Campus de São Carlos

AVALIAÇÃO DA ESTABILIDADE DE TRINCAS EM COMPONENTES
ESTRUTURAIS POR MEIO DO PARÂMETRO ELASTO-PLÁSTICO
INTEGRAL-J E COMPARAÇÃO COM RESULTADOS OBTIDOS
VIA MECÂNICA DA FRATURA ELÁSTICA-LINEAR

(VOLUME I)

Autor: José Ricardo Tarpani

Orientador: Prof. Dr. Dirceu Spinelli

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

**ESCOLA DE ENGENHARIA
DE SÃO CARLOS**

✓

**AVALIAÇÃO DA ESTABILIDADE DE TRINCAS EM COMPONENTES
ESTRUTURAIS POR MEIO DO PARÂMETRO ELASTO-PLÁSTICO
INTEGRAL-J E COMPARAÇÃO COM RESULTADOS OBTIDOS
VIA MECÂNICA DA FRATURA ELÁSTICA-LINEAR
(VOLUME I)**

JOSÉ RICARDO TARPANI

DEDALUS - Acervo - EESC

31100016655

Tese apresentada à Escola de Engenharia de São Carlos, da Universidade de São Paulo, como parte dos requisitos para obtenção do Título de Doutor em Engenharia Metalúrgica.

Orientador: Prof. Dr. Dirceu Spinelli

**São Carlos
1995**

Class.	TESE
Num.	3354
V.	V.1
Tombo	167/95

0742844

Ficha catalográfica preparada pela Seção de Tratamento
da Informação do Serviço de Biblioteca - EESC-USP

T191a Tarpani, José Ricardo
Avaliação da estabilidade de trincas em componentes
estruturais por meio do parâmetro elasto-plástico integral-J e
comparação com resultados obtidos via mecânica da fratura
elástica-linear / José Ricardo Tarpani.--São Carlos, 1995.
2v.

Tese (Doutorado) -- Escola de Engenharia de São Carlos-
Universidade de São Paulo, 1995.
Orientador: Prof. Dr. Dirceu Spinelli

1. Aço de grau nuclear. 2. Integridade estrutural. 3.
Tenacidades elástica-linear - elasto-plástica. 4. Vasos PWR. I.
Título

FOLHA DE APROVAÇÃO

Tese defendida e aprovada em 17-10-1995
pela Comissão Julgadora:

Prof. Dr. DIRCEU SPINELLI - Orientador
(Escola de Engenharia de São Carlos - Universidade de São Paulo)

Prof. Dr. OVIDIO RICHARD CRNKOVIC
(Escola de Engenharia de São Carlos - Universidade de São Paulo)

Prof. Dr. ITAMAR FERREIRA
(Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP)

Prof. Dr. WALTER LIBARDI
(Universidade Federal de São Carlos - UFSCar)

Prof. Titular FERNANDO LUIZ BASTIAN
(COPPE - Universidade Federal de Rio de Janeiro)

Presidente da Comissão de Pós-Graduação
Prof. Dr. MOUNIR KHALIL EL DEBS

Coordenador da Área - Engenharia Metalúrgica
Prof. Dr. OVIDIO RICHARD CRNKOVIC

Aos meus pais, meus irmãos, à
Rosa e ao meu filho Raphael

AGRADECIMENTOS

Ao meu orientador Dirceu Spinelli pela nova oportunidade oferecida, e por sua confiança, apoio e incentivo mantidos durante a realização deste trabalho.

A todos os colegas, professores e funcionários do Departamento de Engenharia de Materiais da EESC/USP que, direta ou indiretamente, colaboraram para a confecção desta tese de doutorado.

À FAPESP (Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo) pela manutenção da bolsa de doutorado (Proc.91/3925-4) durante todo o período de elaboração deste estudo, bem como pelo auxílio de pesquisa correspondente ao Processo 91/5010-3.

À ELETROMETAL S/A METAIS ESPECIAIS pelo fornecimento do aço estrutural de grau nuclear, classificação ASTM-A508Cl3A e especificação E6311, utilizado nesta pesquisa.

SUMÁRIO

	pág.
LISTA DE FIGURAS.....	i
LISTA DE TABELAS.....	xiii
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS.....	xv
LISTAS DE SÍMBULOS.....	xviii
RESUMO.....	xxvii
<i>ABSTRACT</i>	xxix
1 - INTRODUÇÃO.....	1
2 - REVISÃO DA LITERATURA.....	12
2.1 - Considerações gerais.....	12
2.2 - A integral-J.....	15
2.2.1 - Considerações gerais.....	15
2.2.2 - A definição analítica de J.....	16
2.2.3 - O significado físico de J.....	18
2.2.4 - O comportamento elasto-plástico.....	19
2.2.5 - A operacionalização da integral-J.....	22
2.3 - Trincas em processo de propagação dúctil.....	23
2.3.1 - Considerações gerais.....	23
2.3.2 - Condições básicas para a definição de um regime de crescimento dúctil de trincas controlado por J-deformação.....	25
2.3.3 - A correção de J para o crescimento dúctil da trinca.....	27
2.4 - Curvas J de resistência à propagação dúctil de trincas (curvas J-R).....	28
2.4.1 - Considerações gerais.....	28
2.4.2 - Significado e aplicações.....	30

2.4.3 - Curvas J-R segundo a "American Society for Testing and Materials" (ASTM).....	30
2.4.3.1 - Considerações gerais.....	30
2.4.3.2 - O valor de J segundo a norma ASTM-E1152/87.....	31
2.4.3.3 - A qualificação dos dados de propagação de trincas.....	34
2.4.3.4 - Corpos de prova compactos CT[S] padronizados para tenacidade J.....	36
2.5 - Técnicas experimentais avançadas para o levantamento de curvas J-R.....	37
2.5.1 - Considerações gerais.....	37
2.5.2 - A técnica de queda do potencial elétrico.....	39
2.5.3 - A técnica de variação da flexibilidade elástica.....	42
2.5.4 - A técnica de normalização linear da carga mecânica.....	52
2.5.4.1 - Considerações gerais.....	52
2.5.4.2 - A mais recente e simples das técnicas analíticas de normalização.....	55
2.6 - O fenômeno da instabilidade do rasgamento dúctil ou elasto-plástico.....	58
2.6.1 - Considerações gerais.....	58
2.6.2 - Alguns aspectos da instabilidade dúctil.....	74
2.6.3 - Métodos de integral-J para a determinação das condições críticas quanto à instabilidade dúctil.....	75
2.6.3.1 - Diagramas de força motriz da trinca ou de comparação direta	

entre as curvas J_{APL} e J_{MAT}	75
2.6.3.1.1 - Estimativas aproximadas de J_{APL} (curvas J_{APL-a}).....	79
2.6.3.2 - A abordagem mais avançada do módulo de rasgamento, T	79
2.7 - Aplicação da TIRD/TIREP ao caso de vasos de pressão de reatores de fissão nuclear (PWR).....	81
2.7.1 - Considerações gerais.....	81
2.7.2 - O diagrama de análise de estabilidade J versus T	85
2.7.2.1 - A definição analítica do módulo de rasgamento elasto-plástico T	85
2.7.2.2 - A obtenção da curva $J_{MAT} - T_{MAT}$	88
2.7.2.2.1 - Limites de validade assegurada em diagramas $J - T$	88
2.7.2.3 - A curva $J_{APL} - T_{APL}$ de carregamento da estrutura trincada sob condições de controle de carga.....	90
2.7.3 - Análise de curvas $J_{APL} - T_{APL}$ para trincas sub - superficiais em paredes de vasos nucleares de pressão.....	91
2.7.3.1 - Considerações gerais.....	91
2.7.3.2 - O formato elástico.....	93
2.7.3.3 - Fatores e termos de correção geométrica para trincas sub- superficiais em paredes de vasos cilíndricos de pressão.....	96
2.7.3.4 - Correção das condições da MFEL via zona plasticamente deformada.....	99
2.7.3.5 - Termos de correção de tensão para condições de carregamento aproximando o escoamento generalizado.....	102
2.7.3.5.1 - Considerações gerais.....	102

2.7.3.5.2 - Termos de correção de tensão para encruamento seguindo a lei de Ramberg-Osgood.....	103
2.7.3.5.3 - Abordagens alternativas à lei de Ramberg-Osgood.....	104
2.7.4 - Análise de trincas de superfície.....	105
2.7.4.1 - Considerações gerais.....	105
2.7.4.2 - O formato elástico.....	106
2.7.4.3 - Trincas de superfície associadas a ligamentos intencionalmente escondidos - termos de correção geométrica.....	108
2.7.4.4 - Termos de correção pura de tensão para trincas de superfície.....	110
2.7.5 - Aplicação do diagrama J - T às condições de operação e aos materiais de construção de vasos de pressão de reatores à fissão nuclear (PWR).....	112
2.7.5.1 - Considerações gerais.....	112
2.7.5.2 - O valor J_{50} de projeto e vida-útil de vasos de pressão e algumas considerações quanto aos danos por irradiação em materiais metálicos de vasos de reatores PWR.....	115
2.7.5.2.1 - Considerações gerais.....	115
2.7.5.2.2 - A definição do valor J_{50} de projeto e operação seguros e não-conservativos.....	117
2.7.5.2.3 - Dimensões mínimas do corpo de	

prova para obtenção de um valor	
J_{50} válido sob controle de J_D	119
2.7.5.2.4 - Monitoração de danos por	
irradiação em termos do	
parâmetro J_{50} via ensaios	
de corpos de provas de	
inspeção periódica.....	120
2.7.5.3 - Alguns resultados da literatura.....	122
2.7.5.4 - A possibilidade da correlação entre	
a energia do patamar superior de	
tenacidade Charpy (C_v) e o valor J_{50}	127
2.8 - O código ASME atual de construção de vasos de	
pressão com base essencialmente na mecânica da	
fratura elástica-linear (análise de falhas e	
projetos contra riscos de fratura por clivagem).....	130
2.8.1 - Considerações gerais.....	130
2.8.2 - Trincas sub - superficiais.....	133
2.8.3 - Trincas de superfície.....	133
2.8.4 - Curvas K_{IA} e K_{IC} padronizadas como função	
da temperatura de referência de transição	
(RT_{NDT}).....	133
3 - MATERIAL.....	138
3.1 - Considerações gerais.....	138
3.2 - Composição química.....	138
3.3 - Obtenção da placa base de aço E6311.....	139
3.4 - Microestrutura.....	140
3.4.1 - Considerações gerais.....	140
3.4.2 - A estrutura do aço E6311.....	141
3.4.3 - Inclusões.....	147
3.5 - Propriedades mecânicas convencionais.....	150
3.5.1 - Considerações gerais.....	150

3.5.2 - Tração monotônica.....	153
3.5.3 - Impacto Charpy.....	162
3.5.4 - Ensaio de dureza.....	165
4 - PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAL E ANALÍTICO.....	166
4.1 - Considerações gerais.....	166
4.2 - Ensaio de tenacidade K_{Ic}	168
4.3 - Ensaio de tenacidade J (curvas J-R e diagramas J x T).....	169
4.3.1 - Considerações gerais.....	169
4.3.2 - Ensaio de tenacidade J via normalização linear.....	170
4.3.3 - Diagramas de estabilidade J x T.....	176
4.3.4 - Verificação da precisão e validade da técnica de normalização linear da carga mecânica.....	176
4.3.4.1 - Considerações gerais.....	176
4.3.4.2 - Variação da flexibilidade elástica do corpo de prova.....	177
4.3.4.2.1 - O sistema MTS de controle automatizado de ensaios de tenacidade J ("Testlink").....	177
4.3.4.2.1.1 - Considerações gerais.....	177
4.3.4.2.1.2 -Diagrama de blocos do ensaio J_{Ic}	178
4.3.4.2.2 - Corpos de prova, condições de ensaio e levantamento de curvas de resistência J.....	183
4.3.4.3 - Normalização linear.....	185
4.4 - Levantamento de curvas de fluxo ou escoamento segundo a lei de Ramberg-Osgood.....	186
4.5 - Procedimentos analíticos para avaliação da integridade estrutural segundo as mecânicas	

de fratura elástica-linear e elasto-plástica.....	190
4.5.1 - Considerações gerais.....	190
4.5.2 - Mecânica da fratura elástica-linear.....	191
4.5.3 - Mecânica da fratura elasto-plástica.....	194
4.6 - Ensaio de tenacidade Charpy em corpos de prova alternativos.....	195
4.7 - Análises fratógráficas.....	195
5 - RESULTADOS E INTERPRETAÇÃO.....	198
5.1 - Considerações gerais.....	198
5.2 - Tenacidade K_{Ic}	198
5.3 - Tenacidade J (curvas J-R e diagramas J x T).....	203
5.3.1 - Considerações gerais.....	203
5.3.2 - Curvas J-R via normalização linear.....	204
5.3.3 - Diagramas J x T.....	212
5.3.4 - Normalização linear versus variação da flexibilidade elástica.....	214
5.4 - Curvas de escoamento por Ramberg-Osgood e soluções para os termos de correção de tensão para a MFEP.....	223
5.5 - Previsões de instabilidade estrutural segundo a mecânica da fratura elástica- linear (MFEL) e elasto-plástica (MFEP).....	227
5.5.1 - Considerações gerais.....	227
5.5.2 - Mecânica da fratura elástica-linear.....	229
5.5.3 - Mecânica da fratura elasto-plástica.....	233
5.5.4 - Alguns comentários pertinentes com relação às hipóteses aqui assumidas e afirmações realizadas.....	255
5.6 - Tenacidade Charpy em corpos de prova alternativos.....	259
5.7 - Análise fratógrfica.....	262
6 - CONCLUSÕES.....	273
SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS.....	277
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	280

LISTA DE FIGURAS

	pg.
Figura 1 - Fluxograma simplificado de uma central PWR.....	8
Figura 2 - A integral - J bidimensional independente do contorno.....	19
Figura 3 - Definição alternativa de J.....	20
Figura 4 - A integral-J idealizada para um comportamento elasto-plástico.....	21
Figura 5 - Esquematização experimental para a definição básica da integral-J em barras fletidas sob três pontos SE[B] ₃	24
Figura 6 - A integral-J como função da área sob diagramas P- δ	24
Figura 7 - Condições para crescimento dúctil de trincas controlado por J segundo a Teoria-Deformação da Plasticidade.....	26
Figura 8 - Dependência de J quanto à história da propagação dúctil de trincas.....	29
Figura 9 - Qualificação dos dados de curvas J-R segundo a norma ASTM-E1152/87.....	35
Figura 10 - Projetos de corpos de prova do tipo CT[S] segundo a norma ASTM-E1152/87.....	38
Figura 11 - Diagrama de blocos do sistema AC para a técnica de queda de potencial elétrico.....	42
Figura 12 - Variação da flexibilidade elástica do corpo de prova à medida em que o deslocamento e a deformação aplicados, e, como consequência, $\Delta\bar{\alpha}_p$, crescem.....	44
Figura 13 - Esquema de um sistema de ensaios de tenacidade	

J via técnica de variação da flexibilidade elástica segundo o método de solução gráfica.....	52
Figura 14 - Parâmetros para cômputo da rotação de corpos de prova do tipo compacto CT[S] visando a correção da flexibilidade elástica em ensaios de tenacidade J.....	53
Figura 15 - Procedimento gráfico para o levantamento de curvas J-R segundo a técnica de normalização linear.....	58
Figura 16 - Sequência de micro-eventos da propagação dúctil de trincas em aços estruturais e seus reflexos nos diagramas $P-\delta$ e $J-\Delta\bar{\sigma}_p$	66
Figura 17 - Representação esquemática da quantidade SZWc.....	70
Figura 18 - Diagrama de superposição direta entre as curvas de força motriz da trinca e de resistência ao trincamento.....	77
Figura 19 - Diagrama J-T.....	82
Figura 20 - Curva J-R replotada em um diagrama J-T do material.....	89
Figura 21 - Limites de validade assegurada em termos do J-deformação original mostrados em um diagrama J-T.....	91
Figura 22 - Procedimentos de extrapolação linear e não- linear de dados de curvas J-R no espaço J x T.....	92
Figura 23 - Curva $J_{APL}-T_{APL}$ extendida à instabilidade dúctil na intersecção com $J_{MAT}-T_{MAT}$	93
Figura 24 - Uma típica curva J_{APL} versus T_{APL} e a ilustração esquemática da Teoria da Instabilidade do Rasgamento Dúctil ou Elasto-Plástico.....	97
Figura 25 - Termos de correção geométrica para trincas longitudinais sub-superficialmente situadas em paredes de vasos cilíndricos.....	101
Figura 26 - Termos de correção de tensão para elasticidade	

corrigida pela zona plasticamente deformada sob condições de tensão e de deformação planas.....	102
Figura 27 - Termos de correção geométrica e misto de tensão e geometria para trincas axiais de superfície em vasos cilíndricos, respectivamente com ligamentos elástico e elasto-plástico.....	111
Figura 28 - Ilustração da margem de segurança contra instabilidade dúctil no espaço J - T.....	114
Figura 29 - Redução da energia do patamar superior de tenacidade Charpy e elevação da temperatura de referência de transição de ductilidade nula devidos à irradiação por nêutrons rápidos ou energéticos.....	116
Figura 30 - Efeito negativo da irradiação por nêutrons rápidos na resistência ao crescimento dúctil de trincas, mostrado em diagrama $J-\Delta\bar{\sigma}_p$	117
Figura 31 - Curvas J-T para materiais metálicos de grau nuclear nas condições de irradiados e não- irradiados.....	119
Figura 32 - Mínimo ligamento requerido para um valor J_{50} válido segundo J_D , como função do limite de escoamento e do critério ω , para corpos de prova do tipo compacto sob tração.....	122
Figura 33 - Efeito do tempo de exposição ao fluxo de nêutrons rápidos nas propriedades de tenacidade J e nos parâmetros de instabilidade dúctil do componente nuclear internamente pressurizado.....	123
Figura 34 - Vaso nuclear de pressão protótipo de tamanho intermediário do programa americano HSST.....	125
Figura 35 - Dimensões dos corpos de prova de grande porte	

carregados em tração utilizados, em conjunto aos cps de laboratório, para a previsão da instabilidade dúctil nos vasos intermediários HSST.....	126
Figura 36 - Diagrama de análise de falhas, iniciação de rasgamento estável e limiar de instabilidade dúctil para cps de grande porte.....	127
Figura 37 - Previsão da instabilidade dúctil via J50 em cps de grande porte.....	128
Figura 38 - Distribuição de valores J50 como função da energia Charpy para metais base e de solda da indústria nuclear.....	129
Figura 39 - Critérios J de iniciação de rasgamento elasto-plástico e J50 como funções da tenacidade Cv.....	130
Figura 40 - Fator M_m de correção da tensão de membrana circunferencial para a presença de trincas longitudinais sub-superficiais em paredes de vasos cilíndricos.....	134
Figura 41 - Fator Q de formato de trincas sub-superficiais e de superfície.....	135
Figura 42 - Fator M_m de correção da tensão de membrana circunferencial para a presença de trincas axiais na superfície de paredes de vasos cilíndricos internamente pressurizados.....	136
Figura 43 - Curvas K_{IA} (K_{IR}) e K_{IC} padronizadas como função da temperatura de referência de transição.....	137
Figura 44 - Microestruturas típicas nas posições de centro e superfície da placa de aço E6311.....	142
Figura 45 - Fotomicrografias da figura 44 ampliadas em 5X.....	143
Figura 46 - Microestrutura tipo bainita granular apresentada pelo aço E6311 na porção central da placa base e ausência de martensita na estrutura final de tal liga metálica.....	144

Figura 47 - Bandeamentos de zonas ricas em carbeto em planos S, tais como observados segundo os planos T no centro e T na superfície da placa de aço E6311.....	146
Figura 48 - Microcavidades tipicamente observadas no aço E6311 nos planos T e S da superfície da placa.....	149
Figura 49 - Inclusão simétrica de Al_2O_3 no aço E6311.....	151
Figura 50 - Partícula de cementita com grandes dimensões incrustada na matriz ferrítica e partícula com grande complexidade química.....	151
Figura 51 - Texturização fibrosa, em princípio livre de segregação, desenvolvida durante o processamento mecânico de forjamento do aço E6311, observada segundo os planos T e L.....	154
Figura 52 - Curvas S-E nominais para o aço E6311 às temperaturas ambiente, 175°C e 300°C.....	157
Figura 53 - Limite de escoamento versus temperatura para o aço E6311 e outros A508-C13 nas condições de irradiados e não-irradiados.....	158
Figura 54 - Limite de escoamento do aço E6311 versus temperatura e curva de ajuste por Irwin.....	159
Figura 55 - Limite de resistência à tração versus temperatura para o aço E6311 e outro A508-C13 com maior teor de Cromo.....	160
Figura 56 - Limites de escoamento global, de escoamento efetivo e de resistência à tração versus temperatura para o aço E6311.....	161
Figura 57 - Curvas de transição de tenacidade Charpy em corpos de prova padrão tipo A para o aço E6311 e dois outros aços A508-C13 não-irradiados.....	164
Figura 58 - Medidas de durezas HV e HRB em planos L e T ao longo da espessura da placa base de aço E6311.....	167
Figura 59 - Impressões dos instrumentos de indentação em ensaios de dureza Vickers e Rockwell escala B no aço E6311.....	168
Figura 60 - Corpos de prova compactos padrão-proporcionais de dimensões 1T e 2T utilizados nos ensaios de tenacidade K _{IC}	170
Figura 61 - Vista geral do sistema universal de ensaios mecânicos MTS	

Modelo 810 totalmente computadorizado.....	171
Figura 62 - Câmara ambiental Instron modelo 3111 com capacidade nominal de operação entre -70 e +200°C.....	172
Figura 63 - Corpos de prova compactos padrão-proporcionais de 1 e 2 polegadas e espessura com entalhes laterais utilizados em ensaios de curvas J-R pela técnica de normalização linear.....	173
Figura 64- Posicionamento original dos corpos de prova de tenacidades K, J e Charpy, de tração monotônica e de durezas na placa base de aço E6311.....	174
Figura 65 - Dispositivo desenvolvido especialmente para permitir rezeragens do "clip-gage" em grandes deslocamentos de abertura de trincas.....	175
Figura 66 - Estágios inicial e final de ensaios de tenacidade J-R segundo a técnica de normalização linear.....	178
Figura 67 - Corpos de prova compactos de duas polegadas de espessura imediatamente após os ensaios de tenacidade J.....	180
Figura 68 - Microconsole 458.20 para automatização de ensaios mecânicos de materiais estruturais.....	180
Figura 69 - Diagramação em blocos do programa MTS Jic "Testware" 759.....	181
Figura 70 - Corpos de prova JRT4, 5 e 6 utilizados na verificação da precisão e validade da técnica de normalização linear por intermédio do método de variação da flexibilidade elástica.....	184
Figura 71 - Corpos de prova JRT4, 5 e 6 logo após o término dos ensaios de integral-J.....	186
Figura 72 - Esboço do vaso de pressão contendo trincas de superfície e sub-superficiais com distintas profundidades relativas e diversas razões de aspecto.....	193
Figura 73 - Corpos de prova de tenacidade ao impacto Charpy, alternativos quanto às geometrias e dimensões.....	196
Figura 74 - Resultados de tenacidade quase-estática K_{Ic} para o aço E6311.....	199
Figura 75 - Superfície de fratura frágil com ausência, macroscópica,	

de propagação dúctil anterior, para um resultado K_{Ic} válido em corpo de prova 2TCT para o aço E6311.....	203
Figura 76 - Curvas J-R para o aço E6311 a 175C segundo a técnica de normalização linear em cps 1T e 2TCT.....	205
Figura 77 - Superfícies de fratura dos cps JRT1, 2 e 3 ensaiados em tenacidade J unicamente pela técnica de normalização linear.....	206
Figura 78 - Conservativismo dos processos de extrapolação de dados de crescimento de trinca realizado para maiores níveis de propagação dúctil experimentalmente determinados.....	208
Figura 79 - Ajuste de dados de curvas J-R segundo lei de potência, logarítmica e polinomial aplicadas ao cp JRT2.....	209
Figura 80 - Determinação gráfica dos valores J de iniciação nominal de rasgamento dúctil para os cps JRT1, 2 e 3.....	210
Figura 81 - Diagramas de carga versus deslocamento na linha de carga obtidos nos ensaios de tenacidade J para os cps JRT1, 2 e 3.....	211
Figura 82 - Curvas J_{MAT} - T_{MAT} para os cps JRT1, 2 e 3.....	212
Figura 83 - Curvas J_{MAT} - T_{MAT} padronizados para níveis idênticos de crescimento dúctil de trincas.....	213
Figura 84 - Curvas J_{MAT} - T_{MAT} para o cp JRT2 derivados de curvas J-R ajustadas para pontos experimentalmente obtidos até 32 e 55% do ligamento original e por lei simples de potência, logarítmica e polinomial.....	215
Figura 85 - Superfícies de fratura dos cps JRT4, 5 e 6 utilizados na verificação da precisão e validade da técnica de normalização linear.....	216
Figura 86 - Curvas J-R para os cps JRT4, 5 e 6 segundo normalização linear e variação da flexibilidade elástica.....	217
Figura 87 - Curvas J_{MAT} - T_{MAT} para os cps JRT4, 5 e 6 segundo normalização linear e variação da flexibilidade elástica.....	222

Figura 88 - Curvas de escoamento por Ram-Good para o aço E6311 às temperaturas ambiente, 175°C e 300°C.....	224
Figura 89 - Comparação entre a curva de escoamento segundo Ram-Good e a curva experimental de tração do aço E6311 à temperatura ambiente.....	225
Figura 90 - Comparação entre a curva de escoamento segundo Ram-Good e a curva experimental de tração do aço E6311 a 175°C.....	226
Figura 91 - Comparação entre a curva de escoamento segundo Ram-Good e a curva experimental de tração do aço E6311 a 300°C.....	227
Figura 92 - Curvas de escoamento por Ramberg-Osgood padronizada com relação às tensões e deformações nominais de referência para o aço E6311 a 175°C, e de soluções para os termos de correção de tensão da MFEP considerando-se tensão e deformação planas puras e uma condição intermediária.....	228
Figura 93 - Projeto idealizado do vaso nuclear de pressão para reatores de propulsão naval de baixa potência e tamanho intermediário.....	229
Figura 94 - Comparação dimensional entre os vasos de pressão para propulsão de submarinos nucleares e para centrais elétricas PWR com 1300MW.....	230
Figura 95 - Previsões de instabilidade do componente nuclear em termos de pressão de operação do vaso segundo a MFEL por meio do critério K_{Ic} para cps 1T e 2TCT, assumindo-se condições de tensão e deformação planas puras e uma condição intermediária para a trinca mais crítica avaliada.....	231
Figura 96 - Previsões de instabilidade do componente nuclear em termos de pressão de operação do vaso segundo a MFEL por meio do critério K_{Ic} para cps 1T e 2TCT, assumindo-se unicamente a condição intermediária de tensão ou deformação para todos os oito tipos de trinca analisados.....	232

Figura 97 - Estimativas da deformação circunferencial nominal remota máxima na parede do vaso nuclear de pressão no evento da instabilidade segundo a MFEL para as duas dimensões de cps.....	233
Figura 98 - Estimativas da deformação circunferencial nominal remota mínima na parede do vaso nuclear de pressão no evento da instabilidade segundo a MFEL para as duas dimensões de cps.....	234
Figura 99 - Curvas J-T _{MAT} e J-T _{APL} para os cps JRT1, 2 e 3 e para as trincas tipos I, II, III e IV.....	236
Figura 100 - Curvas J-T _{MAT} e J-T _{APL} para os cps JRT1, 2 e 3 e para as trincas tipos V, VI, VII e VIII.....	237
Figura 101 - Obtenção dos valores J de instabilidade dúctil para as trincas tipos I, II, III e IV contidas na parede do vaso nuclear segundo os critérios mais e menos conservativos a partir de dados de propagação de trinca no cp JRT2.....	238
Figura 102 - Obtenção dos valores J de instabilidade dúctil para as trincas tipos V, VI, VII e VIII contidas na parede do vaso nuclear segundo os critérios mais e menos conservativos a partir de dados de propagação de trinca no cp JRT2	239
Figura 103 - Estimativas da pressão interna, deformações circunferenciais nominais interna e externa na parede do vaso nuclear no evento da falha segundo a teoria da elasto-plasticidade, considerando-se a presença da trinca sub-superficial tipo I e com base em resultados de ensaio com cp 2TCT.....	241
Figura 104 - Estimativas da pressão interna, deformações circunferenciais nominais interna e externa na parede do vaso nuclear no evento da falha segundo a teoria da elasto-plasticidade, considerando-se a presença da trinca sub-superficial tipo II e com base em resultados de ensaio com cp 2TCT.....	242
Figura 105 - Estimativas da pressão interna, deformações circunferenciais nominais interna e externa na parede do vaso nuclear no evento da falha	

	segundo a teoria da elasto-plasticidade, considerando-se a presença da trinca sub-superficial tipo III e com base em resultados de ensaio com cp 2TCT.....	243
Figura 106 -	Estimativas da pressão interna, deformações circunferenciais nominais interna e externa na parede do vaso nuclear no evento da falha segundo a teoria da elasto-plasticidade, considerando-se a presença da trinca sub-superficial tipo IV e com base em resultados de ensaio com cp 2TCT.....	244
Figura 107 -	Estimativas da pressão interna, deformações circunferenciais nominais interna e externa na parede do vaso nuclear no evento da falha segundo a teoria da elasto-plasticidade, considerando-se a presença da trinca de superfície tipo V e com base em resultados de ensaio com cp 2TCT.....	245
Figura 108 -	Estimativas da pressão interna, deformações circunferenciais nominais interna e externa na parede do vaso nuclear no evento da falha segundo a teoria da elasto-plasticidade, considerando-se a presença da trinca de superfície tipo VI e com base em resultados de ensaio com cp 2TCT.....	246
Figura 109 -	Estimativas da pressão interna, deformações circunferenciais nominais interna e externa na parede do vaso nuclear no evento da falha segundo a teoria da elasto-plasticidade, considerando-se a presença da trinca de superfície tipo VII e com base em resultados de ensaio com cp 2TCT.....	247
Figura 110 -	Estimativas da pressão interna, deformações circunferenciais nominais interna e externa na parede do vaso nuclear no evento da falha segundo a teoria da elasto-plasticidade, considerando-se a presença da trinca de superfície tipo VIII e com base em resultados de ensaio com cp 2TCT.....	248
Figura 111 -	Estimativas dos níveis máximos de propagação dúctil e estável de trincas na parede do vaso de pressão anteriormente à sua falha, para todos os tipos de trinca e critérios da MFEP	

considerados neste estudo e com base nas propriedades de tenacidade segundo o cp JRT2.....	249
Figura 112 - Comparação entre as características das oito trincas consideradas no presente estudo para a verificação de seus efeitos nos resultados de previsão de falha do componente nuclear.....	251
Figura 113 - Aspecto dos corpos de prova Charpy alternativos intactos e fraturados.....	260
Figura 114 - Intervalo de espalhamento de dados J_{50} x J_i obtidos na literatura.....	261
Figura 115 - Banda de espalhamento de dados J_{50} x J_i da figura 38, expandida para maiores níveis de tenacidade.....	262
Figura 116 - Aspectos macro e microscópico da superfície de fratura de corpo de prova de tração monotônica ensaiado a 175°C.....	263
Figura 117 - Aspectos macro e microscópico da superfície de fratura de corpo de prova de tração monotônica ensaiado a 300°C.....	264
Figura 118 - Partícula fragilizante trincada em corpo de prova de impacto Charpy padrão tipo A.....	265
Figura 119 - Ponto de disparo de fratura catastrófica por clivagem à temperatura ambiente em cp 1TCT de tenacidade J e provável sítio de nucleação da trinca frágil.....	266
Figura 120 - Interface entre a propagação sob fadiga e a zona de estiramento da ponta da pré-trinca.....	267
Figura 121 - Morfologias típicas da zona de estiramento e de fratura por rasgamento dúctil propriamente dito.....	269
Figura 122 - Grandes vazios nucleados, crescidos e coalescidos em torno de grandes partículas agrupadas de segundas fases.....	270
Figura 123 - Conjunto de pequenos microvazios nucleados, crescidos e coalescidos em torno de pequenas partículas de segundas fases homogeneamente distribuídas espacialmente e quanto ao seu tamanho.....	271

Figura 124 - Partículas de composição química complexa incrustadas em superfícies de fratura por fadiga e dúctil monotônica.....	272
Figura 125 - Aspecto típico de uma microregião de quase-clivagem a 175°C.....	273

LISTA DE TABELAS

	pg.
Tabela I - Composição química básica do aço E6311 em duas posições da placa forjada.....	139
Tabela II - Quantificação das inclusões do aço E6311 segundo os planos metalográficos principais no centro e na superfície da placa.....	148
Tabela III - Propriedades de tração do aço E6311 nas três temperaturas de ensaio.....	156
Tabela IV - Propriedades de impacto Charpy em corpos de prova padrão tipo A com entalhe em V para o aço E6311.....	163
Tabela V - Parâmetros de ajuste da lei de escoamento/encruamento por Ramberg-Osgood para três temperaturas.....	226
Tabela VI - Previsões de falha do vaso nuclear, segundo as teorias da elasticidade linear e da elasto-plasticidade, considerando-se a presença da trinca sub-superficial tipo I.....	241
Tabela VII - Previsões de falha do vaso nuclear, segundo as teorias da elasticidade linear e da elasto-plasticidade, considerando-se a presença da trinca sub-superficial tipo II.....	242
Tabela VIII - Previsões de falha do vaso nuclear, segundo as teorias da elasticidade linear e da elasto-plasticidade, considerando-se a presença da trinca sub-superficial tipo III.....	243
Tabela IX - Previsões de falha do vaso nuclear, segundo as teorias da elasticidade linear e da elasto-plasticidade, considerando-se a presença da trinca sub-superficial tipo IV.....	244

Tabela X - Previsões de falha do vaso nuclear, segundo as teorias da elasticidade linear e da elasto-plasticidade, considerando-se a presença da trinca de superfície tipo V.....	245
Tabela XI - Previsões de falha do vaso nuclear, segundo as teorias da elasticidade linear e da elasto-plasticidade, considerando-se a presença da trinca de superfície tipo VI.....	246
Tabela XII - Previsões de falha do vaso nuclear, segundo as teorias da elasticidade linear e da elasto-plasticidade, considerando-se a presença da trinca de superfície tipo VII.....	247
Tabela XIII - Previsões de falha do vaso nuclear, segundo as teorias da elasticidade linear e da elasto-plasticidade, considerando-se a presença da trinca de superfície tipo VIII.....	248
Tabela XIV - Estimativas de propagação dúctil de trinca anteriormente ao estabelecimento da falha do vaso nuclear segundo os critérios da Mecânica da Fratura Elasto-Plástica, para os oito tipos de trinca considerados neste estudo.....	249

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AC	Alternating Current
APL	Aplicado (a)
ASME	American Society of Mechanical Engineers
ASTM	American Society for Testing and Materials
ATWS	Anteciped Transient Without Scram
BLAR	Baixa Liga e Alta Resistência
CaT	Calcium Treatment
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
CC[P,T]	Center Cracked Panel or Tensile
CEGB	Central Electricity Generating Board
CFR	Code of Federal Regulations
CNEN	Comissão Nacional de Energia Nuclear
CP(S)	Corpo(s) de Prova
CTE	Constante
CTOD	Crack Tip Opening Displacement
CT[S]	Compact Tensile Specimen
CVN	Charpy V Notch
DC	Direct Current
DDP	Diferença de Potencial Elétrico
DE	Diâmetro Externo
DEFORM	Deformação
DI	Diâmetro Interno
DP	Deformação Plana
DSA	Dynamic Strain Aging
EDX	Energy Dispersive X-Ray
EFPY	Effective Full Power Years
EL	Entalhe Lateral
ELÁST	Elástico (a)
EPRI	Electric Power Research Institute

ESR	Electro-Slag Remelting
EUA	Estados Unidos da América
FATT	Fracture Appearance Transition Temperature
FE	Flexibilidade Elástica
FEM	Força Eletro-Motriz
FFCT	Front Face Compact Tensile
FOPC	First Order Plasticity Correction
GE	General Electric
HRB	Hardness Rockwell B
HRR	Hutchinson-Rice-Rosengren
HSST	Heavy Section Steel Technology
HV	Hardness Vickers
INSTAB.DÚCTIL	Instabilidade Dúctil
IPEN	Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares
LBB	Leak-Before-Break
LBDI	Leak-Before-Ductile Instability
LBLOCA	Large Break Loss of Coolant Accident
LLCT	Load Line Compact Tensile
LOCA	Loss of Coolant Accident
LVDT	Linear Variable Differential Transformer
MAT	Material
MÁX	Máxima
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MFEL	Mecânica da Fratura Elástica Linear
MFEP	Mecânica da Fratura Elasto-Plástica
MÍN	Mínima
MSLB	Main Steam Line Break
MTS	Materials Testing System
NDTT	Nil Ductility Transition Temperature
NL	Normalização Linear
OS	Off-Set
P, M, G	Tamanhos Pequeno, Médio e Grande de Inclusões
PLÁST	Plástico (a)

PLWCR	Pressurized Light Water Cooled Reactor
PST	Patamar Superior de Tenacidade
PTS	Pressurized Thermal Shock
PWR	Pressurized Water Reactor
QPE	Queda de Potencial Elétrico
RAM-GOOD	Ramberg-Osgood
RI	Raio Interno
RT _{NDT}	Reference Temperature of Nil Ductility Transition Temperature
SBLOCA	Small Break Loss of Coolant Accident
SE[B] _{3v4}	Three or Four Point Single Edge Notched (Cracked Bend)
SEM	Scanning Electron Microscope
SG	Side Groove
SL	Stretching Line
SSA	Static Strain Aging
SZW _c	Stretch Zone Width Critical
TIRD/TIREP	Teoria da Instabilidade do Rasgamento Dúctil ou Elasto-Plástico
TOT	Total
TP	Tensão Plana
USE	Upper Shelf Energy
VFE	Variação de Flexibilidade Elástica
ZPD	Zona Plasticamente Deformada
ZPF	Zona de Processos de Fratura
1TCT	Corpo de Prova CT[S] com 1 Polegada de Espessura
2TCT	Corpo de Prova CT[S] com 2 Polegadas de Espessura

