trincas utilizando células computacionais. (a) Zona de processo de fratura dúctil coplanar ao plano de propagação da trinca; (b) Células computacionais à frente da trinca, com porosidade inicial f_0 ; (c) Implementação da metodologia de células computacionais em elementos finitos.

6.2.1 Implementação numérica do modelo GT

No método de X&S o mecanismo fenomenológico de fratura dúctil é implementado em um modelo de elementos finitos através de *células computacionais*. Este nome é dado à unidade computacional básica (elemento) na região da ponta da trinca para reconhecer alguns de seus atributos e diferenciá-la dos elementos convencionais representativos do material (sem dano), distante do defeito. A Figura 6.1c mostra uma representação típica de elementos finitos em estado plano de deformação do modelo de células computacionais, onde a simetria em relação ao plano de propagação da trinca exige elementos de dimensão $D/2$. O material fora das células computacionais (*material circundante*), segue a teoria de plasticidade de Von Mises e não sofrerá dano causado pela nucleação de vazios em seus elementos. Usualmente, o material circundante e a matriz do material das células computacionais apresentam as mesmas propriedades mecânicas, como módulo de elasticidade (E), coeficiente de Poisson (ν), tensão de escoamento (σ_y) e coeficiente de encruamento (n) ou a curva tensão-deformação real obtida em ensaio de tração. Para as células computacionais é necessário definir ainda os parâmetros D e f_0 .

À medida que o modelo de elementos finitos é submetido a esforços externos, a deformação da ZPFD provoca o crescimento das cavidades no interior das células. Eventualmente o endurecimento por deformação (*strain hardening*) do material do modelo é insuficiente para compensar a redução na área de ligamento da célula, causada pelo crescimento dos vazios. Sob estas condições, a célula começa a perder capacidade de suportar carga, com conseqüente dano (*softening*) do material e diminuição de sua resistência mecânica [135]. A resposta elasto-plástica é descrita pela equação constitutiva de Gurson-Tvergaard (GT) para materiais dilatantes [126,134], na forma:

$$\left(\frac{\sigma_e}{\sigma}\right)^2 + 2q_1 f \cosh\left(\frac{3q_2 \sigma_m}{2\sigma}\right) - (1 + q_3 f^2) = 0 \quad (6.1)$$

onde σ_e representa a tensão efetiva de Von Mises (macroscópica), σ_m é a tensão média (macroscópica) aplicada, $\bar{\sigma}$ é a tensão de fluxo instantânea do material da matriz de células e f define a fração volumétrica instantânea de vazios. Os fatores q_1 ,

q_2 e q_3 foram introduzidos por Tvergaard [134] e melhoraram a previsão do modelo original de Gurson para arranjos periódicos de vazios cilíndricos e esféricos, utilizando-se valores de $q_1 = 1,5$, $q_2 = 1,0$ e $q_3 = q_1^2$. O primeiro termo da equação descreve o comportamento homogêneo (hidrostático) do elemento, enquanto os dois termos seguintes contabilizam a variação de resistência em função da fração volumétrica instantânea f .

O modelo de células de X&S é viável computacionalmente se os gradientes espaciais dos campos de tensão-deformação na ponta da trinca forem resolvidos pelas células num refinamento de malha adequado [119,122,136,137]. Isto porque na análise por elementos finitos a variação espacial de tensões e deformações na região próxima ao defeito é computada considerando os valores médios ao longo do tamanho da célula computacional, e durante a simulação a trinca irá avançar comprimentos discretos iguais à dimensão do elemento. Especialmente em corpos-de-prova trincados, onde o gradiente de tensão é muito acentuado na ponta do defeito, a resistência à propagação de trincas prevista analiticamente depende fortemente do refinamento da malha de elementos finitos utilizada [138,139]. Observa-se que um refinamento adequado é conseguido definindo-se a dimensão D da célula computacional na 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 modelo original de Gurson foi derivado a partir de uma análise-limite aproximada de um elemento de material rígido-idealmente plástico (Von Mises) contendo uma cavidade esférica em seu interior [122,126,140]. Para vazios pré-existentes, o modelo de Gurson permite descrever o efeito do crescimento de cavidades na diminuição de resistência mecânica (*softening*) do material, ao mesmo tempo em que permite prever a taxa de crescimento desses vazios durante a deformação plástica e simular tanto a iniciação da fratura quanto a propagação estável da trinca [69,119,137]. Mais recentemente o modelo GT tem sido utilizado

também no estudo da conformação de metais, simulando etapas de dano durante as diferentes seqüências de conformação plástica, e no estudo do comportamento mecânico de materiais sinterizados produzidos por metalurgia do pó.

Apesar da habilidade em descrever a evolução do dano no material em função do crescimento das cavidades, o modelo de Gurson não é capaz de prever a fase final de coalescimento de vazios no processo de fratura dúctil [121,137,140]. Isto porque o modelo não incorpora em sua formulação a deformação plástica localizada do material ao redor da cavidade (fenômeno que inicia o processo de alinhamento e coalescimento dos vazios), nem permite a criação de superfícies livres de fratura para representar o crescimento físico da trinca. De fato, a partir de uma certa fração volumétrica de vazios a célula computacional não suporta mais nenhuma tração perpendicular ao plano de propagação e deve ser eliminada para permitir o avanço da trinca.

A alternativa encontrada para contornar esta questão é a utilização de um critério numérico: considerar que a coalescimento de vazios ocorra quando uma fração volumétrica crítica de cavidades, f_E , seja atingida na célula [130,131,133]. Quando a porosidade instantânea, f , da célula incidente na ponta da trinca atinge este valor crítico, f_E , o procedimento computacional remove fisicamente 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. Valores de f_E utilizados para aços ferríticos tipicamente variam de 0,15 a 0,20 [91,123]. Finalmente, a extinção da célula incidente na ponta da trinca é simulada numericamente através de uma relação linear entre a redução de força vs. alongamento da célula, técnica proposta por Tvergaard [134] (*element extinction*) que permite anular a tração aplicada ao elemento numa seqüência de 10-20 passos.

Análises numéricas conduzidas por Faleskog e Shih [141] forneceram o suporte metodológico para esta abordagem simplificada. Realizaram análises detalhadas 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). Demonstraram que durante o processo de deformação localizada do material a tensão da célula (macroscópica)

decai acentuadamente para $f = f_E$, e a deformação final da célula além de f_E provoca um decaimento quase linear da tensão até anulá-la [137].

A Figura 6.2 ilustra o processo de extinção das células, juntamente com o modelo de separação linear. Este esquema permite simplificar a rotina computacional, ao mesmo tempo em que se mantém coerente com o mecanismo físico de coalescimento de vazios descrito anteriormente. A Figura 6.2a mostra uma célula computacional não-deformada com tamanho inicial normal ao plano de propagação da trinca (simetria) igual a $D/2$. Considere-se H_0 o alongamento médio da célula na direção normal ao plano da trinca (vide Figura 6.2b) quando a porosidade f atinge o valor crítico, $f = f_E$. As forças atuantes nos nós adjacentes, resultado das tensões residuais na célula, são registradas e a rigidez da célula passa a ser definida como nula (estas células anuladas permanecem no modelo, mas são inativas no cálculo). Durante os incrementos subseqüentes de carga/ deslocamento no modelo, as células anuladas continuam a deformar-se com um alongamento médio H (vide Figura 6.2c). As forças nodais são então relaxadas até zero de forma linear à medida que $H > H_0$. Para qualquer ponto após $f = f_E$, a fração residual das forças nodais aplicadas à célula extinta é γP , com γ dado por:

$$\gamma = 1 - \frac{\overline{H} - \overline{H}_0}{\beta(D/2)} \quad (6.2)$$

onde P é a carga, e γ é o fator de relaxamento, com $\beta = 0,1$ e $(0 < \gamma < 1)$.

Figura 6.2 - Estratégia de redução de forças nodais remanescentes após a extinção de uma célula computacional.

6.2.2 Calibração de parâmetros micromecânicos D e f_0

Idealmente, na zona de processo de fratura dúctil os vazios tendem a nuclear-se a partir de inclusões de maior tamanho [123]. Em aços microligados modernos, entretanto, o nível de inclusões é baixo e a ocorrência de inclusões alongadas (tipo MnS) é praticamente inexistente. Isto pode reduzir o número de sítios preferenciais para a nucleação de cavidades durante o processo de dano material. Por outro lado, o emprego de elementos de liga formadores de partículas de segunda fase (como carbonetos e carbonitretos) gera uma grande quantidade de partículas finamente

dispersas na matriz. Embora de diâmetro muito menor que as inclusões não-metálicas, estas partículas também podem atuar como concentradores locais de tensão e promover a nucleação de cavidades. Evidentemente, nem todas as partículas de segunda fase e inclusões irão gerar cavidades, e nem todas as cavidades surgirão devido aos carbonetos e inclusões. Assim, a fração volumétrica f_0 deve ser calibrada em função do melhor ajuste aos resultados experimentais (macroscópicos) de resistência à fratura do material [140].

Esta calibração utiliza a curva experimental J - Δa (curva-R) do material (obtida com corpos-de-prova C(T) ou SE(B)) para ajustar os resultados das análises numéricas do modelo do corpo-de-prova (via método dos elementos finitos). Em outras palavras, os parâmetros das células computacionais D e f_0 são determinados através do ajuste da curva J - Δa prevista numericamente com aquela obtida como resultado experimental. A partir dessa etapa os parâmetros D e f_0 permanecem fixos nas análises posteriores de diferentes geometrias ou estruturas.

A Figura 6.3 apresenta o efeito genérico dos parâmetros D e f_0 nas curvas de resistência J - Δa . Para um valor fixo de porosidade, f_0 , a Fig. 6.3(a) mostra um aumento da integral J necessária para produzir uma mesma extensão dúctil Δa para valores crescentes da dimensão da célula, D . Em contraste, para D fixo, a Fig. 6.3(b) mostra uma diminuição da integral J necessária para produzir uma mesma extensão dúctil Δa para valores crescentes de porosidade inicial f_0 . Em ambos os casos, nota-se o pequeno efeito dos parâmetros D e f_0 no valor de J para iniciação da trinca, J_{IC} [89].

Outra questão importante na metodologia de calibração dos parâmetros do modelo de Gurson-Tvergaard (GT) é que ela não fornece valores calibrados unívocos, mas sim pares de valores (D , f_0) que podem conduzir a resultados semelhantes. Desta forma, os valores dos parâmetros utilizados no modelo GT não têm implicação direta com características físicas do material, e não podem ser entendidos como uma propriedade intrínseca. Assim, a tenacidade do material é controlada pelos parâmetros micromecânicos, mas os parâmetros micromecânicos calibrados não podem ser usados diretamente como uma indicação da tenacidade do material [122].