LISTA DE SÍMBOLOS

a	comprimento da trinca em corpos de prova de tenacidade à fratura, meia profundidade de trincas sub-superficiais ou profundidade de trincas de superfície em paredes de vasos de pressão.
a_{efet}	tamanho efetivo da trinca após a correção de Irwin para a zona plasticamente deformada à sua frente
a_f	comprimento final de trinca
a_i	comprimento instantâneo ou atualizado de trinca
a_0	comprimento ou profundidade inicial da trinca anteriormente ao seu disparo frágil ou rasgamento dúctil
A	área (energia) sob o diagrama carga versus deslocamento
$A_{\text{elást}}$	componente elástica de área sob diagramas de carga versus deslocamento
$A_{\text{plást}}$	componente plástica de área sob diagramas de carga versus deslocamento
$A(i, i-1)$	incremento de área sob o diagrama carga versus deslocamento
$A_{\text{plást}}(i, i-1)$	incremento de energia de deformação plástica no diagrama carga versus deslocamento
b_0	ligamento original do corpo de prova
b_f	ligamento final do corpo de prova
b_i	ligamento instantâneo do corpo de prova
B	espessura bruta do corpo de prova
B_e	espessura efetiva do corpo de prova
$B_{\text{mín}}$	espessura mínima requerida em corpos de prova para produção de valor K_{Ic} válido pela norma correspondente
B_N	espessura líquida do corpo de prova
C_i	flexibilidade elástica do corpo de prova
C_{Ci}	flexibilidade elástica corrigida para a rotação do corpo de prova do tipo compacto CT[S]
C_v	energia do patamar superior de tenacidade Charpy para corpos de prova do tipo A com entalhe em V

C_0	flexibilidade elástica inicial do corpo de prova anteriormente à propagação dúctil da trinca
C_1, C_2	coeficientes da curva de potência J-R para o ajuste convencional dos dados de propagação dúctil de trincas
d	metade da profundidade de candidatas à trinca sub-superficial ou interna em parede de vaso de pressão
dc	deslocamento total medido na linha de carregamento inicial
dm	deslocamento total medido na linha de carregamento atualizada
D	metade da distância inicial entre os pontos de tomada de deslocamento
D_0	diâmetro original da seção útil de corpos de prova de tração monotônica
e	deformação nominal de engenharia
e	grau de excentricidade de trinca embutida em parede de vaso cilíndrico
e_E	deformação de referência no escoamento global
e_m	deformação nominal de membrana circunferencial remota da trinca
$e_{plást}$	componente plástica de deformação
E	módulo de elasticidade em tração monotônica, ou energia cinética de nêutrons
E_M	módulo efetivo de elasticidade
$\bar{E}_{ij}$	função que define a distribuição das deformações à ponta de uma trinca em um sólido elástico não-linear
$\bar{E}_{(5, 95\%)}$	energia média entre critérios de 5 e 95% de aparência de fratura dúctil
$f(a/W)$	função flexibilidade elástica
f_{ij}	função singularidade elástica linear da ponta da trinca
$f, F(a/l)$	coeficientes em um termo de correção geométrica para os efeitos de curvatura da parede e presença da trinca
f^*	coeficiente em um termo de correção de tensão para os efeitos de encruamento
F	módulo de plasticidade por Ram-Good

FATT _i	temperatura de transição de aparência de fratura com base na porcentagem de fratura dúctil apresentada pelo corpo de prova, tal como especificada pelo índice
$g, G(a/t)$	coeficientes em um termo de correção geométrica para os efeitos de curvatura da parede e presença da trinca
G	força motriz real para a extensão da trinca
G^*	coeficiente em um termo de correção de tensão para os efeitos de encruamento
$G(a/W)$	função geométrica de normalização do comprimento relativo de trinca
H	meia altura do corpo de prova do tipo compacto CT[S]
$H(\delta_{plást}/W)$	função geométrica de normalização do deslocamento plástico
H^*	metade do vão inicial os pontos de aplicação do carregamento em corpos de prova do tipo compacto
J	Integral-J desenvolvida por Rice; uma taxa de alívio de energia elástica (disponível para a fratura) linear ou não-linear
$\bar{J}$	taxa de alívio de energia pseudo-disponível (pseudo-elástica) para a fratura, ou trabalho elasto-plástico realizado à ponta da trinca em um sólido real para aplicação estrutural em engenharia
J _{APL}	intensidade do campo de tensões e de deformações à frente da trinca em um componente estrutural ou força motriz da trinca na estrutura ou ainda J aplicado à estrutura trincada
J _D	J segundo a Teoria Deformação da Plasticidade
J _{elást}	componente elástica de J
J _i	valor J de iniciação do rasgamento dúctil tal como definido pela intersecção entre a curva J-R e a linha de arredondamento da ponta da trinca original
J _{instab. dúctil}	valor J real de instabilidade dúctil da estrutura trincada
J _{IC}	valor J de iniciação do rasgamento dúctil em deformação plana, permitindo-se uma extensão nominal da trinca da ordem de 0,2mm, tal como definido na norma atual ASTM-E813
J _M	J modificado pela Teoria Incremental ou Fluxo da Plasticidade

J_{MAT}	resistência do material ao trincamento em termos de J
$J_{plást}$	componente plástica de J
J-R	curva de resistência ao trincamento dúctil tendo como parâmetro de tenacidade a Integral-J da MFEP
JRTi	denominação de corpos de prova de tenacidade J
J_0	limite de proporcionalidade J de resistência à propagação dúctil de trincas
$J_{0,2}$	valor J de resistência do material ao trincamento, para uma extensão dúctil da trinca tal como definida pelo índice
J_{50}	valor J de projeto e serviço não-conservativos para componentes estruturais tal como desenvolvido por Paris com base na Teoria da Instabilidade do Rasgamento Elasto-Plástico e em J_0
$J_{230, 350, 370}$	índices de tenacidade análogos a J_{50} , mas relativos à capacidade J real de componentes estruturais robustos
K	fator de intensidade de tensões elásticas lineares à ponta da trinca
K_{IA}	fator de intensidade de tensões elásticas lineares para o freamento de trincas frágeis
K_{Ib}	fator K advindo de efeitos de flexão de curvatura da parede do vaso nuclear
K_{IC}	fator K de iniciação da fratura catastrófica por clivagem, com ou sem rasgamento dúctil anterior, sob condições de deformação plana
K_{ID}	valor K, correspondente a K_{IC} , porém obtido via carregamento dinâmico
K_{Im}	fator K advindo de carregamento mecânico de membrana circunferencial
K_{IR}	mínimo valor de tenacidade K tal como especificado em códigos de construção de vasos de pressão
K_{It}	fator K advindo de gradientes térmicos ao longo da espessura da parede de vasos nucleares de pressão
$K_{máx}, K_{mín}$	máximo e mínimo fatores de intensidade de tensão durante propagação de pré-trincas de fadiga
K_Q	valor K candidato, provisório, a K_{IC}

K_R	curva de resistência ao crescimento de trincas tendo como parâmetro de tenacidade o fator K da MFEL
l	comprimento ou largura de trincas de superfície e sub-superficiais em paredes de vasos de pressão
L (ST,TS)	plano de fratura longitudinal ou direção metalográfica longitudinal; orientação de corpos de prova segundo a norma ASTM-E399
L_0	comprimento original da seção útil de corpos de prova de tração monotônica
M_m	fator de correção geométrica para a tensão de membrana
M'	momento fletor em corpos de prova do tipo barra entalhada
$\bar{n}, n$	expoente de encruamento para escoamento seguindo lei simples de potência ou lei de Ram-Good
$\vec{n}$	vetor normal à linha ou superfície de integração J
N_2L	nitrogênio líquido
P	carga monotônica aplicada de modo quase-estático
P_c	ponto original de carregamento em cps compactos
P_e	carga dentro do regime macroscópico de elasticidade linear em carregamento de trincas
P_f	carga final do ensaio
P_i	carga de iniciação de rasgamento dúctil real da trinca
P_i	pressão interna em vasos nucleares de fissão
P_L	carga limite em ensaios de J estimando-se a carga máxima suportada pelo corpo de prova trincado
P_M	deslocamento real na linha de carregamento instantânea corrigida para o movimento dos pontos de carregamento
$P_{máx}$	carga máxima atingida durante ensaios mecânicos de tração e tenacidade
P_N	carga normalizada
P_0	carga correspondente ao valor J_0
P_1, P_2, P_3	cargas genéricas
Q	parâmetro de formato da trinca
r	coeficiente de correlação de dados

r	distância radial (coordenada polar) a partir da ponta da trinca
r_y	raio ou diâmetro da zona plasticamente deformada à frente da trinca, a ser adicionado ao comprimento real da trinca segundo correção de Irwin
R	raio de rotação da linha de centro da trinca em corpos de prova do tipo compacto CT[S] ou razão de carga em fadiga
$\bar{R}$	raio médio de curvatura da parede do vaso nuclear de pressão
R_e	raio externo de curvatura da parede do vaso nuclear de pressão
R_i	raio interno de curvatura da parede do vaso nuclear de pressão
S (TL,LT)	plano de fratura “short transversal” ou direção metalográfica “short transversal”; orientação de corpos de prova segundo a norma ASTM-E399
S	tensão nominal, convencional de engenharia
S_E	limite de escoamento generalizado
S_b	tensão nominal gerada por efeitos de flexão de curvatura da parede do vaso de pressão
S_m	tensão nominal de membrana circunferencial remota da trinca
S_R	limite de resistência à tração
S_{ref}	tensão de referência no escoamento global
S_y	limite efetivo de escoamento global
s	distância da ponta de uma trinca sub-superficial à superfície mais próxima da parede do vaso
S	caminho genérico de integração
S_I	tensão trativa em modo I de abertura de trinca
T (SL,LS)	plano de fratura transversal ou direção metalográfica transversal; orientação de corpos de prova segundo a norma ASTM-E399
T	módulo de rasgamento, temperatura ou espessura do corpo de prova de tenacidades K e J em polegadas
T_{APL}	módulo de rasgamento aplicado à estrutura trincada ou taxa de acréscimo da força motriz da trinca na estrutura

T_{MAT}	módulo de rasgamento do material ou taxa de acréscimo da resistência do material à força motriz da trinca, para uma dada extensão dúctil da mesma
t	espessura de parede de vasos nucleares na região de interesse (“belt-line”)
$\vec{T}_i$	componente de vetor tração (tensão) externamente aplicado a um corpo trincado
U	energia elasticamente armazenada ou disponível para a fratura
U_s	energia pseudo-disponível para a fratura
$\vec{u}_i$	componente do vetor deslocamento correspondente a uma tração externamente aplicada
u_{LL}	função rigidez elástica
W	largura do corpo de prova
$\bar{W}$	densidade de energia de deformação elástica (disponível) linear ou não-linear, ou densidade de trabalho (absorvida e dissipada) de tensão elasto-plástica
x, y	coordenadas retangulares, respectivamente paralela e ortogonal à superfície da trinca
Y	fator de correção geométrica para a intensidade do campo de tensões e de deformações à frente de uma trinca contida em um vaso nuclear
$\bar{\alpha}, \alpha$	coeficientes para lei simples de potência de encruamento e para a lei de Ramberg-Osgood
α'	deformação plástica de referência por Ramberg-Osgood
β	coeficiente do estado de tensão (tensão ou deformação planas) em uma correção por meio da zona plasticamente deformada (ZPD)
γ	fator de ajuste para a componente trativa de sollicitação no corpo de prova CT[S], ou coeficiente que ajusta o estado de tensão quando se relaciona J ao CTOD
Γ	caminho ou contorno de integração em torno da ponta da trinca para a definição de J

δ	deslocamento monotonicamente crescente, aplicado de modo quase-estático, monitorado preferencialmente na linha de carregamento do corpo de prova; igualado a δ^* em algumas ocasiões
$\delta_{elást}$	componente elástica de deslocamento
δ_i	deslocamento de abertura da trinca na linha de aplicação da carga na iniciação real do rasgamento dúctil
$\delta_{plást}$	componente plástica de deslocamento
$\delta_1, \delta_2, \delta_3$	deslocamentos genéricos
δ^*	deslocamento de abertura na ponta original da trinca de fadiga (verdadeiro CTOD)
$\Delta \bar{a}_p$	propagação dúctil média da trinca, incluindo os efeitos iniciais de seu arredondamento e estiramento
ΔL	variação do comprimento da seção útil de corpos de prova de tração monotônica durante o carregamento
ΔP_N	gradiente de carga normalizada
ε	deformação real ou verdadeira
ε_F	deformação real na fratura
ε_{ij}	campo de deformações imediatamente à frente da trinca
ε_{ref}	deformação de referência tomada no limite de escoamento macroscópico
ε_u	deformação real uniforme
$\vec{\varepsilon}_{ij}$	tensor deformação
η	fator de trabalho elasto-plástico
$\eta_{plást}$	fator geométrico de ajuste para normalização linear da carga mecânica
θ	coordenada angular (polar) medida a partir do plano virtual de propagação da trinca

θ_c	ângulo crítico de flexão em barras fletidas sob M'
$\bar{\Theta}_{ij}$	função produto entre $\bar{E}_{ij}$ e $\bar{\Sigma}_{ij}$
λ	parâmetro de curvatura da parede do vaso nuclear de pressão, ou ângulo de estiramento da ponta da trinca de fadiga
ν	coeficiente de Poisson
ρ	ângulo de inclinação da amostra fratógráica a partir de feixe de elétrons incidindo perpendicularmente à superfície macroscópica de fratura
σ	tensão real ou verdadeira
σ_{ij}	campo de tensões elásticas imediatamente à frente da trinca
σ_{ref}	limite real de escoamento em tração monotônica
$\bar{\sigma}_{ij}$	tensor tensão
$\bar{\Sigma}_{ij}$	função que define a distribuição das tensões à frente da trinca em um sólido elástico não-linear
ϕ_0	integral elíptica completa de segunda classe
φ_F	estricção na fratura
χ	comprimento relativo de trinca
ψ^*	coeficiente em um termo de correção de tensão para os efeitos de encruamento
ω	parâmetro de validade assegurada quanto ao crescimento de trinca controlado por J-deformação, tal como derivado por Hutchinson & Paris
$\{ \}$	termo de correção de tensão nas expressões contendo J_{APL} e/ou T_{APL}
$[]$	termo de correção geométrica nas expressões contendo J_{APL} e/ou T_{APL}

RESUMO

TARPANI, J. R. *Avaliação da estabilidade de trincas em componentes estruturais por meio do parâmetro elasto-plástico integral-J e comparação com resultados obtidos via mecânica da fratura elástica-linear*. São Carlos, 1995. 2v. Tese (Doutorado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.

Neste trabalho são comparados os resultados analíticos de previsão de falha de um vaso nuclear PWR destinado à propulsão naval, contendo oito diferentes tipos de trinca, obtidos segundo a Mecânica da Fratura Elástica-Linear (MFEL) e a correspondente Elasto-Plástica (MFEP). Os resultados são fornecidos em termos da pressão interna e do gradiente de deformações ao longo da espessura da parede do componente estrutural, sendo diretamente aplicáveis às condições impostas e desenvolvidas em ensaios isotérmicos de hidro-pressurização. O elevado nível de conservativismo dos resultados derivados segundo a MFEL, via critério K_{Ic} de disparo de clivagem, quando comparados àqueles obtidos por meio da MFEP, através do critério de iniciação de rasgamento dúctil, J_i , e em especial dos critérios J_{50} e $J_{instab.dúctil}$ de falha com base na Teoria da Instabilidade do Rasgamento Dúctil ou Elasto-Plástico (TIRD/TIREP) por intermédio de diagramas $J \times T$ (integral-J versus módulo de rasgamento), foi avaliado e quantificado. O intenso efeito das dimensões dos corpos de prova nos resultados obtidos a partir de ambas abordagens, assim como o papel determinante dos entalhes laterais nos ensaios da MFEP foram definitivamente comprovados. Foi também demonstrado o saudável conservativismo das previsões segundo o critério J_{50} para projeto e serviço seguros de plantas nucleares frente às condições reais em que se verifica analiticamente a instabilidade dúctil do componente trincado, tais como definidas por $J_{instab.dúctil}$, assim como das previsões decorrentes dos processos de extrapolação linear de curvas J-R no espaço $J \times T$ quando comparadas às resultantes de extrapolações não-lineares mais frequentemente utilizadas. Com relação aos efeitos exercidos nos resultados de previsão de falha pelo tipo, profundidade e comprimento da trinca contida na parede do vaso de pressão, ficou demonstrado que as trincas de superfície são muito mais críticas que as sub-superficiais de idênticas

profundidade e comprimento, assim como que as avaliações de integridade são muito mais sensíveis a mudanças na profundidade da trinca relativamente a alterações no seu comprimento. As aproximações entre os resultados obtidos via J_{50} e através de $J_{instab.dúctil}$, e entre os resultados obtidos pelos procedimentos de extrapolação linear e não-linear de curvas J_{MAT} - T_{MAT} , são muito mais nítidas para as trincas de superfície menos profundas e, em especial para as embutidas, mesmo aquelas mais críticas. Deste modo, a metodologia aqui aprimorada, destinada em última instância a avaliações de integridade estrutural de vasos PWR em transientes de potência durante a sua vida em serviço, se mostrou absolutamente efetiva no caso das trincas mais prováveis em tais circunstâncias, quais sejam, as de pequenas dimensões e situadas superficialmente na parede do vaso. Ainda, foi verificada a tendência da ocorrência do vazamento do meio pressurizante anteriormente à falha do vaso por instabilidade dúctil nos casos da presença das trincas mais profundas, independentemente de serem elas de superfície ou sub-superficiais e, novamente, de seu comprimento, contribuindo assim para a percepção visual da iminência da falha bem como para eventos de freamento de trinca dúctil, impedindo a falha catastrófica do vaso PWR. Por outro lado, trincas rasas ou menos profundas tendem a entrar no regime de instabilidade dúctil muito precocemente, com a essência da propagação se dando de modo instável, causando fratura rápida ou súbita do vaso sem sinal anterior. Finalmente, foi comprovada nesse estudo a aplicabilidade da técnica analítica de normalização linear para o levantamento de curvas J-R, e como consequência J_{MAT} - T_{MAT} , para a avaliação de integridade estrutural de componentes robustos falhando de modo dúctil após considerável, e mensurável, crescimento estável de trinca; também, foi aqui proposto o ajuste logarítmico de dados de curvas J-R, em oposição ao hoje consensualmente utilizado via lei de potência, de modo a computar os efeitos do fenômeno de saturação de J, permitindo assim extrapolações conservativas e seguras para as condições em que se verifica a falha do componente nuclear.

Palavras-Chave: Aço de grau nuclear, avaliação de integridade estrutural, tenacidade à fratura elástica-linear K, tenacidade à fratura elasto-plástica J, vasos nucleares PWR.

ABSTRACT

TARPANI, J. R. *Crack stability assessment on structural components by using elastic-plastic J-integral parameter and comparison to results obtained from linear-elastic fracture mechanics*. São Carlos, 1995. 2v. Tese (Doutorado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.

In this work the analytical results related to a nuclear pressure vessel failure conditions as obtained by Linear Elastic Fracture Mechanics (LEFM) and the Elastic-Plastic Fracture Mechanics (EPFM) were compared for eight different crack types. The results are supplied in terms of internal pressure and strain gradient through the wall thickness of the structural component, and might be directly applied to isothermal hydrotests experiments. The high conservatism of LEFM approach, by using K_{Ic} criterion of cleavage triggering, as compared to results obtained via J_I of ductile crack initiation from EPFM approach, and specially to the J_{50} and $J_{duct.instab.}$ criteria based on Ductile Tearing Instability Theory through $J \times T$ (J-integral x tearing modulus) diagrams, was evaluated and quantified. The overriding effect of specimens size over LEFM and EPFM results were definitely proved, as well as the very strong influence of side-grooving the EPFM specimens. It was demonstrated the healthy conservatism of the predictions following the J_{50} criterion for safe design and service in the nuclear industry facing the real conditions where ductile instability takes place as analytically defined by $J_{duct.instab.}$. In the same way the conservatism of the predictions from the linear extrapolation procedure of J-R curves on $J \times T$ space, as compared with the most common non-linear process was proved as well. With respect to the effect exerted by type, depth and length of the crack over the results it was demonstrated that surface cracks are more critical than the embedded ones with identical dimensions, being the analytical evaluation much more sensitive to changes in the crack depth than in its length. The approximations among the results obtained from J_{50} and $J_{duct.instab.}$ criteria as well as among the results from the linear and non-linear extrapolation procedure are best verified for the less depth surface cracks and specially for the embedded cracks even the largest ones. So, the methodology here improved, aimed in last instance to

structural integrity assessment of PWR vessels on power transients during their service life has been shown to be a powerful tool in evaluating the most expected cracks under such circumstances, that is, those having small dimensions and located on surface wall. Still, it was demonstrated the trend for leak-before-ductile instability in the presence of the deepest surface and internal cracks, allowing the visual perception of the threshold of the vessel failure and the development of crack arrest events avoiding catastrophic rupture of the component. Otherwise, shallow cracks are prone to get very fast in the unstable regime of growth, with the essence of the propagation occurring under this condition, conducting to suddenly fracture of the vessel without any prior evidence. Finally, it was proved in this study the accuracy of the linear normalization technique in deriving J-R curves for the assessment of structural integrity of massive components which fail in a ductile way after undergo large stable crack extensions; it was suggested here the logarithmic fit of J-R data points taking in account more properly the J-saturation phenomena and leading to more safe and conservative extrapolation results when compared to resulting from power-law fit.

Key-Words: *elastic-plastic fracture toughness J, linear-elastic fracture toughness K, nuclear grade steel, PWR nuclear vessel, structural integrity assessment.*

1 - INTRODUÇÃO

Na última década a Mecânica da Fratura evoluiu de uma disciplina emergente para uma extraordinária ferramenta de aplicação rotineira na investigação de falhas e na avaliação da integridade estrutural no estágio de projeto e durante a vida em serviço, particularmente na indústria de componentes de potência nuclear. Vários métodos são hoje disponível para execução dessas tarefas, dentre os quais destacam-se: o que utiliza diagramas J-T (Integral-J versus Módulo de Rasgamento) [1]¹, o esquema GE-EPRI ("General Electric - Electric Power Research Institute") [2], o método R6-CEGB ("Central Electricity Generating Board") [3] e finalmente o método da carga limite ("Plastic Limit Load") [4-6]. Todos esses métodos baseiam-se no mesmo princípio, qual seja, o de que a estabilidade de uma trinca em um componente estrutural só é assegurada se, e somente se, a força motriz da mesma é menor do que a resistência do material à sua propagação. Eles têm, no entanto, ou diferentes meios de definir esta condição de estabilidade ou diferentes modos de calculá-la. Em situações onde a falha por clivagem está excluída, como por exemplo em sistemas metálicos operando a temperaturas do patamar superior de tenacidade (caso específico dos vasos de pressão de reatores de fissão nuclear refrigerados à água leve - mesmo após sofrerem por décadas os efeitos fragilizantes do bombardeamento por nêutrons rápidos ou energéticos [7-18] - os quais operam tipicamente na faixa dos 291,3°C aos 326,1°C [19]), a metodologia dos diagramas J-T [1] vem sendo utilizada, particularmente nos E.U.A e Alemanha [9,20-22].

As principais vantagens desse método sobre os demais está no fato dele empregar uma quantidade mínima de dados e análises, sendo portanto o mais rápido, menos trabalhoso e portanto de mais fácil aplicação.

Ele teve origem na conjugação entre o parâmetro de tenacidade elasto-plástica Integral-J [23,24] e na Teoria da Instabilidade do Rasgamento Elasto-Plástico ou Dúctil ("Ductile or Elastic-Plastic Tearing Instability Theory") [25-27], e seu objetivo é definir ou prever o nível de carregamento da estrutura, em termos de J (J_{APL}), o qual conduzirá à instabilidade do processo de propagação dúctil duma trinca no componente sob avaliação. A partir desses resultados, as condições críticas de operação do componente estrutural trincado podem ser computadas, via expressões da Mecânica da Fratura, das simples relações do campo da Resistência dos Materiais e das leis de fluxo ou escoamento dos materiais metálicos encruáveis, em termos da carga (esta dada por

¹ Os números entre colchetes correspondem às publicações consultadas em sua forma original, sendo listadas no capítulo "Referências Bibliográficas". Por outro lado, as citações são identificadas nos pés de página, assim como o texto originalmente lido e do qual foram extraídas.

exemplo como função da pressão, ou das tensões nominais remotas desenvolvidas na parede de componentes internamente pressurizados) e das deformações decorrentes do esforço aplicado, levando-se em consideração as variáveis dimensionais do sistema e as características do principal defeito tipo-trinca existente. O método requer o cálculo de J e T aplicados à estrutura (J_{APL} , T_{APL}), respectiva e essencialmente a força motriz da trinca e a taxa de variação dessa força com respeito ao comprimento (ou propagação) da trinca, como funções da carga, tensão ou pressão de operação, das características globais do sistema (incluindo-se aí as particularidades do defeito a ser investigado), e a comparação gráfica desses parâmetros à relação J - T do material (J_{MAT} - T_{MAT} , que designam basicamente a oposição que o material exerce à propagação da trinca) em um diagrama J versus T . Paris & Johnson [1] comprovaram analiticamente que uma relação (quase) linear entre J e T aplicados ($J_{APL}/T_{APL} = \text{constante}$) é válida mesmo sob condições de plasticidade em grande escala, o que possibilitou o desenvolvimento de critérios absolutos para a determinação analítica das condições que definam, em grau mais ou menos conservativo (dependendo da abordagem empregada nas avaliações), a instabilidade dútil do componente estrutural trincado. As propriedades J - T do material são, por outro lado, obtidas por meio da curva de resistência J - R , a qual é determinada via ensaios mecânicos realizados mais comumente com corpos de prova de porte relativamente pequeno (ensaios conduzidos em nível de laboratório) ou mesmo (porém muito menos frequentemente devido à pouca disponibilidade de sistema de ensaio de grande capacidade de carga) através de ensaios com corpos de prova de grande escala que (apesar da decantada e, em princípio, tão desejável independência da curva J - R com relação à flexibilidade dos cps, isto é, J - R sendo uma verdadeira propriedade do material) mais precisamente conseguem reproduzir o comportamento da estrutura da qual são extraídos.

O procedimento a ser empregado no presente estudo foi desenvolvido originalmente para a avaliação da capacidade de resistência à instabilidade de trincas dúcteis em vasos nucleares de pressão com reduzida energia do patamar superior de tenacidade Charpy (USE - "Upper Shelf Energy"), devido basicamente a excessivos tempos de exposição (em serviço) aos nêutrons rápidos ou energéticos. Especificamente, em vista da existência nos E.U.A de aproximadamente 5 plantas nucleares que não mais satisfaziam o requisito de energia mínima Charpy (USE) de 68J para operação segura do reator, tal como estabelecido pelo "Code of Federal Regulations, Title 10, Part 50 Appendix G (10CFR50G)" daquele país (que impõe também uma USE mínima de 102 J para início de operação do componente), seguiu-se norma de tal entidade que obrigava a aplicação de procedimento adicional para computar os efeitos de (essencialmente) irradiação, tendo em vista uma tomada de decisão no tocante à continuidade de operação dos referidos vasos nucleares em condições consideradas de normalidade, ou à

necessidade da realização de tratamentos térmicos de recozimento dos vasos visando a recuperação das propriedades de ductilidade e tenacidade desses vasos originais, ou então à substituição parcial (reparo) ou total dos mesmos, ou ainda finalmente ao desligamento definitivo das respectivas plantas. Como mesmo materiais com tais baixos níveis de energia de patamar superior Charpy ($C_v \approx < 68J$) não falham de modo frágil nessas temperaturas (metais bases e soldas ferríticos operando na casa do $300^{\circ}C$ [10]), a aplicação dos conceitos tradicionais da MFEL (Mecânica da Fratura Elástica-Linear) se tornaria inadequada e certamente não resultaria em soluções apropriadas. Assim, o desenvolvimento da metodologia da análise da instabilidade dúctil teve início [25-27], sendo estendido a ensaios de indução de instabilidade elasto-plástica em corpos de prova de grande [21] e pequeno portes [28-34], nas mais variadas configurações, assim como em produtos acabados tais como tubulações de centrais nucleares sujeitas (além de pressurização interna) a esforços de flexão [32-36], bem como a modelagens via métodos de elementos finitos [20,28,37,38], e finalmente aplicado a análise de vasos nucleares de tamanho intermediário submetidos a testes de pressurização interna ("hydrotests") tal como detalhado no trabalho de Tang et alii [20], em todos esses casos estando os materiais na condição de não-irradiados. Com relação específica aos ensaios de indução de instabilidade dúctil ou elasto-plástica em nível laboratorial (visto serem estes os potencialmente mais próximos de nossa realidade como instituição de pesquisa), utilizando-se portanto corpos de prova de pequeno porte bem como relativamente pequenos segmentos de tubulações, por meio de máquinas de ensaio feitas flexíveis pela adição de molas mecânicas ao sistema de carregamento², ou então pela programação de uma máquina servo-hidráulica controlada por computador (ambos os métodos produzindo resultados equivalentes [32]), deve ser destacado seu total êxito em simularem as condições de carregamento flexível experimentadas por sistemas ou componentes sujeitos à pressurização interna (isto é, solicitadas essencialmente sob condições controladas por carga [31]), tais como tubulações e vasos de pressão. Esses estudos têm também demonstrado o favorável liberalismo (em termos de projeto e análise de estabilidade de estruturas) das curvas J-R assim obtidas, quando comparadas às agora já tradicionais curvas de resistência J levantadas via ensaios em sistemas de carregamento não-flexíveis (rígidos) dos laboratórios convencionais (ou seja, conduzidos sob controle de deformação do corpo de prova ou de deslocamento do curso do pistão), corroborando as previsões de Kolednik [39]. Como um adendo, deve-se enfatizar o caráter inerente e intrinsecamente estável das propagações dúcteis de trinca

² Ernst [31] comprovou definitivamente a possibilidade da indução de instabilidade dúctil em corpos de prova de pequeno porte carregados em sistemas de ensaio de escala laboratorial, seja simulando condições controladas por deslocamento (quando é necessária a utilização de molas acopladas em série com o sistema de carregamento) ou controladas por carga (quando as molas devem ser adicionadas em paralelo).

obtidas nos ensaios de tenacidade J realizados nesses sistemas rígidos de carregamento, invariavelmente disponíveis nos laboratórios de Mecânica da Fratura, tal como comprovado por Ernst [31].

Paris & Johnson [1], simultaneamente à determinação de um valor limite nominal permissível de projeto e vida em serviço para evitar instabilidade dúctil de vasos nucleares de pressão em centrais do tipo PWR ("Pressurized Water Reactor"), denominado J_{50} , evidenciaram a existência de uma boa correlação deste com o valor da energia do patamar superior charpy (C_v). A confirmação de uma identidade entre esses dois valores assumidos como característicos do material (com uma determinada história térmica, mecânica, química e nuclear) pode vir a tornar-se de extrema importância prática nos casos onde somente dados ou corpos de prova de tenacidade Charpy estejam disponíveis, devido por exemplo ao exíguo espaço disponível para a irradiação de amostras de inspeção ("surveillance specimens") [22], tal como é o caso específico de reatores nucleares de porte intermediário (até 2,5m de diâmetro) e baixa potência (entre 40 e 60MW [40]) tipicamente utilizados para a propulsão naval (submarinos e navios) ou mesmo na produção comercial de energia elétrica (quando um conjunto de diversos reatores de potência menor substitui as hoje convencionais plantas PWR de único e massivo reator).

No presente trabalho é realizado um estudo acerca das condições em que ocorre a instabilidade dúctil de um componente nuclear (vaso de pressão de um reator de fissão nuclear dimensionado com base em sua real aplicação em serviço - propulsão de submarinos segundo recente projeto da marinha brasileira, e, porventura, geração de energia elétrica em centrais PWR de múltiplos e relativamente pequenos reatores de baixa potência, esta uma nova tendência mundial [40]), em termos da pressão de operação e deformação na parede do vaso, como função das variáveis geométricas, dimensionais e de posicionamento do defeito tipo-trinca situado na região central ("belt-line") da parede do referido componente estrutural.

São utilizados neste estudo os chamados diagramas de estabilidade J-T associados ao critério J_{50} proposto por Paris & Johnson [1]; outros critérios, menos conservativos que J_{50} , que interpretam mais apropriadamente o comportamento do componente estrutural, levando em conta as diferenças entre o desempenho do mesmo e aquele previsto com base em ensaios de cps de laboratórios, são aqui sugeridos e também aplicados aos diagramas J-T sendo seus resultados confrontados entre si e aqueles derivados via J_{50} .

Embora o método J versus T seja capaz de produzir avaliações dos efeitos de ambos carregamentos mecânico [1] - essencialmente de pressurização interna nos casos a serem aqui analisados - e térmico - até o limite em que seja garantida a resposta dúctil

do componente (função complexa de variáveis tais como taxa imposta de aquecimento/resfriamento do vaso, temperaturas inicial e final do evento, espessura da parede do componente e tenacidade do material [9]) -, esteja esse último presente como esforço principal ou residual³, não são abordados na presente tese eventos que incluam choques térmicos de qualquer natureza e intensidade. Deste modo, eventos de acidentes nucleares como os LBLOCA ("large break loss of coolant accident"), SBLOCA ("small break loss of coolant accident") e MSLB ("main steam line break") não são aqui analisados, visto que as altíssimas taxas de resfriamento aí envolvidas (da ordem de até 500°C/h [41]) produzem agudos gradientes de temperatura (bem como baixas temperaturas absolutas) ao longo da espessura da parede do vaso, e, conseqüentemente elevadíssima força motriz térmica à trinca pré-existente [17,41-47], que, em adição ainda ao deslocamento da transição frágil/dúctil da liga estrutural para mais elevadas temperaturas em decorrência principalmente do bombardeamento por nêutrons rápidos [12,48], podem conduzir à ruptura do componente via falha catastrófica por clivagem, situação que pertence aos domínios da MFEL, notadamente governada pelos critérios K_{IC} de disparo de clivagem sob carregamento monotônico quase-estático [49], K_{ID} sob carregamento dinâmico [50] e K_{IA} de freamento de trinca frágil [51]. De qualquer modo, as ocorrências LBLOCA e SBLOCA vinculadas à rupturas na parede do vaso de pressão estão obviamente limitadas (são precedidas) pelo mecanismo de falha controlado pela instabilidade dúctil do componente.

Especificamente, são aqui consideradas duas situações em que a instabilidade dúctil se torna mecanismo controlador do processo de fratura, e para as quais são dirigidas, e passíveis de serem aplicadas direta (caso a) ou indiretamente (caso b) todas as análises e avaliações desenvolvidas na sequência. Os eventos de interesse são:

a) Ensaios de pressurização hidrostática ("hydrotest") em vasos protótipos na condição de não-irradiados: se por um lado os ensaios de hidropressurização têm sido considerados valiosos, porém não infalíveis, na detecção de defeitos maiores na manufatura e projeto de vasos de pressão [52], por outro eles têm se tornado o mais importante instrumento para a verificação da validade e da precisão dos estudos analíticos envolvendo os diagramas $J \times T$ em avaliações de integridade estrutural de componentes nucleares no contexto da MFEP (Mecânica da Fratura Elasto-Plástica) [20]. Deste modo, uma vez confeccionado o vaso de pressão protótipo (em escala inferior ou mesmo idêntica à de aplicação em serviço) uma trinca (ou um entalhe com raio mínimo de curvatura) é artificialmente introduzida na região de centro do vaso, denominada "belt-line", tendo ela (a trinca) dimensões bem conhecidas e definindo um plano ortogonal às máximas tensões desenvolvidas no componente em questão (tensões

³RICCARDELLA P., "Resolution of the Reactor Vessel Material Toughness Safety Issue", NUREG-0744, Nuclear Regulatory Commission, Washington, DC, v.2, June 1981; citado em [1] à página 34.

circunferenciais - "hoop stresses"). A uma temperatura seguramente no patamar superior de tenacidade Charpy (de modo a se evitar riscos de clivagem) o vaso é internamente pressurizado (monotônica e quase estaticamente) via meio líquido (preferencialmente água leve no caso de reatores PWR) até a instabilidade, sendo os resultados de pressão para a falha, bem como de deformação circunferencial nas superfícies interna e externa da parede do referido componente (todas essas grandezas fácil e diretamente monitoradas e registradas durante o teste através de manômetros e extensômetros), comparados às previsões aqui efetuadas via Teoria da Instabilidade do Rasgamento Dúctil por intermédio dos diagramas $J \times T$ e critérios associados.

b) Eventos de sobre-pressurização do componente nuclear (vaso de pressão de central PWR) em condições reais de serviço: a possibilidade da ocorrência de um aumento na pressão interna, com relação àquela tida como de operação normal de vasos nucleares PWR de qualquer dimensão e potência (em torno dos 15,5 a 15,8 MPa, de modo que a água do circuito primário permaneça sempre na fase líquida nas temperaturas de operação do componente [9,10,19,40,53]), em decorrência de aumentos na temperatura do fluido refrigerante acima daquelas típicas de centrais PWR (291,3°C no bocal de entrada do vaso e 326,1°C no de saída após a extração de calor gerado no núcleo radioativo [19,40,53]), tem sido reconhecida [19,40,53] e pode, dependendo da resposta dos sistemas de segurança da central nuclear (particularmente do conjunto de válvulas que permitem a despressurização do vaso do reator), se tornar um problema envolvendo a instabilidade dúctil do componente super-pressurizado. Assim, com base no mecanismo de funcionamento (aqui bem simplificado na Figura 1) de uma central PWR (constituída basicamente por um circuito primário, contendo o vaso do reator, um pressurizador e uma bomba de circulação do fluido refrigerante, e um secundário, este formado pela turbina de conversão de energia térmica em mecânica, um condensador de vapor e uma bomba de alimentação do fluido extrator de calor do circuito primário, sendo ambos circuitos interligados por um gerador de vapor que realiza a troca de calor entre os mesmos), pode-se postular um acidente conduzindo à instabilidade dúctil do vaso do reator, tal como descreve e culmina a sequência de eventos [19,40,53]:

1 - falha do gerador de vapor, ou da turbina de conversão de energia mecânica em elétrica (que, no caso da propulsão naval, aciona diretamente as pás da hélice que impulsiona o veículo), ou ainda falha do condensador de vapor do fluido do circuito secundário (nos casos onde água leve é também aí utilizada), ou qualquer outro incidente que resulte num desligamento total da referida turbina ou mesmo em alguma flutuação de potência da mesma (ocorrências denominadas respectivamente "turbine trip" e "load rejection"), conduzindo todos esses eventos finalmente a uma redução na capacidade do circuito secundário extrair o calor existente no primário e gerado no núcleo do vaso de pressão;

2 - Uma perda de carga no circuito secundário produz por si só um aumento na temperatura da água (fluido refrigerante) contida no primário, e, como a água é praticamente incompressível, mesmo pequenas variações positivas de temperatura e, obviamente, de volume produzem grandes incrementos na pressurização desse circuito que inclui o vaso do reator nuclear. Levando-se em conta que, para um dado valor de pressão interna do circuito em questão, o nível de tensão atingido na parede do vaso de pressão é muito próximo daquele alcançado na tubulação principal que também constitui o referido sistema (pois a relação entre o diâmetro e a espessura da parede é muito próxima para ambos componentes vaso/tubulação [54]), bem como considerando-se o muito mais crítico efeito de envelhecimento ("aging"), com conseqüente redução da ductilidade e tenacidade [66], a que está sujeito o vaso de pressão (em especial a "belt-line", que é a porção do vaso mais próxima do núcleo do reator) quando comparado ao experimentado pelo restante do circuito primário, pode-se arguir que para a sequência de ocorrências aqui considerada existe a possibilidade real de que a falha do vaso de pressão preceda qualquer fratura no restante do circuito (tubulação), tanto mais provável o evento quanto maior o tempo de operação em serviço.

3 - A resposta esperada do sistema de potência a esse incremento de pressão deve se dar cronologicamente via abertura das válvulas "spray" (1), de alívio (2) e de segurança (3), todas situadas no pressurizador do circuito primário (Figura 1) e comandadas pelos sinais aí detectados;

4 - Como nenhum sistema eletro-mecânico está livre de falhas, pode-se supor o mal funcionamento (funcionamento parcial), ou na pior das hipóteses o não-funcionamento desse sistema de segurança, conduzindo em maior ou menor grau a uma sobre-pressurização sempre crescente do conjunto vaso/tubulação que, a menos que seja limitada por falhas nessa última (constituindo-se aí então os acidentes LBLOCA, SBLOCA ou MSLLB anteriormente citados, sendo portanto seguidos por choque térmico e passando a serem controlados provavelmente por falha catastrófica, estando assim além dos escopos da presente tese) ou então efetivamente aliviada pelo desligamento do reator ("emergency shutdown" ou "reactor scram triggering"), pode atingir níveis que resultem (dependendo obviamente das características dos defeitos tipo-trinca existentes no componente em questão) na fratura do vaso de pressão via mecanismo de instabilidade dúctil, sendo seguido aí então por um choque térmico do componente pressurizado (PTS - "Pressurized Thermal Shock").

Assume-se neste trabalho que, mesmo após longos períodos de exposição (mais de 40 anos em termos nominais, ou mais de 25 anos de maneira efetiva - EFPY "effective full power years" [11,18]) às mais agressivas condições de serviço, quais sejam, (a principal delas [13,18]) de intenso bombardeamento de nêutrons rápidos ($E \geq 1\text{MeV}$), (e as sinérgicas [12]) de envelhecimento térmico e por deformação

Figura 1 - Fluxograma simplificado de uma central PWR [19,40,53] (a conversão de energia térmica em mecânica na turbina se dá via expansão do vapor saturado nos bocais e pás dessa última; em reatores PWR para propulsão naval este é o último estágio do processo de geração de potência, enquanto que em plantas destinadas à produção de energia elétrica há necessidade da presença de um gerador acoplado à turbina para a conversão de energia mecânica em elétrica).

("static/dynamic strain aging") [12,55,56], de fragilização por revenimento ("temper embrittlement") e de fragilização por hidrogênio ("hydrogen embrittlement"), os aços estruturais utilizados na confecção de vasos de pressão PWR (ASTM-A302B, e, mais

recentemente, os laminados de A533B e os forjados de A508-3, fabricados seguindo-se rígidos requisitos quanto ao teor máximo de impurezas e elementos residuais, quanto ao balanceamento dos elementos de liga, bem como relativamente ao controle dos processamentos termo-mecânicos a que são submetidos) mantenham tenacidade suficientemente elevada para se comportarem de modo dúctil sob carregamentos mecânico e mesmo térmico (em princípio ao menos sob taxas de resfriamento/aquecimento tipicamente desenvolvidas nos eventos de desligamento/religamento - "shutdown/startup" - do reator nuclear), tal como tem sido extensivamente comprovado na literatura [7-9,11,12,14-18,22].

Relativamente às hipóteses e assertivas até agora realizadas no tocante à aplicação da Teoria da Instabilidade do Rasgamento Dúctil ou Elasto-Plástico (TIRD/TIREP) restam ainda duas observações:

- Em ambos os casos aqui considerados (a - ensaios de hidropressurização, e b - sobre-pressurização do vaso em serviço) não são esperados (em virtude das relativamente baixas temperaturas de ensaio e de serviço do componente, bem como dos relativamente curtos tempos ou relativamente altas taxas de carregamento envolvendo ambos os eventos), e portanto não são computados, efeitos de fluência interagindo com os de fratura dúctil; fluência é considerada ser um problema, como redutor da capacidade de resistência a trincas na classe dos aços estruturais de grau nuclear, somente para solicitações superando alguns dias nas temperaturas em que operam ou que são testados os componentes [56], ou então para taxas de carregamento tão baixas que se situam muito aquém das esperadas nos casos a e b [57].

- Finalmente, cabe ressaltar a viabilidade da direta aplicação dos resultados obtidos na presente tese (com base em dados de propagação de trincas em corpos de prova de laboratório) na previsão das condições que conduzem à instabilidade dúctil de vasos protótipos submetidos a testes de hidropressurização, pois esses vasos devem ser constituídos de material exatamente (a menos de alguma pré-deformação permanente residual devida a operações de conformação mecânica do componente ou então advindas de ciclos térmicos de soldagem) na condição, inclusive quanto à temperatura, em que se obtiveram os resultados aqui apresentados. Por outro lado, a aplicação das expressões e dos conceitos analíticos aqui desenvolvidos ao caso do componente nuclear em condições reais de serviço requer obviamente a obtenção de resultados de tenacidade J do material sob idênticas circunstâncias àsquelas de operação do componente; assim, o estudo aqui realizado permanece nesse sentido mais como uma referência e uma contribuição no intuito de demonstrar e promover as potencialidades da MFEP, nos moldes da metodologia dos diagramas $J \times T$ e com base na TIRD/TIREP,

seja como instrumento de avaliação da integridade estrutural de componentes nucleares já em fase de operação em serviço, seja como ferramenta auxiliar durante o estágio de projeto dos mesmos.

Os resultados de previsão de falha do vaso nuclear obtidos via TIRD/TIREP e através dos diagramas de estabilidade J-T são por fim comparados no presente estudo àqueles derivados por meio da aplicação do critério de iniciação do rasgamento dúctil (critério J_{IC} em princípio) [58], naturalmente mais conservativos. Ambos esses resultados da MFEP via Integral-J são confrontados então àqueles obtidos segundo os conceitos convencionais da MFEL por meio do critério K_{IC} [49] de disparo de fratura frágil em sollicitação monotônica quase-estática, que se caracteriza por um profundo conservativismo (superado apenas pelos critérios K_{ID} e K_{IA}) particularmente quando aplicado às condições típicas do patamar superior de tenacidade.

A possibilidade da correlação entre o valor J_{50} (interpretado basicamente como um índice de tenacidade referencial para o projeto e operação seguros de reatores nucleares [22]) e a energia C_v do patamar superior de tenacidade Charpy (índice tradicional de tenacidade referencial amplamente utilizado, porém até agora sem aplicação direta às condições reais de componentes estruturais em ação) é em adição verificada com base em dados da literatura.

Os ensaios de curvas J-R (obedecendo a norma ASTM-E1152/87 [59]) para o levantamento dos diagramas J_{MAT} - T_{MAT} , são realizados segundo uma recentíssima técnica analítica de normalização linear da carga mecânica [60], que utiliza um único corpo de prova para a obtenção de uma curva completa de resistência J. A validade de tal procedimento é verificada com base na técnica da variação da flexibilidade elástica [61], utilizando-se um sistema universal de ensaios mecânicos totalmente informatizado. Os corpos de prova do tipo compacto com 1 e 2 polegadas de espessura (1T e 2TCT), entalhados lateralmente, são ensaiados à temperatura ambiente e a 175°C a uma taxa de deslocamento do pistão (ou de deslocamento de abertura da boca da trinca) de 0,5mm/min. Os dados de tenacidade K (MFEL) são obtidos também via ensaios de corpos de prova 1T e 2TCT, porém sem entalhamento lateral, a uma taxa de carregamento da ordem de 3MPa√m/s, sendo realizados a temperaturas entre -200°C e -60°C, atingidas por meio de resfriamento com nitrogênio líquido.

O material utilizado nesse experimento é um aço de baixa liga (MnNiMo) de média resistência, altíssimas ductilidade e tenacidade e de grau nuclear, obedecendo a classificação ASTM-A508 Classe 3A [62], produzido em escala piloto pela Eletrometal S/A Metais Especiais na forma de placa forjada com espessura próxima a 130mm sob a especificação E6311. Nesse estudo ele é extensivamente caracterizado relativamente à sua microestrutura (incluindo-se análises de fases, inclusões e segregações), identificando-se também os prováveis sítios de disparo de fratura frágil e de nucleação

dúctil de microvazios por meio de criteriosa avaliação fratógrafa. Na realização de tais tarefas são utilizados modernos equipamentos de dilatométrica, microscopia óptica e eletrônica de varredura, assim como de microanálise por elétrons difratados e de análise computadorizada de imagens. Com base nesses resultados, e naqueles derivados dos ensaios mecânicos tradicionais (tração, impacto Charpy e durezas Rockwell e Vickers) e de tenacidades à fratura K e J, o desempenho do aço E6311 é confrontado aos seus similares produzidos no exterior.

2. REVISÃO DA LITERATURA

2.1- Considerações Gerais

O código norte-americano que estabelece as diretrizes para a construção de vasos de pressão de reatores de fissão nuclear e avaliação dos riscos potenciais de falhas por fratura durante a operação dos mesmos, o “American Society of Mechanical Engineers (ASME) Boiler and Pressure Vessel Code”, nas Seções III [63] e XI [64], permite quase que única e exclusivamente (a não ser pela consideração da correção da zona plasticamente deformada imediatamente à frente da ponta da trinca) a utilização dos conceitos da Mecânica da Fratura Elástica-Linear (MFEL), especificamente nos Apêndices A e G das referidas seções. Esta abordagem, utilizando os critérios de carregamento quase-estático K_{IC} [49] e K_{IA} [51] (respectivamente fatores K de disparo e freamento de trinca por clivagem), conduz, em análises de eventos ocorrendo nas condições do patamar superior de tenacidade dos aços ferríticos/bainíticos de grau nuclear, claramente a avaliações acentuadamente conservativas dos riscos de fratura dos vasos nucleares devidos a defeitos tipo-trinca revelados durante os programas regulares (periódicos) de inspeção desses componentes. O motivo de tão elevado nível de pessimismo por meio da MFEL está portanto no fato de que as temperaturas de trabalho dos vasos de pressão de reatores nucleares (lembrando que neste estudo serão tratados somente os PLWCR de fissão nuclear — “Pressurized Light Water Cooled Reactor” — que operam tipicamente em torno dos 300°C) encontram-se no patamar superior de tenacidade (tal como mensurado [33] em ensaios de tenacidade ao impacto Charpy), mesmo após várias décadas operando sob intenso bombardeamento de nêutrons energéticos, $E \geq 1\text{MeV}$, entre outros mecanismos de degradação de propriedades mecânicas, numa região muito além do bem definido regime de transição frágil/dútil tipicamente exibidos pelos aços ferríticos/bainíticos de excepcionais tenacidade e ductilidade utilizados em sua confecção, o que em termos práticos elimina a probabilidade de fratura catastrófica por clivagem [1, 22, 65].

No intuito de complementar o código da ASME, nos domínios do patamar superior de tenacidade, notadamente em circunstâncias que incluam escoamento em larga escala e em que o nível de tensão de origem mecânica (essencialmente de pressurização interna do vaso, com o desenvolvimento da denominada tensão de membrana), e/ou mesmo térmica (cuja análise se encontra além dos escopos deste trabalho), estão muito além do nível normal de operação do reator, como por exemplo em situações de ensaios de hidropressurização (“hydrotest”) ou que envolvam uma

sobrepessurização do circuito primário da planta de potência nuclear, um grande progresso vem sendo feito na Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP).

Em particular, um conceito mais avançado de estabilidade de trincas foi desenvolvido [25-27], com base no parâmetro energético de tenacidade Integral-J [23, 24], e amplamente aceito, que depende de uma curva completa de resistência (curva J-R [59]) para a caracterização do material (ao invés de valores únicos como K_{Ic} [49] e K_{Ia} [51] da MFEL, ou mesmo J_{Ic} [58] da MFEP, que são muito mais restritivos). Essa análise de estabilidade do rasgamento elasto-plástico (dúctil) por intermédio da Integral-J culminou no trabalho de PARIS & JOHNSON [1], que utiliza diagramas J versus T, essencialmente uma nova representação diagramática das curvas J-R do material e das curvas J-T aplicadas à estrutura, para a avaliação da integridade de componentes estruturais. O método [1] sugere a existência de linearidade entre as variáveis J_{APL} e T_{APL} (respectivamente a força motriz da trinca na estrutura e a taxa de variação dessa força com relação ao comprimento da trinca), de tal modo a permitir uma avaliação direta e essencialmente analítica (a menos da curva J-R) das condições de carregamento que conduzem ao processo de instabilidade dúctil, simplificando sobremaneira a tarefa da determinação das condições críticas de solicitação quando comparado aos procedimentos até então existentes, que utilizavam os primitivos diagramas de comparação direta [26, 29] entre T_{APL} e T_{MAT} (baseados na equivocada suposição original da independência desses módulos de rasgamento quanto ao comprimento da trinca, ou, identicamente, quanto ao nível de propagação dúctil da mesma), bem como os denominados diagramas de força motriz da trinca [28, 38]. Admitindo-se a hipótese (de fato experimentalmente comprovada) da quase-linearidade entre J e T aplicados ao componente estrutural trincado (isto é, $J_{APL}/T_{APL} \cong$ cte), definiu-se [1] (tomando-se como referência as propriedades mecânicas de tração típicas de um aço de grau nuclear irradiado, bem como as dimensões dos corpos de prova de tenacidade à fratura comumente mantidos em núcleos de reatores para inspeção periódica — “surveillance specimens”) uma inclinação-padrão para a curva (quase-reta) J-T de carregamento, a saber, $J_{APL}/T_{APL} = 50 \text{ lbf/in}$ (8,756 kN/m). Deste modo, o ponto de intersecção entre as curvas $J_{APL}-T_{APL}$ e $J_{MAT}-T_{MAT}$ (o qual por definição estabelece o limite para a instabilidade dúctil) produziu o chamado valor J limite permissível (assumido como adequadamente conservativo) para evitar-se a instabilidade dúctil de componentes nucleares pressurizados em ambientes sob irradiação de nêutrons rápidos, denominado daqui por diante de J_{50} . KUSSMAUL et alii [21] e LOSS et alii [22] comprovaram experimentalmente (através de ensaios de tenacidade J em cps de pequeno, médio e grande portes (irradiados e não-irradiados),

o êxito de J_{50} em predizer (de modo levemente conservativo, ou seja, mantendo-se uma adequada margem de segurança) as condições de carregamento que conduzem à instabilidade dúctil. TANG et alii [20] por sua vez demonstraram cabalmente (através de métodos de elementos finitos e de ensaios de pressurização interna de vasos de tamanho intermediário) a extrema precisão da metodologia dos diagramas J-T (desta vez associados a critérios mais liberais que J_{50} , da ordem de J_{350} — onde J_{50} , embora menor, é sempre próximo de J_{350} — este último critério obtido não mais com base nas dimensões de cps de laboratório, mas sim nas dimensões do próprio componente estrutural) na previsão de falhas por instabilidade dúctil de vasos protótipos tal como induzidas durante os ensaios de hidropressurização. A inclinação J/T_{APL} de 50 lbf/in foi desse modo (em virtude da segurança por ela conferida) sugerida como um índice padrão ou referencial de tenacidade mínima (assim como o é, ainda hoje, a energia Charpy $C_v = 68J$ por exemplo), tendo-se como principal objetivo o estabelecimento de um nível mínimo confiável de tenacidade para fins de projeto e operação seguros contra instabilidade dúctil de componentes pressurizados na indústria nuclear, que fosse derivado de uma verdadeira (e consequentemente avançada) metodologia com base na Mecânica da Fratura Elasto-Plástica. Até então, esse nível mínimo de tenacidade dos materiais metálicos estruturais de grau nuclear, para levar em consideração os danos por irradiação por nêutrons rápidos ou energéticos ($E \geq 1MeV$), era exclusivamente definido em termos da energia do patamar superior de tenacidade Charpy (C_v). Especificamente, o “Code of Federal Regulation (10-CFR-50G)”, dos E.U.A., determina um valor mínimo de 102 J (75 lbf.ft) inicialmente e de 68 J (50 lbf.ft) como nível marginal durante a vida de operação da planta nuclear. A verificação de uma ótima correlação entre o valor J_{50} e a energia do patamar superior Charpy de materiais irradiados e não-irradiados foi conduzida por LOSS et alii [22] e corroborada pelo trabalho de KUSSMAUL et alii [21], este último também observando a possibilidade de uma correlação entre C_v e o valor J de iniciação de rasgamento dúctil (J_i). Essas correlações têm se tornado de grande interesse prático tendo em vista a possibilidade da ocorrência de situações onde somente dados e/ou corpos de prova Charpy estejam disponíveis. Em adição, a obtenção de valores J_i , J_{50} ou qualquer outro índice de tenacidade à fratura elasto-plástica a partir de ensaios simples e rápidos, como é o caso dos ensaios Charpy com entalhe em V, por si só representaria uma mudança fundamental e um importante avanço na metodologia dos ensaios da Mecânica da Fratura Elasto-Plástica.

Na seqüência são detalhados todos os tópicos importantes relacionados ao trabalho originalmente proposto.

2.2- A Integral-J

2.2.1- Considerações gerais

A Mecânica da Fratura Elástica-Linear (MFEL) produz somente critérios de fratura em termos do fator K de intensidade de tensões elásticas lineares, a saber, iniciação/freamento de ruptura por clivagem sob carregamento quase-estático (K_{IC}/K_{IA}) ou dinâmico de iniciação (K_{ID}), sem significativo rasgamento dúctil anterior, para uma classe limitada de problemas: aquela de corpos estruturais trincados exibindo escoamento em pequena escala, quando as dimensões do componente são pelo menos uma ordem de grandeza maior que a zona plasticamente deformada à ponta da trinca [66].

Com o advento da utilização de ligas metálicas estruturais caracterizadas por acentuadas ductilidade e tenacidade, tornou-se necessário o desenvolvimento de um parâmetro de fratura e critérios associados que, por extensão direta da tecnologia da MFEL, pudessem permitir a predição dos processos de fratura (iniciação e propagação), sob deformação monotonicamente crescente (ou mesmo cíclica), na presença de plasticidade em pequena e em grande escalas. A Integral-J, concebida e desenvolvida por RICE [23, 24], é certamente o mais bem sucedido parâmetro de tenacidade no campo da Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP).

O conceito da singularidade elástica linear K (MFEL) na ponta duma trinca em um sólido perfeitamente elástico, isto é, o fato de o campo de tensões elásticas lineares situado na região imediatamente à frente da ponta da trinca poder ser caracterizado por um único valor K [67], $\sigma_{ij} \rightarrow K \cdot r^{-1/2} \cdot f_{ij}(\theta)$ para $r \rightarrow 0$, onde r e θ são as coordenadas polares tendo a ponta da trinca como origem do sistema, foi estendido ao comportamento elasto-plástico (mais precisamente elástico não-linear) por trabalhos de HUTCHINSON [68] e RICE & ROSENGREN [69]. Eles demonstraram a existência da singularidade dos campos de tensão e de deformação não-lineares, como função de J, exclusivamente com base nas propriedades de fluxo do material. As chamadas soluções HRR para os campos de tensão (σ_{ij}) e de deformação (ϵ_{ij}) logo à frente de uma trinca estacionária em um sólido elástico não-linear, incompressível e encruável são dadas, no limite $r \rightarrow 0$, por:

$$\sigma_{ij} \longrightarrow \sigma_{ref} \left(\frac{J}{r \cdot \epsilon_{ref} \cdot \sigma_{ref}} \right)^{1/(1+\bar{n})} \bar{\Sigma}_{ij}(\theta, \bar{n}) \quad (1)$$

e

$$\epsilon_{ij} \longrightarrow \sigma_{ref} \left(\frac{J}{r \cdot \epsilon_{ref} \cdot \sigma_{ref}} \right)^{\bar{n}/(1+\bar{n})} \bar{E}_{ij}(\theta, \bar{n}) \quad (2)$$

onde σ_{ref} (uma tensão real de referência) é preferencialmente tomada como a tensão limite real de escoamento global ou macroscópico (referência ideal pois estabelece o início dos processos de escoamento/encruamento globais do sistema), tal como obtida em ensaios de tração monotônica, ε_{ref} sendo a correspondente deformação real (aproximada adequadamente por σ_{ref}/E , onde E é o módulo de Young) e $\bar{\Sigma}_{ij}$ e $\bar{E}_{ij}$ expressando funções particulares específicas para a distribuição de tensões e de deformações, respectivamente, nas proximidades da ponta da trinca. A análise foi baseada na Teoria-Deformação da Plasticidade (“Deformation-Theory of Plasticity”), para a qual adotou-se um comportamento plástico (via analogia ao elástico não-linear) seguindo uma lei simples de potência do tipo:

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_{ref}} = \bar{\alpha} \left(\frac{\sigma}{\sigma_{ref}} \right)^{\bar{n}} \quad (3)$$

onde $\bar{n}$ é o expoente de encruamento e $\bar{\alpha}$ (o coeficiente de encruamento) é tomado como sendo igual à unidade; $\bar{n}$ pode se obtido diretamente a partir de ensaios convencionais de tração monotônica, sendo dado pela inclinação do gráfico de $\ln\sigma$ versus $\ln\varepsilon$.

O produto entre tensão (Exp. 1) e deformação (Exp. 2) aproxima uma forte singularidade do tipo $J \cdot r^{-1} \cdot \bar{\Theta}_{ij}(\theta, \bar{n})$ quando $r \rightarrow 0$, e a comprovação da existência dessa singularidade por si só permite a utilização de um valor crítico de J para caracterizar o início da fratura [70]. Como posteriormente será verificado, a existência da singularidade J garante também a utilização deste como parâmetro de caracterização de um regime de crescimento dúctil de trincas dito controlado por J-Deformação.

2.2.2- A Definição Analítica de J

Seja um corpo bidimensional (contido no plano xy da Figura 2) homogêneo, contínuo e isotrópico, exibindo um comportamento elástico (linear ou preferencialmente não-linear [71]), livre de tensões residuais, contendo uma trinca ou entalhe paralelo ao eixo x , carregado externamente em tração monotônica (modo I de abertura de trinca) e conseqüentemente sujeito a um campo elástico de deformações tal que $\sigma_{ij} = \sigma_{ij}(x, y)$.

Define-se a densidade de energia de deformação elástica W (função única das tensões e deformações [72]) como:

$$W(x, y) = W(\varepsilon_{ij}) = \int_0^{\varepsilon_{ij}} \vec{\sigma}_{ij} \, d\vec{\varepsilon}_{ij} \quad (4)$$

onde σ_{ij} e $d\varepsilon_{ij}$ são respectivamente os tensores tensão e deformação infinitesimal.

Definindo-se agora a integral de linha no plano xy:

$$\int \left(W \, dy - \vec{T}_i \cdot \frac{\partial \vec{u}_i}{\partial x} \, dA \right) \quad (5)$$

onde: $\vec{T}_i$ = componentes do vetor tração ("traction") definidas de acordo com a normal $\vec{n}$ ao longo do caminho de integração ($\vec{T}_i = \vec{\sigma}_{ij} \cdot \vec{n}_j$);

$\vec{u}_i$ = componentes do vetor deslocamento ("displacement") em dA ;

x, y = coordenadas retangulares;

dA = elemento de arco ao longo do caminho de integração .

RICE [23, 24] provou que se esta integral (Exp. 5) é avaliada ao longo de qualquer curva A fechada, que se encontra inteiramente no interior do corpo (e não incorpora qualquer descontinuidade, mesmo a ponta da trinca), o resultado é zero:

$$\oint_A \left(W \, dy - \vec{T}_i \cdot \frac{\partial \vec{u}_i}{\partial x} \, dA \right) = 0 \quad (6)$$

Como consequência, se agora a integral é tomada ao longo de uma curva aberta Γ envolvendo a ponta da trinca, indo da "superfície" inferior até a superior da mesma e se encontrando completamente dentro do corpo (Figura 2), o resultado de avaliar-se essa integral é um valor único para todos os contornos Γ (assim comprovando-se a singularidade do campo de tensões e deformações à frente da trinca, via independência desse parâmetro de tenacidade quanto ao caminho de integração), a que Rice denominou J , isto é:

$$\int_{\Gamma} \left(W \, dy - \vec{T}_i \cdot \frac{\partial \vec{u}_i}{\partial x} \, d\Gamma \right) = J \quad (7)$$

A unicidade do resultado implica necessariamente em que J seja um parâmetro de caracterização singular da ponta da trinca, sendo esta a única descontinuidade englobada por todas curvas tipo Γ [73].

2.2.3- O Significado Físico de J

A interpretação original da Integral-J [23] foi a de ser o valor médio da intensidade do campo de tensões e de deformações (elásticas) não-lineares numa região muito próxima à ponta da trinca, obviamente muito similar ao papel do fator K de intensidade de tensões elásticas lineares relativamente a MFEL.

Uma interpretação alternativa de J, igualmente válida, também foi gerada por RICE [24]: J pode ser interpretado, para o comportamento essencialmente elástico, como uma taxa de alívio de energia potencial por unidade de superfície de trinca gerada na propagação, ou então como a energia elasticamente armazenada (disponível para a fratura) a cada unidade de área do ligamento remanescente.

Esta definição pode ser então matematicamente expressa por:

$$J = - \frac{dU}{da} \left[\begin{array}{l} \delta \text{ ou } P \text{ constante} \end{array} \right] \quad (8)$$

onde U é a energia elástica linear ou, mais corretamente⁴, não-linear armazenada durante o carregamento para a abertura da trinca em modo I (Figura 2), por unidade de espessura do corpo, a é o comprimento da trinca e δ e P respectivamente o deslocamento (de curso do pistão ou, preferencialmente, de abertura da boca da trinca ou entalhe) e a correspondente carga (por unidade de espessura do corpo trincado), monotonicamente (em princípio)⁵ aplicados ao mesmo.

Esta definição relaciona J a quantidades externa e macroscopicamente mensuráveis tais como carga e deslocamento. De fato, em diagramas P - δ (onde P é a carga por unidade de espessura do corpo e δ é o deslocamento tomado na linha de carregamento do mesmo) para corpos idênticos com comprimentos de trinca levemente diferentes, identicamente carregados até um dado nível de deformação (tomado em termos de δ ou P), a área entre as curvas “história de carregamento” é Jda

⁴ Embora por definição (Exp. 8) $J = G$, a força motriz para a extensão trinca [72, 74, 75], J deve ser aplicado estritamente no contexto da elasticidade não-linear (a qual é a primeira aproximação do comportamento elasto-plástico real, o que constitui a base da Teoria-Deformação da Plasticidade da qual J originalmente deriva), exatamente como G o deve ser no contexto da elasticidade linear, conduzindo à comparação de que J é o correspondente não-linear de G linear [71].

⁵ HADDAD et alii [76], TANAKA et alii [77] e LAMBERT et alii [78] têm aplicado J com sucesso como parâmetro de tenacidade em ensaios mecânicos sob solitação cíclica, alternada ou em fadiga.

Figura 2 - A Integral-J bidimensional⁶ independente do contorno [23, 24].

(Figura 3). Através dessa identidade, BEGLEY & LANDES [74, 79] realizaram as primeiras avaliações experimentais de J como função do comprimento da trinca e do nível de deformação aplicado a corpos de prova padronizados, utilizando materiais metálicos suficientemente rígidos solicitados até níveis suficientemente baixos de deformação para se admitir comportamento essencialmente elástico.

2.2.4- O Comportamento Elasto-Plástico

Até o momento assumiu-se a reversibilidade total da energia transferida de um sistema de carregamento para um corpo de prova genérico ensaiado seja em controle

⁶ A Integral-J bidimensional usual pode ser estendida à terceira dimensão; a Integral-J tridimensional deve ser calculada pela integração sobre uma superfície cilíndrica envolvendo toda a frente da trinca ao longo da espessura do corpo (coordenada z, perpendicular ao plano do texto).

de carga ou deslocamento, seja essa transferência ocorrendo de modo linear ou não-linear.

Nos casos onde uma parcela de deformação do corpo solicitado não é reversível, o problema geral elasto-plástico, J perde o seu significado físico como energia disponível para a propagação [72], não tendo mais interpretação útil como fluxo de energia [75]. Sob essas condições J ainda pode ser considerado como uma comparação de energia, agora elasto-plástica, entre dois corpos idênticos, com tamanhos de trinca muito próximos, carregados identicamente até um dado nível δ ou P . No entanto, devido à irreversibilidade de uma parcela de deformação, não se pode mais relacionar a diferença de energia relativa a tamanhos semelhantes de trincas somente à disponibilidade de energia para realizar-se a propagação infinitesimal associada (mas sim e também à diferença de tamanho entre as respectivas zonas plasticamente deformadas àquele nível final de carga ou deslocamento). Por outro lado, caso não ocorra propagação, com o conseqüente descarregamento elástico na

Figura 3 - A definição alternativa de J [23,24].

ponta da trinca e no corpo de prova como um todo, o comportamento elástico não-linear pode aproximar-se do comportamento elasto-plástico [80], e a interpretação de alívio de energia permanece ainda útil, pelo menos no que diz respeito a permitir-se que J seja experimentalmente determinado [75].

Nesse caso, J é a taxa de alívio de energia pseudo-elástica, ou pseudo-disponível para a fratura (Figura 4), dada por:

$$\bar{J} = - \frac{dU_s}{da} \left[\begin{array}{l} \delta \text{ ou } P \text{ constante} \end{array} \right] \quad (9)$$

Figura 4 - A Integral-J idealizada para um comportamento elasto-plástico [24] (a propagação da trinca é assumida ocorrer a δ fixo e a P decrescente, exatamente como verificado em ensaios de tenacidade sob controle da primeira variável [39], tal como invariavelmente realizados em laboratórios convencionais da Mecânica da Fratura).

O significado físico de J para o comportamento elasto-plástico é [74, 81] o de uma medida da intensidade dos campos de tensão e de deformação elasto-plásticas característicos da ponta da trinca. SUMPTER & TURNER [82] interpretaram J elasto-plástico como a taxa (com respeito ao comprimento da trinca) de trabalho elasto-plástico realizado na ponta da trinca. Já RITCHIE & THOMPSON [83] definiram-no como a força motriz nominal para a extensão da trinca.

2.2.5- A Operacionalização da Integral-J

A avaliação da Integral-J foi feita inicialmente [23] via métodos puramente analíticos, utilizando-se para isso geometrias ou configurações extremamente simples e sem interesse prático. Posteriormente, a notável dependência de J com a carga e o deslocamento monotonicamente aplicados (Exps. 8 e 9) permitiu avaliações de J via ensaios mecânicos [74, 79]. Além do número excessivo de corpos de prova necessários, esses ensaios tinham a desvantagem de não garantirem a obtenção de informações a respeito da tenacidade do material [84]. Significativos esforços foram então dispendidos visando-se relacionar J diretamente ao trabalho realizado no corpo de prova, isto é, à área sob o gráfico de carga versus deslocamento monitorado na linha de carregamento, $P \times \delta$. A primeira expressão experimental de J foi então desenvolvida por RICE et alii [85] e, independentemente, por Sumpter⁷, que tomaram a definição básica da Integral-J e a integraram (Exp. 10) para o caso especial de uma barra trincada fletida sob três pontos (SE[B]₃) tal como ilustrado na Figura 5⁷ [71, 75, 85]:

$$J = \frac{2}{W - a} \int_0^{\theta_c} M' d\theta_c \quad (10)$$

onde W = largura do cp;

a = comprimento da trinca;

M' = momento fletor por unidade de espessura do cp;

θ_c = parcela de contribuição da trinca ao ângulo total de flexão θ_v ,

produzindo uma expressão relacionando J ao trabalho elasto-plástico efetuado no corpo de prova (Figura 6):

$$J = \frac{2 A}{b_0} \quad (11)$$

⁷ SUMPTER, J.D.G., Elastic-Plastic Fracture Analysis and Design Using Finite Element Method, PhD Thesis, University of London, England, 1973; citado em [70] à página 312 e em [80] à página 514.

onde A = área total sob o diagrama P - δ , constituída das parcelas elástica e plástica;
 b_0 = ligamento original do corpo de prova.

Na sequência, foi experimentalmente comprovado [86] que, caso a rotação dos corpos de prova do tipo compacto sob tração (CT[S]) seja levada em consideração, isto é, se a medida de deslocamento é tomada na linha de carregamento, ao invés de no ponto de carregamento (que experimenta duas componentes de deslocamento ortogonais entre si), o valor da Integral-J, para essa geometria particular, pode ser obtido por uma expressão do tipo:

$$J = \frac{\eta A}{b_0} \quad (12)$$

onde $\eta = 2 + (0,522) b_0 / W$, com W sendo a largura do corpo de prova.

2.3- Trincas em Processo de Propagação Dúctil

2.3.1- Considerações Gerais

As relações da Integral-J derivadas até aqui referem-se exclusivamente ao caso de trincas estacionárias sujeitas a um carregamento trativo monotonicamente crescente. Como geralmente as trincas propagam-se de uma maneira relativamente lenta e dúctil, frequentemente de modo estável, um sério problema surge com relação ao parâmetro caracterizante J : o crescimento de trinca necessariamente envolve algum descarregamento elástico e deformação plástica acentuadamente não-proporcional próximos à ponta da trinca [27]. Isso produz uma sensível diferença entre os campos de tensão e de deformação de uma trinca que se propaga, em relação aos campos de uma trinca estacionária. Como a teoria em que a Integral-J originalmente se baseia (Teoria-Deformação da Plasticidade) parece incapaz de modelar adequadamente os dois fenômenos acima citados [27, 61], impõem-se em princípio severas restrições à sua utilização na presença de trincas não-estacionárias. Por outro lado, baseando-se no fato de que muitos metais sustentam alguma quantidade de crescimento dúctil e estável de trincas relativamente às dimensões do componente, particularmente além da região de transição frágil/dúctil [27], um raciocínio pode ser desenvolvido para o uso de J , segundo a teoria original, na análise do crescimento e da estabilidade de trincas sob condições que serão chamadas de crescimento dúctil controlado por J -Deformação (J_D).

Figura 5 - Esquematização experimental para a definição básica da Integral-J em barras trincadas fletidas sob três pontos (SE[B]₃)⁷ [71, 75, 85].

Figura 6 - A Integral-J como função da área sob diagramas $P-\delta$ ⁷ [85].

2.3.2- Condições Básicas para a Definição de um Regime de Crescimento Dúctil de Trincas Controlado por J-Deformação

HUTCHINSON & PARIS [27], durante o período de desenvolvimento da Teoria da Instabilidade do Rasgamento Elasto-Plástico [25, 27], impuseram certas condições para que fosse definido um tal regime de propagação. Basicamente estas condições impostas garantem que as zonas de descarregamento elástico e de carregamento altamente não-proporcional permaneçam pequenas quando comparadas à dimensão do campo elasto-plástico HRR (região onde são válidas as soluções de HUTCHINSON [68] e RICE & ROSENGREN [69], dadas pelas Exps. 1 e 2) que as contém (Figura 7). Sob essas circunstâncias é assumido que o campo de singularidade por J-Deformação (campo HRR) define e controla fisicamente o processo de propagação dúctil.

A garantia da existência de uma zona de descarregamento elástico relativamente pequena, de tal modo a que o princípio básico da Teoria-Deformação (comportamento elasto-plástico modelado por elástico não-linear) não seja violado (posto que o descarregamento revela a crucial diferença entre os dois comportamentos citados, tanto mais quanto maior o nível de deformação atingido [75]) pode ser matematicamente expressa como:

$$\Delta \bar{a}_p \ll b_0 \quad (13)$$

isto é, o nível médio de propagação dúctil da trinca (processos de propagação de trincas — frágeis ou dúcteis — estão intrinsicamente vinculados a descarregamentos elásticos na região da ponta da trinca, que liberam a energia necessária para a geração das novas superfícies de fratura), $\Delta \bar{a}_p$, deve ser uma pequena porcentagem do ligamento original, b_0 . Segundo SHIH et alii [87] esta porcentagem é da ordem de 6%, enquanto que nos estudos de NEWMAN et alii [88] o valor encontrado foi de aproximadamente 10%, tal como adotado pela norma ASTM de curvas J-R [59]. Implicitamente, também está contida na Exp. 13 a exigência de que o comprimento do ligamento original do cp, b_0 , ou seja, que o tamanho do cp como um todo desde que as suas dimensões são todas proporcionais entre si, satisfaça um limite mínimo de tal forma que seja assegurada uma condição de deformação predominantemente plana à ponta da trinca.

A garantia de que a zona de carregamento altamente não-proporcional (acentuadamente plástico ou não-linear) seja pequena relativamente ao campo HRR é estabelecida em termos do parâmetro ω , o qual é uma medida da relação entre as

deformações proporcionais e não-proporcionais na região da ponta da trinca. A condição imposta é:

$$\omega = \frac{b(o)}{J} \frac{dJ}{d\Delta\bar{a}_p} > > 1 \quad (14)$$

que também, assim como a Exp. 13, exprime a necessidade de pequenas propagações relativas (a b_0 e, como consequência, às outras dimensões do cp) de trinca (na forma da exigência de máximos valores de ligamento instantâneo, $b_{(i)}$, de baixos valores J e grandes derivadas $dJ/d\Delta\bar{a}_p$ durante o transcorrer do ensaio de tenacidade J), bem como denota requisitos quanto às mínimas dimensões permissíveis para o corpo de prova (na forma da exigência de grandes ligamentos originais, b_0).

Figura 7 - Condições para crescimento de trincas controlado por J segundo a Teoria-Deformação da Plasticidade [68, 69].

O valor mínimo de ω é uma função da geometria do corpo de prova [87, 89]: para SE[B], ele é da ordem de 10, para CT[S] da ordem de 5, e para painéis com trinca central solicitada em tração pura (CC[T] ou CCP) ele está próximo dos 80.