Figura 6.3 – Efeitos dos parâmetros D e f_0 sobre as curvas de resistência J - Δa ilustrando o processo de calibração destes parâmetros: (a) Variação do parâmetro D com porosidade inicial f_0 fixa; (b) Variação da porosidade inicial f_0 com o parâmetro D fixo.

6.2.3 Modelo de Gurson aplicado a materiais estruturais

Zhang *et al.* [122] propuseram um novo critério de falha ao modelo de Gurson, incluindo um mecanismo físico de coalescimento de cavidades. Este mecanismo considera os dois modos distintos de deformação atuantes em um material poroso: o escoamento volumétrico homogêneo (hidrostático) do elemento, e a deformação localizada nos ligamentos ao redor da cavidade. O escoamento homogêneo (caracterizado pelo modelo de Gurson) será sempre preponderante durante as etapas iniciais de dano, devido ao encruamento do material e à robustez da seção do ligamento. Entretanto, com o crescimento das cavidades (e diminuição da seção de ligamento) a tensão necessária para deformar localmente o material é cada vez menor. Eventualmente, chega um ponto em que as tensões necessárias para deformar o material de forma hidrostática e de maneira localizada no ligamento igualem-se. Como o material tenderá sempre a se deformar consumindo a menor parcela de

energia possível, o início do processo de coalescimento irá ocorrer quando a tensão para a deformação localizada do material for inferior àquela necessária para a deformação homogênea. A vantagem desta metodologia reside na eliminação de um parâmetro - o valor crítico de porosidade - reduzindo o número de variáveis envolvidas no modelo. Segundo Zhang, este modelo foi empregado com sucesso na previsão do comportamento à fratura de materiais com baixa fração volumétrica inicial de vazios ($f_0 < 0,01$). Entretanto, não apresentou resultados satisfatórios para ferro fundido, com fração volumétrica de vazios calibrada em 11%.

Berdin e colaboradores [142] empregaram o modelo de Gurson-Tvergaard para avaliar o comportamento à fratura de dois tipos de ferros fundidos nodulares. Suas observações experimentais indicaram que o principal mecanismo de nucleação de cavidades durante o processo de fratura dúctil nestes materiais estava relacionado ao descolamento da interface entre os nódulos de grafita e a matriz ferrítica. Realizaram a calibração dos parâmetros do modelo apoiados em resultados experimentais de ensaios de tração e de propagação de trinca (curvas R), obtendo valores de porosidade inicial, f_0 , bastante elevados para ambos os materiais ($f_0 = 0,077$ e $0,04$) se comparados aos valores usuais em aços ferríticos ($f_0 < 0,01$). Apesar disso, este estudo demonstrou a possibilidade de utilização do modelo de GT na previsão do comportamento à fratura de materiais com elevada porosidade inicial.

Brocks e colaboradores [119] utilizaram o modelo GT para simular o rasgamento dúctil em corpos-de-prova de aços ferríticos. Foram ensaiados corpos-de-prova Charpy, configurações C(T) e painéis com trinca central M(T) em diferentes condições de geometria e restrição plástica. Obtiveram resultados bastante satisfatórios na comparação dos dados experimentais às simulações numéricas realizadas, demonstrando a capacidade do modelo de GT na simulação do rasgamento dúctil de aços ferríticos.

Ruggieri e Dodds [137,143] utilizaram com sucesso a implementação 3D da metodologia de células computacionais para descrever a extensão estável de trincas sob Modo I de deformação em aços estruturais. Em particular, a previsão de efeitos geométricos (a/W) sobre curvas R para um aço classe nuclear ASTM A533 e da frente de propagação da trinca para um aço estrutural ASTM A516 são resolvidos

com excelente grau de concordância em relação aos dados experimentais. Da mesma forma, estudos conduzidos por Faleskog [91], Gullerud [104] e Gao [123], estenderam o modelo proposto de células computacionais para uma placa 3D contendo uma trinca superficial planar de geometria semi-elíptica. Apesar da elevada complexidade numérica do modelo e da demanda computacional requerida, o método de células computacionais mostrou-se capaz de descrever com precisão suficiente a evolução do crescimento da trinca sob modo I de abertura.

Recentemente, Rivalin e colaboradores [83,136] publicaram um dos primeiros trabalhos sobre a aplicação do modelo de células computacionais na análise do comportamento à fratura de aços para tubulação. Utilizaram chapas de material API-X70 em quatro condições distintas de tratamentos termomecânicos, testadas em um aparato experimental bastante robusto capaz de simular tanto a propagação dinâmica quanto estática de uma trinca (rasgamento dúctil). Utilizaram modelos numéricos para simular o efeito da espessura da chapa e da anisotropia do material no comportamento (macroscópico) da resistência à propagação da trinca. O modelo de Gurson-Tvergaard foi utilizado com sucesso na previsão numérica em análise 3D do comportamento observado nos resultados experimentais das chapas, mas não foram realizados ensaios de campo com dutos pressurizados.

Finalmente, o modelo constitutivo de Gurson-Tvergaard baseia-se em um certo grau de triaxialidade na ponta da trinca, suficiente para desencadear o processo de dano. Considerando chapas finas de alumínio utilizadas na construção de fuselagem de aviões, Gullerud *et al* [104] mostraram que nestas condições o componente estrutural não desenvolve tensões transversais suficientes para gerar um estado triaxial expressivo na ponta da trinca, mantendo-se em estado plano de tensões. Neste caso, o processo de crescimento e coalescimento de vazios ocorre de forma muito localizada no material, nas regiões onde a deformação plástica é mais intensa. Os autores sugerem que nestas condições o emprego do modelo GT não é mais adequado, postulando a utilização de um parâmetro macroscópico, como o CTOA (*crack tip opening angle*), como critério de falha do material. Quando o ângulo medido na ponta da trinca (CTOA) igualar-se a um valor crítico (CTOAc) o defeito irá se propagar de forma instável.

Corigliano *et al* [144] obtiveram bons resultados através da utilização de parâmetros geométricos (CTOD e CTOA) em relação ao modelo GT na análise da fratura dúctil em corpos-de-prova de flexão e em um modelo de duto contendo amassamento. Afirmam que a utilização de parâmetros geométricos é mais simples, e por isto mais fácil de implementar numericamente nos códigos comerciais de elementos finitos, além de requerer menor recurso de processamento e menor tempo de execução. Entretanto, devido à falta de fundamentação física e de interpretação micromecânica, ainda não é possível garantir a utilização de parâmetros geométricos como uma ferramenta robusta nos casos de análise de fratura elasto-plástica.

6.3 Aplicação do modelo GT ao crescimento de trincas em espécimes C(T)

A modelagem numérica é uma ferramenta importante na análise de problemas de fratura, uma vez que relativamente poucas configurações reais de estruturas apresentam soluções analíticas explícitas. Entretanto, a solução numérica de problemas não-lineares em mecânica do contínuo está diretamente relacionada à habilidade dos algoritmos numéricos em discretizar e integrar espacialmente as equações que governam o fenômeno, além de combinar desempenho e capacidade de processamento. Atualmente o método de elementos finitos (MEF) é o método numérico mais largamente empregado na solução de problemas da mecânica da fratura e sua formulação tem sido utilizada na solução de problemas não-lineares envolvendo crescimento dúctil de trincas. Em particular, a aplicação do MEF na solução estática e dinâmica de sistemas estruturais não-lineares requer recursos computacionais massivos e algoritmos eficientes para a solução dos sistemas de equações de forma rápida e econômica [7,143,145].

Nesta etapa do trabalho foram utilizados os softwares PATRAN© e WARP3D [146], em uma estação de trabalho (*workstation*) Silicon Graphics. O primeiro é um pré-processador com interface gráfica utilizado na construção do modelo de elementos finitos e geração da malha. O WARP3D é um poderoso código de elementos finitos para análises não-lineares tridimensionais (com rotinas de mecânica da fratura incorporadas), desenvolvido recentemente pela Universidade de Illinois (EUA). Vale ressaltar que WARP3D é único em seu gênero a fornecer

extensiva capacidade de modelagem de problemas não-lineares envolvendo crescimento de trincas.

6.3.1 *Modelo de elementos finitos de corpo-de-prova C(T)*

Um modelo 2D de elementos finitos de um corpo-de-prova C(T) foi construído para a calibração dos parâmetros micromecânicos para o aço API X70. A relação entre o comprimento de trinca, a , e largura do corpo-de-prova, W ($a/W = 0,65$) é igual à do espécime testado em laboratório (vide Figura 6.4). As condições de simetria em relação ao plano de propagação da trinca permitem a modelagem de apenas uma metade do espécime, desde que sejam impostas condições de restrição no ligamento remanescente. Dessa forma, o modelo de meia-simetria construído tem espessura igual a uma camada de elementos e dimensão $B = 0,1$ mm, sendo composto por 2139 elementos tridimensionais isoparamétricos de 8-nós, com condição de estado plano de deformação imposta ($w=0$) em cada nó.

O ligamento do corpo-de-prova foi composto por uma sequência de 175 células computacionais (elementos) dispostas ao longo do plano de propagação da trinca para simular a região de extensão dúctil do defeito. Em análises que envolvem grandes deformações, como no caso de propagação estável de trinca por rasgamento dúctil, é aconselhável que a ponta da trinca seja representada por um raio finito de elementos, ou que já apresente uma pequena curvatura (*blunting*) [7]. Neste modelo, a primeira célula computacional da fileira já incorpora o embotamento inicial da ponta da trinca, como pode ser observado no detalhe da Figura 6.5. Da mesma forma, definiu-se a porosidade inicial desta célula com um valor superior às demais. Estes artifícios foram necessários para acomodar a intensa deformação plástica, e guiar a iniciação do crescimento estável de defeito no início do processo de rasgamento dúctil (vide Figura 6.5).

O carregamento do modelo foi realizado em controle de deslocamento, aplicando-se incrementos Δ (direção x) nos nós coincidentes com a linha de aplicação de carga nos furos de fixação do corpo-de-prova (ver Figura 6.4). Para eliminar movimento de corpo rígido, estes nós foram impedidos de deslocar na direção- y . O carregamento aplicado simula o modo I de abertura de trinca, gerando um campo não-linear de tensões ao redor do defeito. Neste caso, o artifício de aplicar deslocamentos incrementais é necessário porque a carga suportada pelo CP decai com o crescimento de trinca, impossibilitando a aplicação de incrementos de carga durante o rasgamento. Finalmente, o modelo 2D foi verificado através de análises elásticas, e a diferença máxima observada entre os valores analítico e teórico de J foi inferior a 2%.

6.3.2 Implementação do modelo constitutivo de Gurson

Foram definidos três tipos distintos de material no modelo 2D de corpo-de-prova C(T): o material dos elementos ao redor do furo de fixação do CP, o material das 175 células computacionais ao longo do plano de propagação da trinca, e o material de todos os outros elementos restantes. Os elementos ao redor do furo foram definidos como material perfeitamente elástico, com valores de módulo de elasticidade $E = 207 \text{ GPa}$, e coeficiente de Poisson $\nu=0,3$ ⁽¹⁾. Esta restrição é factível,

⁽¹⁾ Em problemas elasto-plásticos, a maneira pela qual o carregamento é aplicado é fundamental. Se a solicitação mecânica é aplicada sobre um único nó, ocorrerá uma forte concentração localizada de tensões e deformações, e o elemento conectado a este nó irá escoar quase imediatamente. Com isso, o código de elementos finitos irá resolver o problema de indentação, enquanto o evento de interesse está distante desta região do modelo. Uma forma mais adequada de aplicar o carregamento é definir que os elementos nos quais atua o carregamento são elementos elásticos. A carga, assim, será transferida diretamente ao corpo sem a ocorrência de problemas de indentação localizada [41].

já que durante a realização do ensaio em laboratório a região ao redor dos furos também não sofre deformação generalizada, sob pena de romper os pinos de fixação.

Para os elementos do modelo cujo material segue os critérios de escoamento de Von Mises (*material circundante*) foram empregados os valores de módulo de elasticidade, E , tensão limite de escoamento, LE , e a curva real tensão-deformação calculada em função da curva experimental de tração determinada para o aço API-X70. Estes parâmetros foram determinados e apresentados no Capítulo 5.

Finalmente, para os elementos das células computacionais (cujo material segue o modelo de Gurson), além dos parâmetros já citados é preciso definir também as variáveis utilizadas no modelo para descrever a porosidade do material. Nesta etapa, chamada de *calibração do modelo*, define-se no arquivo de entrada do WARP3D os valores dos parâmetros q_1 , q_2 e q_3 , e a porosidade inicial do material, f_0 . Os parâmetros q_1 , q_2 e q_3 assumem valores tais que $q_1 = 1,5$, $q_2 = 1,0$ e $q_3 = q_1^2$ [134]. Como exposto anteriormente, o tamanho de célula, D , e a porosidade inicial f_0 são parâmetros fundamentais para conjugar modelos numéricos aos modelos físicos de rasgamento dúctil.

Para os materiais que seguem as teorias de Von Mises e Gurson, a curva tensão-deformação experimental foi transformada em uma curva tensão real vs. deformação real, através das equações de constância de volume durante o ensaio de tração, até a instabilidade plástica na forma [61] :

$$T = S(1 + e) \quad \text{e} \quad E = \ln(e + 1) \quad (6.3)$$

onde T e E são, respectivamente, tensão e deformação reais, e S e e representam tensão e deformação convencionais (engenharia) determinadas experimentalmente. A curva real foi determinada como pares de dados x-y, gerando uma curva de segmentos de reta (*piecewise*) incorporada ao modelo de entrada (apresentada de forma tabular no Apêndice). Como o material apresenta escoamento descontínuo, com patamar de deformação irregular no início do escoamento, a curva real substituiu esta região por um segmento de deformação constante, a fim de evitar instabilidade na análise numérica [79,146].

Durante as análises numéricas, a intensidade do campo de tensão (integral J) aplicado (consequência do deslocamento imposto) foi calculada pela técnica de integral de domínio (*domain integral*) [147], avaliada em 5 domínios diferentes ao redor da ponta da trinca (para garantir independência do caminho de integração).

6.3.3 Calibração de parâmetros micromecânicos D e f_0

O procedimento de calibração de parâmetros micromecânicos apresentado na Seção 6.2.2 foi utilizado neste estudo para determinar os parâmetros D e f_0 para o modelo de corpo-de-prova C(T) do aço API X70. A dimensão da célula D e a fração volumétrica inicial de vazios f_0 definem quantidades chave que permitem *acoplar* os modelos físicos (fenomenológico) e computacionais para representar a extensão estável do defeito (rascamento dúctil). A curva experimental de resistência $J-\Delta a$ (seção 5.2.4) foi utilizada para a calibração destes parâmetros.

Para a calibração do tamanho de célula, D , deve-se considerar que: (a) o parâmetro D deve ser representativo do espaçamento entre inclusões grandes dispersas na matriz metálica, de forma a apoiar os argumentos de que esta abordagem acopla os modelos físicos e computacionais do processo de fratura; (b) as curvas de resistência previstas pelo modelo, para valores fixos de f_0 , devem ser proporcionais a D já que camadas mais grossas de elementos requerem maior energia total para atingir condições críticas; e (c) o refinamento da malha na região próxima à ponta da trinca deve ser adequado porque o nível de deformação plástica localizada é elevado e a malha destas regiões deve ser sensível para capturar a influência desta deformação na determinação da integral J [7,137]. Ruggieri [69], Faleskog [91] e Gao [135] demonstraram, através de análises por elementos finitos em estado plano de deformação para corpos-de-prova C(T) e SE(B), que valores adequados para D variam entre 50-200 μm , para f_0 entre 0,001-0,005 no caso de aços estruturais ferríticos. Valores de D nesta ordem de grandeza fornecem uma resolução satisfatória para os campos de tensão ao redor da ponta da trinca após o início do rascamento dúctil do material, e ainda são representativos de uma dimensão característica (como o espaçamento entre partículas grandes, ou o CTOD). Neste trabalho o parâmetro D foi tomado como $D = 200\mu\text{m}$ (0,2mm) para as análises

numéricas, e por causa da meia-simetria em relação ao plano da trinca, a dimensão da célula computacional utilizada no modelo é igual a $D/2 = 100\mu\text{m}$ (0,1 mm) (vide Figuras 6.1 e 6.5).

Uma vez que a dimensão inicial de células D foi definida, o processo de calibração concentrou-se na determinação de um valor adequado para a fração volumétrica inicial de vazios, f_0 , que resultasse no melhor ajuste para a curva média obtida dos corpos-de-prova C(T). Foram feitas várias simulações variando-se o valor de porosidade inicial f_0 , e mantendo-se todos os outros parâmetros constantes. Cada uma destas simulações resultava em uma curva R (numérica) do material. Estas curvas foram então comparadas à curva média, calculada a partir dos resultados de cinco corpos-de-prova C(T). A curva (numérica) que melhor se ajustou à média das curvas experimentais forneceu o valor de f_0 que, juntamente com a dimensão D empregada no modelo, definiu o par (D, f_0) calibrado para o aço API X-70.

A Figura 6.6 compara a média das curvas R experimentais com as curvas $J\text{-}\Delta a$ previstas pelo modelo de células computacionais durante a etapa de calibração. Por consistência, a localização da ponta da trinca em crescimento nas análises em estado plano de deformação foi considerada incidente na célula com porosidade instantânea $f = 0,1$. Isto corresponde a uma posição entre a célula que está sendo extinta e a localização do pico de tensões. Como discutido anteriormente, nesta posição as tensões estão decaindo e a fração volumétrica de vazios está crescendo acentuadamente. Portanto, o uso de valores de f levemente distintos (diferentes de 0,1) para definir a posição exata da ponta da trinca não afeta consideravelmente o comportamento da curva R.

Os resultados da análise numérica para valores de f_0 iguais a 0,00007, 0,000675, 0,00075, 0,001 estão apresentados na Figura 6.6. Para $f_0 = 0,001$, a curva R prevista está muito abaixo dos valores experimentais. Em contrapartida, o uso de f_0 igual a 0,00007 fornece resultados superiores ao obtido com corpos-de-prova em laboratório. Desta forma, a fração volumétrica inicial $f_0 = 0,000675$ foi considerada o valor calibrado de porosidade em estado plano de deformação. Finalmente, os parâmetros micromecânicos (D, f_0) calibrados para o aço API X70 são iguais a $(D=200\mu\text{m}$ e $f_0 = 0,000675)$.

Figura 6.6 - Comparação entre a curva média experimental e as curvas J - Δa previstas pelo modelo em estado plano de deformação.

É interessante notar que na abordagem micromecânica, baseada em parâmetros numéricos calibrados em função de resultados experimentais globais, o efeito de delaminação na resposta (macroscópica) ao rasgamento dúctil do aço microligado API X70 está implicitamente incorporado através da variação de J (intensidade local de tensões) vs. Δa , expressa pela curva R.

6.4 Estudo exploratório da aplicação do modelo GT na determinação da pressão de colapso de dutos trincados.

Esta seção apresenta um estudo exploratório da aplicação da metodologia de células computacionais na previsão do crescimento estável de trincas em dutos. A seção 6.4.1 apresenta a matriz experimental de ensaios hidrostáticos de tubos contendo defeitos, realizada por Ernst et al [148]. Para estes ensaios foram usinados defeitos (planares) superficiais, e determinada a pressão de colapso dos tubos. A seção 6.4.2 apresenta os modelos 2D de tubos construídos com defeitos longitudinais não-passantes, e diferentes relações a/t entre profundidade de trinca, a , e espessura de parede do tubo, t . Estes modelos, juntamente com os valores calibrados dos parâmetros micro-mecânicos do aço API X70, foram utilizados para *prever* as pressões de colapso de estruturas tubulares contendo defeitos longitudinais. Finalmente, os resultados numéricos de pressão de ruptura (*burst pressure*) foram comparados aos valores experimentais determinados nos ensaios hidrostáticos.

6.4.1 Ensaios de ruptura de dutos contendo defeitos (*Burst tests*)

Ernst *et al* [148] realizaram ensaios de ruptura em segmentos de tubos utilizados na indústria de petróleo para avaliar a influência de defeitos planares longitudinais (tipo trinca) na pressão de colapso. Os ensaios foram realizados em tubos de aço API X65 com aproximadamente 2m de comprimento, diâmetro externo nominal $De = 219,1$ mm (8 5/8") e espessura de parede nominal, t , igual a 14,72mm. O programa experimental foi conduzido pela SIDERCA [149] e incluiu tubos com defeitos usinados em diferentes razões entre profundidade de trinca, a , e espessura de parede, t . As dimensões dos defeitos ensaiados foram escolhidas de forma a considerar trincas rasas, trincas profundas, e trincas de profundidade intermediária. Foram testadas as configurações de $a/t = 0,10$ com $a/c = 0,20$; $a/t = 0,23$ com $a/c = 0,12$; e $a/t = 0,54$ com $a/c = 0,28$, onde $2c$ é o comprimento planar da trinca (vide Figura 4.2 para definição das variáveis geométricas).

As propriedades mecânicas do material dos tubos ensaiados estão apresentadas na Tabela 6.1, juntamente com a compilação dos resultados obtidos para o aço X70 descritos no Capítulo 5. Observa-se que o comportamento mecânico destes materiais é bastante similar. A resposta tensão-deformação para o aço do tubo é bastante próxima da curva de tração obtida para o aço X70, apresentando limite de escoamento de 493 MPa na temperatura ambiente e coeficiente de encruamento moderado ($LR / LE \sim 1,20$) [149].

Tabela 6.1 –Propriedades mecânicas de material dos tubos.