2.3.3- A Correção de J para o Crescimento Dúctil da Trinca

HUTCHINSON & PARIS [27] foram os primeiros a levarem em consideração a necessidade de se eliminar, para garantir a validade da Teoria-Deformação, a parcela de história da propagação da trinca computada no valor J obtido via Exps. 11 e 12. Esta correção de J para trincas em crescimento advém do fato de que a interpretação de J, via Teoria-Deformação, é a de ser uma função única de duas das variáveis: a (comprimento da trinca), δ (deslocamento tomado na linha de aplicação da carga) e P (carga aplicada por unidade de espessura do corpo de prova). Assim, para um dado par (P, δ) por exemplo, existe um, e somente um valor J associado. Este valor é independente da história de propagação da trinca, ou seja, ele não depende do caminho seguido no plano P - δ para chegar-se ao ponto de interesse. Tal raciocínio pode ser simplesmente expresso em um diagrama como o da Figura 8: o gráfico $P \times \delta$ superior (ABC) corresponde ao carregamento de um corpo de prova incluindo uma leve queda de carga correspondente a uma certa quantidade de propagação dúctil de trinca ($a_B \rightarrow a_C$; posteriormente será mostrado o invariável estabelecimento da iniciação da propagação dúctil de trincas anteriormente à definição da carga máxima suportada pelo corpo de prova), e o valor J desejado em C, desde que deve ser independente do caminho, poderia certamente ser calculado tanto seguindo-se o caminho ABC quanto $AB'C$, este último correspondendo ao carregamento de um cp idêntico ao anterior porém com um comprimento inicial de trinca já da ordem de a_C (ou seja, nenhuma propagação dúctil de trinca está associada ao carregamento monotônico de A à C passando por B'). Desde que as áreas sob ABC e $AB'C$ são obviamente distintas entre si, o valor J calculado via Exps. 11 ou 12 vai ser logicamente dependente do caminho escolhido (a despeito de certa compensação devida aos diferentes valores de b_0 , com a diferença dada exatamente pela propagação $a_B \rightarrow a_C$), tanto mais dependente quanto maior for o nível de propagação dúctil vinculado ao caminho definido pela sequência ABC.

ERNST et alii [73] desenvolveram expressões, baseadas nas Exps. 11 e 12, para a obtenção do valor J corrigido para o crescimento dúctil de trinca. Para os corpos de prova tipo compacto (CT[S]), tem-se:

$$J_{(i)} = \left(J_{(i-1)} + \left(\frac{\eta}{b} \right)_{(i-1)} A_{(i-1,i)} \right) \left(1 - \left(\frac{\gamma}{b} \right)_{(i-1)} (a_{(i)} - a_{(i-1)}) \right) \quad (15)$$

com $\eta_{(i)} = 2 + (0,522) b_{(i)}/W$ e $\gamma_{(i)} = 1 + (0,76) b_{(i)}/W$, e com os subscritos i (ou $i-1$) indicando as funções avaliadas naquele passo ou corpo de prova. O termo $A_{(i-1,i)}$ refere-se à área total englobada pelo gráfico $P-\delta$ entre linhas de deslocamento total constante $\delta_{(i-1)}$ e $\delta_{(i)}$. $b_{(i)}$ e W correspondem respectivamente, como já observado, ao ligamento instantâneo e à largura do corpo de prova. Como a ser verificado na sequência, esta é praticamente a mesma expressão adotada pela norma ASTM para o levantamento de curvas J de resistência à propagação dúctil de trincas [59].

Na tentativa de relaxar os requisitos quanto às dimensões mínimas dos corpos de prova ensaiados, bem como de estender o nível máximo permitido para o crescimento de trincas (Exps. 13 e 14), diversas teorias de Integral- J têm sido desenvolvidas recentemente, dentre as quais destaca-se o parâmetro Integral- J Modificado (J_M) idealizado por ERNST [90, 91]. Apesar do sucesso desse novo parâmetro em correlacionar dados de propagação de trincas independentemente da flexibilidade dos corpos de prova, particularmente em se tratando de cps de pequena espessura (isto é, operando essencialmente em tensão plana) [92-98], deve-se observar a impossibilidade de sua utilização especificamente nesse estudo, pelo menos no atual estágio de desenvolvimento das análises de instabilidade dúctil, visto que estas são originalmente baseadas na Teoria-Deformação da Plasticidade, que em muito difere com relação à Teoria-Fluxo ou Incremental da Plasticidade [99] da qual derivou J_M ⁸. De qualquer forma é interessante ao menos observar que, nas palavras de LANDES et alii [94], “ J_M parece ser a chave para a independência das curvas J - R quanto à flexibilidade dos corpos de prova”.

2.4- Curvas J de Resistência à Propagação Dúctil de Trincas (Curvas J - R)

2.4.1- Considerações Gerais

A existência da singularidade J dos campos de tensão e de deformação à frente de trincas em sólidos elasto-plásticos permite prever que o mesmo evento ocorrerá em dois distintos corpos trincados, constituídos de um mesmo material e ensaiados sob as mesmas circunstâncias, quando as condições na ponta de suas respectivas trincas

⁸ A diferença básica entre J_D (J segundo a Teoria-Deformação) e J_M (pela Teoria-Fluxo), e que os torna parâmetros praticamente divergentes entre si, está no fato de J_M , em oposição a J_D , levar em conta toda a história da propagação dúctil da trinca.

Figura 8 - Dependência de J quanto à história da propagação dúctil de trincas [27, 73] (a área hachurada corresponde à história da propagação dúctil da trinca, $\Delta \bar{a}_p$ (ou $a_B \rightarrow a_C$), tida como independente do comprimento inicial da trinca (a_0 ou $a_A = a_B$)).

forem idênticas ou quase-idênticas entre si, isto é, quando o parâmetro caracterizante atingir o mesmo valor nas proximidades de ambas as pontas de trinca [74]. Este fato permite identificar, sem a necessidade da descrição detalhada dos processos na ponta da trinca, quando o estado de tensão nessa região de um componente ou estrutura em serviço é idêntico ao de um corpo de prova ensaiado em laboratório, do mesmo material e sob as mesmas condições, de tal modo que o comportamento de crescimento da trinca no corpo de prova possa gerar uma base para a predição do crescimento da trinca na aplicação [75].

A utilização do parâmetro J como uma medida da tenacidade do material ao crescimento relativamente lento e dúctil de trincas, através de curvas de resistência J

(curvas J-R ou diagramas $J-\Delta\bar{a}_p$), constitui assim uma extensão natural das denominadas curvas K_R da MFEL, no contexto da MFEP.

2.4.2- Significado e Aplicações

Se mecanismos de falha por clivagem estiverem excluídos, a resistência do material à propagação de trincas deve ser interpretada não somente como a energia dispendida na criação de novas superfícies de fratura, mas essencialmente como o trabalho consumido e dissipado pelo crescimento da zona plasticamente deformada [100] em torno da frente da trinca (enquanto o J aplicado cresce), e ao mesmo tempo pelo movimento desse volume crescente com a ponta da trinca (enquanto $\Delta\bar{a}_p$ cresce), dentro do meio elasticamente deformado [72]. A curva J-R é pois um instrumento de monitoração do acréscimo dessa resistência, J , como função da extensão dúctil da trinca, $\Delta\bar{a}_p$.

Ela pode ser utilizada tanto rotineiramente como um índice de tenacidade do material, para assegurar níveis de qualidade do produto metalúrgico acabado, quanto em tarefas mais nobres como na avaliação da estabilidade do crescimento dúctil de trincas em componentes estruturais de altíssima responsabilidade. Há restrições quanto à sua aplicação a ligas ferrosas cúbicas de corpo centrado (exemplo típico são os aços ferríticos estruturais) no limite superior de transição, onde instabilidade catastrófica por clivagem pode seguir imediatamente o início do rasgamento dúctil [59, 101, 102], daí a extrema necessidade de se certificar que as temperaturas de ensaio de corpos de prova em laboratório e análises de integridade estrutural (preferencialmente tão próximas quanto possível daquelas de operação em serviço e/ou teste do componente estrutural analisado) estejam confortavelmente inseridas no patamar superior de tenacidade dessa classe de materiais, levando-se em conta logicamente toda sua história térmica, mecânica, química e nuclear.

2.4.3- Curvas J-R Segundo a “American Society for Testing and Materials” (ASTM)

2.4.3.1- Considerações Gerais

O crescente interesse pela determinação da curva J-R sob condições predominantes de deformação plana e corrigidas para o crescimento dúctil da trinca [102-104] incitou a “American Society for Testing and Materials” a desenvolver uma norma especificamente dedicada à essa finalidade; a ASTM-E1152/87 [59] é o produto desse esforço. Ela corrige o crescimento da trinca através da subtração da

dependência de J quanto à história de propagação, resultando em um valor J que é função somente dos valores atualizados de comprimento da trinca (a), da carga aplicada (P) e do deslocamento medido na linha de carregamento (δ). A ASTM-E1152 permite extensões de trinca da ordem de 10% do ligamento inicial [88], de maneira a confinar, à zona de dominância J-Deformação (campo HRR), os descarregamentos elásticos e os carregamentos acentuadamente não-proporcionais [103]. Basicamente através da imposição de requisitos quanto às mínimas dimensões permitidas para os cps, a ASTM-E1152 tenta estabelecer uma condição de triaxilidade de tensões trativas que impere na maior parcela da região amostrada pela ponta da trinca ao longo da espessura do cp (“leading edge”).

2.4.3.2- O Valor J Segundo a Norma ASTM-E1152/87

Os valores da Integral-J são essencialmente calculados por meio da avaliação da área sob diagramas de carga (P) versus deflexão na linha de carregamento (δ), os quais são obtidos por meio de ensaios de corpos de prova pré-trincados padronizados carregados, contínua ou descontinuamente, via controle de deslocamento do pistão (LVDT do sistema universal de ensaios mecânicos) ou de deformação do cp (via “clip-gage” acoplado à boca do entalhe do cp para monitoração do deslocamento de abertura da mesma).

Para corpos de prova do tipo compacto (CT[S]), tem-se [85, 86, 105]:

$$J_{(1)} = J_{elástico(1)} + J_{plástico(1)} \quad (16)$$

onde $J_{elástico(i)}$ e $J_{plástico(i)}$ são as componentes elástica e plástica de J, ou então, mais especificamente:

$$J_{(1)} = \frac{K_{(1)}^2 (1 - \nu^2)}{E} + J_{plástico(1)} \quad (17)$$

onde ν é o coeficiente de Poisson (tomado geralmente como da ordem de 0,303 para aços estruturais de baixa liga e grau nuclear), E o módulo de Young e o fator K sendo obtido do método de ensaio ASTM-E399 [49]:

$$K_{(1)} = (P_{(1)} / (B \cdot B_N \cdot W)^{1/2}) \cdot f(a_{(1)} / W) \quad (18)$$

com B , B_N e W sendo respectivamente as espessuras bruta e líquida e a largura do corpo de prova, $P_{(i)}$ o último nível de carga aplicado ao i -ésimo corpo de prova (método de múltiplos corpos de prova), ou a máxima carga atingida na i -ésima etapa de descarregamento parcial (método da flexibilidade elástica), ou ainda um nível genérico de carga (método de queda de potencial elétrico), com a função flexibilidade elástica dada, para $a_{(i)}/W$ (χ), por:

$$f(\chi) = ((2+\chi) \cdot (0,886+4,64\chi-13,32\chi^2+14,72\chi^3-5,6\chi^4)) \cdot (1-\chi)^{-3/2} \quad (19)$$

onde $a_{(i)}$ é o comprimento atualizado ou instantâneo da trinca.

A componente plástica de $J_{(i)}$ é dada por:

$$J_{p1(i)} = \left[J_{p1(i-1)} + \left(\frac{\eta}{b} \right) \frac{A_{p1(i-1,i)}}{B_N} \right] \left(1 - \left(\frac{\gamma}{b} \right) (a_{(i)} - a_{(i-1)}) \right) \quad (20)$$

onde, como já antecipado, $\eta_{(i)} = 2,0 + 0,522 b_{(i)} / W$
 $\gamma_{(i)} = 1,0 + 0,760 b_{(i)} / W$

Na Exp. 20 a quantidade $A_{plást(i-1,i)}$ é o incremento de “área plástica” sob o gráfico de carga versus deslocamento entre linhas de “deslocamento plástico” constante nos passos $i-1$ e i . A quantidade $J_{plást(i)}$ representa o J plástico total corrigido para o crescimento da trinca, sendo obtido em duas etapas: primeiro incrementando o $J_{plást(i-1)}$ existente e, então, modificando o resultado total acumulado levando-se em conta o respectivo incremento no comprimento da trinca, $a_{(i)} - a_{(i-1)}$. O termo $(1 - (\gamma/b)_{(i \text{ ou } i-1)} (a_{(i)} - a_{(i-1)}))$ nas Exps. 15 e 20, atua assim como um escalar reduzindo (corrigindo) o valor de $J_{(i)}$, quando este é comparado ao valor J (não corrigido e contendo portanto certa parcela da história da propagação da trinca, porém cuja origem é também a Teoria-Deformação) obtido via Exps. 11 e 12. Estas expressões (11 e 12) deram origem por sua vez à norma ASTM para a determinação do valor J de iniciação de rasgamento dúctil, J_{ic} [58], e o fato de não ser corrigida para o crescimento de trinca por si só ilustra o erro, na forma de não-conservativismo dos resultados de J (tanto maior quanto mais elevado for o nível de propagação de trinca considerado), ao se tomar a norma E813 [58] pela E1152 [59] na construção de curvas J - R e nas análises de instabilidade dúctil atualmente disponíveis.

Uma boa avaliação de $J_{\text{plást}}$ a partir da Exp. 20 (ou de J_{total} a partir da 15) requer então, pela própria natureza iterativa do procedimento de cálculo de J , pequenos e uniformes incrementos de propagação de trinca, o que não se constitui verdadeiramente num problema para as técnicas automatizadas de levantamento de curvas J-R (não se tem conhecimento, até o presente momento, da existência de programas computacionais — “softwares” — específicos à obtenção de J corrigido para o crescimento da trinca). Deve-se destacar a grande semelhança (na verdade quase uma identidade) entre as Exps. 15 e 16-20, as quais diferem entre si no método de cálculo da componente elástica de J , na correspondência entre os passos do processo iterativo para o cálculo da sua componente plástica e no fato de a correção da Exp. 15 se dar sobre J_{total} enquanto que na Exp. 20 ela ser restrita à componente plástica de J .

O incremento de energia plástica na Exp. 20, $A_{\text{plást}(i-1,i)}$, pode ser calculado a partir de:

$$A_{\text{plást}(i-1,i)} = (P(i) + P(i-1)) (\delta_{\text{plást}(i)} - \delta_{\text{plást}(i-1)}) / 2 \quad (21)$$

onde $\delta_{\text{plást}(i)}$ = componente plástica do deslocamento $\delta_{(i)}$, sendo dada por $\delta_{(i)} - P_{(i)} \cdot C_{(i)}$,

com:

$C_{(i)}$ = flexibilidade elástica (“elastic compliance” = $[\Delta\delta / \Delta P]_{(i)}$) associada ao comprimento relativo instantâneo de trinca, $a_{(i)}/W$.

A flexibilidade $C_{(i)}$ pode ser determinada a partir do conhecimento de $a_{(i)}/W$ (χ) utilizando-se a seguinte expressão [106]:

$$C_{(1)} = \frac{1}{E \cdot Be} \left(\frac{W+a}{W-a} \right)_{(1)}^2 \left(2,16 + 12,22\chi - 20,07\chi^2 + 0,99\chi^3 + 20,61\chi^4 - 9,93\chi^5 \right) \quad (22)$$

onde $Be = B - (B - B_N)^2/B$ é a espessura efetiva do corpo de prova.

2.4.3.3- A Qualificação dos Dados de Propagação de Trincas

A norma ASTM-E1152/87 [59] de curva J-R estabelece que são requeridos 10 pares de dados ($\Delta\bar{a}_p$, J), no mínimo, sendo 2 deles necessariamente entre a ordenada J e a linha secante definida por $J = 4/3 \cdot S_y \cdot \Delta\bar{a}_p$, e os 8 restantes entre essa última e o nível máximo de propagação de trincas, fixado em 10% do ligamento original, b_0 . A E1152/87 estabelece a capacidade J máxima (Exp. 23) do corpo de prova em termos do seu ligamento original, b_0 , da sua espessura líquida, B_N , bem como da resistência efetiva do material metálico ao escoamento global [107], S_y , a qual é dada pela média entre o limite de escoamento, S_E , e o limite de resistência, S_R , ambas tensões de engenharia em tração monotônica uniaxial. Na Figura 9 estão ilustrada todos esses requerimentos.

$$J_{\text{MÁX}} = S_y \cdot B_N \cdot b_0 / 20 \quad (23)$$

Para assegurar que o processo de propagação dúctil se dê sob condições de deformação predominantemente plana na ponta da trinca, são fixados níveis máximos de tunelamento permitidos para a pré-trinca por fadiga (trinca original ou inicial) e para a frente de propagação monotônica. A introdução de entalhes laterais (“side-grooves”), preferencialmente após a operação de pré-trincamento de tal modo que se tenha nessa etapa um controle mais apurado sobre a uniformidade e o comprimento da pré-trinca por fadiga (tal como visualmente monitorado por meio da observação das bordas laterais do cp), suprime a um mínimo a formação de lábios de cisalhamento na etapa de crescimento da trinca por carregamento monotônico (“shear lips”). Também, essa prática define um plano virtual de propagação da trinca e em adição induz o desenvolvimento de frentes retas (“straight fronts”) de propagação [108-110], que são indispensáveis tanto para o sucesso da aplicação das técnicas automatizadas de monitoração de crescimento de trincas quanto para uma perfeita simulação de trincas dúcteis se propagando em seções espessas de componentes estruturais [22].

A imposição de requisitos quanto às mínimas dimensões necessárias para corpos de prova utilizados no levantamento de curvas J-R, especificamente quanto ao seu ligamento original e à sua espessura líquida, tenta em adição garantir um estado de deformação predominantemente plana (ou de tensão essencialmente triaxial) ao longo da frente de propagação da trinca; a seguinte expressão (na verdade uma correspondente da Exp. 23) é utilizada na norma E1152:

$$B_N, b_0 \geq 20J / S_y \quad (24)$$

Figura 9 - Qualificação dos dados de curvas J-R segundo a norma ASTM-E1152/87 [59].

Como um importante adendo, deve ser aqui enfatizado que, não obstante sejam impostas restrições quanto ao nível máximo de crescimento de trinca para a aplicação do valor J segundo a Teoria-Deformação da Plasticidade, J_D , tal como anteriormente descritas (Exps. 13 e 14), atualmente diversas arguições têm sido realizadas relativamente à possibilidade da aplicação e validade de J -Deformação (Exps. 15 e 16 - 20) para níveis de propagação de trincas tão elevados quanto da ordem de até 60% do ligamento original ($\Delta \bar{a}_p = 0,6 b_0$) do corpo de prova. Especificamente, WILKOWSKI et alii (1990) [95], JOYCE et alii (1990) [96], HACKETT & JOYCE (1992) [111] e MARSCHALL et alii (1989, 1990) [112, 113] têm confirmado a aplicabilidade e precisão de J_D via norma ASTM-E1152/87 [59] para tais níveis de crescimento de trinca, mesmo sob condições predominantes de tensão plana e à

despeito de fenômenos tais como acentuadas quedas de carga, elevadas tensões residuais, zonas plásticas compressivas, grandes deformações e variações dimensionais dos corpos de prova, os quais estão invariavelmente associados aos extensivos processos de propagação de trincas. Segundo os autores, tais comprovações de aplicabilidade e precisão de J_D não significam necessariamente que a singularidade dos campos de tensão e de deformação sejam garantidas nessas condições; por outro lado, eles observam a inexistência de qualquer prova clara e direta da perda dessa singularidade. Nesses recentes trabalhos [96, 111], é reiterada então a necessidade do desenvolvimento de uma medida experimental que detecte e aponte com a requerida evidência a fronteira entre a existência e a perda da singularidade de J_D enquanto o ensaio de propagação de trinca progride. Assim sendo, conclui-se que o desenvolvimento de tal verificação experimental rigorosa, clara e direta dos limites de validade, aplicabilidade e precisão de J_D permanece ainda como objeto de intensa pesquisa.

2.4.3.4- Corpos de Prova Compactos (CT[S]) Padronizados para Tenacidade J

O modelo de corpo de prova do tipo compacto recomendado pela E1152/87 [59] é similar à configuração originalmente desenvolvida para o já bem conhecido método de ensaio de tenacidade K_{Ic} - E399 [49], mas de preferência modificado para permitir apuradas mensurações de deslocamento (via extensometria por “clip-gages”) na linha de carregamento no plano virtual de propagação. Na Figura 10 são ilustrados dois projetos de corpos de prova do tipo CT[S] comprovadamente bem sucedidos em aplicações da MFEP.

A geometria CT[S], cujo tipo de solicitação na verdade mescla tração e principalmente flexão (em oposição as geometrias CC[T] ou CCP, solicitadas em tração pura, SE[B]₃, que inclui flexão e cisalhamento e SE[B]₄, em que só atuam esforços de flexão), produz, em conjunto às outras geometrias de cps submetidas a esforços de flexão, menor espalhamento de dados de propagação de trincas dúcteis [114] assim como os resultados mais conservativos de curvas J-R (definindo assim um limite mínimo — “lower bound” — de resultados de tenacidade J, garantindo a confiança na aplicação dos conceitos de J e seus derivados às análises de integridade estrutural), quando comparados àqueles resultados obtidos a partir de cps solicitados em tração pura, estes últimos reproduzindo mais exatamente o tipo de esforço a que uma trinca é submetida em componentes estruturais do tipo vaso de pressão [59, 114, 115]. Também, a região de dominância J parece ser mais extensa na geometria CT[S] quando comparada àquela de outras geometrias de cps [116]; em adição [116], os cps

CT[S] possuem um volume aproximadamente 2,5 vezes menor que os correspondentes (e cuja utilização é tão difundida quanto a dos CT[S]) SE[B]₃ (para idênticas espessuras de cps), o que lhes garante um menor espaço ocupado nos sistemas de ensaio (particularmente em câmaras ambientais) bem como economia do material avaliado, embora a geometria SE[B] seja menos penetrante para extração. Ainda comparando-se a geometria CT[S] à SE[B], pode-se afirmar a maior facilidade do ensaio dos primeiros, devido ao imediato alinhamento e maior vínculo do cp CT[S] ao sistema de carregamento, o que talvez seja compensado pela maior dificuldade de usinagem dos mesmos.

2.5- Técnicas Experimentais Avançadas Para o Levantamento de Curvas J-R

2.5.1- Considerações Gerais

A primeira técnica a ser desenvolvida [117], e provavelmente até hoje a mais simples, direta e amplamente difundida [102, 118], para determinação de curvas J-R é a que utiliza múltiplos corpos de prova. Esta técnica envolve o carregamento de diversos corpos de prova (no mínimo 4 para a determinação de um valor J de iniciação [58], ou 10 para o levantamento de uma curva J-R propriamente dita [59]) em vários níveis de deslocamento monotônico crescente e a definição dos contornos das correspondentes propagações monotônicas por meio de aquecimento em atmosfera oxidante (“heat tinting”) ou via carregamento final em fadiga. Não obstante sua inigualável precisão e confiabilidade na revelação (óptica) do nível de extensão da trinca [102], ela é uma técnica extremamente trabalhosa e dispendiosa quanto ao material ensaiado [60], sendo inviável como metodologia para ensaios de rotina [98].

Além disso, os métodos normatizados de ensaios utilizando a Integral-J como parâmetro de tenacidade, ASTM-E813 [58] e E1152 [59], impõem certas condições quanto ao posicionamento dos pontos de dados J versus $\Delta\bar{a}_p$ (propagação média da trinca) que podem ser facilmente satisfeitas caso a extensão da trinca seja monitorada continuamente durante toda a execução do ensaio [118] o que só é possível caso utilize-se apenas um cp para a obtenção de toda a curva de resistência J; ainda no caso específico da E1152, a já comentada necessidade de pequenos incrementos de propagação de trinca e, como decorrência, de pequenos incrementos de área sob o diagrama P- δ (ou seja, incrementos de J) torna imprescindível a aplicação de técnicas mais avançadas que a originalmente desenvolvida.

Estas constatações conduziram à elaboração de processos mais sofisticados, absolutamente mais rápidos e menos afetados pela não-homogeneidade natural dos materiais [119], minimizando-se assim a variabilidade das curvas J-R [22], que

Figura 10 - Projetos de corpos de prova do tipo CT[S] segundo a norma ASTM-E1152/87 [59].

utilizam um único corpo de prova para o levantamento de uma curva J-R completa. Os métodos que vêm obtendo maior destaque no campo da tecnologia de ensaios da MFEP são os de Queda do Potencial Elétrico, de Variação da Flexibilidade Elástica e, mais recentemente, de Normalização da Carga Mecânica, todos eles descritos detalhadamente na sequência. Técnicas outras tais como de medição de zona de estiramento à frente da pré-trinca de fadiga para a determinação da linha de estiramento [55, 103, 117, 120-132] ou “stretching line” (utilizada na obtenção de valores J de iniciação de rasgamento e erroneamente denominada linha de arredondamento ou “blunting line” [132]), de ultrassom [133, 134], de extensometria múltipla [135, 136] e de emissão acústica [135, 137-139] têm aplicação muito restrita nos campos da MFEL e MFEP particularmente nos casos de determinação de curvas

de resistência), e portanto não são enfatizadas no presente estudo (a menos de uma breve descrição da técnica de microscopia eletrônica de varredura aplicada à determinação de zonas de estiramento).

Algumas vantagens adicionais dos métodos de único corpo de prova (particularmente se eles estiverem automatizados) sobre o tradicional múltiplos corpos de prova (este hoje em dia evitado e aplicado somente para objetivos de calibração das técnicas mais avançadas de monitoração de propagação de trincas [140]) incluem [141], além da já mencionada [60, 118, 119, 136] economia de tempo e material (este item sendo de importância fundamental quando se trata do ensaio de cps na condição de irradiados, haja vista a sua restrita disponibilidade [22]):

- absoluta reprodutibilidade dos parâmetros de ensaio e resultados, independentemente do operador;
- minimização das perdas de cps devido a erros do operador;
- análise dos dados durante o progresso do ensaio;
- estocagem dos dados para reanálise posterior;
- redução dos requisitos técnicos de capacitação do operador.

2.5.2- A Técnica de Queda do Potencial Elétrico

Essa técnica consiste basicamente na passagem de uma corrente elétrica em um corpo de prova padronizado, e na vinculação da variação da diferença de potencial tomada entre duas regiões simétricas do corpo a alterações no comprimento da trinca durante o seu carregamento mecânico.

Das duas versões dessa técnica, corrente alternada (AC — “alternating current”) e corrente direta ou contínua (DC — “direct current”), esta última tornou-se inicialmente a mais popular, sendo particularmente bem sucedida na monitoração da propagação de trincas sob carregamento em fadiga, onde o nível de plasticidade na ponta da trinca é pequeno [142]. No entanto, na presença de extensa plasticidade, como tipicamente ocorre no ligamento de corpos de prova de aços estruturais de elevada tenacidade ensaiados sob carregamento monotonicamente crescente, a versão DC não se mostrava capaz de distinguir satisfatoriamente entre o aumento da zona plástica e o crescimento dúctil da trinca, tal como notado por CLARKE & LANDES [118]. Desta forma, houve um incremento nas pesquisas sobre a versão AC, sendo que de início [143] os resultados a respeito da capacidade desta versão em distinguir os dois fenômenos mencionados foram um tanto conflitantes.

OKUMURA et alii [144] ensaiando materiais metálicos estruturais em uma ampla gama de tenacidades, obtiveram bons resultados através da versão AC. Eles observaram os efeitos das deformações elasto-plásticas na permeabilidade magnética e na resistividade elétrica do material, particularmente no caso dos metais mais tenazes. Nesse mesmo trabalho foi verificada também a tendência do fluxo de corrente ficar confinado à camada superficial do corpo de prova metálico (efeito “skin”) notadamente em aços ferríticos. Como consequência, apontaram que a frequência dos sinais eletro-magnéticos emitidos ao corpo de prova seria uma variável determinante da capacidade da técnica AC em detectar e monitorar a extensão dúctil da trinca. A ocorrência do efeito “skin” na montagem AC determina quatro grandes vantagens dessa sobre a versão DC: a operação do sistema AC dá-se a níveis de corrente muito mais baixos com relação à DC; a sensibilidade da versão AC a alterações no comprimento da trinca é menos afetada pelo tamanho do corpo de prova; a versão AC não é sujeita a FEMs (força eletro-motriz) termicamente induzidas quando o ensaio é realizado a temperaturas não-ambiente e, finalmente, o efeito da plasticidade sobre as propriedades eletro-magnéticas do material metálico ensaiado é bem inferior no caso da utilização da versão AC.

Mais recentemente, GIBSON [119, 145] realizou ensaios de tenacidade Integral-J em diversos materiais estruturais de grau nuclear, inclusive a elevadas temperaturas, obtendo resultados (curvas de resistência J-R e valores de iniciação J_{IC}) muito próximos aos verificados através de métodos de múltiplos corpos de prova e de variação da flexibilidade elástica. Ele verificou, assim como WALLIN et alii [146] a influência do posicionamento dos terminais de corrente e de tensão elétricas nos corpos de prova, assim como o efeito da frequência dos sinais de corrente alternada, e em menor grau da intensidade da corrente utilizada, no nível de sensibilidade do sistema AC para detecção de pequenos incrementos de propagação de trinca. A conclusão foi de que deve existir um compromisso entre a sensibilidade de detecção e o nível de ruído dos sinais de corrente (que reduz a precisão do método), pois ambos se intensificam à medida em que aumentam a frequência e a intensidade da corrente, e em que os terminais são colocados mais próximos da ponta da trinca. Nesses trabalhos GIBSON [119, 145] também demonstrou a necessidade da correção do efeito das tensões elásticas na resistência elétrica do corpo de prova.

Os corpos de prova utilizados em ensaios de tenacidade por meio da técnica de queda do potencial elétrico (QPE) invariavelmente possuem entalhes laterais (“side-grooves”), que impõem elevada restrição ao fluxo plástico [108] reduzindo a influência negativa do mesmo na capacidade de detecção e monitoração do avanço da trinca.

Dois são os mecanismos básicos pelos quais a deformação plástica do ligamento do corpo de prova prejudica a conversão confiável do sinal de queda do potencial elétrico: o macroscópico, devido à variação dimensional do corpo de prova,

especificamente contração lateral ao longo de sua espessura levando ao aumento da resistência elétrica na região da ponta da trinca (acompanhada de expansão e consequente redução de resistência elétrica na porção posterior do corpo de prova), e o microscópio, devido ao encruamento do material bem como aos processos de nucleação, crescimento e coalescimento de microvazios (que definem o próprio crescimento dúctil da trinca), influenciando na resistência elétrica por interferência na resistividade do material [113, 140, 147].

Devido à natureza contínua da técnica do potencial elétrico (em oposição à inerente descontinuidade da técnica da flexibilidade elástica) menores variações ocorrem nas quantidades a serem monitoradas e conseqüentemente o espalhamento de dados tende a ser relativamente reduzido [140, 148, 149]. Outras vantagens da técnica QPE sobre a de variação da flexibilidade elástica (VFE) são [113, 148-150]:

- maior sensibilidade, detectando mais rapidamente (anteriormente, ou seja a menores níveis de deflexão/deformação do cp) a iniciação do rasgamento;
- menor consumo de tempo devido à ausência de ciclos de descarregamento/recarregamento parciais bem como de tempos de manutenção sob deslocamento fixo ("hold times");
- permite elevadas taxas de carregamento ($\partial\delta/\partial t$);
- inexistência de risco da influência de descarregamentos em J, bem como da ocorrência de propagação de trinca por fadiga simultaneamente (intercaladamente) a $\Delta\bar{\alpha}_p$, obtendo-se assim gráficos contínuos de $P \times \delta \times \Delta\bar{\alpha}_p$;
- melhor reprodutibilidade de procedimento e resultados.

Por outro lado, a técnica QPE parece não ser efetiva, tanto na detecção da iniciação quanto na monitoração do processo de propagação, em se tratando de ensaios de tenacidade J utilizando-se corpos de prova mais robustos (por exemplo, cps com carga máxima da ordem de 3MN, tal como verificado por GARWOOD [114]).

O equipamento básico de um sistema AC (Figura 11) consiste de um gerador/amplificador de potência utilizado como fonte de corrente, um osciloscópio para gerar os sinais de entrada para o corpo de prova, um amplificador diferencial para receber e amplificar os sinais de saída do corpo de prova, e um detector sensível de fase para demodular e/ou retificar estes sinais amplificados. Os modernos sistemas

“lock-ins” hoje disponíveis já incorporam em um único módulo todos os componentes especificados na Figura 11.

Figura 11 - Diagrama de blocos do sistema AC para a técnica de queda do potencial elétrico [144].

Durante os ensaios de tenacidade Integral-J por meio dessa técnica são gerados gráficos do tipo X-Y-Y, onde as escalas correspondem respectivamente ao deslocamento na linha de carga (δ), à carga aplicada (P) e à tensão elétrica ou diferença de potencial elétrico.

2.5.3- A Técnica de Variação da Flexibilidade Elástica

Essa é uma técnica relativamente recente [61] e simples, baseada na monitoração de duas quantidades essenciais na mecânica de ensaios dos materiais no estado sólido: deflexão do corpo de prova e carga aplicada. O incremento da relação entre os diferenciais dessas duas grandezas, à medida em que o ensaio progride, isto é,

o aumento da flexibilidade elástica do corpo de prova, é associado ao incremento da extensão dúctil da trinca por meio de ciclos sucessivos de descarregamento/recarregamento parciais. A técnica torna-se viável pois tanto o descarregamento quanto o recarregamento sempre ocorrem elasticamente (em essência), mesmo após o corpo de prova ter experimentado extensiva deformação plástica e grandes níveis de crescimento de trinca [138] tal como ilustrado na Figura 12. Em adição, assim como o método de queda do potencial elétrico, essa técnica presta-se à aquisição automatizada (informatizada ou computadorizada) de dados [151-154] podendo também ser utilizada em situações onde câmaras ambientais impossibilitam a medição direta do comprimento da trinca.

Os sistemas de aquisição de dados acoplados a computadores reduzem o tempo de levantamento de uma curva J-R completa de 4-5h (pela técnica de múltiplos corpos de prova) para 20-30min. Além do aumento na velocidade de aquisição dos dados de propagação, a automação do sistema permite uma elevação da precisão dos mesmos, assim como uma base de dados muito mais ampla (maior número de ciclos de descarregamento/recarregamento parciais por corpo-de-prova) [155].

Os diversos questionamentos relativos à metodologia de ensaio por variação da flexibilidade elástica, que, tal como ocorre com todas as técnicas de único corpo de prova (com exceção das analíticas — item 2.5.4), têm como origem básica os efeitos de plasticidade da grande maioria dos materiais metálicos estruturais ensaiados nas condições do patamar superior de tenacidade, podem ser classificados como seguem:

- quanto ao grau de correlação entre os valores predictos de propagação (que têm invariavelmente como referência os resultados obtidos via expressões desenvolvidas por SAXENA & HUDAK [106]) e aqueles fisicamente mensurados a partir da observação óptica direta das superfícies de fratura dos cps: segundo VASSILAROS et alii [110] a correlação máxima é obtida por meio da introdução de entalhes laterais (“side-grooves”) com uma profundidade total de 20% da espessura original do corpo de prova (tal como também indicado pelas normas da ASTM de Integral-J [58, 59]), que produzem frentes retas (“straigth fronts”) de propagação (portanto sem a presença de tunelamentos, os quais podem ocorrer com intensidade diversificada dependendo basicamente da espessura do cp e da ductilidade/tenacidade apresentada pelo material ensaiado àquela temperatura específica) por meio da eliminação da condição de tensão plana que sempre se estabelece (em maior ou menos grau dependendo das variáveis acima mencionadas) nas bordas laterais lisas dos cps. Nesse trabalho de Vassilaros, bem como no de DAVIS et alii [156], há indícios de uma leve tendência no sentido de uma inversão do tunelamento da frente de propagação, indicando que o nível ideal de entalhamento lateral estaria bem próximo, porém inferior, aos 20% da espessura original do cp. A consistência dos resultados J

mostrando também o efeito do tunelamento na produção de avaliações duvidosas de J. SHIVAKUMAR & NEWMAN [159] comprovaram por outro lado a uniformidade de J ao longo de frentes retas de propagação (isto é, uma única curva J-R ao longo da espessura do cp), devido ao estado uniforme ou constante de alta triaxilidade de tensões trativas (ou seja, de elevada restrição plástica — “plastic constraint/restraint”) ao longo da frente da trinca. Visto que o fluxo plástico é muito mais acentuado na ausência de entalhes laterais, esta situação produz resultados de curvas J-R (média ao longo da espessura) invariavelmente liberais quando comparadas àquelas obtidas via cps idênticos porém entalhados e apresentando portanto propagação dúctil média idêntica, embora muito mais equalizada ao longo da espessura do cp. Por sua vez, VASSILAROS et alii [33], HOLLSTEIN et alii [160] e HERRERA & LANDES [161] observaram uma nítida tendência das frentes tuneladas produzirem subestimativas do nível de propagação dúctil da trinca ($\Delta \bar{a}_p$), seja o ensaio realizado via técnica de QPE ou de VFE. Para se ter uma idéia do efeito do tunelamento das frentes de propagação na capacidade de monitoração da técnica de VFE especificamente, basta dizer que a subestimativa chegou à casa dos 50% do valor real do crescimento da trinca em um aço estrutural de baixa liga [161]. A concomitância dos dois fenômenos, superestimativa de J e subestimativa de $\Delta \bar{a}_p$, é portanto capaz de produzir curvas J-R duplamente liberais. Tal simultaneidade, de fato um verdadeiro sinergismo do ponto de vista das curvas de resistência J e, conseqüentemente, dos diagramas J-T de estabilidade estrutural, se torna de vital importância quando se têm em mente o comprovado efeito dos entalhes laterais em simularem a restrição plástica imposta em componentes estruturais robustos, de paredes espessas (vasos de pressão de centrais PWR são exemplos típicos), dos quais os cps geralmente são extraídos [22], bem como quando se verifica a prática comum de se ensaiarem corpos de prova não entalhados lateralmente. O efeito da introdução de entalhes laterais (para um dado material, condição de ensaio e configuração/tamanho de cp) na geração de curvas J-R (tal como verificado via derivada $dJ/d\Delta \bar{a}_p$) e valores J de iniciação mais conservativos tem sido fartamente documentado na literatura [1, 22, 55, 110, 162], não havendo nenhum resultado até hoje publicado que vá em oposição a esse fato.

Um detalhe aparentemente sem importância pode causar sérios transtornos durante os ensaios de corpos de prova entalhados lateralmente; o ângulo de corte dos entalhes deve ser suficientemente aberto para que não ocorra contacto na porção posterior do corpo de prova quando da deflexão deste, o que poderia inviabilizar a aplicação das técnicas de VFE bem como de QPE.

- variações dimensionais ao longo da espessura do corpo de prova (da ordem de até 10% de sua espessura original) foram observadas por JOYCE et alii [96], ensaiando aços estruturais de elevadas ductilidade e tenacidade, produzindo erros de

predicção de propagação da ordem de 20% para níveis de crescimento de trinca próximos de 50% do ligamento original dos cps. Nessas condições foi sugerida a monitoração e atualização instantânea do valor da espessura nos cálculos de flexibilidade para avaliações precisas do crescimento dúctil de trinca, um procedimento, senão impossível, absolutamente inviável como metodologia para ensaios de rotina.

- a não-linearidade (“histeresis”) nas linhas de descarregamento/recarregamento parciais nos gráficos $P \times \delta$ têm sido creditada basicamente aos efeitos de atrito/fricção entre os pinos de carregamento mecânico e a furação dos corpos de prova do tipo CT[S], entre os pinos de carregamento e a furação das garras do sistema de ensaio, bem como, mais sutilmente porém com efeito não menos importante, entre as hastes do extensômetro (tipo “clip-gage”) e as facas de fixação deste ao cp [140]. As soluções mais indicadas para esse tipo de problema, vitais para a precisão da técnica de VFE, têm sido tanto a adoção dos chamados “flat bottom holes”⁹ [163] nas garras de carregamento dos cps tipo CT[S], de modo a limitar o contacto entre o pino de carregamento e a garra a um único ponto, como a lubrificação com bissulfeto de molibdênio (MoS_2), na forma de spray ou graxa, de todos os pontos críticos de contacto acima mencionados [164].

Também, os efeitos de plasticidade dependentes do tempo (fenômenos de relaxação de tensão ou carga, de anelasticidade ou viscoelasticidade, bem como de fluência) podem influir nessa não-linearidade P - δ , particularmente em ensaios de materiais inerentemente dúcteis realizados a elevadas temperaturas. A manutenção de deslocamento aplicado fixo por certo período anteriormente à etapa de descarregamento [140, 151, 155] tem se mostrado efetiva em aliviar tais ocorrências.

- a detecção de valores negativos de nível de propagação dúctil de trincas ($\Delta \bar{a}_p$) constitue um fenômeno comum nos ensaios de flexibilidade elástica e acredita-se⁹ [147, 163, 165, 166] serem devidos à fricção/atrito naqueles pontos críticos de contacto, ao desalinhamento do dispositivo de carregamento, à deformação elástica do mesmo, à forte interação inicial entre os pontos de contacto acima referidos, ao mal balanceamento e não zeragem dos dispositivos eletrônicos, e finalmente aos efeitos físicos de arredondamento (“blunting”) e estiramento (“stretching”) da ponta de pré-trinca inicial introduzida por carregamento cíclico ou em fadiga. ROSENTHAL et alii [166] foram até agora os únicos a proporem um procedimento de análise de dados visando a correção (portanto analítica) das curvas J-R para esse efeito de “crescimento

⁹ LOSS, F.J., MENKE, B.H., GRAY, R.A., and HAWTHORNE, J.R., J-R Curve Characterization of Irradiated Nuclear Pressure Vessels Steels, Specialist's Meeting on Plastic Tearing Instability, 1979, Washington University, St. Louis, Mo, Report NUREG/CR0070, Proceedings of NRC CSNI, Nuclear Regulatory Commission, Washington, DC, Jan. 1980; citado por [22] à página 782.

negativo de trincas”. É interessante também observar o efeito da fricção/atrito, entre os pontos de contacto do sistema de carregamento em si e com o corpo de prova, no valor de J , o qual é obtido via área sob diagramas de carga versus deslocamento na linha de carga do cp. Em adição às identações elasto-plásticas, que ocorrem particularmente nos corpos de prova de materiais mais dúcteis e tenazes [158], ela (a fricção) tende a produzir superestimativas do valor do parâmetro energético Integral- J (visto este computar todas as perdas por atrito) e, conseqüentemente, curvas J - R liberais⁹ [13, 163]. Tais efeitos do atrito no valor de J foram detectados mesmo durante a utilização da técnica de múltiplos corpos de prova [13].

- efeitos de fechamento de trinca (induzidos por zona plasticamente deformada à frente da trinca e/ou por rugosidades na superfície da fratura dúctil) podem constituir um entrave para a técnica de VFE, tal como sugerido no trabalho de BOWMAN et alii [167] que obteve diferentes resultados de “compliance” à medida em que a distância de tomada de deslocamento mudava com relação à ponta da trinca, ou seja, à medida em que o fenômeno de fechamento atuava em maior ou menor grau.

- não obstante os trabalhos originais sobre a Integral- J restringissem veementemente (com base em estudos teóricos e analíticos) a ocorrência de descarregamentos elásticos, como forma de evitar a violação da Teoria-Deformação da Plasticidade (na realidade uma teoria da elasticidade não-linear), só mais recentemente foram realizados procedimentos experimentais especificamente dedicados à verificação do efeito dos descarregamentos mecânicos (impressindíveis na técnica VFE) nas curvas J - R . De maneira geral [114, 118, 168] ficou comprovado que mesmo descarregamentos totais (100% da carga atingida) não afetam sensivelmente o valor de J de aços estruturais, quando esse é comparado ao obtido via ensaios com deslocamento ou deformação aplicados de modo monotonicamente crescente e contínuo (tal como ocorre em todas as outras técnicas de levantamento de curvas J - R). De fato, CLARKE & LANDES [118] observaram somente um pequeno efeito na porção inicial das curvas $J \times \Delta \bar{\epsilon}_p$, o suficiente para nem mesmo afetar o valor J de iniciação. Já SUTTON & VASSILAROS [168] comprovaram uma leve redução em J_i , o que foi creditado à redução no limite de escoamento em decorrência de efeito Baushinger devido à ciclagem dos descarregamento/recarregamentos sucessivos. De qualquer modo, descarregamentos da ordem de 20 a 25% da carga máxima suportada pelo corpo de prova (muitíssimo próximos daquele nível especificado nas normas ASTM [58, 59]¹⁰), são absolutamente eficazes para detecções precisas¹¹ de variação de flexibilidade do sistema [118].

¹⁰ A norma ASTM-E813 [58] de valor J de iniciação de rasgamento dúctil, estabelece que o nível máximo de descarregamento deve ser o menor entre $0,33 P_L$ e $0,5 P_i$, onde P_L é a carga máxima suportada pelo cp e P_i a carga instantânea imediatamente antes do descarregamento. Por sua vez a norma ASTM-E1152 [59] de

- a introdução de efeitos de fadiga, devida à repetida aplicação de descarregamentos e recarregamentos mecânicos durante ensaios pela técnica de variação da flexibilidade elástica, tem sido também objeto de recentes trabalhos experimentais. Segundo JOYCE [169] descarregamentos de até 25% da carga máxima inibem efeitos de carregamento cíclico independentemente do número de seqüências de descarregamento/recarregamento parciais aplicado ao corpo de prova. SUTTON & VASSILAROS [168], em análise de microscopia de varredura, não detectaram estrias de propagação por fadiga na superfície de fratura de cps ensaiados via VFE, concluindo pelo mesmo resultado de JOYCE [169]. Por outro lado, KAISER [170] detectou o efeito drástico do grande número de descarregamentos totais (100% da carga) na curva J-R aparente de materiais metálicos estruturais devido ao crescimento cíclico de trinca intercalado à segmentos de propagação dúctil monotônica, não obstante tenha verificado, tal como JOYCE [169], a ausência de efeitos de fadiga para qualquer número de seqüências de descarregamento até níveis próximos de 25% da carga máxima suportada pelo corpo de prova (25% P_L). Ao que indicam os trabalhos de LANDES & McCABE [171], LANDES & LEAX [172], LANDES & LIAW [173, 174] e de TROSHCHENKO [175] parecem haver duas classes bem distintas de materiais metálicos estruturais: os que amolecem (reduzem-se o limite de escoamento e o de resistência à tração, bem como a capacidade de encruamento) sob solicitação cíclica, ou sofrem amolecimento cíclico ("cyclically softened materials"), que incluem aços tais como 4340, 4335 e HY130, e os que experimentam endurecimento cíclico ("cyclically hardened materials"), onde se incluem o aço inóx austenítico 316 e os A508. Nessa última família de aços, a aplicação de um elevado número de ciclos de descarregamento/recarregamento (totais ou então incluindo cargas compressivas, distinguindo-se portanto daqueles ciclos comumente experimentados durante ensaios de tenacidade J pela técnica de VFE) tendem a degradar as propriedades de tenacidade à fratura (fenômeno denominado de fragilização cíclica e caracterizado pela simultaneidade entre propagações monotônicas e cíclicas de trinca), o que é refletido diretamente nas reduções tanto do valor J_i de iniciação de rasgamento dúctil como da inclinação da curva J-R, e, mais sensivelmente [176] nos diagramas de estabilidade J-T, sendo que no limite, ou seja, abaixo de um valor limiar medido em termos do incremento de propagação da trinca por ciclo aplicado, a ruptura pode ser classificada

curvas J-R é menos flexível permitindo nível máximo de descarregamento como o menor entre 0,2 P_L e 0,5 P_i .

¹¹ As normas E813 [58] e E1152 [59] requerem uma precisão de 15% de $\Delta \bar{a}_p$ para $\Delta \bar{a}_p < 2,5$ mm (E813) ou $\Delta \bar{a}_p < 0,1$ bo (E1152), e de 15% de 2,5 mm (E813) ou 15% de 0,1 bo (E1152) para níveis de propagação dúctil $\Delta \bar{a}_p$ acima desses limites bem definidos.

como exclusivamente se dando via mecanismos de fadiga de baixo ciclo ou alta deformação [134]. Por outro lado, os materiais que sofrem amolecimento cíclico podem até se beneficiar, no campo da Mecânica da Fratura, dos efeitos da redução de suas propriedades mecânicas em tração monotônica, fato este espelhado nas curvas J-R mais liberais obtidas em carregamento alternado frente às obtidas em carregamento monotonicamente crescente. Na terminologia desenvolvida por LANDES & McCABE [171] esses fenômenos são denominados de “propagação dominada por curva J-R”, para os materiais com amolecimento cíclico, e “propagação dominada por carregamento cíclico”, para aqueles que endurecem quando carregados em fadiga.

Embora a técnica de variação da flexibilidade elástica dos corpos de prova careça de sensibilidade suficiente para detectar pequenas propagações relativas de trinca ($\Delta \bar{a}_p / b_0$) [177], o que a torna preterida pela técnica de queda do potencial elétrico na determinação da iniciação de rasgamento dúctil [96, 140, 151, 155], não obstante WALLIN et alii [146] discorde a esse respeito, bem como de difícil aplicação em corpos de prova robustos (algo acima de 4TCT [177], ou 1TCT [178]), um importante aspecto do descarregamento elástico do cp tem sido aproveitado para o levantamento de curvas J-R por meio dessa técnica: MARSCHALL et alii [112] e GARWOOD [114] observaram que os descarregamentos deixam marcas nítidas das frentes de propagação possibilitando medidas ópticas precisas de $\Delta \bar{a}_p$ (para os diferentes níveis de carga atingidos imediatamente antes dos sucessivos descarregamentos parciais), as quais são obviamente tomadas somente após a ruptura total do cp para exposição de sua superfície de fratura. Tal fenômeno parece estar em princípio restrito a cps relativamente robustos, possuindo uma capacidade de suportar cargas máximas acima de um limite ainda não bem definido, porém certamente superiores a capacidade de carga da imensa maioria dos laboratórios convencionais de Mecânica da Fratura.

A técnica da variação da flexibilidade elástica tem importante aplicação em ensaios de cps imersos em ambientes agressivos ou corrosivos (possuindo as mais diversas condutividades elétricas), pois, ao contrário da técnica de QPE, não exige correções e/ou recalibrações [106].

O equipamento básico para a aplicação da técnica de variação da flexibilidade via método de resolução gráfica, ou seja, através da mensuração manual das inclinações das linhas de descarregamento/recarregamento parciais (Figura 13), consiste de um condicionador de sinais da célula de carga, de deslocamento (LVDT do pistão) e de deformação (“clip-gage”) e um amplificador eletronicamente estáveis, um módulo de balanço e um registrador de deslocamento e/ou deformação com elevado ganho. Esta série de equipamentos podem ser acoplada a um computador para armazenamento dos dados de ensaio (dados de entrada e resultados na forma de

diagramas P- δ) em discos rígidos ou flexíveis. Assim como no caso dos “lock-ins”, modernos sistemas microconsoles já trazem embutidos toda essa gama de dispositivos (exceto logicamente os registradores) em uma só unidade de comando, que, acoplada a um computador por uma interface especialmente projetada (Testlink), permite não só a aquisição automatizada dos dados de propagação de trincas mas também a obtenção dos resultados já na forma definitiva de curvas J-R.

No cálculo do valor J deve ser levada em consideração a rotação do corpo de prova do tipo CT[S], sob pena de erros de predição de níveis de crescimento de trinca, particularmente para grandes deslocamentos aplicados [96]. A flexibilidade elástica (“elastic compliance”) tal como fornecida pela Exp. 22, deve ser então corrigida¹² por meio da expressão:

$$C_{c(i)} = \frac{C(i)}{\left(\frac{H^*}{R(i)} \sin\theta(i) - \cos\theta(i) \right) \left(\frac{D}{R(i)} \sin\theta(i) - \cos\theta(i) \right)} \quad (25)$$

onde (Figura 14):

H^* = metade do vão inicial entre pontos de aplicação da carga;

$R(i)$ = raio de rotação da linha de centro da trinca, $(W+a(i))/2$, onde $a(i)$ é o comprimento atualizado da trinca;

D = metade da distância inicial entre pontos de medição de deslocamento;

$\theta(i)$ = ângulo de rotação de um elemento rígido do corpo sobre a linha da seção média, ou,

$$\theta(i) = \arcsin \left[(dm(i)/2 + D) / (D^2 + R(i)^2)^{1/2} \right] \arctg [D/R(i)] ;$$

$dm(i)$ = deslocamento total verdadeiro medido na linha de carregamento atualizada;

W = largura do corpo de prova;

$a(i)$ = comprimento instantâneo da trinca;

$dc(i)$ = deslocamento total virtual tal como projetado na linha inicial de carregamento;

$P_{M(i)}$ = deslocamento verdadeiro na linha de carregamento instantânea, tal como corrigido para o movimento dos pontos de carregamento;

¹² GRAY, R.A. Jr., LOSS, F.J., and MENKE, B.H., Development of J-R Procedure, NRL-EPRI Research Program (RP 886,2), Evaluation and Prediction of Neutron Embrittlement in Reactor Pressure Vessel Materials, Annual Progress Report for CY 1978, NRL Report 8327, Naval Research Laboratory, J.R. Hawthorne, Ed. Washington, D.C., 1979; citado em [58], à página 727 e em [59] à página 835.

P_c = ponto original de carregamento.

O comprimento da trinca é dado então por [106]:

$$\begin{aligned} a_{(1)}/W = & 1,002 - 4,063 u_{LL(1)} + 11,242 u_{LL(1)}^2 - 106,043 u_{LL(1)}^3 + \\ & + 464,335 u_{LL(1)}^4 - 650,677 u_{LL(1)}^5 \end{aligned} \quad (26)$$

onde

$$u_{LL(1)} = \frac{1}{\left(Be \cdot E_M \cdot C_c(1) \right)^{1/2} + 1} \quad (27)$$

sendo E_M o chamado módulo efetivo de elasticidade, que computa incertezas, e que não deve exceder o módulo de Young E por mais que 10%, sendo dado por [106]:

$$\begin{aligned} E_M = & \frac{1}{C_o \cdot Be} \left(\frac{W + a_o}{W - a_o} \right)^2 \left(2,163 + 12,219 (a_o/W) - 20,065 (a_o/W)^2 + \right. \\ & \left. - 0,993 (a_o/W)^3 + 20,609 (a_o/W)^4 - 9,931 (a_o/W)^5 \right) \end{aligned} \quad (28)$$

onde C_o = flexibilidade inicial do corpo de prova;

a_o = comprimento inicial da trinca.

Em resumo, tal como exposto até o momento neste tópico, os efeitos de plasticidade são os grandes inimigos na aplicação bem sucedida dessas duas técnicas de único corpo de prova — QPE e VFE — inviabilizando em menor ou maior escala a utilização de ambas quando se ensaiam materiais metálicos de elevadíssima tenacidade e ductilidade, características marcantes dos aços ferríticos estruturais de baixa liga e grau nuclear no regime do patamar superior Charpy.

Para superar tais problemas, técnicas analíticas de normalização de carga mecânica vêm sendo aprimoradas [60, 161, 178-181] e enfaticamente indicadas [111, 161] para aplicação quando as de QPE e de VFE não se mostram satisfatórias, o que tem se verificado mesmo em ensaios de materiais nucleares já na condição de

irradiados (“low upper shelf - LUS - energy materials”) [111], quando estão com reduzidas tenacidade e ductilidade. A mais atual dessa recente categoria de técnicas analíticas, a chamada “normalização linear” é descrita a seguir, tendo como base o trabalho de REESE & SCHWALBE [60].

Figura 13 - Esquema de um sistema de ensaios de tenacidade J via técnica de variação da flexibilidade elástica segundo o método de solução gráfica [177].

2.5.4- A Técnica de Normalização Linear da Carga Mecânica

2.5.4.1- Considerações Gerais

Recentemente, LANDES et alii [161, 178-181] propuseram procedimentos de normalização geométrica, originando o denominado “Método da Normalização de

Figura 14 - Parâmetros para cômputo da rotação de corpos de prova do tipo compacto CT[S] visando a correção da flexibilidade elástica em ensaios de tenacidade J^{10} [59].

Landes”, baseados em gráficos $P-\delta$ e nos comprimentos inicial e final de trinca (a_0 e a_f) experimentalmente determinados, para o levantamento de curvas J-R utilizando-se

apenas um corpo de prova. O método foi derivado do trabalho pioneiro de JOYCE et alii [182] e está baseado no princípio amplamente validado da separação da carga mecânica [73, 183]. Segundo essa teoria, a carga P pode ser explicitada em termos de duas expressões multiplicativas separadas, respectivamente funções do comprimento da trinca (a) e da correspondente deformação plástica (melhor traduzida através do deslocamento plástico aplicado, $\delta_{\text{plást}}$), isto é:

$$P = G(a/W) \cdot H(\delta_{\text{plást}}/W) \quad (29)$$

onde W é a largura do corpo de prova .

Trabalhos de SHAROBAM & LANDES [183, 185] comprovam a possibilidade da determinação da função $G(a/W)$ para qualquer geometria de corpo de prova a partir de calibrações J . A divisão da carga mecânica P por $G(a/W)$, função única do comprimento relativo da trinca, produz como resultante uma carga mecânica normalizada, função única e necessariamente do deslocamento (deformação) plástico, isto é:

$$P_N = P / G(a/W) = H(\delta_{\text{plást}} / W) \quad (30)$$

Se a função $H(\delta_{\text{plást}}/W)$ é conhecida, a relação entre carga, deslocamento ou deformação plástica e comprimento de trinca é conhecida em qualquer ponto na curva P - δ_{total} (o deslocamento total δ_{total} - pode ser calculado via calibração da flexibilidade elástica para a determinação da componente $\delta_{\text{elást}}$). Em seu mais recente trabalho LANDES et alii [181] adotam definitivamente uma função $H(\delta_{\text{plást}}/W)$ com três constantes desconhecidas de ajuste de curvas J-R, denominada “função LMN”, derivada de trabalhos de ORANGE [186], e comprovadamente adequada na simulação do comportamento de deformação elasto-plástica da grande maioria dos materiais estruturais e geometrias de cps utilizadas na Mecânica da Fratura. Porém, uma séria desvantagem têm se estabelecido nesse procedimento: as três constantes desconhecidas de ajuste de curvas J-R têm que ser avaliadas em três pontos de calibração nos quais carga, deslocamento e comprimento de trinca têm que ser simultaneamente determinados. Enquanto o ponto associado ao comprimento final da trinca (a_f) é obviamente definido pela carga final do ensaio (e com a_f confirmado por medidas ópticas tomadas na superfície de fratura dúctil do cp), os pontos inicial (associado ao início de propagação e conseqüentemente aos fenômenos de arredondamento e estiramento da ponta da trinca por fadiga) e intermediário não podem ser determinados exatamente, o que conduz claramente a consideráveis

incertezas. Também, nas palavras de HERRERA e LANDES [178], quando ainda não cogitavam em assumir a função LMN de modo definitivo para o levantamento de curvas J-R para toda a classe dos materiais estruturais elasto-plásticos (em verdade, em tal ocasião uma outra metodologia, via duas constantes de ajuste, ao invés das três por eles hoje sugeridas, com base na lei de potência de Ramberg-Osgood, era imaginada como sendo a ideal para a obtenção de curvas J-R devido aos seus melhores coeficientes de correlação de dados; essa metodologia foi abandonada “a posteriori” em virtude de não se aplicar a toda a classe dos materiais estruturais, mas somente àqueles relativamente poucos que seguem fielmente a referida e particular lei de deformação): “a introdução de uma terceira constante de ajuste, além de não incorporar nenhum ganho quanto à capacidade de correlação de dados, muito pelo contrário, adiciona complexidade ao (já relativamente complexo — vide Refs. 178 e 179) procedimento envolvendo duas constantes de ajuste”. Tal observação, por si só nos fornece uma idéia da necessidade do desenvolvimento de novas técnicas de normalização visando a superação de tais obstáculos; dessa necessidade originou-se a “Técnica da Normalização Linear”, descrita na seqüência.

2.5.4.2- A Mais Recente e Simples das Técnicas Analíticas de Normalização

REESE & SCHWALBE [60], ao invés de correlacionarem a carga normalizada (P_N) à deformação ou deslocamento plástico normalizado via função $H(\delta_{plst}/W)$, tal como fizeram LANDES et alii, optaram pela correlação entre a variação da carga normalizada (ΔP_N), devida ao crescimento da trinca, e o grau de extensão dessa última ($\Delta \bar{a}_p$). Assim, a relação ou dependência linear entre ΔP_N e $\Delta \bar{a}_p$, cuja existência (ponto crucial para aplicação da metodologia) é demonstrada [60] para vários materiais e geometrias de corpos de prova da Mecânica da Fratura (que preferencialmente devem ser do tipo padrão-proporcional, ou seja, espessura metade da largura, e capazes de desenvolverem uma condição de deformação plana), é utilizada para o levantamento de curvas J-R. Em oposição à abordagem de LANDES et alii, nenhum ponto adicional ou intermediário de calibração é necessário, ficando então os pontos inicial e final de calibração vinculados respectivamente aos valores de comprimentos inicial (a_0) e final (a_f) de trinca que são direta e precisamente obtidos por observação óptica da superfície de fratura. Como hipótese complementar e simplificadora é assumido que a iniciação da propagação dúctil de trincas nos ensaios de tenacidade J se dá exatamente no ponto de carga máxima suportada pelo cp. Tal hipótese pode ser considerada válida e muito razoável em se tratando de corpos de prova de porte relativamente pequeno, tais como os são os cps 1T e 2TCT, visto que, como mostra a literatura [95, 114, 150, 178], é impossível a definição da carga máxima suportada pelo corpo de prova sem que a

trinca já tenha iniciado seu crescimento, e à medida em que a dimensão dos cps é incrementada a partir de 1T, ocorre o deslocamento do ponto de iniciação de propagação dúctil a partir de muito próximo da, porém anteriormente à, carga máxima em direção ao limite de proporcionalidade ou elasticidade em diagramas P- δ , chegando-se à iniciação de rasgamento dúctil imediatamente após a saída da linearidade carga-deformação em cps robustos tais como por exemplo aqueles com carga máxima da ordem de 3MN [114] ou então com dimensões 10TCT [178]. A aceitabilidade de tal proposta tende portanto a crescer à medida em que, adicionalmente às pequenas dimensões dos cps, se trabalha com grandes quantidades relativas de crescimento de trincas dúcteis. A introdução de entalhes laterais (“side-groove”) em corpos de prova de Mecânica da Fratura tem demonstrado [187, 188] por outro lado (em oposição à massividade dos cps) ser uma operação eficaz para deslocar significativamente a iniciação do rasgamento dúctil na direção da carga máxima exibida pelo cp trincado.

A redução matemática dos dados de carga, deslocamento e comprimentos de trinca via procedimento analítico envolvido na técnica de normalização linear é certamente melhor efetuada com o auxílio de um computador, embora REESE & SCHWALBE [60] admitam, sem qualquer restrição de ordem prática, a obtenção de soluções gráficas.

A sequência de passos a ser seguida para o levantamento de uma curva J-R a partir do ensaio de um único corpo de prova por meio da técnica da normalização linear pode ser finalmente assim resumida:

1- Um ensaio convencional de MFEP é conduzido, onde um cp padronizado é carregado sob controle de deslocamento ou deformação, sendo plotado um diagrama de carga versus deslocamento de abertura da trinca na linha de carregamento (P- δ). Os comprimentos médios inicial e final de trinca (respectivamente a_0 e a_f , onde $\Delta \bar{a}_{p(máx)}$, o máximo nível de propagação atingido no ensaio, é dado pela diferença $a_f - a_0$) são então determinados via método de 9 tomadas ópticas regularmente espaçadas entre si ao longo da espessura líquida do cp diretamente sobre a superfície da fratura, tal como indicado nas normas ASTM de Integral-J [58, 59].

2- A função geométrica do comprimento de trinca $G(a/W)$, determinada a partir de calibrações J, é por sua vez obtida diretamente da literatura [184] no formato:

$$G(a/W) = B_N \cdot W \cdot (b/W)^{\eta_{plást}} \quad (31)$$

com B_N e b sendo a espessura líquida e o ligamento instantâneo do cp, e onde, segundo SHAROBAM et alii [185], o fator $\eta_{plást}$ depende somente da geometria do corpo de prova utilizado, com alguns valores sendo:

$$\begin{aligned} CT[S] &\rightarrow \eta_{plást} = 2,130 \\ SE[B]_3 &\rightarrow \eta_{plást} = 1,940 \\ CC[T] \vee CCP &\rightarrow \eta_{plást} = 0,963 \end{aligned}$$

Por meio então das expressões 30 e 31 o gradiente de carga mecânica normalizada (ΔP_N) é calculado com base nos valores inicial e final da trinca a_0 e a_f ou seja:

$$\Delta P_N = P_N(a_f) - P_N(a_0) \quad (32)$$

3- Um diagrama é construído onde o gradiente ΔP_N é plotado contra o nível de extensão dúctil da trinca, $\Delta \bar{a}_p$. Através da Exp. 32 os valores ΔP_N podem ser computados para cada estágio de carga (da máxima, $P_{máx}$, à final, P_f , onde obviamente $P_{máx} \gg P_f$) para vários níveis de propagação de trinca (de $\Delta \bar{a}_p \rightarrow 0$ até logo acima de $\Delta \bar{a}_{p(máx)}$ alcançado no ensaio, os quais estão vinculados respectivamente a $P_{máx}$ e P_{final}) produzindo-se curvas de carga constante tal como apresentadas na Figura 15. O ponto denominado "A" define o ponto final do experimento (associado a $\Delta \bar{a}_{p(máx)}$ e P_f) onde ΔP_N foi determinado como descrito na etapa 2. Uma reta passando pelo ponto "A" é tangenciada à curva relativa à carga máxima suportada pelo corpo de prova ($\Delta \bar{a}_p \rightarrow 0$). A partir das intersecções dessa linha reta com as diversas curvas de carga constante, os correspondentes valores ou níveis de crescimento dúctil de trinca àquelas cargas seleccionadas podem ser derivados (Figura 15).

REESE & SCHWALBE [60] obtiveram excelentes resultados de curvas J-R (corrigidas para o crescimento dúctil de trinca por meio da norma ASTM-E1152/87 [59]) através desta técnica quando comparadas àquelas curvas obtidas via método de múltiplos corpos de prova e de queda de potencial elétrico. Eles ensaiaram os mais diversos tipos de materiais estruturais, incluindo aço A508-3, ligas de alumínio e polímeros modificados PVC e PP, nas mais diversas geometrias de corpos de prova com espessuras de 8 a 20mm para níveis de crescimento relativo de trinca ($\Delta \bar{a}_{p(máx)}/b_0$) da ordem de até 20%. Os resultados encorajadores obtidos por REESE & SCHWALBE [60] permitem prever o desenvolvimento de uma metodologia simples e universalmente aplicável na determinação de curvas J-R, sem a necessidade de se recorrer às técnicas mais sofisticadas e economicamente dispendiosas no que se refere

à aquisição de equipamentos, ou mais simples porém consumidora de excessivos tempo e material, comumente utilizadas em tal tarefa.

No referido trabalho [60] é por fim assumida a possibilidade da extrapolação do procedimento proposto para elevadíssimos níveis relativos de crescimento dúctil de trinca, porém, em virtude do curto espaço de tempo entre sua publicação e os dias atuais, ainda nenhum outro trabalho foi realizado (e publicado) no sentido de comprovar ou não esse potencial de aplicabilidade da técnica de normalização linear.

Figura 15 - Procedimento gráfico para levantamento de curvas J-R segundo a técnica de normalização linear [60].

2.6- O Fenômeno da Instabilidade do Rasgamento Dúctil

2.6.1- Considerações Gerais

Dois processos de propagação de trincas em aços estruturais microligados de média resistência mecânica e elevada tenacidade à fratura (essencialmente os de estrutura cristalina c.c.c., mais especificamente os ferríticos/bainíticos utilizados na indústria da construção nuclear), materiais típicos para caracterização via curvas J-R no regime do patamar superior de tenacidade, são a muito reconhecidos e amplamente

estudados: a fratura frágil ou catastrófica por clivagem (cuja velocidade de propagação da trinca em estruturas sob controle de carga chega a atingir a casa dos 5500km/h [189]), caracterizada microscopicamente por multifacetadas definidas por planos cristalográficos específicos, e a fratura via propagação relativamente lenta e dúctil da trinca, que se dá por meio da nucleação, crescimento e coalescimento de microvazios. A tenacidade macroscópica (particularmente no campo da MFEL, via critérios K_{IC} [50], K_{ID} [50] e K_{IA} [51]) é controlada basicamente (pois certa parcela de contribuição no processo de fratura é sempre exercida em termos dos parâmetros de tamanho e geometria dos cps) por processos microscópicos de fratura, onde, no caso específico dos aços estruturais, as partículas de segundas fases (inclusões e carbeto particularmente, com diâmetros equivalentes maiores que $3\mu m$) têm quase sempre (visto haverem fortes indícios da influência das micro-concentrações de tensões em nível atômico, no seio da matriz microestrutural, no evento de disparo de clivagem [190]) importância crucial [191-194]. Um exemplo limite de tal controle de macro-fraturas frágeis por parte dessas segundas fases seria a não rara falha catastrófica de corpos de prova robustos de tenacidade K causada pelo trincamento de uma única inclusão não-metálica (ou muito mais raramente de um carbeto, visto que inclusões típicas de MnS trincam muito mais prontamente [195] a baixas temperaturas, constituindo-se assim essas últimas nos sítios mais prováveis de fratura por clivagem em aços estruturais de baixa liga e alta resistência - BLAR - em geral) com diâmetro maior que $0,9\mu m$ [194]. Nesse tipo de evento, clivagem originada nos contornos dos grãos ferríticos (evento menos frequente) está invariavelmente associada a carbeto os quais são sempre ou quase sempre desalojados do local no momento do disparo da fratura, enquanto que a clivagem originada no interior do grão (mais frequente) está sempre vinculada à presença de inclusões não-metálicas que podem permanecer ou não no local após o disparo [190, 195].

De volta aos micromecanismos de falha determinados pelas segundas fases, mas agora no regime elasto-plástico, pode-se afirmar que os microvazios são nucleados nas inclusões essencialmente por sua descoesão da matriz ferrítica (devido à baixa energia dessa interface) — existindo por vezes [196] forte influência da direção do eixo de sollicitação com relação ao eixo da partícula, quando o paralelismo entre estes induz trincamento da partícula e elevadas deformações da matriz e o perpendicularismo favorece o descolamento da partícula de inclusão e reduzidas deformações da matriz envolvente —, enquanto que os carbeto sempre participam do processo de nucleação através de seu trincamento (em razão da elevada energia interfacial) [197-200]. Ainda com relação à competição entre carbeto e inclusões no microprocesso de nucleação de vazios, há trabalhos [75, 201, 202] indicando que os

carbeto finos são a principal fonte em estruturas martensíticas revenidas e bainíticas, enquanto que as inclusões o são nas estruturas tipo ferrita/perlita.

Por outro lado, o efeito de segregações de metalóides (elemento P particularmente) nas interfaces matriz/segundas fases não pode ser desprezado, visto que reduções da ordem de 30 a 40% na energia interfacial são alcançadas fazendo com que os carbeto nessas condições passem a se comportar como inclusões operando o mecanismo de nucleação de vazios via descolamento com relação à matriz [198]; desde que o mecanismo de nucleação por trincamento (típico dos carbeto) exige muito maior deformação plástica da matriz envoltória [203], a energia consumida/dissipada no processo global de propagação da trinca (o que em última análise corresponde à resistência do material ao crescimento dúctil de trincas) é reduzida à medida em que a micromecânica de nucleação de vazios se desloca para o processo de descolamento/descoesão de segundas fases. Em adição, a segregação de elementos de impurezas em contornos de grão (tipicamente As, Sb, Sn, Se, Cu e principalmente S e P [204-208], este último segregando mais intensamente durante austenitizações realizadas a mais baixas temperaturas na etapa de fabricação, bem como às temperaturas de operação em serviço de reatores PWR — originando a denominada “temper embrittlement” [206,208]) conduz de modo drástico a um processo menos energético de fratura por descoesão intergranular em oposição aos mais esperados mecanismos de clivagem transgranular de baixa temperatura e de coalescência de microvazios às temperaturas mais elevadas [204]; nesse caso o papel da segregação seria idêntico àquele exercido por filmes delgados de cementita em aços de baixo carbono [209], os quais se desenvolvem nessa classe de aço durante tratamentos térmicos equivocados visando globulização de carbeto e recuperação de ductilidade de componentes estruturais irradiados.

Os elementos P e Cu são particularmente críticos em aços estruturais de grau nuclear, pois sob bombardeio de nêutrons rápidos dão origem a precipitados [12, 62, 210, 211] extremamente finos, distorções da rede cristalina e concentrações de defeitos (intersticiais), que limitam o movimento de discordâncias conduzindo à elevação das temperaturas de transição frágil/dúctil, dos limites de escoamento e de resistência e reduções na ductilidade, tenacidade e na capacidade de encruamento [12, 13, 212]. O efeito dos elementos P e Cu na elevação das temperaturas de transição frágil/dúctil, aumentando assim a probabilidade da falha por clivagem [12, 48], já é bem conhecida para aços na condição de irradiados [12, 19]; também o Cu, assim como o S e V, têm influência negativa na energia do patamar superior de tenacidade Charpy [12, 210], que é uma medida da capacidade do material irradiado em resistir ao crescimento dúctil de trincas [12, 48].

A utilização de eletrodos e fluxos revestidos com Cu (visando a prevenção de oxidação superficial bem como o aumento das condutividades térmica e elétrica) em operações de soldagem de vasos nucleares de pressão, constituiu-se por longo tempo [12, 111] como o agente de vulnerabilização desses componentes estruturais à ação fragilizante da irradiação nuclear. Os efeitos negativos advindos da presença dos elementos P, Cu e Ni em aços estruturais de grau nuclear, estejam individualmente ou em combinação na liga, são extensivamente analisados nos trabalhos de ISHINO et alii [11] e HSUAN-CHIN LAI [18]; no caso específico do Ni, para que seus efeitos deletérios sejam mensuráveis como formador de precipitados, é necessária sua presença num teor da ordem de 3 vezes superior aquele limite máximo especificado nas normas ASTM que tratam dos aços microligados de média resistência baixa liga e grau nuclear comumente utilizados na confecção de vasos de centrais PWR A508-3A e A533B-1¹³ [62, 210], o qual gira em torno dos 0,7% em massa. A problemática envolvendo o Ni, elemento bastante conhecido por sua capacidade de promover ductilidade e tenacidade aos aços microligados [215], parece estar relacionada não somente aos danos de irradiação por nêutrons rápidos, através da formação de precipitados mas também aos eventuais tratamentos térmicos de recozimento de vasos de pressão irradiados para recuperação da ductilidade e da tenacidade dos mesmos

¹³ Os dois únicos aços atualmente utilizados na construção de vasos de pressão para a indústria nuclear, exatamente os de classificação ASTM-A508C13A [62] e A533GrB11 [210] são absolutamente similares entre si no que se refere aos requerimentos quanto à composição química em geral (exceto com relação aos máximos teores de S e P), às mínimas propriedades de tração e impacto Charpy, ao processo de fusão bem como aos tratamentos térmicos da peça já mecanicamente conformada, não sendo raros os casos em que um dado aço satisfaça ambas as especificações ao mesmo tempo (relativamente a essas características). Eles são comumente denominados de aços de baixa liga MnNiMo de grau de alta pureza e baixa susceptibilidade à irradiação nuclear [208]. Como já adiantado, o que basicamente diferencia os dois aços, A508 e A533, entre si, lhes conferindo distintas características microestruturais e conseqüentemente diferentes níveis de ductilidade e tenacidade, são o maior limite máximo permitido à presença dos elementos P e S no aço A533B-1, bem como o fato de o mecanismo de conformação plástica desse último ser o de laminação, em oposição ao forjamento a que se submete o A508-3A. Desse modo, em virtude da maior permissividade à presença de elementos de impureza associada às maiores taxas de cisalhamento ou deformação existentes no processo de laminação com relação àquelas desenvolvidas no de forjamento, as placas laminadas de A533B1 apresentam uma acentuada direcionalidade (anisotropia), assim como adquirem valores médios muito baixos, relativamente às propriedades mecânicas (especialmente as relacionadas com ductilidade e tenacidade) quando comparadas às de placas forjadas de idênticas dimensões (notadamente com relação à espessura do produto acabado). Especificamente com relação ao plano S (plano perpendicular à direção de aplicação do carregamento principal nos referidos processos de conformação), se desenvolvem morfologias tais como amassamento ("pancaking") de grãos e inclusões, bandeamento de carbeto e de segregações em contornos de grão, texturização cristalográfica e tensões residuais devidas ao empilhamento de discordâncias, obviamente de modo muito mais drástico nos A533 frente aos A508, gerando propriedades mecânicas mais pobres no referido plano para ambos os aços [197] e chegando a induzir delaminações ("splittings") nos A533, particularmente nos produtos acabados menos espessos [213, 214]. BELCHER & DRUCE [203] realizaram o mais completo estudo comparativo até hoje publicado com respeito a esses dois aços, demonstrando via ensaios de tenacidade J e Charpy, bem como através de extensiva análise fractográfica, as respeitáveis diferenças entre os laminados de A533 e os A508 forjados, tanto no aspecto da drástica anisotropia microestrutural e mecânica dos primeiros como no absolutamente melhor desempenho global dos últimos.