Material	L.E. (MPa)	L.R. (MPa)	L.R./L.E.	Along. (%)
API X65	493	592	1,20	43,7
API X70	486	595	1,22	50,0

Os tubos utilizados nos testes de ruptura foram submetidos a um ciclo de pressurização controlado (~ 40.000 ciclos) para promover a propagação por fadiga da pré-trinca inicial semi-elíptica. O crescimento da pré-trinca de fadiga seguiu as condições especificadas na norma ASTM, e a extensão de crescimento estável por fadiga foi de aproximadamente 2mm para todas as amostras ensaiadas. Os resultados experimentais dos testes de ruptura (pressão de colapso, P_c), e a configuração geométrica dos defeitos testados (a , t e c) estão sumarizados na Tabela 6.2. Esta tabela apresenta também a tensão de membrana, P_m , atuante no defeito longitudinal, determinada através da equação de Barlow (Capítulo 4). Também os valores de pressão de colapso (hidrostática), P_c , e de pressão crítica de membrana, P_m , (calculados segundo a norma BS:7910 [112]) estão sumarizados na Tabela 6.2.

A Figura 6.7 apresenta o diagrama FAD baseado na norma BS:7910 (nível 2) para as configurações de defeitos dos tubos ensaiados. Os valores experimentais de pressão de colapso fornecem condições de carregamento bastante superiores aos valores de pressão crítica determinados pela norma inglesa, variando desde 40% para $a/t = 0,10$ para mais de 200% para $a/t = 0,54$. Esta discrepância entre a pressão real de colapso do tubo e a pressão de colapso determinada pela norma evidencia o grau

de conservadorismo nas análises baseadas na abordagem de *fitness-for-purpose* da norma inglesa.

Tabela 6.2 – Dimensões de defeitos, pressões de colapso e tensões de membrana.

Dimensões de defeitos				Experimental		BS:7910	
a/t	a/c	t (mm)	a (mm)	Pressão P_c (MPa)	Tensão P_m (MPa)	Pressão P_c (MPa)	Tensão P_m (MPa)
0,10	0,20	14,83	1,50	91,03	627,0	65,5	451,2
0,23	0,12	15,00	3,50	85,72	583,2	51,6	351,0
0,54	0,28	14,35	7,80	82,34	587,6	24,5	174,8

Figura 6.7 – Diagrama FAD comparando valores de pressão de colapso experimentais com valores críticos de pressão determinados segundo a norma BS:7910.

6.4.2 Modelos de elementos finitos de dutos contendo trincas

A Figura 6.8 mostra o modelo de elementos finitos construído para o duto pré-trincado com $a/t = 0,54$. Neste estudo, os defeitos usinados por eletro-erosão são relativamente longos em relação à sua profundidade ($a/c \sim 0,20$) o que suporta a utilização de modelos numéricos 2D de dutos. Da mesma forma que em espécimes C(T), condições de simetria permitem a construção de somente metade da amostra, desde que vínculos apropriados sejam impostos sobre o ligamento ($t-a$) da trinca. Assim, a metade simétrica do modelo possui 924 elementos isoparamétricos 3D de 8-nós constituindo, portanto, uma única camada representando o plano X-Y da amostra. As condições de estado plano de deformação são obtidas através da imposição de deslocamentos (vínculos) $w=0$ sobre cada nó da malha. Para este modelo, 66 células computacionais foram enfileiradas ao longo do ligamento ($t-a$). Os detalhes da ponta da trinca e refinamento da malha na região de células computacionais são similares ao modelo de elementos finitos do corpo-de-prova C(T). Os modelos numéricos para os demais dutos pré-trincados ($a/t = 0,10$ e $0,23$) também utilizam detalhes e refinamento de malha bastante similares àqueles utilizados para os dutos com $a/t = 0,54$, com respectivamente 128 e 114 elementos de células computacionais ao longo do ligamento.

Com os valores calibrados de D e f_0 determinados na seção 6.3.3, o modelo de células computacionais foi utilizado para prever a pressão (hidrostática) de colapso de dutos testados por Ernst [148]. Nas previsões numéricas sob estado plano de deformação, a resposta tensão vs. deformação do material foi incorporada baseando-se nos dados de tração para o aço API X65 apresentados na Tabela 6.1. Nas análises dos tubos, foram utilizados os parâmetros de células calibrados para corpos-de-prova C(T) de relação $a/W = 0,65$ ($D=200\mu\text{m}$ e $f_0 = 0,000675$).

Figura 6.8 – Modelo numérico 2D (estado plano de deformação) com trinca longitudinal com $a/t = 0,54$.

Na Figura 6.9 a pressão hidrostática de colapso, P_c , para as três configurações de defeitos avaliadas é apresentada graficamente. Os símbolos cheios indicam os valores experimentais obtidos por Ernst [148], enquanto os X indicam a pressão de colapso prevista através da análise numérica. Para maior clareza, os resultados

numéricos foram unidos por segmentos de reta. As previsões numéricas através do modelo de células computacionais indicam boas correlações com as medições experimentais para os dutos pré-trincados com $a/t = 0,10$ e $0,23$ (trincas rasas). Para o tubo com $a/t = 0,10$ o valor numérico excede em aproximadamente 10% o valor experimental, mas a previsão é particularmente boa para o duto com $a/t = 0,23$. É possível observar nestes casos a boa aderência do modelo micromecânico na descrição do comportamento à fratura de estruturas tubulares com trincas rasas.

Em contrapartida, a correlação entre a pressão de colapso obtida numericamente e a medição experimental apresenta maior diferença (~36%) para o duto pré-trincado com $a/t = 0,54$ (trinca profunda).

Figura 6.9 – Comparação entre os resultados de teste de ruptura e a previsão numérica da pressão de colapso de dutos contendo trincas longitudinais de diferentes relações a/t .

Em todas as análises, a previsão da extensão dúctil da trinca imediatamente antes do colapso, Δa , é relativamente pequena ($\Delta a \sim 1$ mm). A Figura 6.10 mostra a configuração deformada para o duto com pré-trinca profunda $a/t = 0,54$, na pressão de 60 MPa imediatamente anterior ao colapso. Para esta configuração, o início da extensão dúctil (i.e, extinção da primeira célula computacional localizada na ponta da trinca) ocorre para a pressão de 40 MPa. O crescimento subsequente da trinca até $\Delta a = 1,0$ mm ocorre dentro de uma zona de processo de fratura dúctil relativamente contida; somente 3 - 5 elementos (células computacionais) à frente da trinca possuem alta porosidade, indicando elevado nível de dano material. Com o aumento adicional da pressão interna até valores próximos da pressão de colapso, o tamanho da zona de processo de fratura aumenta rapidamente provocando um acentuado decréscimo na capacidade de carga do material no ligamento remanescente ($t-a$), o que provoca a sua ruptura com extensão relativamente pequena do defeito.

Este comportamento contrasta significativamente com a resposta dúctil observada experimentalmente nos dutos rompidos em testes hidrostáticos, onde foram observados crescimentos de trinca bem maiores ($\Delta a = 2$ mm). Embora este estudo não tenha contemplado análises adicionais para investigar a(s) fonte(s) de tal comportamento, é possível antecipar que efeitos 3D sejam uma causa possível para a discrepância nos resultados obtidos de pressão de colapso para dutos com trincas profundas ($a/t = 0,54$).

As análises 2D (estado plano de deformações) dos tubos pré-trincados representam uma idealização da geometria real da estrutura e, principalmente, da trinca superficial semi-elíptica. Esta idealização ignora o perfil espacial (curvilíneo) da trinca, o que na prática implica na modelagem de uma trinca de comprimento infinito. Por outro lado, observa-se que as trincas são longas em comparação à sua profundidade ($a/t \sim 0,25$) o que, de certa forma, suportaria a utilização dos modelos 2D adotados neste estudo. Entretanto, somente pequena extensão dúctil ocorre próxima à superfície livre da trinca semi-elíptica, onde o nível de restrição plástica permanece pequeno durante toda a história de carregamento. A quantidade de extensão dúctil (crescimento) no ponto mais profundo da trinca durante o ensaio de ruptura de tubos ($\Delta a = 2$ mm) é potencialmente diferente da extensão dúctil

correspondente ($\Delta a = 1 \text{ mm}$) para uma trinca sob estado plano de deformação (modelo 2D).

De outra forma, a diferença no comportamento entre o modelo de trinca profunda e o corpo-de-prova tubular testado está associada aos níveis muito baixos de triaxialidade de tensões que se desenvolvem na região de trincas em estruturas tubulares de paredes finas sob escoamento de larga escala (LSY). Esta severa perda de restrição plástica na ponta da trinca (*loss of constraint*) afeta fortemente o rasgamento dúctil em tubos de paredes finas com trincas longitudinais.

7. CONCLUSÕES

Este trabalho apresenta uma investigação experimental do comportamento dúctil de aços API X70 utilizado na construção do gasoduto Bolívia-Brasil, gentilmente cedido pela CONFAB S.A. Resultados experimentais são utilizados para caracterizar as propriedades de fratura do material, e para verificar a aplicabilidade da abordagem local e do modelo micromecânico na previsão do comportamento à fratura de dutos contendo defeitos. Curvas experimentais de resistência J - Δa (curvas R) foram determinadas e empregadas para descrever o comportamento à fratura do material através da metodologia de células computacionais.

A caracterização do material revelou um aço de estrutura ferrítico-perlítico fortemente bandeada, característica de processos de laminação controlada, com regiões de intenso refinamento de grão e baixo nível de inclusões. A análise química indicou microadições de elementos formadores de carbonetos obedecendo às exigências da norma API 5L. Ensaio foram realizados para determinar as propriedades mecânicas do material, e delaminações (*splits*) foram observadas na superfície de fratura de todas as configurações de corpos-de-prova testadas (tração e impacto). A ocorrência de delaminações (em consequência do processamento termomecânico) incrementa a tenacidade à fratura da estrutura. Se considerada a espessura de parede de um duto, a ocorrência de delaminações pode aumentar a resistência do material à propagação de trincas porque altera o estado de tensões (de EPD para EPT), e faz com que a energia necessária para a propagação da trinca seja maior. Por outro lado, a ocorrência de delaminações pode reduzir a seção transversal remanescente e diminuir a resistência da estrutura ao colapso plástico.

Ensaio de mecânica da fratura foram conduzidos para a determinação experimental da curva de resistência à fratura J - Δa (curva-R) do material. Esta curva foi utilizada para calibrar os parâmetros micromecânicos de células computacionais no modelo 2D de corpo-de-prova C(T). Este modelo foi capaz de prever de forma adequada a evolução do crescimento de trinca (Δa) com carga crescente, representado pela integral J , para a configuração de corpo-de-prova ensaiada. Verificou-se experimentalmente a hipótese assumida na metodologia de células

computacionais, de que o dano material concentra-se em uma estreita camada de material coplanar ao plano de propagação da trinca. Da mesma maneira, a superfície de fratura revelou modo de falha totalmente dúctil, com formação de alvéolos (*dimples*) com extensiva deformação plástica. Esta característica corrobora o emprego da abordagem proposta por X&S, que considera modo de falha totalmente dúctil do material.