[216]. Especificamente, tratamentos de recozimento são indicados, para que sejam efetivos na tarefa da recuperação das propriedades de ductilidade e tenacidade e outras propriedades mecânicas correlatas, quando a temperatura de transição (RT_{NDT} ou $NDTT$, tal como especificadas no código ASME Seção III Subseção NB2300 [63]¹⁴) excede a casa dos 93°C [18]; o elemento Ni parece sob estas circunstâncias [216] produzir fragilização térmica (“thermal embrittlement”) possivelmente por segregação em contornos de grãos quando o tratamento é conduzido sem um critério rigoroso de tempo e temperatura no intervalo de temperaturas de recozimento.

A presença de inclusões e carbeto em aços microligados reduz sua ductilidade mas aumenta a sua resistência mecânica, tal como refletido particularmente no limite de escoamento em tração monotônica. No caso específico das inclusões, a redução na ductilidade é acompanhada por igual efeito na tenacidade à fratura (embora a esferoidização dessas partículas, via tratamentos termo-químicos, possa aliviar esse efeito), daí o desejo de se reduzir a sua presença a um mínimo possível. Já a presença de carbeto, até certo limite (em termos de sua fração volumétrica na liga, tamanho médio e distribuição de tamanhos de partícula) eleva a tenacidade à fratura do aço em decorrência do aumento na capacidade de encruamento da matriz metálica via mecanismos de bloqueio ao movimento de discordâncias nessa última (daí se concluir que a tenacidade à fratura de uma liga metálica resulta da otimização entre a sua ductilidade e a sua capacidade de encruamento); esta é a razão básica da não eliminação total dos carbeto em aços ferríticos, embora o controle dessa segunda fase (por meio do controle das variáveis acima mencionadas) seja indispensável para a obtenção de ótimo compromisso entre as propriedades de tenacidade e de resistência mecânica do material [191, 193, 199, 219, 220]. Especificamente com relação ao tamanho médio e distribuição de tamanhos dos carbeto, pode-se dizer, respectivamente, que um tamanho médio menor (partículas esféricas com diâmetro $< 2\ \mu\text{m}$ e fortemente ligadas à matriz [221]) conduz a ótimas propriedades (dependência tipo Hall-Petch) seja a baixas ou elevadas temperaturas, assim como é desejável uma distribuição estreita visando reduzir-se a probabilidade da existência de carbeto de maior dimensão, em geral maiores que $3\ \mu\text{m}$, certamente os mais deletérios [191, 193]. O controle sobre essas variáveis é obviamente realizado durante todas as etapas de fabricação do produto acabado (componente estrutural), porém dois estágios do processo metalúrgico são particularmente importantes para a obtenção do tamanho

¹⁴ RT_{NDT} (“reference temperature - nil ductility transition”) é determinada via combinação entre resultados de ensaios de impacto Charpy (ASTM-E23 [217]) e de queda de peso (“drop-weight” ASTM-E208 [218]). Especificamente, a temperatura RT_{NDT} é definida como a mais baixa das seguintes temperaturas: $T_{cv}-33^{\circ}\text{C}$, onde T_{cv} é a temperatura onde ocorre uma absorção mínima de energia Charpy de 68J e uma expansão lateral mínima 0,90mm, em cps Charpy padrão tipo A, e $NDTT$ (“nil ductility transition temperature”), tal como definida na Ref. 218.

médio e distribuição de tamanho ideais, quais sejam, o de fusão (no qual se deve realizar a aliagem do aço sob estrito controle dos elementos de liga formadores de carbeto, particularmente Cr e Mo nos A533 e A508) e o de tratamento térmico para relaxação de tensões termo-mecânicas (quando tempos e/ou temperaturas excessivos podem produzir profusa precipitação de carbeto de ferro e dos elementos anteriormente citados) [52].

Em uma escala metalúrgica superior, a tenacidade à fratura segue também uma relação do tipo Hall-Petch, onde a dimensão metalúrgica relevante seria, no caso dos aços bainíticos de baixo carbono (microestrutura típica dos aços de construção de grau nuclear), o próprio diâmetro do pacote bainítico [222-225].

Em nível macroscópico, como observado em ensaios com corpos de prova do tipo compacto em tração (CT[S]), clivagem está associada à uma instabilidade repentina onde a trinca dispara (“jumps ahead”) instantaneamente, fraturando o corpo de prova numa fração de segundo [61]. A baixas temperaturas, na porção inferior do regime de transição frágil/dúctil, esse processo pode ser seguido por um rasgamento dúctil, particularmente se o ensaio é conduzido via controle de deslocamento (“displacement or stroke control condition”). A maiores temperaturas, logo acima, ou mesmo na porção superior [101] do regime de transição Charpy, um rasgamento dúctil uniforme e regular (“steady tearing”) começa primeiro, podendo ser seguido pela instabilidade frágil por clivagem, esta última ocorrendo particularmente se o ensaio é conduzido via controle de carga (“load control condition”). A temperaturas ainda mais elevadas, além do regime de transição, muito mais extensivo rasgamento dúctil ocorrerá anteriormente à instabilidade frágil, se é que esta ocorrerá, desde que sob estas condições o arredondamento plástico da ponta da trinca pode limitar a máxima tensão ali atingível a menos que aquela necessária para a clivagem [65], a qual é relativamente independente da temperatura [65, 101]. Finalmente, a temperaturas bem contidas no PST Charpy é virtualmente impossível a ocorrência de clivagem, não obstante fenômenos típicos de envelhecimento estático (SSA — “static strain aging”) e dinâmico (DSA — “dynamic strain aging”) em aços ferríticos no intervalo de 150 a 340°C possam produzir superfícies de fratura com morfologias localizadas de quase-clivagem, particularmente na faixa dos 250-290°C, onde os efeitos de envelhecimento por deformação atingem o pico de máximo¹⁵. O processo de propagação dúctil de trincas em aços estruturais de baixa liga, média resistência e grau

¹⁵ KIM, I.S. and KANG, S.S., Sixth International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems, San Diego, Ca, USA, 1-5 Aug., 1993; citado em Metals Abstracts, v. 27, p. 121, cod. 31-1950, May 1994.

nuclear foi detalhadamente descrito por MERKLE¹⁶, em termos macroscópicos, ao analisar superfícies de fraturas dúcteis em corpos de prova robustos do tipo CT[S]: a iniciação da fratura ocorre no centro da espessura do corpo de prova e prossegue por rasgamento dúctil plano, criando uma frente de trinca de formato tunelado característico; com alguma propagação crítica, que é função do material, das dimensões do corpo, da temperatura de ensaio e da taxa de carregamento, os ligamentos laterais começam a rasgar-se para formar lábios de cisalhamento (“shear lips”) adjacentes às superfícies; a largura desses cresce enquanto a trinca propaga-se, sendo que cerca de 60% da espessura chega a falhar por cisalhamento a 45° mesmo em corpos de prova tão robustos quanto os de 10 polegadas de espessura (10TCT) confeccionados com aços microligados ferríticos/bainíticos de elevadíssima tenacidade (A508-3A e A533B-1 especificamente). Assim, o fenômeno da fratura dúctil toma um aspecto complexo, tridimensional, não encontrado na fratura frágil (aspecto plano ou bidimensional). A fratura plana próxima ao centro da espessura desenvolve-se sob condições de deformação plana, enquanto que os lábios de cisalhamento próximos às superfícies laterais desenvolvem-se sob condições de tensão plana. Em um trabalho mais recente, ANDREWS & SHIH [108], ensaiando o mesmo material que Merkle¹⁶ em corpos de prova de até 4 polegadas de espessura, observaram que a largura dos lábios de cisalhamento praticamente não depende da robustez do corpo de prova a partir de certa espessura característica. A origem dos lábios de cisalhamento é creditada à influência da reduzida componente hidrostática de tensão trativa nas bordas laterais do corpo de prova, que retarda a sequência de eventos de nucleação, crescimento e coalescimento de microvazios (pois baixas tensões hidrostáticas tendem a permitir maiores deformações críticas necessárias para nucleação de vazios, reduzindo assim a taxa de crescimento dos mesmos [192]), quando comparada à velocidade de idêntico processo ocorrendo na seção média do corpo [75, 201, 202]; em outras palavras [22], a deformação plástica nas bordas laterais do cp (invariavelmente acompanhada por gradientes de contração/expansão na direção da espessura do cp, na região próxima àquela amostrada pela trinca que propaga) ocorre às expensas da propagação da trinca naquela mesma região, originando o denominado tunelamento da frente de propagação da trinca. Prova cabal da total dependência entre esses fenômenos (quais sejam, deformação plástica, variações dimensionais e tunelamento) é a eliminação total dos mesmos pela simples introdução de entalhes laterais nos cps (“side-grooving”), operação tipicamente efetuada no levantamento de curvas J-R visando exatamente impedir a possibilidade

¹⁶ MERKLE, J.G., private communication, Heavy Section Steel Technology (HSST Program), Oak Ridge National Laboratory, Union Carbide Corporation, Nuclear Division, for the U.S. Atomic Energy Division, Oct. 1970; citado por Andrews & Shih [108] à pág. 427.

da superestimativa da avaliação da resistência do material à propagação dúctil de trincas devida a ligamentos intensamente escoados. O efeito do entalhamento lateral na elevação do grau de restrição ao fluxo plástico, eliminando as regiões de deformação ao longo da espessura (“shear lips” operando em tensão plana), por meio da introdução de restrição mecânica/geométrica ao escoamento global nas bordas livres do cp (tal como o faz o material circunvizinho à trinca contida em componentes estruturais robustos), tem se mostrado como o mais efetivo mecanismo na indução de frentes retas de propagação (“straigth fronts”) e visto como exercendo um papel similar, ao menos nesse aspecto, ao aumento na espessura efetiva do cp, ou mesmo à redução na temperatura do ensaio ou ainda à elevações na taxa de carregamento do corpo de prova [22, 187, 188, 226, 227].

Na Figura 16 é apresentado o diagrama de carga (P) versus deslocamento na linha de carregamento (δ) de um corpo de prova padronizado para ensaios de tenacidade J , assim como a sequência de eventos microscópicos que constituem a propagação dúctil de uma trinca no mesmo, ambos ilustrados em conjunto à curva J - R resultante, de modo a permitir um acompanhamento cronológico do incremento da resistência do material à propagação da trinca com o acréscimo da extensão dúctil desta última.

Enquanto a carga externa é monotonicamente aplicada em modo I a um cp pré-trincado, as tensões trativas abrem a ponta da trinca e observa-se inicialmente o processo de arredondamento (“blunting”) da mesma (etapa em que ainda não ocorre alterações na dimensão do comprimento da trinca), o qual é acompanhado pela geração de uma zona plasticamente deformada à sua volta, sendo logo seguido por um processo denominado estiramento (“stretching”) da ponta da trinca (quando o comprimento da trinca é incrementado, embora tal fenômeno não possa ser considerado uma verdadeira, mas sim virtual, extensão dúctil da trinca) que ocorre concomitantemente às primeiras nucleações de microvazios na região situada imediatamente à frente da trinca (geralmente denominada zona de processos elasto-plásticos de fratura). Assim, a zona estirada continua a crescer com a carga e o deslocamento aplicados ao cp e os microvazios aumentam de volume (crescem) até que a zona de estiramento alcança um tamanho crítico no qual a trinca começa a se propagar verdadeiramente pelo mecanismo de coalescimento dos microvazios entre si e com a ponta da trinca que avança [25, 132, 228]. Deste modo, o rasgamento dúctil (um mecanismo de falha controlado por deformação) progride somente enquanto uma determinada deformação crítica (cujo grau depende do material, temperatura, taxa de carregamento e da triaxilidade de tensões trativas localmente imposta ou desenvolvida na ponta da trinca ao longo da espessura do corpo de prova) consegue ser alcançada ou excedida sobre uma distância microestrutural característica (geralmente tomada nos

Figura 16 - Sequência de micro-eventos da propagação dúctil de trincas em aços estruturais e seus reflexos nos diagramas P - δ e J - $\Delta \bar{\sigma}_p$ (genericamente curvas J -R) [25, 132, 228].

aços como o espaçamento inter-inclusões¹⁷⁾ que é envolta pelo volume anteriormente citado denominado de zona de processos de fratura [192].

A curva J-R deve ser ajustada necessariamente por uma lei de potência (“power-law”)⁹ [22, 55, 58, 59, 95, 111, 123, 129, 140, 229-232] em princípio do tipo simples:

$$J = C_1 \cdot \Delta \bar{a}_p^{C_2} \quad (33)$$

onde o coeficiente C_1 é positivo e o expoente C_2 se encontra entre 0 e 1¹⁸ (concavidade da curva J-R estando voltada para baixo) sob pena de, em se adotando o ajuste linear (como indicado na norma original de J_{IC} , ASTM-E813, versão 1981 [233]), além de não se obterem correlações satisfatórias dos dados de propagação, superestimar-se o valor de J de iniciação de rasgamento bem como a própria resistência do material ao crescimento posterior da trinca (tal como denotada pelo gradiente $dJ/\Delta \bar{a}_p$), fatos estes bem documentados na literatura [140, 198, 229, 230]. O ajuste por lei de potência (Exp. 33) tem a vantagem adicional, tal como verificada nas referências anteriormente citadas, de produzir menor espalhamento dos valores de J de iniciação (J_{IC} , J_i ou $J_{0.2}$), e tem mostrado ser ideal mesmo em se tratando de ensaios de materiais metálicos na condição de irradiados, com corpos de prova entalhados lateralmente e para qualquer nível de propagação alcançado em carregamento monotônico, se bem que a não-linearidade entre o valor J e o crescimento dúctil de trinca, $\Delta \bar{a}_p$, seja nitidamente mais acentuada no estágio inicial de crescimento de trinca, tal como enfatizado por LOSS et alii [22]. De qualquer modo, os pontos de dados ($\Delta \bar{a}_p$, J) próximos à iniciação do rasgamento dúctil são importantes para o ajuste global da curva J de resistência, não existindo razões em nível teórico para a sua

¹⁷ Deve ser aqui destacada a perfeita correspondência entre os modelos de propagação de trincas frágeis (mecanismo controlado por tensão) e dúcteis (controlado por deformação); como já amplamente reconhecido e comprovado, o modelo RKR - Ritchie/Knott/Rice [65] de fratura por clivagem prediz que o disparo da trinca frágil se dá no momento em que a tensão crítica local ou microscópica para fratura catastrófica (σ_f^* , uma quantidade tida como praticamente independente da temperatura e de qualquer outra variável externa, seja geométrica, dimensional ou de carregamento), relacionada ao comprimento crítico da trinca (que gira em torno da dimensão de uma partícula de segunda fase a um tamanho de grão), é excedida pela tensão trativa principal sobre uma distância microestrutural característica, frequentemente tomada como da ordem de dois tamanhos de grão ferrítico ou pacote bainítico, à frente da ponta da trinca.

¹⁸ A única exceção a essa regra foi gerada por ajustes equivocados realizados por LANDES & BEGLEY [117] durante os estágios iniciais do desenvolvimento do procedimento experimental do método de múltiplos cps para o levantamento de diagramas J x $\Delta \bar{a}_p$, quando foram obtidas curvas J-R com concavidade voltada para cima, ou seja, com $C_2 > 1$.

eliminação (apesar da norma E813 de J_{IC} , em suas diversas versões, 1981 [233], 87 [234] e 89 [58] adotar procedimento nesse sentido) durante o processo de ajuste dos dados de propagação⁹ [129, 150, 225, 230]. Por outro lado, razões de ordem prática ou técnica, como por exemplo dificuldades de monitoração precisa da etapa de iniciação da propagação em materiais tenazes, tal como ocorrem nas técnicas de VFE e de QPE, assim como a necessidade da suposição da iniciação de rasgamento na carga máxima, tal como anteriormente descrita na técnica da normalização linear, podem inviabilizar o cômputo dos pontos de dados no limiar da propagação dúctil. Deve-se de qualquer maneira ressaltar que a influência de se desconsiderar tais pontos de dados no ajuste de curvas J-R decresce à medida em que se trabalha com maiores extensões dúcteis de trinca (ou seja, verdadeiras curvas de resistência J), tal como é o caso específico das utilizadas durante avaliações de estabilidade de componentes estruturais. Também, cabe aqui observar que a ausência de pontos de dados de propagação próximos à iniciação do rasgamento dúctil, associada a um grande espalhamento dos dados disponíveis, podem favorecer os ajustes lineares de curva J-R e em detrimento dos ajustes via lei de potência [232].

Por sua vez, diversas expressões matemáticas têm sido desenvolvidas para a determinação do valor J de iniciação de rasgamento dúctil, tal como ilustrado na Figura 16 segundo o método de solução (intersecção) gráfica. O primeiro critério foi originado do trabalho pioneiro de RICE [23] que modelou o comportamento de estiramento da ponta da trinca por fadiga por meio da expressão:

$$J = 2 S_y \Delta \bar{a}_p \quad (34)$$

onde S_y é o limite efetivo de escoamento do material, que computa por si só o efeito de encruamento das ligas metálicas estruturais.

Esta expressão, adotada pela norma ASTM-E813 em todas as suas versões [58, 233, 234], tem sido entretanto corroborada por muito poucos trabalhos experimentais [25, 117, 120, 121, 235]. Por outro lado, a grande maioria dos trabalhos conduzidos nessa área tem discordado da Exp.34, e como consequência muitas outras expressões têm sido propostas [55, 103, 122-125, 127, 129-131, 140, 236-240], algumas delas tão simples quanto à Exp. 34, porém havendo outras mais complexas que computam mais precisamente as características de escoamento/encruamento da liga metálica estrutural, ou mesmo ainda outras derivadas por métodos de elementos finitos.

A tendência mais atual [55, 127, 132, 225, 239] parece no entanto estar baseada na mensuração “in loco”, ou seja, diretamente na superfície da fratura, para cada material e condição, por meio das mais variadas técnicas experimentais (microscopia

óptica, eletrônica de varredura, de transmissão e de retrodifusão de elétrons, de deposição de níquel, de medição de rugosidade e ondulação superficial [132]), das dimensões da zona de estiramento (cuja morfologia topográfica é em geral facilmente distinguível daquela de propagação dúctil propriamente dita, pois possui uma variedade morfológica muito pobre, com poucas variações de relevo e com “dimples” mais alongados que a região de crescimento real de trinca [236, 241]). Essa tendência se reforça à medida em que fica nítida a impossibilidade de uma definição matemática geral para o comportamento complexo de estiramento de pontas de trincas de fadiga (mesmo quando estas, por vezes complexas, expressões levam em conta todas as propriedades de fluxo dos materiais). Dentre as técnicas citadas para caracterização de zonas de estiramento, a de microscopia eletrônica de varredura é a que mais vem sendo utilizada em função de ser o MEV (SEM - “scanning electron microscope”) uma potente, efetiva e precisa ferramenta para tal tarefa, pois pode caracterizar perfeitamente regiões com dimensões desde menores que $1\mu\text{m}$ até várias centenas de μm [241], bem como devido ao menor espalhamento dos resultados, assim como à facilidade de sua aplicação [132]. A medição direta da zona de estiramento conduz claramente, por definição, à exata caracterização da iniciação do rasgamento dúctil de trincas, sendo portanto a chamada largura crítica da zona estirada (SZW_c - “critical stretched zone width”), uma quantidade tida como propriedade do material à dada condição e temperatura de ensaio, ou seja, independente das dimensões do corpo de prova [235], o parâmetro que mais perfeitamente define tal evento.

Na Figura 17 é esquematizado o perfil da zona de estiramento gerada pela solicitação de abertura monotônica em tração (modo I de abertura de trinca) de uma trinca obtida originalmente sob fadiga. O ângulo λ é tido como uma constante do material (ele representaria a capacidade do material em resistir, àquela temperatura de ensaio, a iniciação do rasgamento dúctil), e para aços parece ser aproximadamente de 45° [235, 236, 240, 243] ou 30° segundo PLUVINAGE et alii [132]. Na mesma figura, a dimensão “c” (igual a “d” para $\lambda \equiv 45^\circ$) é por vezes [235, 243] assumida como SZW_c. Por outro lado, e mais obviamente, o verdadeiro valor da SZW_c (que é dado exatamente pelo arco “b” na Figura 17) pode ser bem aproximado pela hipotenusa “a”, a qual por sua vez é facilmente obtida [236, 240, 242] através da incidência do feixe de elétrons (MEV) em um ângulo de 45° ou 60° (via inclinação da amostra por um ângulo ρ de respectivamente 45° e 30° com relação à superfície macroscópica de fratura do cp), ou mesmo pela relação “ $a = \sqrt{2} c$ ” (para $\lambda = 45^\circ$) ou “ $a = \frac{2\sqrt{3}}{3} c$,” (para $\lambda = 30^\circ$), onde “c” é obtido para um ângulo de incidência do feixe de 90° , ou seja perpendicularmente com relação à superfície de fratura do cp ($\rho \equiv 0^\circ$).

Não obstante a grande capacidade de definição de imagens proporcionada pelos modernos microscópios eletrônicos de varredura, existem ligas metálicas com resistência excepcionalmente elevada ao rasgamento dúctil que podem até mesmo impossibilitar a aplicação da técnica de MEV na determinação de SZW_c acima descrita. Nesses materiais de tenacidade e ductilidade extremamente elevadas, a superfície de fratura gerada no rasgamento dúctil pode ser virtualmente indistinguível do extensivo estiramento plástico desenvolvido na ponta da trinca de fadiga nos estágios iniciais de carregamento do cp [58].

Figura 17 - Representação esquemática da quantidade SZW_c [132, 235, 236, 240-243] (ρ é o ângulo de inclinação da amostra a partir de um feixe de elétrons incidindo ortogonalmente à superfície macroscópica de fratura).

Um critério de engenharia para a definição da iniciação de rasgamento dúctil, com base nos métodos tradicionais de “off-set”, tal como ilustrado na Figura 16, foi sugerido [22, 55, 229-231] e é adotado até hoje pela norma ASTM-E813, excluindo a sua primeira edição (1981). Especificamente, uma linha com a mesma inclinação da linha de estiramento, porém deslocada de um valor típico de 0,2mm, intercepta a curva J-R num ponto que, segundo a definição da linha de estiramento, ocorre uma propagação dúctil real e incipiente de 0,2mm, cujo valor J associado (genericamente denominado $J_{0,2}$) é assumido como J_{IC} , caso todos os requerimentos da norma E813 (que basicamente visam o estabelecimento de condição de deformação plana à frente da trinca) sejam satisfeitos. Esse critério de “off-set” para a determinação de valores J de iniciação, assim como todos os outros de natureza idêntica, só podem produzir resultados precisos quando a curva J-R (ou $J-\Delta\bar{a}_p$) for praticamente paralela ao eixo das abscissas ($\Delta\bar{a}_p$) na presumida região de iniciação de propagação, isto é, entre a linha de estiramento e a própria linha “off-set” de 0,2mm, caso contrário os erros poderão ser extremamente elevados, tão mais intensos quanto mais ingreme for a curva J de resistência naquela região de interesse.

Finalmente, cabem aqui algumas observações acerca dos procedimentos de ajuste de curvas J de resistência (curvas J-R ou diagramas $J-\Delta\bar{a}_p$), as quais (observações), embora possam ser consideradas até desprezíveis quando se trabalha com grandes quantidades de extensão de trincas (para obtenção de curvas J-R propriamente ditas), são determinantes quando o objetivo principal é uma estimativa precisa do valor J de iniciação de rasgamento dúctil. Primeiramente, com relação ao processo matemático envolvido no ajuste da curva de potência (Exp. 33), NEALE [232] demonstrou que o procedimento atualmente proposto pela norma E813, utilizando-se o processo de logaritmização dos dados de propagação, qual seja:

$$\ln J = \ln C_1 + C_2 \ln \Delta\bar{a}_p \quad (35)$$

para produzir a curva J-R dada pela Exp. 33, conduz a uma supervalorização (“overweight”) dos pontos de dados ($\Delta\bar{a}_p$, J) situados próximos à origem do sistema de coordenadas (ou seja, no limiar do processo de propagação). Para se evitar tal desbalanceamento, NEALE [232] sugere um método iterativo que, embora eficaz, é absolutamente mais trabalhoso que o convencionalmente hoje adotado, exigindo a utilização de pacotes de análise estatística muito mais sofisticados que os comercialmente hoje disponíveis. Outro questionamento, também incorporado ao trabalho de Neale, porém anteriormente já exposto por TARPANI [98], diz respeito à existência de um, digamos, quase limite de proporcionalidade J (vinculado à carga P_0).

discriminada na Figura 16), relacionado ao término do processo de arredondamento da ponta da trinca (“blunting”) e início do processo de estiramento da mesma (“stretching”). Esse valor J_0 , que conduziria a um ajuste de dados do tipo:

$$\ln (J - J_0) = \ln C_1 + C_2 \ln \Delta \bar{a}_p \quad (36)$$

e à uma curva J-R do tipo:

$$J = J_0 + C_1 \cdot \Delta \bar{a}_p^{C_2} \quad (37)$$

por definição englobaria a parcela de energia de deformação plástica referente às deformações permanentes desenvolvidas no processo de arredondamento da ponta da trinca de fadiga; por sua vez, a energia total (elasto-plástica) associada a esse micro-processo é certamente pequena o suficiente para não ser diretamente identificada em diagramas de carga versus deslocamento (observe que P_0 pertence ao regime macroscopicamente elástico no diagrama $P-\delta$), essencialmente em virtude dos relativamente baixos ganhos dos equipamentos de extensometria utilizados em laboratórios convencionais de Mecânica da Fratura. Deste modo, a avaliação precisa de J_0 seria possível unicamente via procedimento ditado por NEALE [232], embora boas aproximações (algo subestimadas) desse limite J possam ser obtidos pelo procedimento mais simples sugerido por TARPANI [98], em especial para as ligas metálicas com elevado limite de escoamento. Cabe aqui a observação complementar de que, uma vez adotado o parâmetro J_0 nos ajustes de curvas J-R, tal constante deve necessariamente constituir parte integrante tanto da chamada linha de estiramento (“stretching line”, comumente, porém erroneamente denominada de “blunting line”) bem como de todas as linhas de referência (“off-sets”) que possam porventura serem consideradas na construção de diagramas $J-\Delta \bar{a}_p$.

Para que a independência da curva de resistência J quanto às variáveis geométricas e dimensionais (independência quanto à flexibilidade do sistema) se verifique de fato, isto é, para que a curva J-R gerada seja uma verdadeira propriedade do material, assume-se [59] que o corpo de prova (ou o componente estrutural) deva necessariamente possuir dimensões (basicamente espessura líquida B_N e ligamento inicial b_0) satisfazendo requerimentos mínimos [58, 59, 79, 117], quais sejam (vide Exp. 24):

$$B_N, b_0 \geq 15-20 J / S_y \quad (38)$$

assim como que o nível de propagação deva respeitar os limites impostos pelas condições dadas pelas Exps. 13 e 14 (que implicitamente também definem, como já comentado, os requerimentos quanto às mínimas dimensões permitidas para o cp segundo a teoria J_D originalmente concebida), bem como deva ser obedecida a restrição quanto à máxima capacidade J do cp ou componente (Exp. 23). Entretanto, a literatura nos fornece uma grande quantidade de dados mostrando que a aplicação estrita dos requerimentos quanto aos níveis máximos permitidos de propagação dúctil de trinca e de valor J constitui uma abordagem excessivamente conservativa: WILKOVISKI et alii [95], JOYCE et alii [96], HACKETT & JOYCE [111] e MARSCHALL et alii [112, 113] têm demonstrado a validade (teórica) do processo de obtenção de dados J de resistência à propagação dúctil de trincas (J segundo a norma STM-E1152/87 [59]) para valores muito além dos limites vinculados à J_D (especificamente critérios $\Delta\bar{\alpha}_{p(\text{máx})}$, $\omega_{(\text{mín})}$ e $J_{(\text{máx})}$, tais como estabelecidos respectivamente nas Exps. 13, 14 e 23), sejam estes dados obtidos experimentalmente (para níveis de propagação dúctil de até 60% de b_0), sejam derivados a partir de procedimentos de extrapolação invariavelmente utilizando-se leis de potência. Também, com relação aos requisitos quanto às dimensões mínimas para os cps de Mecânica da Fratura em escala de laboratório (Exps. 24 e 38), parece haver aí uma grande dose de pessimismo, visto que a imensa maioria dos trabalhos publicados, seja com relação a resultados da MFEL [16, 48, 189, 216, 244-246], bem como da MFEP [1, 22, 95, 111, 112] têm demonstrado que os cps menos robustos (em relação aos componentes estruturais como vasos de pressão de centrais PWR, tais dimensões de corpos de prova corresponderiam por exemplo aos já tradicionais cps compactos de 1 polegada de espessura, com a espessura metade da largura - cps 1TCT padrão-proporcionais) produzem os resultados mais conservativos, particularmente se entalhados lateralmente no contexto da MFEP. Ainda, os trabalhos que predizem o oposto, isto é, que os cps robustos, operando em condições predominantes de deformação plana produzem resultados mais conservativos, têm mostrado certas contradições, tais como por exemplo considerar crescimentos insipientes de trincas dúcteis, ou seja, não-representativos de ensaios de curvas J-R da MFEP [108, 247] e computar, para efeito de análise de resultados, valores de tenacidade K não-válidos (segundo os critérios da respectiva norma ASTM [49]) dentro do campo da MFEL [211, 248]. Isto posto, em princípio, com base na imensa maioria dos resultados, os cps de pequena escala, notadamente os 1TCT, produziriam, sob grandes regimes de crescimento dúctil, resultados satisfatoriamente conservativos com relação ao comportamento elásto-plástico (o mesmo raciocínio se aplicando ao elástico-linear) do componente estrutural operando a temperaturas do patamar superior de tenacidade, do qual foi extraído.

Tais observações são fundamentais para o prosseguimento dos raciocínios envolvendo análises de avaliações de estabilidade, integridade e confiabilidade de componentes estruturais, pois estas invariavelmente requerem dados relativos a grandes extensões de trinca que violam os critérios originalmente postulados durante o desenvolvimento dos conceitos de Integral-J e de crescimento de trinca controlado por J_D [22]. Um dado numérico que ilustra a necessária violação dos critérios originais de propagação baseados em J_D , assim como a impressindibilidade da adoção de procedimentos de extrapolação de dados de crescimento dúctil de trincas nas análises de estabilidade de vasos de pressão, é fornecido por WILKOWSKI et alii [95]: é assumida, com base nos fatores de segurança relativos à pressão de vasos nucleares convencionais, a necessidade de se considerarem crescimentos de trinca da ordem de até 15,24mm (0,6 polegadas) que, relativamente aos cps 1TCT tipicamente disponíveis em núcleos de reatores nucleares, corresponde a aproximadamente 61% de seu ligamento original, obviamente muito superior aos 10% postulados na teoria de J_D . Tal nível de crescimento absoluto de trinca corresponderia a esses 10% do ligamento inicial somente em corpos de prova de dimensões mínimas de 6T (6 polegadas de espessura), que obviamente estão muito além da imensa maioria dos sistemas de ensaios laboratoriais, bem como da capacidade de armazenamento dos núcleos de reatores.

Seguindo ainda a mesma linha de pensamento, deve ser ressaltado que corpos de prova (independentemente de suas dimensões, configuração e geometria de carregamento) devidamente entalhados lateralmente (de modo a modelar ou simular corretamente a grande restrição ao fluxo plástico sofrida pelos componentes estruturais em geral devida a sua robustez e complexidade dos vínculos de carregamento)¹⁹ nunca excederão a capacidade J da estrutura da qual foram retirados (desde que ensaiados nas mesmas condições em que opera o componente em testes ou em serviço), constituindo assim o próprio componente estrutural sempre o limite superior em termos de J e $\Delta \bar{\sigma}_p$ para fins das análises acima mencionadas.

2.6.2- Alguns Aspectos da Instabilidade Dúctil

Embora o conceito de curva J-R tenha sido amplamente aceito e sua utilização se tornado prática difundida, até pouco tempo atrás permanecia a questão quanto ao grau de estabilidade de uma trinca em processo de crescimento denominado rasgamento dúctil ("ductile steady tearing"). O reconhecimento, por meio da Teoria da

¹⁹ Como anteriormente mencionado, as frentes retas de propagação dúctil e a ausência de deformações laterais em corpos de prova de Laboratório são os melhores indicativos de que se está simulando adequadamente o comportamento de fratura da estrutura robusta original.

Instabilidade do Rasgamento Dúctil [25, 27], e a comprovação experimental [26, 28-38] de que a instabilidade de um componente trincado operando no regime do patamar superior de tenacidade resulta da falta de balanço entre a taxa de acréscimo da força motriz aplicada à trinca na estrutura e aquela de resistência do material ao crescimento estável da mesma, permitiu a confirmação de duas possibilidades distintas de instabilidade. A já conhecida instabilidade por clivagem (instabilidade frágil ou catastrófica caracterizada pelos conceitos K_{Ic} e K_{ID}), normalmente atribuída à instabilidade localizada em uma escala microscópica (tal como o espaçamento entre partículas de inclusões em aços estruturais); o segundo tipo de instabilidade está associado por sua vez à combinação entre as condições globais do corpo de prova (ou componente estrutural) e as de carregamento que fornecem a força motriz para causar uma propagação contínua ou monotônica da trinca por um mecanismo dúctil, daí a ser chamada de instabilidade dúctil global do sistema [26] (“general system ductile tearing instability”). Dependendo portanto da resultante do confronto entre as intensidades da força motriz da trinca e a da resistência do material à sua propagação, a instabilidade pode dar-se pouco depois do início da propagação dúctil, ou pode ocorrer após a trinca ter crescido uma distância considerável, ou pode ainda não ocorrer. Foi também experimentalmente verificado [29] que os aspectos metalúrgicos da fratura dúctil estável e instável são absolutamente idênticos; basicamente, o que diferencia esses dois processos entre si é a velocidade de propagação da trinca, a qual se acelera na aproximação da instabilidade dúctil, conduzindo portanto à falhas repentinas, catastróficas ou mesmo explosivas no caso de componentes internamente pressurizados.

2.6.3- Métodos de Integral- J^{20} para a Determinação das Condições Críticas quanto à Instabilidade Dúctil

2.6.3.1- Diagramas de Força Motriz da Trinca ou de Comparação Direta Entre Curvas J_{APL} e J_{MAT}

Nesse método a força aplicada para a extensão da trinca, em termos do parâmetro elasto-plástico Integral-J, J_{APL} , é julgada contra a resistência do material ao trincamento, J_{MAT} . Se essa última é excedida por J_{APL} a trinca se estende até que a força aplicada (força motriz da trinca na estrutura) seja balanceada pela resistência à sua propagação; se um ponto de balanço não pode ser atingido então o trincamento

²⁰ Não obstante ERNST [31] tenha comprovado analítica e experimentalmente a validade da Teoria da Instabilidade do Rasgamento Dúctil [25-27] qualquer que seja o parâmetro de tenacidade elasto-plástica utilizado, o que obviamente inclui o parâmetro Integral-J qualquer que seja a teoria da plasticidade da qual ele derive, a totalidade dos trabalhos publicados relacionados à instabilidade elasto-plástica utiliza valores J obtidos via Teoria-Deformação, isto é, valores J_D conservativos corrigidos para o crescimento da trinca, tal como obtidos segundo a norma de curvas J-R pela ASTM [59]. Esse valor J corrigido é sem dúvida o mais compatível às extensões dos conceitos da MFEL para os domínios da MFEP, as quais são efetuadas nesse estudo para o caso de vasos de pressão de reatores de fissão nuclear.

dúctil em questão é instável. Para a construção de tal diagrama [28, 87], J_{APL} é avaliado como uma função do comprimento da trinca, a , e da carga fixa aplicada, P (ou do deslocamento constante, δ), e a curva J-R é plotada para a extensão dúctil da trinca, $\Delta\bar{a}_p$, com respeito ao comprimento inicial de interesse, a_0 , onde $\Delta\bar{a}_p = a - a_0$. Um exemplo desse tipo de análise fazendo a superposição entre curvas J_{APL} e J_{MAT} (respectivamente curvas $J_{APL}-a$ e J-R) é mostrado na Figura 18.

Na carga P_1 , J_{APL} intercepta a curva J_{MAT} num ponto acima do valor J de iniciação do rasgamento dúctil (J_{IC} , $J_{0,2}$, J_i). Antes dessa intersecção a força para a extensão da trinca (J_{APL}) é maior que a resistência do material ao trincamento (J_{MAT}) — análise sob comprimento de trinca, a , constante — de tal forma que a trinca se estende nessas condições por uma determinada quantidade $\Delta\bar{a}_p$ (dada exatamente pela diferença entre a_0 e o valor a definido na referida intersecção). Além da intersecção a força para a extensão da trinca é menor do que a resistência ao trincamento, tal que a trinca não se estende mais sob essas circunstâncias. A tangência entre as curvas J_{APL} e J_{MAT} define o ponto de instabilidade em termos do comprimento inicial da trinca (a_0), da extensão dúctil e estável da trinca ($\Delta\bar{a}_p$) e da condição de carregamento (carga aplicada constante, P). À P_3 (e à qualquer $P_i > P_3$, onde $P_3 \gg P_2$) J_{APL} está sempre acima de J_{MAT} , tal que nessa carga a estrutura é sempre instável a qualquer a_0 tal que essa configuração assim permaneça. O limite de estabilidade do trincamento dúctil para o valor a_0 originalmente considerado na Figura 18 é definido portanto em P_2 , onde J_{APL} é tangente a J_{MAT} . Por outro lado, o trincamento monotônico nem mesmo se iniciará (teoricamente) para cargas cuja curva $J_{APL}-a$ intercepta a curva $J_{MAT}-\Delta\bar{a}_p$ (curva J-R) num valor J abaixo daquele que define a iniciação do rasgamento dúctil, tal como verificado à carga P_0 .