O modelo de células computacionais calibrado (parâmetros D e f_0) foi utilizado para prever a pressão de colapso de tubos de parede fina, contendo trincas longitudinais. Modelos numéricos de dutos com diferentes configurações de profundidade de trinca e espessura de parede (a/t) foram analisados. Os resultados dessas análises mostraram boa concordância com os resultados experimentais de pressão obtidos em testes hidrostáticos reais de tubos com defeitos rasos de configuração semelhante.

De fato, as análises em estado plano de deformação apresentadas neste trabalho demonstram a capacidade da metodologia de células computacionais de simular o crescimento dúctil de trincas e prever a pressão de colapso de estruturas tubulares de paredes finas contendo defeitos rasos (tipo trinca). Estes estudos indicam que as análises em estado plano de deformação, menos onerosas, são satisfatórias para prever adequadamente a pressão de colapso em amostras de dutos com trincas rasas, enquanto análises utilizando modelos 3D parecem ser essenciais para simular a falha em amostras de trincas profundas.

Trabalhos futuros deverão ser conduzidos utilizando a modelagem 3D da propagação dúctil de trincas em dutos para auxiliar na solução de questões de perda de restrição plástica (*constraint*) na ponta do defeito, e avaliar a influência desse fenômeno no rasgamento dúctil em tubos de paredes finas com trincas longitudinais. Adicionalmente, outra abordagem promissora é o estudo da configuração de corpos-de-prova do tipo SE(T) para fornecer dados para a calibração de modelos micromecânicos, ou de inferir o comportamento global da estrutura. Nestes corpos-de-prova o nível de restrição plástica na ponta da trinca se assemelha àquele experimentado pelo defeito na parede do tubo submetido à pressão interna (vide

Figura 4.5), e podem fornecer valores menos conservativos de iniciação à fratura e rasgamento dúctil do material.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. BRASIL. Agência Nacional de Petróleo. **Anuário Estatístico da Indústria Brasileira de Petróleo 1990-1999**. Rio de Janeiro: ANP, 2000.
2. PETROBRAS MAGAZINE. Rio de Janeiro: s.n., vol. 7, nº 32, 2001.
3. GOMES, M. **Encontro Interação Petrobras-Universidades**. Rio de Janeiro, PUC-Rio, 09-10 dezembro 1999, palestra proferida, Rio de Janeiro, 1999.
4. BRASIL. Transportadora Brasileira Gasoduto Bolívia-Brasil S.A Rio de Janeiro. **Sítio insitucional**. Disponível em <www.tbgr.com.br>. Acesso em: agosto 2003.
5. ANUCHKIN, M.P.; MIROSHCHENKO, B.I. *On the method of the gas pipeline fracture resistance evaluation*. In: INTERNATIONAL SEMINAR ON FRACTURE IN GAS PIPELINES. Moscou, 20 de março de 1984. **Proceedings**, Moscou, 1984, p. 27-47.
6. CRUZ, J.R.B e ANDRADE, A.H.P. *Uma visão geral das principais metodologias para avaliação da integridade de estruturas trincadas*. I Seminário de Mecânica da Fratura, ABM. Ouro Preto, 1998. **Anais**
7. ANDERSON, T.L. **Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications**, 2a. ed, CRC:New York, 1995.
8. SUH, N.P.; Turner, APL **Elements of the Mechanical Behaviour of Solids**. New York: McGraw-Hill & Co, s/d.
9. AQUINO, C.T.E. **Notas de aulas**, FEM/UNICAMP, Campinas, 1998.
10. RUGGIERI, C. **Notas de aulas**, PNV/EPUSP, São Paulo, 1999.
11. SILVA, PSCP **Notas de aulas**, PMT/EPUSP, São Paulo, 1999.

12. IRWIN, GR. *Analysis of stresses and strains near the end of a crack transversing a plate*, **Journal of Applied Mechanics**, v. 24, p.361-364, 1957 *apud* [7]
13. KNOTT, JF. **Fundamentals of Fracture Mechanics**. 2^a edição. New York: John Wiley & Sons, 1976.
14. EWALDS, HL; WANHILL, RJH. **Fracture Mechanics**. Sydney: DUM Editor, 1986.
15. HUTCHINSON, J.W., *Fundamentals of the Phenomenological Theory of Nonlinear Fracture Mechanics*, **Journal of Applied Mechanics**, v.50, p. 1042-1051, 1983.
16. RICE, JR, *A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks*, **Journal of Applied Mechanics**, v. 35, 1968, p.379-386 *apud* [7]
17. HUTCHINSON, J. W., *Singular Behavior at the End of a Tensile Crack Tip in a Hardening Material*, **Journal of the Mechanics of Physics of Solids**, v.16, p. 13-31, 1968.
18. RICE, JR; ROSENGREEN, GF, *Plane Strain Deformation Near a Crack Tip in a Power Law Hardening Material*, **Journal of the Mechanics of Physics of Solids**, v.16, p. 1-12, 1968
19. BROEK, D. **Elementary engineering fracture mechanics**, 2^a edição, Netherlands: Martinus Nijhoff Publishers, 1983.
20. SAXENA, A.; CRETEGNY, L. *The relationship between microstructure and J-R curve*, **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.29A, p. 1917-1922, Julho de 1998.
21. BETEGON,C; HANCOCK, JW, *Two-parameter characterization of elastic-plastic crack tip fields*, **Journal of Applied Mechanics**, v.58, p. 104-113, 1991.

22. WANG,YY, *On the two-parameter characterization of elastic-plastic crack-front fields in surface-cracked plates*, in: **Constraint Effects in Fracture, ASTM STP 1171**, Hackett, et al. Eds., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, p. 120-138, 1993.
23. O'DOWD, NP, SHIH, CF, *Family of crack-tip fields characterized by a triaxiality parameter: Part I - Structure of fields*, **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v. 39, n. 8, p. 989-1015, 1991.
24. O'DOWD, NP, SHIH, CF, *Family of crack-tip fields characterized by a triaxiality parameter: Part II - Fracture Applications*, **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v. 40, p. 939-963, 1992.
25. WILLIAMS, ML, *On the stress distribution at the base of a stationary crack*, **Journal of Applied Mechanics**, v. 24, p. 109-114, 1957 *apud* [7].
26. PISARSKI, H.G.; WIGNALL, C.M. *Fracture toughness estimation for pipeline girth welds*. In: 4th INTERNATIONAL PIPELINE CONFERENCE IPC2002. Calgary, 29 setembro 2002. **Proceedings** (CD-ROM)
27. Encyclopaedia Britannica, **History of pipelines**, 2003. Acesso disponível em <<http://www.britannica.com>>
28. COSHAM, A. **The Assessment of Pipeline Defects**. Tutorial Course. 4th *International Pipeline Conference IPC2002*, 29 setembro 2002. Calgary, Canada.
29. ESTADOS UNIDOS. United States Steel. **The making, shaping and treating of steels**. 7a.ed. New York: United States Steel, 1957.
30. SILVA TELLES, P.C. **Tubulações Industriais: Materiais e Projetos**. 10^a. ed., São Paulo: LTC, 2001. 252 p
31. BRASIL. Agência Nacional de Petróleo. **Anuário Estatístico da Indústria Brasileira de Petróleo 2002**. Rio de Janeiro: ANP, 2002.

32. PAREKH, H.; SATI, V.C. *Pipeline industry in India: Recent developments and future requirements*. In: 4th INTERNATIONAL PIPELINE CONFERENCE IPC2002. Calgary, 29 setembro 2002. **Proceedings**, 1 CD-ROM
33. ESTADOS UNIDOS. American Society for Metals. **Failures of Pipelines**. In: *Metals Handbook* Vol.11: Failure Analysis and Prevention. 9^a.ed. Metals Park: Ohio, ASM, 1986, p.695-706.
34. MOHITPOUR, M.; GOLSHAN, H.; MURRAY, A. **Pipeline Design & Construction**: A practical approach. New York: ASME Press, 2000. 654p.
35. PAPADAKIS, G.A. *Major hazard pipelines: a comparative study of onshore transmission accidents*. **Journal of Loss Prevention in the Process Industries**, v. 12 , 1999, p. 91-107
36. ESTADOS UNIDOS. National Transportation Safety Board NTSB. **Safety Report: Transportation Safety Database**, Washington, 2002. (Relatórios NTSB/SR-02/02, PB2002-917004).
37. ESTADOS UNIDOS. Central Intelligence Agency C.I.A. **The world factbook 2002- Field Listing: Pipelines**, Washington, EUA. Acesso em : 03/03. Acesso <<http://www.odci.gov/cia/publications/factbook/fields/2117.html>>
38. CANADA. Petroleum Communication Found. **Canada's Pipelines**, Calgary, Outubro/2002.
39. BRASIL. Transpetro S.A Rio de Janeiro. **Sítio insitucional**. Disponível em <www.transpetro.com.br>. Acesso em: Novembro 2003.
40. ESTADOS UNIDOS, American Petroleum Institute. **Specification for line pipe steel API5L**. 42^a. edição. New York, 2001
41. ESTADOS UNIDOS. American Society for Metals. **Steel tubular products**. In: *Metals Handbook* Vol.01: Properties and Selection. 10^a.ed., Metals Park: Ohio, ASM, 1995, p. 327-336.

42. HILLEBRAND, H.G. et al. *X80 linepipe for large-diameter high strength pipelines*, **Journal for Piping, Engineering, Practice**. Special Edition Steel Pipelines, v.13, 2002, p. 19-25.
43. CHIESA, M. et al. *Efficient fracture assessment of pipelines. A constraint-corrected SENT specimen approach*. **Engineering Fracture Mechanics**, 2001, v. 68, p.527-547.
44. KNOTT, J.F.; HARRISON, J.D. *Fundamentals of Fracture in Pipelines*. In: INTERNATIONAL SEMINAR ON FRACTURE IN GAS PIPELINES. Moscou, 20-22 de março de 1984. **Proceedings**, Moscou, 1984, p. 01-26.
45. WOODHEAD, J.H.; KEOWN, S.R., *The History of Microalloyed Steels*. In: ASM INTERNATIONAL 1985. **Conference Proceedings**, p. 15-28, Ed. JM Gray et al., 1985.
46. ESTADOS UNIDOS. American Society for Metals. **High-strength structural and high-strength low-alloy steels**. In: Metals Handbook Vol.01: Properties and Selection. 10a. ed. Metals Park : Ohio, ASM, 1990, p. 389-423.
47. CHAWLA, K.K. *The phenomenon of separations in microalloyed control-rolled pipeline steels*. In: Fracture Prevention in Energy and Transport Systems. **Proceedings of the International Congress on Fracture**. Editores I.L.May e S.N. Monteiro. Rio de Janeiro, 1983. p. 101-108.
48. FERRANDINI, P et al. *Influência de variáveis externas no micromecanismo de fratura de um aço API 5L X65 nas condições ferrítico-perlítica e ferrítico-martensítica*. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS 12º CBECIMAT, Águas de Lindóia, 1996. **Anais**. São Paulo: s.n., 1996. p. 637-640.
49. LEIS, B.N. *Evolution of line pipe steel and its implication for transmission pipeline design*. In: 4th INTERNATIONAL PIPELINE CONFERENCE IPC2002. Calgary, 29 setembro 2002. **Proceedings**, 1 CD-ROM

50. GRAY, J.M.; PONTREMOLL, M. *Metallurgical options for API Grade X-70 and X-80 Line pipe*. In: Pipe Technology International Conference, Rome, 17-19 Novembro, 1987. **Proceedings**.
51. SUN, J.;BOYD, J.D. *Effect of thermomechanical processing on anisotropy of cleavage fracture stress in microalloyed linepipe steel*. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v.77, 2000, p.369-377.
52. PONTREMOLI, M et al. *Development of grade X80 pipeline steel plates produced by controlled rolling*, **Metals Tecnology**, Vol.11, p. 504-514, Novembro 1984.
53. MAXEY,W.A.; EIBER,R.J. *Fractures in Pipelines: main influencing factors*. In: INTERNATIONAL SEMINAR ON FRACTURE IN GAS PIPELINES. Moscou, 20-22 de março de 1984. **Proceedings**, Moscou, 1984, p. 49-81.
54. DUNCAN, AJ et al. **J-Integral fracture toughness testing and correlation to the microstructure of a A285 steel for fracture analysis of storage tank**. Washington: Department of Energy, 2000. (Relatório WSRC-MS-2000-00282, <<http://www.srs.gov/general/sci-tech/fulltext/ms2000282/ms2000282.html>>).
55. SHANMUGAM, P e PATHAK, S.D. *Some studies on the impact behavior of banded microalloyed steel*, **Engineering Fracture Mechanics**, Vol.53, n°6, p.991-1005, 1996.
56. KÜHNE, K et al. *Reasons for the appearance of separations in HSLA-steels*. In: 4th European Conference on Fracture, s.l., s.d. **Proceedings**, p.328-334.
57. ENGL, B; FUCHS, A *The cause of separations and its effects on fracture behaviour*. In: 4th European Conference on Fracture, s.l., s.d. **Proceedings**, p.335-342.
58. THAULOW, C. et al. *Fracture mechanical properties in controlled rolled C-Mn thermomechanically treated steels with splittings*. **Engineering Fracture Mechanics**, v.24, n.2, 1986, p.263-276.

59. GUO, W. et al. *The coupled effects of thickness and delamination on cracking resistance of X70 pipeline steel*, **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, Vol. 79, 2002, p. 403-412.
60. SILVA, C.N.P **Efeito das separações na tenacidade de um aço microligado produzido por laminação controlada**. 1986. Dissertação (Mestrado) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo. São Paulo.
61. DIETER, G.E., **Metalurgia Mecânica**. 2^a. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois, 2^a. edição. Rio de Janeiro, 1981.
62. COSHAM, A; HOPKINS, P. *The pipeline defect assessment manual*. In: 4th INTERNATIONAL PIPELINE CONFERENCE IPC2002. Calgary, 29 setembro 2002. **Proceedings**, 1 CD-ROM.
63. Muhlbauer, W.K. **Pipeline Risk Management Manual**, 2a. Edição, Gulf Prof. Publishing, EUA, 1999
64. BOLOTOV, A.S. *One-dimensional gas expansion studies of gas pipeline failure*. In: INTERNATIONAL SEMINAR ON FRACTURE IN GAS PIPELINES. Moscou, 20-22 de março de 1984. **Proceedings**, Moscou, 1984, p. 83-94.
65. CIVALLERO, M.; MIRABILE, M.; SIH, G.C. *Fracture Mechanics in Pipeline Technology*. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON ANALYTICAL AND EXPERIMENTAL FRACTURE MECHANICS. Rome, Junho de 1980. **Increased safety of gas-transmission pipelines through fracture mechanics concepts**. Rome: Editora ITALSIDER / SIDERIUM, Junho, 1980.
66. CIVALLERO, M. *Future demands of pipeline steels and associated research problems*. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON ANALYTICAL AND EXPERIMENTAL FRACTURE MECHANICS. Rome, junho de 1980. **Increased safety of gas-transmission pipelines through fracture mechanics concepts**. Rome: Editora ITALSIDER / SIDERIUM, Junho, 1980.

67. TETELMAN, A. S.; McEVILY, A. J. **Fracture of Structural Materials**. New York: John Wiley & Sons, 1967.
68. ANDERSON, T.L. *On the Application of R-curves and Maximum load toughness to structures*. In: **ASTM STP 969 Fracture Mechanics 19th Symposium**, Ed. T.A.Cruse, Ed. ASTM, Philadelphia, 1988, p.291-317.
69. 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, 1996, p.309-340.
70. 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.
71. MIRABILE, M et al. *Fracture mechanics approach to the plastic instability of surface notched pipelines during hydrotests*. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ON ANALYTICAL AND EXPERIMENTAL FRACTURE MECHANICS. Rome, Junho de 1980. **Increased safety of gas-transmission pipelines through fracture mechanics concepts**. Rome: Editora ITALSIDER SIDERIUM, Junho, 1980, p.65-76.
72. O'DONOGHUE, P.E. et al. *The development and validation of a dynamic fracture propagation model for gas transmission pipelines*, **International Journal of Pressure Vessels & Piping**, vol. 70, 1997, p.11-25.
73. KIEFNER, J.F., et al. *The Failure stress levels of flaws in pressurized cylinders*. In: Standard Technical Publication **ASTM STP 536**, Philadelphia, 1973, p. 461-481, 1973.
74. KIEFNER, J.F.; VIETH, P.H. **A Modified criterion for evaluating the strength of corroded pipe**. Ohio: Laboratórios Battelle Memorial, 1989. (Relatório Final do Projeto PR3-805, Pipeline Supervisory Committee of the American Gas Association).

75. AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **Fitness-for-service: Recommended Practice API 579**. 1^aed, New York: ASTM, 2001.
76. FOLIAS, E.S. *On the theory of fracture of curved sheets*, **Engineering Fracture Mechanics**, Vol. 2, 1970, p. 151-164.
77. TOYODA, M. *Constraint effects – How to link between structural integrity assessment and fracture toughness evaluation*. **Journal of Offshore Mechanics and Arctic Engineering**, v. 119, maio 1997, p. 125-133.
78. LAMPMAN, S.R. **Fatigue and Fracture**. In: Metals Handbook, v.19, 10a. ed. Metals Park: Ohio, 1996.
79. PAVANKUMAR, T.V. et al. *Transferability of specimen J-R curves to straight pipes with through-wall circumferential flaws*. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v.79, 2002, p.127-134.
80. PARKS, D.M. *Advances in characterization of elastic-plastic crack tip fields*. In: **Topics in Fracture and Fatigue**. Ed. A.S. Argon, Springer-Verlag:New York, 1992, p.59-98.
81. BEGLEY, J.A.; LANDES, J.D. **International Journal of Fracture**, v. 12, p. 764-766.
82. HENRY, B.S.; LUXMOORE, AR.; SUMPTER, J.D.G. *Elastic-plastic fracture mechanics assessment of low constraint aluminium specimens*. **International Journal of Fracture**, v.81, 1996, p. 271-234
83. REYNOLDS,A.P. *Comparison of R-curve methodologies for ranking the toughness of aluminium alloys*. **Journal of Testing and Evaluation**, 1996, v.24, n.6, p.406-410.
84. YAN, C.; MAI, Y.-W. *Effect of crack depth and specimen width on fracture toughness of a carbon steel in the ductile–brittle transition region*, **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v.77, 2000, p. 313-319.

85. SEOK, C.S., KIM, S.Y. *Effect of specimen configurations on the fracture resistance curve*, **Nuclear Engineering and Design**, v.214, 2002, p. 47-56.
86. KIM, S.Y. *et al Effect of specimen configurations on J-R curves in nuclear piping material*. **PVP-373 Fatigue, Fracture and Residual Stresses**, ASME International, 1998, p. 207-212.
87. LANDES, J. *et al. Geometry effects on the R-curve*, **Nonlinear Fracture Mechanics**, vol II **ASTM STP 995**, ASTM, 1989, p. 123-143.
88. JOYCE, J.; LINK, R.E. *Effects of constraint on upper shelf fracture toughness*. **Fracture Mechanics 26th Volume**, **ASTM STP 1256**, ASTM, 1995.
89. XIA,L. SHIH,F., HUTCHINSON, J.W. *A computational approach to ductile crack growth under large scale yielding conditions*, **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v.43, n.3, p.389-413, 1995.
90. SOMMER, E.; AURICH, D. *On the effect of constraint on ductile fracture*, **Defect Assessment in Components – Fundamentals and Applications**, ESIS/EGF9, Mechanical Engineering Publications, London, 1991, p.141-174.
91. FALESKOG, J. *et al. Cell model for nonlinear fracture analysis - Micromechanics calibration*, **International Journal of Fracture**, v.89, 1998, p. 355-373.
92. RIVALIN, F. *et al. Ductile Tearing of pipeline-steel wide plates I – Dynamic and quasi-static experiments*. **Engineering Fracture Mechanics**, v.68, 2001, p.329-345.
93. NYHUS, B **State of the art for use of SENT specimens to test fracture properties in pipes for reeling operation**. Trondheim: SINTEF, 2001. (Relatório SINTEF n°STF24 F01274).
94. BRITISH STANDARDS INSTITUTION. **Guide on methods for assessing the acceptability of flaws in metallic structures BS:7910**. Londres, 1999.

95. MILNE, I.; AINSWORTH, R.A.; DOWLING, AR.; STEWART, AT. **Assessment of the integrity of structures containing defects**. London: CEGB, 1986. (Relatório CEGB R/H/R6 - Revision 3).
96. KUMAR, V; GERMAN, M.D.; SHIH, C.F. **An Engineering Approach to Elastic-Plastic Fracture Analysis**. Palo Alto: Electric Power Research Institute EPRI, 1981. (Relatório NP-1931 Projeto 1237-1) .
97. TURNER, C; ETEMAD, R. *Use of R-curves for design in the elastic-plastic fracture mechanics regime*. In: **FRACTURE MECHANICS: 19th SYMPOSIUM, ASTM STP 969**, Ed. T.A.Cruse, Philadelphia, 1988, p. 356-373.
98. GRÜTER, L.; HUTHMANN, H.; CORNEC, A. *Transferability of laboratory specimen crack growth characteristics to circumferentially cracked pipes*. **Defect Assessment in Components – Fundamentals and Applications**, ESIS/EGF9, Mechanical Engineering Publications, London, pp.723-737, 1991.
99. INTERNATIONAL JOURNAL OF PRESSURE VESSELS AND PIPING. **Special issue on Flaw Assessment Methods**. New York: ASME, Vol 77 (2000) p. 853-963.
100. HARRISON, J.D.; BURDEKIN, F.M.; YOUNG, J.G. *A proposed acceptance standard for weld defects based upon suitability for service*. In: **2nd CONFERENCE ON THE SIGNIFICANCE OF DEFECTS IN WELDS**, Cambridge, maio de 1968. Ed. TWI, London, 1968, paper 1, p.65-79.
101. WIESNER, C.S. et al. *Engineering critical analyses to BS 7910 – the UK guide on methods for assessing the acceptability of flaws in metallic structures*. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 77, p.883-893, 2000.
102. ANDERSON, T.L.; OSAGE, D.A *API 579: a comprehensive fitness-for-service guide*. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 77, 953-963, 2000.