A condição para o estabelecimento da instabilidade do processo de rasgamento dúctil no sistema em questão (isto é, a caracterização do ponto de tangência) pode ser matematicamente expressa por:

$$J_{APL}(a) = J_{MAT}(a - a_0) \vee J_{MAT}(\Delta\bar{a}_p) \geq J_{IC} \ll J_{instabil}. \quad (39)$$

e

$$dJ_{APL}/da = dJ_{MAT}/d\Delta\bar{a}_p \quad (40)$$

onde dJ_{APL}/da e $dJ_{MAT}/d\Delta\bar{a}_p$ são respectivamente as taxas de aplicação da força motriz da trinca na estrutura e de acréscimo de resistência do material à sua propagação. Especificamente para o valor a_0 considerado na Figura 18 tem-se que: a transição de rasgamento dúctil e estável para dúctil e instável se verificará quando da imposição de uma carga P_2 e após uma propagação (obviamente) estável ($\Delta\bar{a}_p'$) dada por $a'-a_0$, onde a' é definida no (único possível) ponto de tangência da configuração aqui considerada.

Figura 18 - Diagrama de superposição direta entre as curvas de força motriz da trinca e de resistência ao trincamento [28, 87].

Observa-se que as soluções dessas expressões é dependente da flexibilidade da estrutura trincada. Por exemplo, em um sistema rígido ("non-compliant"), tal como um pequeno deslocamento imposto sob controle dessa variável, dJ_{APL}/da deve ser negativo (Figura 18). Isto implica em que tal estrutura é inerentemente estável em um regime de resposta dúctil (tal como uma liga metálica estrutural de arranjo cristalino c.c.c. operando no patamar superior de tenacidade). Por outro lado, em um sistema acentuadamente flexível, tal como sob controle de carga (vasos e tubulações internamente pressurizados) sempre existe uma carga limite para a estabilidade do

processo de crescimento dúctil de trinca (P_2 e $\Delta\bar{a}_p'$, no caso em questão). Em ambas as situações (controle de P ou de δ) o método admite (teoricamente) a simulação de carregamentos sob carga e deslocamento monotonicamente crescentes, tal como ilustram as curvas tracejadas na Figura 18, porém esse procedimento deve muito provavelmente estar acompanhado pela adição de elevado grau de complexidade, senão durante a etapa de solução gráfica do problema ao menos então durante o processo de obtenção da curva $J_{APL}-a$ de carregamento.

De volta às análises de estabilidade à carga constante, as Exps. 39 e 40 podem ser resolvidas graficamente para a carga de instabilidade a um determinado tamanho inicial de trinca, a_0 , através da re-avaliação e re-plotagem de J_{APL} para diferentes cargas como uma função de a até o ponto de tangência ser obtido em relação à curva J-R, como verificado na Figura 18. Complementarmente, para se determinar o comprimento da trinca para o estabelecimento da instabilidade dúctil a uma determinada carga constante²¹, a curva J_{MAT} (J-R ou $J_{MAT}-\Delta\bar{a}_p$) é plotada como função de a (em verdade $\Delta\bar{a}_p$) para diferentes valores de comprimento inicial de trinca, a_0 , até o ponto de tangência ser encontrado ; por exemplo, na Figura 18 os comprimentos inicial e final de trinca, e conseqüentemente $\Delta\bar{a}_p$, para a instabilidade a P_1 podem ser obtidos pelo deslocamento da curva J-R para a direita (no sentido de a_0 crescente, desde que $P_1 < P_2$) ao longo da abscissa até que ela se torne tangente à curva $J_{APL}-a$ relativa à carga constante P_1 . Deste modo, todas as informações requeridas para uma análise completa podem ser obtidas a partir desse tipo de gráfico.

Infelizmente, a avaliação de J_{APL} (curva $J_{APL}-a$) raramente é simples e direta mesmo para cálculos à P constante, que dirá sob condições de carga monotonicamente crescente. A Integral-J deve ser avaliada como uma função do comprimento da trinca e da carga para qualquer material e geometria estrutural. Se métodos de elementos finitos são utilizados então a precisão dos resultados deve ser confirmada, por exemplo, por cálculos independentes usando-se diferentes malhas de elementos finitos, desde que os valores de J são muito sensíveis ao tipo de elemento e malha utilizados na computação, particularmente no regime elasto-plástico [249]. Esse procedimento pode claramente tornar-se impraticável caso seja necessário cobrir todo o intervalo de propriedades comumente observadas em materiais metálicos estruturais, bem como a imensa gama de geometrias estruturais existentes.

²¹ Embora o procedimento possa ser estendido de maneira análoga a condições de carregamento controladas por deslocamento [31], nas situações de campo bem como de simulação em escala de protótipos o fenômeno da instabilidade dúctil tem sido verificado e induzido essencialmente sob condições de carregamento controladas por carga, sendo exemplos clássicos os vasos e tubulações internamente pressurizados.

2.6.3.1.1- Estimativas Aproximadas de J_{APL} (Curva $J_{APL}-a$)

Vários procedimentos têm sido desenvolvidos para tentar fornecer expressões aproximadas de J_{APL} de tal forma a serem válidas à qualquer geometria estrutural. Dentre eles destacam-se: a solução de Dugdale para o modelo de escoamento em tiras (“Dugdale Strip Yield Model”) [250] modificada adequadamente para os efeitos da geometria estrutural [251] e interpretada em termos da Integral-J; a curva J de projeto, válida somente para trincas curtas menores que 10% da espessura da parede do componente, e as considerações energéticas utilizando os fatores geométricos η propostos por TURNER [252]; as técnicas analíticas desenvolvidas por PARIS et alii [25, 35] que permitem a estimativa de J_{APL} após o escoamento global do ligamento, e finalmente o compêndio de soluções desenvolvidas por SHIH et alii [2], similares às disponíveis para o fator K da MFEL, e obtidas por meio de um esquema estimativo denominado correção plástica de primeira ordem (“first order plasticity correction”). Entretanto, nenhum desses métodos analíticos consegue ser eclético a ponto de satisfazer a maioria dos requisitos básicos de aplicabilidade em avaliações de integridade estrutural; como uma decorrência, verificou-se a extrema necessidade da elaboração de uma técnica mais versátil que pudesse ser fácil e diretamente aplicada à análise de componentes estruturais, em especial os considerados de altíssima responsabilidade.

2.6.3.2- A Abordagem Mais Avançada do Módulo de Rasgamento, T

PARIS et alii [25] adimensionalizaram a Exp.40 dividindo-a por S_E^2/E , onde E é o módulo de Young e S_E o limite convencional de escoamento global, ambos obtidos por meio de ensaios convencionais de tração monotônica, de modo a que se definissem duas grandezas denominadas módulos de rasgamento, assumidas como independentes da temperatura no patamar superior de tenacidade Charpy: o módulo de rasgamento aplicado à estrutura trincada, T_{APL} , e o módulo de rasgamento do material que constitui a estrutura, T_{MAT} . Deste modo, o início (limiar) do processo de instabilidade dúctil da trinca (Exps. 39 e 40) pode ser matematicamente reescrito como:

$$J_{APL}(a) = J_{MAT}(a - a_0) \vee J_{MAT}(\Delta \bar{a}_p) \geq J_{IC} \ll J_{instabil} \quad (39)$$

e

$$T_{APL} = T_{MAT} \quad (41)$$

com o crescimento dúctil e estável da trinca (precedendo portanto a instabilidade dúctil) sendo garantido ou assegurado se e somente se:

$$T_{APL} < T_{MAT} \quad + \quad J_{APL} = J_{MAT} \quad (42)$$

seja a análise efetuada a J ou a (tal como originalmente necessário nos diagramas de força motriz da trinca) fixos. Este conceito foi em princípio restringido ao regime de crescimento de trinca controlado por J-Deformação (J_D). Isto limitou de início a sua aplicação a estruturas e corpos de prova cujos tamanho e geometria conduzissem a uma condição de deformação essencialmente plana, com o nível de propagação dúctil limitado pelas Exps. 13 e 14.

A técnica diagramática para a determinação das condições que estabelecem a instabilidade dúctil ilustrada na Figura 18 pode ser então simplificada pela reinterpretação do procedimento em termos de diagramas J-T (Figura 19), os quais foram originalmente concebidos a partir da observação de que o módulo de rasgamento do material, T_{MAT} , varia com o nível de propagação dúctil da trinca, $\Delta \bar{a}_p$ (em outras palavras, a partir da observação de que o ajuste linear da curva J-R, ou seja, $T_{MAT} = \text{constante}$, não corresponde ao real comportamento dos materiais metálicos estruturais²²); além disso, verificou-se que esse tipo de representação diagramática tem a grande vantagem de permitir facilmente a ilustração da curva contínua de carregamento de um componente estrutural ou corpo de prova de grande porte trincados, isto é, da curva J_{APL} da estrutura trincada sob carregamento monotonicamente crescente, de tal forma a permitir uma precisa e direta identificação do início do processo de instabilidade dúctil da mesma.

Agora, um conjunto de pontos de dados (J_{MAT} , T_{MAT}) representando a resistência do material ao trincamento é plotado com respeito a um par de eixos ortogonais entre si com J na ordenada e T na abscissa. Uma outra curva, representando o conjunto de pontos de dados (J_{APL} , T_{APL}), é também traçada, ou com o comprimento da trinca mantido constante, e a carga crescente, ou vice-versa ou ambos crescentes. As condições de início da instabilidade são então definidas (Exps. 39 e 41) pela

²² De fato, a primeira tentativa realizada no sentido de se utilizarem os conceitos T_{MAT} e T_{APL} , em diagramas de comparação direta entre os dois parâmetros, assumia que T_{MAT} fosse realmente uma constante do material (ou seja, adotava o ajuste linear da curva J-R tal como originalmente concebido por PARIS et alii [25, 26]). Assim, um gráfico de T_{MAT} versus T_{APL} era construído, onde uma linha $T_{MAT} = T_{APL}$ o dividia em duas regiões obviamente simétricas tal que o sistema (componente estrutural ou corpo de prova trincados) era considerado estável ($T_{MAT} > T_{APL}$) ou instável ($T_{MAT} < T_{APL}$) dependendo da região em que o correspondente par de dados (T_{MAT} , T_{APL}) se situava no referido diagrama. Nos cálculos de T_{APL} este era considerado como um parâmetro adimensional dependente de um fator de configuração/geometria do sistema e de um fator associado ao tipo de campo de deformação desenvolvido à ponta da trinca, embora curiosamente o próprio comprimento da trinca não tomasse parte nos procedimentos matemáticos ou analíticos.

intersecção das duas curvas. Assim, desde que os pontos (J_{APL} , T_{APL}) caíam dentro da região definida ou internalizada pela curva J_{MAT} - T_{MAT} de resistência do material (linha contínua A-B ou $T_{APL} < T_{MAT}$ - vide Exp. 42) a estrutura é prevista ser estável; se eles caem fora (linha tracejada B-C ou $T_{APL} > T_{MAT}$) a estrutura é prevista ser instável. O diagrama é atrativo em conceito, o ponto de instabilidade é bem definido e o formato diagramático conduz, por si só, a uma análise bastante sensível. Não obstante, isto não elimina a necessidade de se avaliar J_{APL} como função da carga (ou deslocamento) e do comprimento da trinca. Além disso, a avaliação de T_{APL} deve ser realizada como uma função do comprimento da trinca sobre um intervalo suficientemente grande para englobar por uma margem considerável os tamanhos de trinca de interesse; esse fato é particularmente importante no caso de geometrias estruturais e de corpos de prova (leia-se campos de tensão) onde J_{APL} é sensível a essa variável [253].

O trabalho pioneiro de PARIS & JOHNSON, objetivando a aplicação da Teoria da Instabilidade do Rasgamento Dúctil ou Elasto-Plástico (TIRD/TIREP) na avaliação da integridade estrutural de vasos de pressão de reatores nucleares, se baseia fundamentalmente na técnica analítica dos diagramas J-T, fornecendo soluções surpreendentemente simples às questões acima levantadas, e é descrito na próxima seção.

2.7- Aplicação da TIRD/TIREP ao Caso de Vasos de Pressão de Reatores de Fissão Nuclear (PWR)

2.7.1- Considerações Gerais

Serão agora desenvolvidas várias relações analíticas que visam a avaliação da segurança contra fratura dúctil instável em vasos de pressão de reatores nucleares, assim como objetivam a obtenção de parâmetros de projeto e vida-útil para a construção desses componentes estruturais. O método utilizado, desenvolvido por PARIS & JOHNSON, de cujo trabalho [1] foram extraídas grande parte das informações contidas nesta seção, é baseado no conceito da instabilidade do rasgamento dúctil, em princípio sob condições de crescimento de trinca controlado por J-Deformação (J_D). Os conceitos da Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP) são utilizados para estender ao regime plástico as já bem conhecidas expressões de análise de trincas de superfície e sub-superficiais em paredes de vasos nucleares originalmente desenvolvidas por meio da tradicional Mecânica da Fratura Elástica Linear (MFEL), a qual constitui a essência dos conceitos estabelecidos no código ASME (American Society of Mechanical Engineers) de construção de vasos de pressão (especificamente nas Seções III [63], Apêndice G, e XI [64], Apêndices A e

G). A abordagem a ser utilizada também faz uso do conceito de curva J-R de caracterização da resistência do material ao crescimento dúctil de trincas. Um diagrama de estabilidade de trincas na forma de J, a Integral-J, como função de T, o módulo de rasgamento, é utilizado para apontar os níveis seguros de pressurização interna (em termos de J_{APL}) do componente nuclear trincado, através da comparação da curva de carregamento com a curva J-R do material padronizada dentro do mesmo diagrama.

Figura 19 - Diagrama J-T [31].

Em princípio [1] as seguintes hipóteses, condições e limitações são válidas para as deduções futuras. Durante o transcorrer dessas deduções são feitas observações com base em dados da literatura, a maioria deles já referidos nos itens anteriores, que poderão tanto confirmar as assertivas aqui pré-estabelecidas, quanto servir de pretexto para estender a aplicabilidade da TIRD/TIREP além das restrições impostas nos incisos na sequência:

- 1 - a condição de deformação na zona de processos de fratura à frente da trinca é, preferencialmente, essencialmente plana;
- 2 - os campos HRR (Hutchinson/Rice/Rosengren [68, 69]) determinam e controlam o processo de propagação dúctil;
- 3 - o crescimento da trinca não anula a validade dos campos HRR de tensão e deformação;
- 4 - instabilidade frágil ou catastrófica por clivagem não intercede na curva J-R.

Os requerimentos exigidos pela norma ASTM-E1152/87 [59] de curvas J-R, quanto às dimensões mínimas permitidas para a espessura e o ligamento dos corpos de prova, bem quanto ao tunelamento máximo permitido para as frentes de propagação da trinca em fadiga e sob carregamento trativo monotônico, assim como os procedimentos sugeridos para a eliminação dos lábios de cisalhamento (por meio da introdução de entalhes laterais), parecem ser suficientes para garantirem as condições 1 e 2.

Assume-se que a condição 4 seja plenamente satisfeita para temperaturas da ordem de (e obviamente superiores a) 100°C acima daquela de transição frágil/dúctil (RT_{NDT}), numa estimativa conservativa de PARIS & JOHNSON [1] e PELLISSIER [254], ou da ordem de 33°C acima de RT_{NDT} , em estimativa mais liberal dada na seção III [63] e XI [64] do código ASME. Tais estimativas equivalem a temperaturas superiores a 120°C e 50°C , respectivamente, em se tratando de materiais nucleares estruturais não-irradiados em geral [21, 246], ou então mais elevadas que, respectivamente, 195°C e 130°C , relativamente a aços de construção nuclear (vasos de pressão especificamente) irradiados até um fluxo de neutrons rápidos ($E \geq 1\text{MeV}$) integrado no tempo (nvt) correspondente a até aproximadamente 80 anos contínuos de operação em serviço (ou aproximadamente 50 anos de modo efetivo) [7-9, 11, 12, 14-18, 22]. Nesses trabalhos é experimentalmente demonstrado que mesmo sob estas circunstâncias (nvt da ordem de $1,2 \cdot 10^{20}$ nêutrons/cm²) a energia do patamar superior de tenacidade Charpy sempre permanece, para aços A508-3A e A533B-1, algo acima

dos 100J, portanto superior ao nível mínimo exigido pela 10CFR50G (Capítulo 1), de 102J, para início de operação em serviço.

Finalmente, a condição 3 é satisfeita caso as Exps. 13 e 14 sejam obedecidas, isto é, caso o crescimento da trinca respeite limites bem definidos pela teoria de J_D .

2.7.2 - O Diagrama de Análise de Estabilidade J Versus T

2.7.2.1 - A Definição Analítica do Módulo de Rasgamento Elasto -Plástico T

A Integral-J, como força motriz de uma trinca em um componente estrutural, ou J_{APL} , tal como descrita pela Exp.7 [23], qual seja:

$$\int_{\Gamma} \left(w \, dy - \vec{t}_1 \cdot \frac{\partial \vec{u}_1}{\partial \mathbf{x}} \, d\Gamma \right) = J \quad (7)$$

possui, para os comportamentos elástico-linear, quando J iguala G, e preferencialmente elástico não-linear, como já verificado, definições alternativas, dadas por:

$$J = - \frac{dU}{da} \left[\begin{array}{l} \delta \text{ ou } P \text{ constante} \end{array} \right] \quad (8)$$

e

$$\bar{J} = - \frac{dUs}{da} \left[\begin{array}{l} \delta \text{ ou } P \text{ constante} \end{array} \right] \quad (9)$$

e, mais recentemente [73]:

$$J = - \int_0^{\delta} \frac{\partial P}{\partial a} \, d\delta = \int_0^P \frac{\partial \delta}{\partial a} \, dP \quad (43)$$

Sob um regime de crescimento lento de trinca controlado por J segundo a Teoria-Deformação da Plasticidade (campo HRR predominante), o comportamento real elasto-plástico pode ser, como já adiantado, aproximado pelo comportamento elástico não-linear originando o conceito de pseudo-disponibilidade de energia para a propagação da trinca (Exp.9); portanto, desprezando-se as convenções quanto a sinais, obtem-se, a partir dessa expressão:

$$J_{APL} \approx \frac{dUs}{B_N \, da} \quad (44)$$

onde U_s é a energia pseudo-elástica (pseudo-disponível para a propagação infinitesimal) retida no corpo trincado (desprezando-se os efeitos dissipativos) através da aplicação de carregamento externo. A igualdade apresentada na Exp.9 é agora substituída por uma quase-igualdade na Exp.44 devido ao fato de que, nesse último caso, assume-se implicitamente a ocorrência de propagação da trinca de modo dúctil.

Considerando-se agora que uma alteração infinitesimal do comprimento da trinca, da , corresponde a uma alteração também infinitesimal no deslocamento, $d\delta$, presente no terceiro termo da Exp.43, J_{APL} assume uma conotação de força generalizada, e portanto J_{MAT} (tal como expresso na curva J-R) deve ser considerado como uma resistência do material àquela força. Consequentemente, um estabelecimento do equilíbrio com respeito à extensão da trinca é dado, como já visto, pela Exp.39, qual seja:

$$J_{APL} = J_{MAT} (a - a_0) \vee J_{MAT} (\Delta \bar{a}_p) \geq J_{IC} \ll J_{instabil}. \quad (39)$$

A estabilidade do equilíbrio denotado pela Exp.39 pode ser determinada por meio do exame da segunda derivada da energia do sistema.

Usando-se a Exp.44 o critério de estabilidade pode ser escrito como:

$$\frac{d^2 U_s}{da^2} \approx \frac{dJ_{APL}}{da} \begin{matrix} < \\ > \end{matrix} \frac{dJ_{MAT}}{da} \quad (45)$$

Para levar-se em consideração o efeito da temperatura nas propriedades de tenacidade do material (na forma de curva J-R), isto é, para a obtenção de um parâmetro de tenacidade insensível às variações da temperatura no regime do patamar superior de tenacidade Charpy, definiram-se [25] os módulos de rasgamento, T , de acordo com:

$$T_{APL} = \frac{dJ_{APL}}{da} \frac{E}{SE^2} \quad (46)$$

e

$$T_{MAT} = \frac{dJ_{MAT}}{da} \frac{E}{SE^2} \quad (47)$$

onde E é o módulo de elasticidade em tração monotônica uniaxial e S_E o limite convencional de escoamento global do material (qualquer outra tensão de referência poderia ser utilizada desde que exerceria idêntica influência em ambos os módulos T do material e da estrutura trincada; a opção por S_E se deu em função de este definir o limiar do comportamento de escoamento/encruamento macroscópico - item 2.2.1 -, definido assim o limite entre o elástico-linear e o elasto-plástico global), ambos tomados à temperatura em que se realizam os ensaios de tenacidade J (ou teste ou serviço do componente estrutural).

Então, o critério de estabilidade dado pela Exp.45 pode ser reduzido a termos adimensionais:

$$\begin{array}{rcl} & < & \text{(estável)} \\ T_{APL} & = & T_{MAT} \quad \text{(indiferente)} \\ & > & \text{(instável)} \end{array} \quad (48)$$

Em adição, as seguintes inter-relações entre os parâmetros J_{MAT} , T_{MAT} , J_{APL} e T_{APL} (já definidos e conceituados), e as variáveis de carregamento da estrutura avaliada, P (carga), δ (deslocamento), a (comprimento de trinca) e do material que a constitui, $\Delta \bar{a}_p$ (propagação dúctil) são facilmente verificáveis:

$$J_{MAT} = J_{MAT}(a - a_0) = J_{MAT}(\Delta \bar{a}_p) \quad (49)$$

$$T_{MAT} = T_{MAT}(J_{MAT}) \quad (50)$$

$$J_{APL} = J_{APL}(P, a) \text{ ou } J_{APL}(\delta, a) \quad (51)$$

$$T_{APL} = T_{APL}(J_{APL}, a) \quad (52)$$

e

$$a = a_0 + \Delta \bar{a}_p, \text{ sendo } \Delta \bar{a}_p = \Delta \bar{a}_p(J_{MAT}) \quad (53)$$

Consequentemente, por meio da condição de equilíbrio dada pela Exp.39 (que estabelece que as análises em diagramas J - T devam ser realizadas a J fixo), e observando-se as inter-relações estabelecidas nas Exps.49-53, pode-se, enquanto o carregamento da estrutura trincada progride e J ($_{APL}$ e $_{MAT}$) cresce, calcular T_{APL} via Exps.51-53 e T_{MAT} via Exps.49, 50 e 53, e, por comparação entre T_{MAT} e T_{APL} de

acordo com critério de estabilidade fornecido pela Exp.48, determinar o primeiro valor de J, ou o nível de carregamento do componente estrutural, que iniciará a instabilidade dúctil do sistema.

Esta abordagem para a determinação da instabilidade dúctil de componentes trincados é explorada graficamente em diagramas J versus T.

2.7.2.2 - A Obtenção da Curva $J_{MAT} - T_{MAT}$

O módulo de rasgamento do material (T_{MAT}) é definido pela Exp.47, que ajustada para o crescimento dúctil da trinca ($\Delta \bar{a}_p$) fornece:

$$T_{MAT} = \frac{dJ_{MAT}}{d\Delta \bar{a}_p} \frac{E}{S_E^2} \quad (54)$$

Portanto, dada uma curva de resistência J-R, a inclinação $dJ_{MAT}/d\Delta \bar{a}_p$ pode ser determinada a qualquer ponto da curva, o que estabelece um ponto correspondente no diagrama J versus T (Figura 20).

Repetindo-se o procedimento para todos os valores J tem-se como resultado direto a curva J-T completa do material ($J_{MAT}-T_{MAT}$), assumida como independente da temperatura no regime do patamar superior de tenacidade. Sendo a curva de resistência J ajustada por uma lei de potência (Exp.33 ou 37), a correspondente curva $T(\Delta \bar{a}_p)$ pode ser expressa por:

$$T_{MAT} = \frac{E}{S_E^2} \cdot C_1 \cdot C_2 \cdot \Delta \bar{a}_p^{(C_2-1)} \quad (55)$$

2.7.2.2.1 - Limites de Validade Assegurada em Diagramas J-T

Em um típico ensaio J-R, o ligamento original, b_0 , é uma dimensão adequada para se determinar o parâmetro ω , tal como definido na Exp.14. Portanto, dividindo-se J_{MAT} por T_{MAT} obtém-se:

Figura 20 - Curva J-R replotada em um diagrama J-T do material ($J_{MAT}-T_{MAT}$) [1].

$$\frac{J_{MAT}}{T_{MAT}} = \frac{J \cdot S_E^2}{(dJ/d\Delta\bar{\sigma}_p) \cdot E} = \frac{S_E^2 \cdot b(o)}{E \cdot \omega} \quad (56)$$

Assim, as Exps.13 e 14, que definem o regime de crescimento de trinca controlado por J-deformação em gráficos J versus $\Delta\bar{\sigma}_p$, dão origem aos limites de validade de extensão dúctil de trincas também nos diagramas J versus T (Figura 21): o limite originado pela Exp.13 é ainda definido simplesmente por $\Delta\bar{\sigma}_p \ll b_o$, enquanto que o originado pela Exp.14 é dado por uma reta de inclinação $S_E \cdot b_o / E \cdot \omega$ passando pela origem do sistema, este representando a Exp.56.

Dependendo da abordagem empregada nas análises de estabilidade estrutural, ou mais conservativa ou mais liberal, é adotado um desses limites para fins da determinação das condições que conduzem à falha do componente trincado. Tais limites são assim utilizados como pontos de referência para procedimentos de

extrapolação linear de dados no espaço $J \times T$, como sugeridos e garantidos quanto à sua segurança por PARIS & JOHNSON [1] e adotados por WILKOWISKI et alii [95] e MARSCHALL et alii [112,113], para valores de propagação $\Delta \bar{a}_p$ aproximando a instabilidade dúctil do componente analisado, visando-se a determinação do nível de carregamento da estrutura (na forma de J_{APL}) que conduza à falha da mesma. Por outro lado, TANG et alii [20] conseguiram excelentes previsões analíticas, por meio dos diagramas J-T, com relação à instabilidade dúctil de vasos nucleares protótipos internamente pressurizados até a falha, ajustando e extrapolando dados de propagação no espaço $J \times T$ integralmente de modo não-linear (utilizando lei de potência), os quais foram obtidos via ensaios de cps de laboratório (de tamanhos entre 1,6 e 4TCT). Ambos os procedimentos de extrapolação de dados em diagramas J-T são ilustrados na Figura 22, onde é observado absoluto conservativismo da metodologia de extrapolação linear frente à não-linear. Também, seguindo-se ainda na linha das abordagens mais liberais das extrapolações não-lineares de dados J_{MAT} - T_{MAT} , WILKOWISKI et alii [95] e MARSCHALL et alii [112,113] têm proposto procedimentos hiperbólicos de ajuste e de extrapolação de dados J- T_{MAT} , tal como de fato sugere a Exp.55 (T_{MAT}) quando plotada contra a Exp.33 ou 37 (J_{MAT}). Também, não deve ser descartado o ajuste logarítmico de dados J-R (espaço $J \times \Delta \bar{a}_p$), que por sua vez conduziria a procedimentos de ajuste e extrapolação da curva J- T_{MAT} utilizando-se polinômios, exponencial e eventualmente até mesmo do tipo "spline/smooth fit".

2.7.2.3 - A Curva de Carregamento da Estrutura Trincada J_{APL} - T_{APL} Sob Condições de Controle de Carga

É agora necessária a determinação do traçado dos pontos (J_{APL} , T_{APL}) representando a curva T_{APL} (J_{APL}), enquanto o carregamento externo (mecânico e mesmo térmico), monitorados em termos de J_{APL} , cresce a partir da carga, ou J_{APL} , zero.

No momento é suficiente observar que, para as aplicações a serem aqui consideradas (trincas em paredes de vasos nucleares carregados com pressão interna monotonicamente crescente - condição de carregamento controlada por carga), as curvas T_{APL} sempre crescem monotonicamente com o aumento de J^{23} , enquanto que as curvas T_{MAT} sempre decrescem monotonicamente com a elevação de J^{24} , tal que a intersecção das duas curvas inexoravelmente determina o único ponto de início de

²³Observe na Figura 18 o formato exponencial da curva J_{APL} - a , sob controle de carga (vasos e tubulações internamente pressurizados), seja à carga constante e particularmente à carga monotonicamente crescente.

Figura 21 - Limites de validade assegurada em termos do J-Deformação original mostrados em um diagrama J-T [1] (a ordem dos limites de validade J_D não obedece regra geral).

instabilidade dúctil, isto é, nenhuma instabilidade (intersecção) anterior ou posterior pode ocorrer. Este fato está ilustrado na Figura 23.

2.7.3 - Análise de Curvas J_{APL} - T_{APL} para Trincas Sub-Superficiais em Paredes de Vasos Nucleares de Pressão

2.7.3.1 - Considerações Gerais

Na ausência de defeitos (ou na presença de defeitos suficientemente pequenos) e sob condições normais de operação, as tensões nas paredes de vasos nucleares de pressão seguramente permanecem no regime elástico linear e as condições de MFEL se

²⁴Como já citado (item 2.6.1), a totalidade das curvas J-R tem invariavelmente, a menos de ajustes equivocados realizados na Ref.117, se mostrado possuindo concavidade voltada para baixo ($0 < C_2 < 1$).

Figura 22 - Procedimentos de extrapolação linear e não-linear de dados de curvas J-R no espaço $J \times T$ [1,20,95,112,113] (carregamentos mecânicos e térmicos produzindo pontos de dados $J-T_{APL}$ no interior das curvas hachuradas limitadas por $J-T_{MAT}$, garantem a estabilidade da estrutura trincada).

aplicam. A temperaturas suficientemente elevadas para se estar bem no interior do patamar superior de tenacidade Charpy, e para os tamanhos de trinca de interesse, podem ocorrer tensões aproximando o limite de escoamento, ou ainda maiores, sob um considerável volume de material à frente de uma trinca, conduzindo a riscos reais de instabilidade dúctil em situações de transientes operacionais. Além disso, durante a avaliação experimental desse fenômeno de instabilidade em vasos protótipos ou em tamanho real ("full scale"), contendo trincas previamente introduzidas, as pressões impostas durante os ensaios de pressurização interna até a falha do componente certamente resultam em tensões próximas ou mesmo excedendo o limite de escoamento do material àquela temperatura numa vasta extensão da espessura da parede. Esse extenso e intenso escoamento pode idubitavelmente ocorrer durante a operação de plantas nucleares quando de transientes de potência conduzindo, como já detalhado no Capítulo 1, à sobrepessurização do vaso do reator nuclear PWR, quando

Figura 23 - Curva $J_{APL}-T_{APL}$ estendida à instabilidade dúctil na intersecção com $J_{MAT}-T_{MAT}$ [1].

as tensões desenvolvidas podem extrapolar em muito os limites normais de serviço.

Portanto, juntamente com os conceitos de diagramas J-T, de análise de estabilidade de trincas e de caracterização do material, é necessário desenvolverem-se expressões analíticas para J_{APL} e T_{APL} , as quais sejam precisas tanto quando aplicadas no regime da MFEL como quando estendidas ao campo da MFEP. Desta forma, os fatores de segurança ou os resultados de ensaios com vasos nucleares, ou ambos, podem ser avaliados ao menos aproximadamente.

2.7.3.2 - O Formato Elástico

No regime elástico, por meio de uma correspondência entre G linear e J não-linear, tem-se que [71]:

$$J = G = \frac{K_I^2}{E'}, \text{ onde } E' = \begin{cases} E \text{ (em tensão plana)} \\ E / (1 - \nu^2) \text{ (em deformação plana)} \end{cases} \quad (57)$$

A MFEL prevê que o valor do fator K de tensões elásticas lineares à ponta de uma trinca com profundidade $2a$ situada longitudinalmente e sub-superficialmente ("through crack") na parede de um vaso nuclear cilíndrico (mais exatamente na região denominada "belt-line") com espessura de parede t e raio médio de curvatura $\bar{R}$, interna e homogeneamente pressurizado, é dado mais precisamente para o modo I de abertura de trincas por [1]²⁵:

$$K_{Im} = S_m \sqrt{\pi \cdot a} \cdot Y(\lambda) \quad (58)$$

onde S_m é a tensão nominal²⁶ circunferencial (ou de membrana circunferencial), em uma região remota da trinca (mas ainda na região denominada "belt-line" e na altura da trinca considerada), com o fator geométrico Y ($\lambda = a / \sqrt{\bar{R} \cdot t}$) executando uma correção (acréscimo) na tensão de membrana do componente íntegro devida à introdução da trinca bem como computando os esforços de flexão devidos à curvatura da parede do vaso e presença da trinca.

Substituindo-se a Exp.58 na 57 e rearranjando-se os termos obtém-se uma formulação conveniente para J_{APL} :

$$J_{APL} = \frac{S_E^2 \cdot a}{E'} \left\{ \frac{\pi \cdot S_m^2}{S_E^2} \right\} \left[y^2 \right] \quad (59)$$

onde definem-se $\left\{ \frac{\pi \cdot S_m^2}{S_E^2} \right\} =$ termo de correção de tensão e $\left[y^2 \right] =$ termo de correção geométrica.

ambos a serem expandidos para o contexto da MFEP.

²⁵Todas as soluções K e J aqui fornecidas são para o modo I de abertura de trincas, ou seja, supõe-se a condição mais crítica de solicitação onde a tensão máxima (principal) atua ou se desenvolve perpendicularmente ao plano que define a trinca e seu caminho de propagação [254].

²⁶Deve-se observar a opção por se trabalhar com tensões e deformações nominais, convencionais ou de engenharia (tomadas em uma região afastada da trinca e com base na seção original da parede do componente nuclear) em virtude da utilização das tradicionais expressões relacionando tensão na parede e pressão interna em componentes internamente pressurizados, tais como desenvolvidas no campo da Resistência dos Materiais.

Para o exame de estabilidade de trincas em vasos sob pressão interna (P_i) ou carga (P) constante (isto é, Sm constante), a seguinte expressão é aplicável (lembrando-se que a Teoria da Instabilidade do Rasgamento Elasto-Plástico foi desenvolvida para aplicação especialmente em situações de carregamento controladas por carga):

$$\frac{dJ_{APL}}{d\alpha} = \frac{\partial J_{APL}}{\partial P_i} \left(\frac{\partial P_i}{\partial \alpha} \right) + \frac{\partial J_{APL}}{\partial \alpha} \quad (60)$$

Desde que $\partial P_i / \partial \alpha = 0$, e seguindo-se a definição do módulo de rasgamento aplicado à estrutura (Exp.46), obtém-se:

$$T_{APL} = \frac{dJ_{APL}}{d\alpha} \frac{E}{SE^2} = \frac{\partial J_{APL}}{\partial \alpha} \frac{E}{SE^2} \quad (61)$$

A substituição da Exp.59 em 61, conduz a:

$$T_{APL(\sigma_{plana})} = \left\{ \frac{\pi \cdot Sm^2}{SE^2} \right\} \left[y^2 + 2\lambda y \cdot y' \right] \quad (62)$$

e

$$T_{APL(\epsilon_{plana})} = T_{APL(\sigma_{plana})} \cdot (1-\nu^2) \quad (63)$$

que contêm o mesmo termo de correção de tensão da Exp.59 associado a um novo termo de correção geométrica.

A obtenção da relação J_{APL}/T_{APL} para a introdução no diagrama J-T é feita pela eliminação do termo de tensão. Dividindo-se então a Exp.59 pela Exp.62, chega-se a (seja para tensão ou deformação plana puras):

$$\frac{J_{APL}}{T_{APL(\sigma \text{ v } \epsilon_{plana})}} = \frac{SE^2 \cdot \alpha}{E} \left[\frac{1}{1 + 2\lambda (y' / y)} \right] \quad (64)$$

Para uma trinca de profundidade constante, a (na superfície) ou $2a$ (sub-superficial), e para um dado material, a relação entre J_{APL} e T_{APL} é uma constante de acordo com a Exp.64, que pode ser representada por uma linha reta (em princípio) passando pela origem em um diagrama J versus T, tal como mostrado na Figura 24 (a).

À medida em que o carregamento ocorre, isto é, enquanto S_m cresce, J_{APL} (Exp.59) inicia do zero (a origem do sistema na Figura 23) e vai crescendo com o quadrado da tensão desenvolvida. Se J excede o valor J_{IC} (J_{MAT}) de iniciação do rasgamento dúctil, inicia-se a propagação da trinca tal que a curva de carregamento J_{APL}/T_{APL} deve desviar-se leve e positivamente do comportamento linear²⁷. Não obstante, os níveis de propagação de trinca anteriormente ao estabelecimento da instabilidade dúctil são relativ./te muito pequenos se comparados às dimensões das paredes de vasos de reatores; assim, esse leve desvio será omitido das considerações a serem feitas no presente estudo²⁸

Ainda na Figura 24, tem-se a ilustração esquemática completa da Teoria da Instabilidade do Rasgamento Dúctil (TIRD) ou Elasto-Plástico (TIREF), aplicada ao parâmetro de tenacidade elasto-plástica Integral-J, tal como originalmente desenvolvida [1].

Permanece ainda a tarefa de mostrar como a curva $J_{APL}-T_{APL}$ de carregamento da estrutura trincada se comporta quando as tensões extrapolam os limites bem definidos da MFEL, ou seja, quando se tem a possibilidade de computar os efeitos de consumo e dissipação de energia plástica. No entanto, primeiramente serão estabelecidos os valores dos termos representado os efeitos geométricos do carregamento, isto é, os termos de correção geométrica, tal como dados nas Exps.59, 62 e 64.

2.7.3.3 - Fatores e Termos de Correção Geométrica para Trincas Sub-Supecíficas em Paredes de Vasos Cilíndricos de Pressão

O fator de correção geométrica para trincas sub-superficiais posicionadas longitudinal ou axialmente em paredes de vasos cilíndricos de pressão pode ser

²⁷ A comprovação da positividade do desvio da relação J-T_{APL} devida a incrementos na propagação dúctil da trinca ($\Delta \bar{a}_p$) é feita diretamente por meio da observação do comportamento exponencial das curvas $J_{APL}-a$ à carga constante, e particularmente à carga monotonicamente crescente, tal como verificado na Fig.18.

²⁸ Mesmo que esse desvio fosse considerável, seus efeitos poderiam ser facilmente incorporados à análise como uma perturbação [1]. De qualquer modo, pode ser analiticamente provado que o deslocamento do ponto de instabilidade (valor $J_{APL}=J_{MAT}$ obtido na intersecção entre as curvas J-T_{APL} e J-T_{MAT} no diagrama J versus T) para valores mais elevados devido ao cômputo da propagação dúctil, é compensado por idêntico deslocamento durante as etapas finais de obtenção gráfica das soluções quanto ao nível de carga (pressão interna do vaso) que conduzem à instabilidade elasto-plástica do componente trincado.