103. ANDREWS, R et al. *Measurement and modelling of the crack tip opening angle in a pipeline steel*. In: 4th INTERNATIONAL PIPELINE CONFERENCE IPC2002. Calgary, 29 setembro 2002. **Proceedings**, 1 CD-ROM
104. GULLERUD, A.S. et al. *Three-dimensional modeling of ductile crack growth in thin sheet: computational aspects and validation*, **Engineering Fracture Mechanics**, v.63, p.347-374, 1999.
105. ZHANG, X. *A study on crack growth in ductile materials*, **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 76, 1999, p. 583-590.
106. BALSARA, M.N. *Application of advanced fracture mechanics to the assessment of linepipe defects*, **OMAE – Pipeline Technology**, v. 5, ASME, 1996, p. 569-585.
107. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard Test Method for Determining the Inclusion Content of Steel ASTM:E45**. New York, 1997.
108. ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **Materiais Metálicos: Ensaio de Tração à Temperatura Ambiente NBR:ISO 6892**. São Paulo, 2002.
109. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, **Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [Metric] ASTM:E8M**. New York, 1997.
110. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, **Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials ASTM:E399**. New York, 1997.
111. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, **Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials ASTM:E23**. New York, 1997.

112. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, **Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness ASTM:E1820**. New York, 1996.
113. JOYCE, J. *Manual on Elastic-Plastic Fracture: Laboratory Test Procedures*, **ASTM Manual Series: MNL 27**, Pensilvânia:ASTM, 1996.
114. USIMINAS **Certificado de qualidade** n°234.656, datado de 23/12/97.
115. FELDMANN, U. *Metallurgical and technological considerations of producing fracture resistant pipe*. In: INTERNATIONAL SEMINAR ON FRACTURE IN GAS PIPELINES. Moscou, 20-22 de março de 1984. **Proceedings**, Moscou, 1984, p. 245-266.
116. VOSS,B.;MAYVILLE,R. *The use of the partial unloading compliance method for the determination of J-R curves and J_{IC}* . **Elastic-Plastic Fracture Test Methods: The user's experience**. ASTM STP 856 Eds. T Wessel e F.J.Loss. Philadelphia, 1985, p.117-130.
117. JOYCE, J.A. *Development of a criterion for the effect on the J-R curve of elastic unloadings*. **Fracture Mechanics: 18th Symposium**. ASTM STP 945 Eds. D.T. Read e R.P.Reed. Philadelphia, 1988, p.647-662.
118. UNDERWOOD,J.H et al. *Unloading Compliance and Load-drop Analysis of J_{IC} Tests of Irradiated 348 Stainless Steel*. **Fracture Mechanics: 18th Symposium**. ASTM STP 945 Eds. D.T. Read e R.P.Reed. Philadelphia, 1988, p.611-621.
119. BROCKS, W. et al. *Application of the Gurson model to ductile tearing resistance*. **Constraint effects in fracture theory and applications**. 2a. ed. ASTM STP 1244 Eds. Mark Kirk e Add Baker. Philadelphia, 1995.
120. McCLINTOCK, F.A. *A criterion for ductile fracture by void growth of holes*. **Journal of Applied Mechanics**, v. 35, 1968, p. 357-381.

121. PINEAU, A. *Global and Local approaches of fracture: Transferability of laboratory test results to components*. In: **Topics in Fracture and Fatigue**. Ed. A. S.Argon, New York: Springer Verlag, 1992, p. 197-234.
122. 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.
123. GAO, X.; FALESKOG, J.; SHIH, F. *Cell model for nonlinear fracture analysis II: Fracture-process calibration and verification*. **International Journal of Fracture**, v. 89, 1998, p. 375-398.
124. BEREMIN, F.M. *A Local Criterion for Cleavage Fracture of a Nuclear Pressure Vessel Steel*. **Metallurgical Transactions**, v.14A, 1983, p. 2277-2287.
125. MUDRY, F. *A local approach to cleavage fracture*. **Nuclear Engineering and Design**, v. 105, 1987, p. 65-76.
126. 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**, v.99, 1981, p.2-15.
127. GARRISON, W.M.Jr.; MOODY, N.R. *Ductile Fracture*. **Journal of the Physics and Chemistry of Solids**. v. 48, 1987, p. 1035-1074.
128. VAN STONE, R.H. et al. *Microstructural aspects of fracture by dimpled rupture*. **International Metals Review**, v.30, 1985, p.157-179.
129. RITCHIE, R.O.; THOMPSON, A.W. *On macroscopic and microscopic analyses for crack initiation and crack growth toughness in ductile alloys*. **Metallurgical Transactions A**, v. 16, 1985, p.233.
130. XIA, L. ; SHIH, C.F. *Ductile crack growth – I: A numerical study using computational cells with microstructurally-based lengths scales*. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v. 43, 1995, p.233-259.

131. XIA, L. ; SHIH, C.F. *Ductile crack growth – II: Void nucleation and geometry effects on macroscopic fracture behaviour*. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v. 43, 1995, p.1953-1981.,
132. ISACSSON, M; NARSTRÖM, T. *Microscopic examination of crack growth in a pressure vessel steel*. **Materials Science and Engineering A**, v.241, 1998, p. 189-178
133. XIA, L. ; SHIH, C.F. *Ductile crack growth – III: Statistical aspects cleavage fracture after tearing*. **Journal of the Mechanics and Physics of Solids**, v. 44, 1996, p.603-639.
134. TVERGAARD, V. *Material Failure by Void Growth to Coalescence*. **Advances in Applied Mechanics**, v.27, 1990.
135. GAO, X.; FALESKOG, J.; SHIH, F. *Analysis of ductile to cleavage transition in part-through cracks using a cell model incorporating statistics*, **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures**, v. 22 (3), 1999, p. 239-250.
136. RIVALIN, F. et al. *Ductile tearing of pipeline steel wide plates II: Modelling of in-plane crack propagation*. **Engineering Fracture Mechanics**, v.68, 2001, p. 347-364.
137. RUGGIERI, C., PANONTIN, T.L., DODDS, R.H. *Numerical Modeling of Ductile Crack Growth in 3-D Using Computational Cell Elements*, **International Journal of Fracture**, v. 82, 1996, p. 67-95.
138. McMEEKING R.M.; PARKS, D.M. *On criteria for J dominance of crack tip fields in large-scale yielding* **ASTM STO 668**, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1979, p. 175-194.
139. DENG, X.; NEWMANN, J.C.Jr. *A study of some issues in stable tearing crack growth simulations*, **Engineering Fracture Mechanics**, v.64, 1999, p. 291-304.

140. ZHANG,Z.L.;THAULOW,C.;ODEGARD, J. *A complete Gurson model approach for ductile fracture*, **Engineering Fracture Mechanics**, v.67, 2000, p. 155-168.
141. 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**, v.45, 1997, p.21-50.
142. BERDIN,C. et al. *Local approach of damage and fracture toughnessfor nodular cast iron*, **Engineering Fracture Mechanics**, v.68, 2001, p.1107-1117.
143. RUGGIERI, C.; DODDS, R.H. *3D Modelling of mode I crack growth in structural materials*. In: 15th BRAZILIAN CONGRESS OF MECHANICAL ENGINEERING (COBEM99), Águas de Lindóia, 1999. **Anais**, 1999.
144. CORIGLIANO, A. et al. *Analysis of ductile fracture in damaged pipelines by a geometric parameter method*, **Engineering Structures**, v.21, n.10, p.924-936, 1999.
145. LIEBOWITZ, H. et al. *Computational Fracture Mechanics: Research and Application*. **Engineering Fracture Mechanics**, 1995, v.50, n°5/6, p. 653-670.
146. KOPPENHOEFER, K et al. **WARP3D: Dynamic Nonlinear Analysis of Solids Using a Preconditioned Conjugate Gradient Software Architecture**, Illinois: University of Illinois at Urbana-Champaign, 1994. (Relatório *Structural Research Series* (SRS) 596, UILU-ENG-94-2017).
147. SHIH, C.F.; MORAN, B.; NAKAMURA, T. *Energy release rate along a three dimensional crack front in a thermally stressed body*. **International Journal of Fracture** 1991, v. 30, p.79-102. *apud* [79].
148. ERNST, *et al* **Hydraulic Test and Pipeline Realiability**, Technical Report, Center for Industrial Research, Argentina, 1997.

149. ROSA LOPES, A *et al* **Defect evolution during hydrostatic testing of an API 5L X65 grade pipeline**. Relatório CONFAB Tubos S.A., 1996.

APÊNDICES

APÊNDICE A – Resultados de Ensaios (tabulados)

A Tabela A1 apresenta os pontos da curva real de tensão-deformação implementada no WARP3D, determinada através das equações (6.4). Para garantir comportamento perfeitamente plástico do material, o último ponto da curva é determinado pela extrapolação da tangente no ponto de máximo de tensão real.

A Tabela A2 apresenta os pontos das curvas determinadas nos ensaios de tração em corpos-de-prova cilíndricos reduzidos (corpos-de-prova TR01 e TR02), bem como os pontos da curva média calculada. Finalmente, os pontos das curvas de resistência J-R determinadas para os corpos-de-prova de mecânica da fratura (TL01 a TL05) estão apresentadas na Tabela A3. A representação gráfica de todas estas curvas está apresentada no Capítulo 5.

Por simplificação, os pontos x-y obtidos durante os ensaios (por aquisição de dados via computador) foram reduzidos a uma relação de aproximadamente 30 pontos, representativos do comportamento mecânico do material. Isto facilita a referência a estes dados, tornando-os adequados para utilização em rotinas de análises numéricas posteriores.

Tabela A1 – Curva tensão-deformação real implementada no WARP3D.

Deformação real	Tensão real (MPa)
0,0024	485,93
0,013	487,95
0,016	510,75
0,031	560,85
0,056	610,54
0,077	634,14
0,090	645,56
0,100	652,87
1,000	1243,42

Tabela A2 – Dados da curva tensão-deformação do aço API-X70.

TR01		TR02		Média	
Deformação	Tensão (MPa)	Deformação	Tensão (MPa)	Deformação	Tensão (MPa)
3,80E-05	7,18	7,00E-06	7,63	2,25E-05	7,40
4,38E-04	114,28	4,10E-04	114,39	4,22E-04	113,97
9,73E-04	254,41	9,78E-04	271,67	1,01E-03	270,41
1,55E-03	399,76	1,40E-03	381,50	1,52E-03	401,13
4,64E-03	463,17	1,77E-03	458,54	1,68E-03	433,77
4,82E-03	461,98	3,92E-03	481,59	1,73E-03	443,43
5,03E-03	461,26	7,88E-03	482,30	4,22E-03	471,23
5,16E-03	460,27	1,10E-02	484,27	1,04E-02	475,02
5,37E-03	459,37	1,16E-02	484,66	1,25E-02	479,93
5,58E-03	459,52	1,21E-02	490,75	1,46E-02	487,62
5,71E-03	458,68	1,26E-02	496,25	2,43E-02	526,66
5,92E-03	459,37	1,42E-02	502,91	3,92E-02	557,87
6,11E-03	460,48	2,30E-02	535,30	3,96E-02	558,41
6,23E-03	461,11	3,80E-02	566,90	4,05E-02	559,43
1,15E-02	467,30	5,39E-02	584,27	4,13E-02	560,61
1,27E-02	469,85	7,18E-02	594,43	4,59E-02	566,85
1,37E-02	470,24	9,05E-02	597,77	6,06E-02	580,14
1,46E-02	470,86	1,08E-01	595,98	7,43E-02	585,63
2,01E-02	501,81	1,24E-01	587,53	9,29E-02	588,92
3,47E-02	538,80	1,41E-01	565,58	1,09E-01	588,90
4,99E-02	560,34	1,60E-01	522,44	1,27E-01	582,90
6,66E-02	572,49	1,97E-01	360,18	1,52E-01	552,99
8,53E-02	578,81	1,97E-01	355,55	1,53E-01	552,00
1,04E-01	581,83	1,97E-01	136,23	1,53E-01	551,27
1,23E-01	581,50			1,72E-01	505,50
1,41E-01	574,05			1,91E-01	435,34
1,55E-01	558,64			1,95E-01	415,41
1,55E-01	558,13			1,99E-01	285,26
1,56E-01	556,81				
1,75E-01	520,06				
1,93E-01	461,77				
2,12E-01	365,22				
2,13E-01	70,01				

Tabela A3 - Curvas J-R determinadas para o aço X70.

Item	TL01		TL02		TL03		TL04		TL05		Média	
	Δa (mm)	J (kJ/m ²)	Δa (mm)	J (kJ/m ²)	Δa (mm)	J (kJ/m ²)	Δa (mm)	J (kJ/m ²)	Δa (mm)	J (kJ/m ²)	Δa (mm)	J (kJ/m ²)
1	0,18	76,20	0,16	103,04	0,26	4,57	-0,40	0,032	-0,02	0,13	0,10	3,80
2	0,27	117,49	0,11	141,88	0,07	58,74	-0,16	0,86	0,17	0,36	0,10	25,75
3	0,20	160,88	0,30	180,28	0,11	102,49	-0,01	1,95	0,79	1,51	0,25	49,46
4	0,27	204,04	0,34	219,95	0,05	150,75	0,20	3,77	0,86	5,29	0,31	76,07
5	0,31	248,43	0,40	260,01	0,14	197,65	-0,31	14,76	0,75	11,09	0,18	105,25
6	0,38	292,50	0,57	299,57	0,27	244,40	-0,50	36,64	0,73	18,42	0,21	136,76
7	0,36	337,51	0,63	345,24	0,36	292,15	-0,42	61,56	0,62	27,69	0,24	169,96
8	0,58	380,76	0,77	376,41	0,33	345,42	-0,07	86,86	0,54	50,68	0,32	207,09
9	0,60	425,78	0,83	412,67	0,56	389,11	0,03	115,06	0,50	76,80	0,40	243,61
10	0,52	471,60	0,91	449,35	0,54	442,31	-0,05	145,11	0,47	104,51	0,44	283,58
11	0,88	515,21	1,05	486,03	0,76	488,10	0,01	173,94	0,41	132,66	0,51	319,38
12	0,72	555,27	1,14	521,74	0,85	535,84	-0,01	235,07	0,47	160,63	0,53	363,16
13	0,74	597,45	1,33	557,05	0,92	585,99	0,05	296,35	0,43	205,07	0,64	410,40
14	0,78	637,48	1,33	592,71	1,03	631,31	0,06	357,97	0,51	249,45	0,67	456,01
15	0,88	677,14	1,46	627,73	1,30	664,90	0,15	419,59	0,51	294,47	0,77	499,63
16	1,07	714,62	1,53	662,29	1,43	706,67	0,34	479,97	0,45	340,05	0,86	544,24
17	1,29	752,67	1,68	696,36	1,57	748,64	0,42	540,47	0,62	384,06	0,96	588,61

Tabela A3 - Curvas J-R determinadas para o aço X70 (continuação).

Item	TL01		TL02		TL03		TL04		TL05		Média	
	Δa (mm)	J (kJ/m ²)	Δa (mm)	J (kJ/m ²)	Δa (mm)	J (kJ/m ²)	Δa (mm)	J (kJ/m ²)	Δa (mm)	J (kJ/m ²)	Δa (mm)	J (kJ/m ²)
18	1,26	791,00	1,84	729,87	1,93	820,69	0,60	631,55	0,72	428,04	1,10	638,40
19	1,56	826,22	2,02	762,77	2,06	860,25	1,12	716,00	0,92	477,21	1,36	685,77
20	1,70	862,66	2,26	794,78	2,18	900,14	1,39	798,48	0,97	512,21	1,47	731,66
21	1,94	896,87	2,24	827,79	2,47	923,37	1,87	881,59	1,18	551,98	1,72	777,96
22	2,06	930,76	2,32	859,63	2,53	965,62	2,11	948,83	1,21	593,09	1,90	818,14
23	2,18	962,35	2,51	890,81	2,75	993,33	2,59	1015,04	1,36	632,74	2,14	861,01
24	2,35	994,91	2,77	920,44	2,99	1018,58	3,04	1080,50	1,34	671,58	2,29	900,79
25	2,42	1026,35	2,96	950,13	3,11	1052,63	3,27	1142,95	1,54	706,12	2,46	937,93
26	2,58	1057,50	3,12	979,17	3,15	1095,51	3,53	1203,42	1,72	745,66	2,64	977,48
27	2,76	1087,49	3,13	1008,60	3,29	1123,32	3,90	1260,11	1,74	783,21	2,80	1017,12
28	2,83	1116,49	3,31	1036,85	3,46	1148,15	4,27	1313,83	1,89	819,19	3,00	1052,79
29	3,04	1145,08	3,66	1063,55	3,65	1169,89	4,43	1365,53	2,06	854,12	3,17	1086,89
30	3,10	1173,69	3,92	1090,02	3,82	1192,06			2,31	888,80	2,98	1045,94
31	3,36	1200,65	4,02	1116,64	4,08	1203,86			2,39	923,49	3,14	1074,37
32	3,40	1228,43	4,06	1142,88	4,16	1236,17			2,57	956,49	3,35	1099,40
33	3,60	1254,81	4,44	1167,19	4,31	1257,84			2,67	989,37	3,53	1129,05
34	3,88	1281,16	4,62	1191,21	4,51	1274,35			2,86	1045,44	3,65	1162,09

Tabela A3 - Curvas J-R determinadas para o aço X70 (continuação).

Item	TL01		TL02		TL03	TL04	TL05		Média	
	Δa (mm)	J (kJ/m ²)	Δa (mm)	J (kJ/m ²)			Δa (mm)	J (kJ/m ²)	Δa (mm)	J (kJ/m ²)
35	3,98	1306,06	4,64	1215,87			3,11	1100,40	3,82	1193,11
36	4,11	1330,61	5,11	1237,70			3,38	1150,75	3,90	1199,70
37	4,14	1355,19	5,11	1261,26			3,76	1201,73	4,12	1233,00
38	4,23	1379,20	5,41	1282,93			3,83	1251,55	4,19	1266,01
39	4,45	1401,46	5,54	1305,02			4,08	1299,12	4,44	1297,33
40							4,24	1345,44	4,53	1328,63
41							4,62	1389,76	4,83	1358,05

APÊNDICE B – Publicações e Prêmios

Os resultados obtidos neste estudo foram divulgados através de trabalhos técnicos apresentados em conferências internacionais nas áreas de tubulações e indústria do petróleo, e de Mecânica da Fratura. Adicionalmente, obteve incentivo da comunidade técnica da área de dutos através de dois prêmios recebidos.

B.1 Trabalhos apresentados em Conferências Internacionais

Cell model predictions of ductile fracture in damaged pipelines.

Claudio Ruggieri e Eduardo Hipert Jr

Fatigue and Fracture Mechanics Meeting 33rd volume, ASTM STP

ASTM American Society for Testing and Materials

ASTM STP 1417, p. 176-191, Agosto 2001.

Ductile crack extension in pipeline steels: experiments and cell model predictions.

Eduardo Hipert Jr e Claudio Ruggieri

16º Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica, COBEM 2001, Uberlândia (MG).

Anais do COBEM 2001 (CD-Rom).

Constraint effects on crack growth resistance curves: a methodology for structural integrity assessment of pipelines.

Eduardo Hipert Jr, Claudio Ruggieri

20th Offshore Mechanics and Arctic Engineering Conference, OMAE 2001, RJ

ASME The American Society for Mechanical Engineers, Junho 2001.

Experimental and numerical investigation of ductile crack extension in a high strength pipeline steel

Eduardo Hipert Jr, Claudio Ruggieri

Pressure Vessels and Piping Conference PVP 2001, Atlanta (EUA)

ASME The American Society for Mechanical Engineers,

Proceedings PVP vol. 430 p. 385-392, Setembro 2001.

Structural integrity assessment of pipelines using crack growth resistance curve

Eduardo Hipert Jr, Fernando Dotta, Claudio Ruggieri

4th International Pipeline Conference IPC 2002, Calgary (Canada).

ASME The American Society for Mechanical Engineers

Proceedings of the Conference (CD-Rom), Outubro 2002.

B.2 Prêmios

- ***Best Student Paper at 2001 ASME Pressure Vessels and Piping Conference***
ASME The American Society for Mechanical Engineers, Atlanta, EUA
- ***Menção Honrosa IPT 2001*** – Categoria Individual
- ***4º Prêmio PRODUT de Tecnologia de Dutos*** – PETROBRAS, Rio 2002
- ***Menção de Louvor*** Depto. Engenharia Naval e Oceânica EPUSP, SP 2002.