Figura 24 - Uma típica curva (quase-linear) J_{APL} versus T_{APL} (a) e a ilustração esquemática da Teoria da Instabilidade do Rasgamento Dúctil ou Elasto-Plástico (b) [1].

empiricamente expresso, no intervalo de comprimentos de trinca de interesse, pelas seguintes aproximações dentro de um erro de aproximadamente 1 por cento [256-258].

$$\begin{aligned} Y &= (1 + 1,25 \lambda^2)^{1/2} && \text{para } 0 \leq \lambda \leq 1 \\ &= (0,6 + 0,9\lambda) && \text{para } 1 \leq \lambda \leq 5 \end{aligned} \quad (65)$$

onde, como já definido:

$$\lambda = \frac{a}{\sqrt{\bar{R} \cdot t}} \quad (66)$$

Embora expressões similares possam ser obtidas para trincas internas posicionadas circunferencialmente em paredes de vasos de reatores [258], estas últimas são de muito menor interesse prático que as trincas longitudinais. Isso decorre do fato de que as tensões longitudinais são menores que as circunferenciais ("hoop stresses") por um fator de 2 [259,260] e, conseqüentemente, os trincamentos longitudinais ou axiais são grandemente favorecidos, sendo portando muito mais prováveis e críticos. Também, deve ser observado o fato de que o pico de máximo das tensões circunferenciais ocorre exatamente na "belt-line" (região da seção cilíndrica do vaso do reator PWR que coincide com o local de montagem do combustível nuclear [10], ou seja, é a posição de máxima exposição ao fluxo de nêutrons rápidos no componente estrutural em questão) uma vez que a restrição exercida pelas tampas hemisféricas inferior (comumente soldada à seção cilíndrica do vaso) e superior (geralmente flangeada [40]) decai à medida em que se desloca das extremidades para a porção central do vaso [260].

Utilizando-se então expressões tais como a 65, ou curvas fornecidas pela Ref.258, os termos correspondentes as correções geométricas nas Exps.59 (J_{APL}), 62 ou 63 (T_{APL}) e 64 (J_{APL}/T_{APL}) foram computados para valores relativamente pequenos de λ ($\lambda \leq 1$) e são dados graficamente na Figura 25.

Para as análises e discussão subsequentes é interessante notar que o termo de correção geométrica associado à Exp.64 (curva tracejada relativa à reta de carregamento do componente estrutural trincado, J_{APL}/T_{APL}, na Figura 25) corresponde a um valor muitíssimo próximo de 1 para os valores λ de interesse neste estudo ($\lambda < 0,1$). De fato, desde que para a maioria dos vasos nucleares a relação $\bar{R}/t$ é

aproximadamente igual 10, e que a hipótese usual de vazamento anterior à ruptura ("leak-before-break") corresponde a $2a = t$ para trincas sub-superficiais, λ aproxima 0,158 (valor que é o dobro do máximo de interesse no presente trabalho) e, como consequência, o termo de correção geométrica vale mesmo assim $\approx 0,94$, o que é muito próximo à unidade na Exp.64.

2.7.3.4 - Correção das Condições da MFEL via Zona Plasticamente Deformada

Assim como as primeira tentativas para estender os princípios da MFEL ao regime elasto-plástico, o processo de correção do comprimento da trinca por meio do cômputo da zona plasticamente deformada à sua frente (correção de IRWIN [67]) será aqui utilizado. O resultado da tal correção é um tamanho efetivo de trinca, a_{efet} , qual seja:

$$a_{\text{efet}} = a + r_y \quad (67)$$

onde r_y define o raio ou diâmetro do volume plasticamente deformado à ponta da trinca, sendo dadas por:

$$r_y = \frac{1}{\beta \cdot \pi} \left(\frac{K_I}{S_E} \right)^2 = \frac{J \cdot E'}{\beta \cdot \pi \cdot S_E^2} \quad (68)$$

onde $\beta = \begin{cases} 2 & \text{(para tensão plana)} \\ 6 & \text{(para deformação plana)} \end{cases}$

e S_E é obtido em tensão plana nos ensaios convencionais de tração monotônica (seções circulares máximas de 12,5mm de diâmetro em cps padronizados sem entalhes) [261-265].

Assumindo-se que o uso do parâmetro corrigido, a_{efet} , deva ser restringido a níveis relativamente baixos de tensão nominal, como por exemplo $S_m/S_E < 2/3$, tal que $r_y \ll a$, então o seu efeito no valor do termo de correção geométrica [Y^2], e outros, é pequeno e pode ser desprezado. Corrigindo-se então somente a "aparência explícita" de a na Exp.59 e rearranjando os termos, resulta em:

$$J_{\text{APL}} = \frac{S_E^2 \cdot a}{E'} \left\{ \frac{\pi (S_m/S_E)^2}{1 - (Y^2/\beta) \cdot (S_m/S_E)^2} \right\} \left[Y^2 \right] \quad (69)$$

Para simplificar o termo de correção de tensão na Exp.69, toma-se $Y^2 = 1$ (porém utilizando-se os valores reais a partir da curva dada na Figura 25 para o termo de correção geométrica $[Y^2]$), $\beta = 2$ (tensão plana para ser conservativo) e $\beta = 6$ (deformação plana para ser liberal) obtendo-se a força motriz da trinca na estrutura, assumindo-se respectivamente maior e menor plasticidades:

$$J_{APL} = \frac{SE^2 \cdot a}{E} \left\{ \frac{\pi (Sm/SE)^2}{1 - 1/2 \cdot (Sm/SE)^2} \right\} \left[y^2 \right] \quad (70)$$

$$J_{APL} = \frac{SE^2 \cdot a \cdot (1 - \nu^2)}{E} \left\{ \frac{\pi (Sm/SE)^2}{1 - 1/6 \cdot (Sm/SE)^2} \right\} \left[y^2 \right] \quad (71)$$

Na Figura 26 estão plotadas por sua vez as curvas correspondentes ao termo de correção de tensão para ambos os casos de tensão e de deformação planas, como função do nível de tensão relativa desenvolvida no componente sob análise.

Finalmente, nota-se que as hipóteses simplificadoras que conduziram às Exps.70 e 71, não somente produzem uma boa aproximação de J_{APL} dentro dos limites especificados de tensão e deformação planas, mas, mais importante do que isso, resultaram num formato especialmente conveniente. Nas referidas expressões tem-se a correção para os efeitos geométricos e de tensão, em J_{APL} , completamente separados entre si, em dois termos independentes. Devido a essa separação de termos e seguindo-se a análise representada pela sequência das Exps.59-64 obtem-se:

$$T_{APL}(\sigma_{plana}) = \left\{ \frac{\pi (Sm/SE)^2}{1 - 1/2 \cdot (Sm/SE)^2} \right\} \left[y^2 + 2 \lambda \cdot y \cdot y' \right] \quad (72)$$

$$T_{APL}(\epsilon_{plana}) = (1 - \nu^2) \cdot \left\{ \frac{\pi (Sm/SE)^2}{1 - 1/6 \cdot (Sm/SE)^2} \right\} \left[y^2 + 2 \lambda \cdot y \cdot y' \right] \quad (73)$$

$$\frac{J_{APL}}{T_{APL}(\sigma \text{ v } \epsilon_{planas})} = \frac{SE^2 \cdot a}{E} \left[\frac{1}{1 + 2 \lambda (y'/y)} \right] \quad (74)$$

Figura 25 - Termos de correção geométrica para trincas longitudinais situadas sub-superficialmente em paredes de vasos cilíndricos.

Note-se que o resultado final, Exp.74, é idêntico à Exp. 64, o que implica que num diagrama J versus T (Figura 24) o mesmo traçado $J_{APL}-T_{APL}$, ou curva de carregamento do componente estrutural trincado, é seguido independentemente de a correção para a zona plástica ser feita ou não. Como uma consequência, como já deduzido anteriormente à correção pela zona plasticamente deformada, a curva de carregamento é uma linha reta passando pela origem do diagrama J versus T, sendo sua inclinação (absolutamente independente do modelo de correção de tensão empregado) dada por:

$$\text{INCLINAÇÃO} = \frac{J_{APL}}{T_{APL}} = \frac{SE^2 \cdot a}{E} [\rightarrow 1] \approx \frac{SE^2 \cdot a}{E} \quad (75)$$

Figura 26 - Termos de correção de tensão para elasticidade corrigida pela zona plasticamente deformada sob condições de tensão e de deformação planas [1] (aplicáveis a J_{APL} , T_{APL} e J_{APL}/T_{APL} somente para $S_m/S_E < 0,67$).

produzindo, na inteseccção com a curva $J-T_{MAT}$ ($J-R$ no espaço $J-T$), o valor J de instabilidade dúctil ($J_{instab. \text{ dúctil}}$ ou $J_{instabil.}$) que por sua vez é diretamente convertido na pressão de operação do componente no evento de sua falha.

2.7.3.5 - Termos de Correção de Tensão para Condições de Carregamento Aproximando o Escoamento Generalizado

2.7.3.5.1 - Considerações Gerais

A avaliação da integridade estrutural de vasos de reatores nucleares em condições normais de operação, ou mesmo em situações envolvendo leves transientes operacionais, raramente admite níveis de tensão nominal acima de $2/3$ do limite de escoamento do material. No entanto para fins de comparação dos resultados teórico (analíticos) obtidos por exemplo segundo a TIRD/TIREP com aqueles gerados em ensaios realizados com vasos protótipos pré-trincados pressurizados até a instabilidade dúctil da trinca, a extrapolação dos métodos analíticos desenvolvidos anteriormente, no intuito de se obterem aproximações adequadas, é absolutamente relevante. Também, eventos incomuns, porém previstos no Código ASME de construção de vasos PWR, envolvendo a sobrepressurização de vasos nucleares (Capítulo 1), só podem ser realisticamente avaliados por intermédio da presente metodologia da MFEP.

Deve-se observar que quando $\lambda \ll 1$ (o que inclui as trincas sub-superficiais consideradas no presente estudo, $2a < t/2$) os efeitos da correção geométrica tornam-se bastante reduzidos; sob essas condições, a independência entre os termos corretivos de tensão de geometria, tal como nas Exps.70 e 71, continua muito atrativa. Para as funções de correção de tensão derivadas a seguir, deve-se observar-se a sua aplicabilidade estritamente para tais baixos valores de λ .

A extrapolação dos termos de correção de tensão para níveis de tensão superiores a $2 S_E/3$ requer por sua vez o cômputo dos efeitos de encruamento do material.

2.7.3.5.2 - Termos de Correção de Tensão para Encruamento Seguindo a Lei de Ramberg-Osgood

A representação de uma curva de tensão-deformação (reais ou nominais, tal como aqui utilizada) de uma liga metálica estrutural com baixa capacidade de encruamento (tal como é o caso específico dos aços ferríticos de grau nuclear A508-3A e A533B-1 no regime do patamar superior de tenacidade [266]), desde o regime elástico até as proximidades da carga máxima (elasto-plástico), é melhor descrita pela expressão de Ramberg-Osgood:

$$\frac{\epsilon_m}{\epsilon_E} = \frac{S_m}{S_E} + \alpha \left(\frac{S_m}{S_E} \right)^n \quad (76)$$

onde ϵ_E , a deformação total nominal no limite de escoamento global, é bem aproximada por S_E/E , ϵ_m sendo a deformação nominal de membrana circunferencial e α e n sendo obtidos via diagramas de $\ln S_m \times \ln \epsilon_{m_{plást}}$ por ajuste linear de dados [267].

A partir de soluções numéricas para placas contendo trinca central solicitada em abertura de modo I sob tração pura (CC [T] ou CCP, geometria que melhor simula o esforço a que é submetida uma trinca em componentes estruturais do tipo vaso de pressão [114]) sob condições de ambas tensão e deformação planas, obtidas por HUTCHINSON et alii²⁹, compiladas e aplicadas no desenvolvimento de parâmetros de instabilidade do rasgamento elasto-plástico por ZAHOOOR [268] e tabuladas por TADA & PARIS [269], e comparando os respectivos resultados a um formato do tipo :

$$J_{APL} = \frac{S_E^2 \cdot \alpha}{E'} \left\{ \quad \right\} \left[\frac{y^2}{\quad} \right] \quad (77)$$

chega-se a que o termo de correção de tensão pode ser escrito como:

$$\left\{ \quad \right\} = \left\{ \psi^* \left(\frac{S_m}{S_E} \right)^2 + \alpha \cdot G^* \left(\frac{S_m}{S_E} \right)^{n+1} \right\} \quad (78)$$

onde os parâmetros ψ^* e G^* variam de modo complexo com α e n , podendo ser determinados a partir de análises realizadas nas Refs. 268 e 269 para ambas as condições de deformação e tensão planas. Assim, para níveis de tensão nominal de membrana circunferencial numa região remota da trinca (mais ainda na belt-line e na altura da trinca considerada) tal que $S_m > 2S_E/3$, aplica-se a solução de encruamento acima proposta.

2.7.3.5.3 - Abordagens Alternativas à Lei de Ramberg-Osgood

O termo de correção de tensão segundo a lei de escoamento/encruamento de Ramberg-Osgood (Exp.78) tem aplicabilidade irrestrita para níveis de tensão nominal excedendo 2/3 do limite de escoamento global do material (sendo limitada obviamente

²⁹HUTCHINSON, J. W., NEEDLEMAN, A., and SHIH, C. F., Fracture Mechanics, N. Perrone et alii, Eds., University Press of Virginia, Charlottesville, Va., 1978; citado em [1] às páginas 25 e 26.

pela carga máxima). Por outro lado, esse intervalo de validade de Ram-Good pode ser alternativamente subdividido em dois regimes complementares, respectivamente utilizando-se as soluções numéricas obtidas segundo o modelo de Dugdale para o escoamento em chapas finas ("Dugdale Strip Yield model" [250]) aplicado a cps do tipo CC[T] ou CCP, que assume um comportamento elástico-perfeitamente plástico (não-encruável), e aquelas obtidas segundo o modelo de encruamento descrito por uma lei simples de potência (tal como definida na Exp.3), também aplicado à idêntica geometria de carregamento. Assim, para o intervalo de tensões nominais $2S_E/3 \leq S_m < S_E$, a comparação das soluções de Dugdale para tensão e deformação planas, com um formato descrito pela Exp.77, produz o seguinte termo de correção de tensão:

$$\left\{ \right\} = \left\{ \left(\frac{8}{\pi \cdot \gamma} \right) \ln \sec \left(\frac{\pi}{2} \frac{S_m}{S_E} \right) \right\} \quad (79)$$

onde $0,7$ (deformação plana pura) $\leq \gamma \leq 1$ (tensão plana pura), enquanto que para $S_m \geq S_E$ as soluções obtidas por HUTCHINSON et alii²⁹, tal como compiladas e tabuladas por outros [268,269], produzem:

$$\left\{ \right\} = \left\{ \bar{\alpha} \cdot f^* \left(\frac{S_m}{S_E} \right)^{\bar{n}+1} \right\} \quad (80)$$

onde f^* depende da condição de tensão, ou deformação, assumida na análise.

2.7.4 - Análise de Trincas de Superfície

2.7.4.1 - Considerações Gerais

O fator K de intensidade de tensões elásticas lineares à ponta de uma trinca³⁰ com profundidade a e comprimento l , situada axial ou longitudinalmente (quanto à sua orientação) na superfície externa³¹ de um vaso cilíndrico com espessura de parede t , interna e homogeneamente pressurizado, é expresso para o modo I de abertura [1] por:

³⁰ O máximo valor de K (e de J como consequência) em trincas semi-elípticas situadas na superfície da parede de componentes internamente pressurizados (tal como consideradas no presente estudo, e observadas se desenvolverem prontamente sob fadiga de alto e baixo ciclos nessas configurações de carregamento [254]) ocorre no ponto de máxima penetração, enquanto que em trincas semi-circulares o pico de K (e de J) é atingido na intersecção entre a frente da trinca e a superfície do componente cilíndrico considerado [270].

$$K_{Im} = \frac{Sm \sqrt{\pi \cdot a}}{\phi_0(a/l)} f(a/l) \cdot g(a/t) \quad (81)$$

onde $f(a/l)$ e $g(a/t)$ são fatores de correção geométrica ou de formato da trinca, respectivamente da superfície de frente ("front surface") e da superfície posterior ("back surface") da mesma, e onde ϕ_0 é o fator de forma elíptica, obtido por meio de uma integral completa elíptica de segunda classe [273]:

$$\phi_0(a/l) = \int_0^{\pi/2} \left[1 - \frac{l^2 - a^2}{l^2} \sin^2 \theta \right]^{1/2} d\theta \quad (82)$$

que pode ser aproximada por uma série do tipo:

$$\frac{\pi}{2} \left\{ 1 - \left(\frac{1}{2} \right)^2 \frac{l^2 - a^2}{l^2} - \left(\frac{1.3}{2.4} \right) \left(\frac{l^2 - a^2}{l^2} \right)^2 / 3 - \left(\frac{1.3.5}{2.4.6} \right) \left(\frac{l^2 - a^2}{l^2} \right)^4 / 5 \dots \right\} \quad (83)$$

Pela combinação de $\phi_0(a/l)$ e $f(a/l)$ define-se uma terceira função dada por:

$$F(a/l) = \left(\frac{f(a/l)}{\phi_0(a/l)} \right)^2 \quad (84)$$

2.7.4.2 - O Formato Elástico

Reescrevendo J_{APL} , agora para trincas de superfície, obtem-se³²:

$$J_{APL} = G = \frac{K_{Im}^2}{E'} = \frac{SE^2 \cdot a}{E'} \left\{ \frac{\pi \cdot Sm^2}{SE^2} \right\} F(a/l) \cdot G(a/t) \quad (85)$$

³¹ A consideração de trincas na superfície interna da parede de componentes internamente pressurizados exige o cômputo do efeito adicional da força exercida sobre as faces da trinca, o que introduz grande complexidade às análises de instabilidade [9,270-272], sendo que tais situações não serão avaliadas no presente estudo.

onde, para uso subsequente:

$$G(a/t) = [g(a/t)]^2 \text{ e } G'(a/t) = \frac{dG}{d(a/t)} \quad (86)$$

A diferenciação sob tensão nominal, Sm , ou pressão interna, Pi , constantes produz T_{APL} , dado respectivamente para tensão e deformação planas por:

$$T_{APL}(\sigma_{plana}) = \left\{ \right\} F(a/l) \cdot [G(a/t) + (a/t) \cdot G'(a/t)] \quad (87)$$

$$T_{APL}(\epsilon_{plana}) = (1-\nu^2) \cdot T_{APL}(\sigma_{plana}) \quad (88)$$

onde as derivadas de $F(a/l)$ são desprezadas desde que [1] é assumido que a variação negativa desta função com o incremento de a é compensada por igual variação positiva em F devida ao aumento de l (sendo que na propagação da trinca é absolutamente aceitável admitir-se que incrementos em a nem sempre são acompanhados por iguais, mas sempre menores, incrementos em l , o que denota certo grau de conservativismo à hipótese anteriormente adotada). Seguindo um procedimento idêntico ao realizado para trincas sub-superficiais, obtém-se pelas respectivas divisões da Exp.85 pelas Exps.87 e 88:

$$\frac{J_{APL}}{T_{APL}} = \frac{SE^2 \cdot a}{E} \left[\frac{1}{1 + a/t \cdot G'/G} \right] \quad (89)$$

ou seja, o mesmo resultado para a curva de carregamento J_{APL}/T_{APL} independentemente do estado de tensão considerado.

³²O produto $F(a/l) \cdot G(a/t)$ iguala a relação Mm^2/Q , tal como fornecida pelas análises da Ref.64, onde $Mm = Mm(a/t, a/l)$ e $Q = Q(a/l, Sm)$ são funções de correção geométrica ou de formato da trinca para a tensão de membrana definidas e plotadas nos itens 2.8.2 e 2.8.3. Nas análises da MFEP o fator Q é obtido para a curva $Sm/SE = 1$, a qual computa efeitos para a correção da zona plasticamente deformada.

Nota-se que a forma desse resultado é idêntica àquela para trincas sub-superficiais. Mais do que isso, tomando agora $G(a/t)$ como um fator de correção do tipo secante³³, qual seja:

$$G(a/t) = \sec \frac{\pi \cdot a}{2 \cdot t} \quad (90)$$

o termo de correção geométrica na Exp.89 se torna:

$$\left[\right] = \left[\frac{1}{1 + \frac{\pi \cdot a}{2 \cdot t} \tan \frac{\pi \cdot a}{2 \cdot t}} \right] \quad (91)$$

Esse termo assume valores no intervalo de $\approx 0,65$ a 1, para variações do parâmetro a/t de 0 a $\approx 0,45$, ou seja, assim como na Exp.74 o termo geométrico é menor que a unidade, mas muito próximo dela para os comprimentos de trinca de interesse neste estudo. Este resultado independe de ajustes para o termo de correção de tensão, bem como da razão de aspecto a/l que define o formato da trinca, já que as derivadas de $F(a/l)$ foram excluídas das Exps.87 e 88. Esta análise é válida na ausência de extenso/intenso escoamento/encruamento do ligamento $t - a$, o que é certamente aceitável se [1]:

$$S_m / S_E < (1 - a/t) \quad (92)$$

onde, pelas mesmas razões (escoamento limitado, aproximando um comportamento elástico do ligamento remanescente na parede do vaso), a/t deve assumir um valor máximo de 0,5, de modo a não coexistirem altas tensões nominais e trincas profundas.

2.7.4.3 - Trincas de Superfície Associadas a Ligamentos Intensamente Escoados - Termos de Correção Geométrica

Nos casos em que a relação a/t é superior a 0,5, e/ou onde:

³³TADA, H., PARIS, P. C., and IRWIN, G. R., The Stress Analysis of Cracks Handbook, Del Research Corporation, St. Louis, Mo., 1973; citado em [1] à página 29.

$$(1 - a/t) < S_m/S_E < 1 \quad (93)$$

o ligamento correspondente certamente [1] estará intensamente (globalmente) escoado, enquanto que as regiões íntegras do vaso estarão ainda no regime elástico.

Seguindo a análise efetuada por PARIS et alli [25], com respeito a um ligamento escoado associado a uma trinca de superfície, obtem-se uma solução como função do deslocamento de abertura na posição central da boca da trinca, δ^* ou simplesmente δ , qual seja:

$$\delta = m \frac{J}{S_E} = \frac{4 l}{E'} (S_m - S_E (1 - a/t)) \quad (94)$$

que, resolvida para J_{APL} , produz [1], agora para uma trinca axial ou longitudinal de superfície em um vaso cilíndrico de pressão:

$$J_{APL} = \frac{S_E^2 \cdot a}{E'} \left(\frac{4 l}{m \cdot a} \right) \left(\frac{S_m}{S_E} - 1 + a/t \right) \quad (95)$$

onde m ajusta o estado de tensões ou deformações na ponta da trinca.

Os efeitos geométricos e de tensão estão nesse caso necessariamente misturados. Porém o parâmetro T_{APL} pode ser computado por meio da diferenciação da Exp.95 com relação ao comprimento da trinca a uma tensão nominal circunferencial na parede (ou pressão interna de operação do componente) constante; assim, identicamente ao resultado fornecido na Ref.25 a menos da constante m :

$$T_{APL}(\sigma_{plana}) = \frac{4 l}{m \cdot t} \quad (96)$$

$$T_{APL}(\epsilon_{plana}) = (1 - \nu^2) \cdot \frac{4 l}{m \cdot t} \quad (97)$$

Obtendo-se agora a expressão relativa à curva de carregamento para ambas tensão e deformação planas:

$$\frac{J_{APL}}{T_{APL}(\sigma \text{ v } \epsilon_{planas})} = \frac{SE^2 \cdot a}{E} \left[(t/a) \left(\frac{Sm}{SE} - 1 + a/t \right) \right] \quad (98)$$

Sob as condições anteriormente estabelecidas na Exp.93 o parêntesis da Exp.98 é positivo porém menor que a/t . Portanto, o termo misto de correção geométrica e de tensão na referida expressão é menor que, mas muito próximo de 1.

Deste modo, uma comparação das formas das Exps.75 e 98 mostra a absoluta equivalência entre as mesmas, tal que a Exp.75 denota definitivamente a linha-reta (no espaço $J \times T$) de carregamento mecânico (e térmico) do componente estrutural em questão, seja para trincas de superfície ou sub-superficiais, seja para plasticidades em pequena ou larga escalas.

Na Figura 27 o termo de correção geométrica via análise elástica (Exp.91) é plotado como função da profundidade relativa da trinca (a/t), enquanto que o termo misto de correção geométrica e de tensão via análise elasto-plástica (Exp.98) é plotado como função tanto da tensão relativa (Sm/SE), quanto de a/t .

2.7.4.4 - Termos de Correção Pura de Tensão para Trincas de Superfície

Assim como anteriormente efetuado para trincas sub-superficiais, corrige-se agora, por meio do cômputo da zona plasticamente deformada (ZPD, Exp.68), somente a "aparência explícita" de a na Exp.85, já que o efeito da correção de $F(a/l)$ é compensado por efeito inverso em $G(a/t)$ [1], e obtem-se a força motriz nominal da trinca na superfície externa da parede do vaso de pressão para ambas condições de tensão e deformação planas:

$$J_{APL}(\sigma_{plana}) = \frac{SE^2 \cdot a}{E} \left\{ \frac{\pi (Sm/SE)^2}{1 - 1/2 \cdot (Sm/SE)^2} \right\} F(a/l) \cdot G(a/t) \quad (99)$$

$$J_{APL}(\epsilon_{plana}) = \frac{SE^2 \cdot a \cdot (1-\nu^2)}{E} \left\{ \frac{\pi (Sm/SE)^2}{1 - 1/6 \cdot (Sm/SE)^2} \right\} F(a/l) \cdot G(a/t) \quad (100)$$

Figura 27 - Termos de correção geométrica e misto de tensão e geometria para trincas de superfície, respectivamente com ligamentos elástico e elasto-plástico [1].

Os coeficientes $1/2$ e $1/6$ nos termos de correção de tensão devem ser corrigidos para os efeitos de geometria; porém, no restrito intervalo de tensões de aplicabilidade das Exps.99 e 100, qual seja, $S_m < 2S_E/3$, e para valores $a/t \leq 1/2$, essa correção é pequena e aplica-se a um termo de pequena influência em J_{APL} [1]. Essa correção pode portanto ser desprezada, especialmente porque é de grande conveniência se evitar a mistura entre fatores de correção de tensão e de geometria.

Por fim, assim como verificado para trincas sub-superficiais, há necessidade da consideração dos efeitos de escoamento/encruamento quando se opera em níveis de tensão nominal mais elevados ($S_m \geq 2S_E/3$). A Exp.78 constitui uma excelente solução para o termo de correção de tensão para $a/t \leq 0,5$, $a/l \ll 1$ e para níveis de tensão nominal remota da trinca igual e maiores que $0,67S_E$. Também, as soluções alternativas descritas no item 2.7.3.5.3 podem ser aqui utilizadas como uma abordagem substitutiva.

2.7.5 - Aplicação do Diagrama J-T às Condições de Operação e aos Materiais para Construção de Vasos de Pressão de Reatores `a Fissão Nuclear - PWR

2.7.5.1 - Considerações Gerais

Das análises realizadas até o momento, duas são as principais conclusões: a instabilidade de uma trinca em um componente estrutural metálico se verifica quando a curva de carregamento J-T_{APL} intercepta a curva característica J-T_{MAT}; a curva J-T aplicada à estrutura (J-T_{APL}) é uma linha quase-reta passando pela origem do sistema J versus T, e com uma inclinação próxima de 1, isto é:

$$\frac{J_{APL}}{T_{APL}} \approx \frac{SE^2 \cdot \alpha}{E} \quad (75)$$

Por outro lado, o conjunto de pontos de dados J-T_{MAT} (curva J-R no espaço J x T) seguramente obtidos num regime de crescimento dúctil controlado por J-Deformação é (observando-se a condição de equilíbrio dada pela Exp.39) limitado pela Exp.56³⁴, tal como ilustrado na Fig.21:

$$\frac{J_{MAT}}{T_{MAT}} = \frac{SE^2 \cdot b(o)}{E \cdot \omega} \quad (56)$$

onde, para corpos de provas do tipo CT[S], $\omega \geq 5 \gg 1$.

Basicamente, a margem de segurança contra a instabilidade dúctil, associada à abordagem do módulo de rasgamento, T, ou seja, o grau de certeza na validade e precisão do procedimento até aqui desenvolvido com base na TIRD/TIREP associada aos diagramas J-T para a avaliação da integridade estrutural no patamar superior de tenacidade, é dada então pela relação entre as Exps.75 (que, na intersecção com a curva J-T_{MAT}, denota a capacidade real da estrutura trincada, em termos de J, suportar

³⁴O outro limite para o regime de crescimento dúctil de trincas controlado por J-Deformação, qual seja, o que estabelece que $\Delta \bar{a}_{pM\acute{A}X}$ oscile entre 6 e 10% de b_o (Figura 21) não deve ser (tal como empiricamente observado) significativamente diferente daquele definido pela Exp.56.

de modo estável os esforços mecânicos e térmicos a ela aplicados) e 56 (tal como obtida a partir de ensaios com cps em nível de laboratório), donde resulta:

$$\text{ou} \quad \frac{\text{MARGEM DE SEGURANÇA}}{\text{ou}} = \frac{T_{\text{MAT}}}{T_{\text{APL}}} \approx \frac{a \cdot \omega}{b(o)} > > 1 \quad (101)$$

$$T_{\text{MAT}} \gg T_{\text{APL}} \quad (102)$$

para a (profundidade da trinca avaliada na estrutura) $\gg b_0$ (ligamento original do cp) até $a = b_0$, sendo que, à medida em que b_0 (proporcional à dimensão do cp como um todo) vai superando a , mais e mais a Exp.56 aproxima a 75, de tal modo que (caso possível) atingido $b_0 = \omega \cdot a$, os corpos de prova por si só modelariam o comportamento global da estrutura e suas soluções corresponderiam (em princípio, visto que é determinante a verificação da compatibilidade entre as dimensões do corpo de prova e do componente) às condições reais em que se verificam o colapso (localizado) da estrutura avaliada. Assim, fixado $\omega = 5$ (tal como originalmente definido para cps CT[S] segundo a teoria J_D - item 2.3.2) por exemplo, uma vez alcançado um valor $b_0 = 5a$ e com as dimensões do componente estrutural e do corpo de prova sendo compatíveis (ou seja, com o desempenho do corpo de prova sendo verdadeiramente representativo do comportamento estrutural), obter-se-ia $T_{\text{MAT}} = T_{\text{APL}}$ exatamente no limite de validade J_D (critério ω_{min}) e poder-se-ia calcular precisamente o valor J de instabilidade estrutural àquela profundidade a de trinca no componente. Por outro lado, enquanto permanecesse $b_0 < 5a$, haveria sempre a necessidade de procedimentos de extrapolação dos dados experimentalmente obtidos, dentro do limite de validade J_D , para maiores níveis de crescimento de trinca até que o ponto de instabilidade (intersecção entre curvas J - T_{APL} e J - T_{MAT}) fosse atingido. Inversamente, a possibilidade de se construir cps tal que $b_0 > 5a$ (ainda mantendo-se a representatividade do cp com relação à estrutura avaliada) sempre indicaria uma margem de segurança (com relação a dados obtidos experimentalmente com cps cujo $b_0 = 5a$, em decorrência do fato de corpos de prova mais robustos invariavelmente produzirem curvas J - R mais liberais - item 2.6.1) quanto à capacidade do componente estrutural suportar esforços além daqueles mensurados em laboratório (em princípio com dimensões b_0 próximas de $5a$).

Figura 28 - Ilustração da margem de segurança contra instabilidade dúctil no espaço J x T [1] (a Exp.75 representa a curva real de carregamento da estrutura trincada e a Exp.56 representa a capacidade do corpo de prova em gerar dados de curva J-R válidos segundo a teoria de J-Deformação).

Essas postulações indicam [1] que um outro limite de validade J_D (além daquele fornecido pela Exp.56)³⁴, é também passível de ser utilizado como ponto de referência para procedimentos de extrapolação linear de dados no espaço J-T, até a instabilidade (quando $b_0 < 5a$), sendo estabelecido por:

$$J / T_{MAT} \equiv \frac{S_E^2 \cdot a}{E \cdot \omega} \quad (103)$$

que deve fornecer boas aproximações para o comportamento estrutural/material quando $a > b_0$. Por fim, deve-se observar que a validade dos procedimentos de extrapolação (linear e não-linear) de dados J-T_{MAT}, para limites além dos definidos pela teoria J_D, até a instabilidade dúctil, está implicitamente vinculada à margem de segurança estabelecida na Exp.101. Na Figura 28 são esquematizados os raciocínios acima desenvolvidos.

2.7.5.2 - O Valor J₅₀ de Projeto e Vida-Útil de Vasos de Pressão e Algumas Considerações Quanto aos Danos por Irradiação em Materiais Metálicos para Construção de Vasos de Reatores PWR

2.7.5.2.1 - Considerações Gerais

PARIS & JOHNSON [1], utilizando-se da Teoria da Instabilidade do Rasgamento Elasto-Plástico então recentemente desenvolvida, dedicaram-se à elaboração de um critério para a definição de um valor J limite de segurança para fins de avaliação dos efeitos deletérios da irradiação nuclear nas propriedades de tenacidade dos materiais metálicos estruturais (Figuras 29 e 30) e, conseqüentemente, nas condições de operação dos vasos de reatores e na vida-útil de plantas nucleares. Tal nível J, função inversa dos danos por irradiação, pode, por meio das expressões analíticas anteriormente desenvolvidas, ser diretamente relacionado à uma pressão muito próxima àquela esperada para a falha dúctil do componente nuclear na condição de serviço (irradiado e termicamente envelhecido), e como consequência obter-se a margem de segurança com relação à pressão nominal de operação do mesmo, tendo-se como base as dimensões, posicionamento, orientação e formato dos defeitos tipo-trincas possivelmente encontrados na parede de vasos de reatores durante programas regulares de inspeção. Inversamente, esse valor J de segurança pode ser utilizados durante a fase de projeto auxiliando na tarefa do dimensionamento do componente estrutural (especificamente com relação às suas variáveis $\bar{R}$ e t), também tomando-se como referência alguns valores específicos de profundidade e comprimento de trincas na parede do componente (por exemplo, a mínima trinca perfeitamente detectável e caracterizável por ensaios não-destrutivos em programas periódicos de inspeção - na Espanha por exemplo tais programas são realizados a cada intervalo de 2 anos, sendo sem dúvida o mais conservativo em nível mundial [255]). Outras possibilidades seriam a determinação da máxima trinca permitida na estrutura sob condições de pressão e temperaturas normais de operação (com base em algum coeficiente de segurança previamente estabelecido como múltiplo da pressão convencional de serviço), ou mesmo a obtenção do máximo nível aceitável de crescimento dúctil de trinca até que

tal dimensão crítica de trinca fosse atingida ao longo do tempo. Em todos esses casos a permissão para maiores pressões de operação (ou seja, a admissão de transientes operacionais de potência que em certas circunstâncias conduziriam ao desligamento da planta nuclear, com consequente perda de eficiência do sistema de potência), bem como a permissão de um determinado nível seguro de crescimento dúctil e estável de trincas, constituem, entre outras, enormes vantagens com relação aos projetos baseados na Mecânica da Fratura Elástica-Linear, e seus efeitos podem ser traduzidos numa maior eficiência operacional associada a um prolongamento da vida-útil do sistema de potência nuclear.

Figura 29 - Redução da energia do patamar superior de tenacidade Charpy (C_V) e elevação da temperatura de referência de transição de ductilidade nula (RT_{NDT} - "reference temperature of nil ductily transition") devidos à irradiação por nêutrons rápidos ou energéticos ($E \geq 1 \text{ MeV}$) [20].

Figura 30 - Efeito negativo da irradiação por nêutrons rápidos na capacidade de resistência de aços estruturais ao crescimento dúctil de trincas, ilustrado em um diagrama $J \times \Delta \bar{a}_p$ [22] (é convencionalmente considerado [12,13] que somente os nêutrons rápidos ou energéticos, $E \geq 1\text{MeV}$, causam danos ao material, e mais, tais danos são idênticos independentemente da energia do nêutron).

2.7.5.2.2 - A Definição do Valor J_{50} de Projeto e Operação Seguros e Não-Conservativos

Assumindo-se que corpos de prova, do tipo CT[S] por exemplo, com espessura de 1 polegada (1TCT[S]) e largura o dobro da espessura ($W/B = 2$, denominados padrão-proporcionais) são suficientemente robustos para satisfazerem os requerimentos impostos pela ASTM-E1152/87 [59] quanto ao estabelecimento de uma condição de deformação plana sob um regime de crescimento dúctil de trincas

controlado por J-Deformação, porém suficientemente pequenos para que uma grande quantidade deles possa ser inserida no núcleo de reatores nucleares visando retiradas periódicas para a avaliação dos danos por irradiação, e assumindo-se que o limite de escoamento e o módulo de elasticidade de um típico material estrutural nuclear na condição de irradiado são respectivamente 585MPa (85ksi) e 207GPa (30000ksi) [1], a utilização da Exp. 56 para a obtenção do limite de validade assegurada fornece para $\omega = 5$ e $\alpha_0/W = 0,5$:

$$\frac{J_{MAT}}{T_{MAT}} = \frac{SE^2 \cdot b(\omega)}{E \cdot \omega} = \frac{85^2}{150 \cdot 10^3} \approx 50 \text{ lbf} \cdot \text{in}/\text{in}^2 \quad (8,756 \text{ kN/m}) \quad (104)$$

e para $\omega = 1$, já que por vezes o critério $\omega = 5$ é considerado como sendo excessivamente conservativo [95,112,113]:

$$\frac{J_{MAT}}{T_{MAT}} \approx 250 \text{ lbf}/\text{in} \quad (43,78 \text{ kJ/m}^2) \quad (105)$$

Na Figura 31 um diagrama J-T mostra os dados de curvas J-R para diversos materiais irradiados e não-irradiados [22] obtidos sob condições de crescimento de trinca controlado por J-Deformação. Uma linha $J/T = 50 \text{ lbf}/\text{in}$ ($8,756 \text{ kJ/m}^2$) é plotada interceptando as curvas J-T dos materiais, cujos números associados correspondem à energia do patamar superior de tenacidade ao impacto Charpy (C_v , em Joules), obtida para o material em idênticas condições àquelas durante o levantamento da respectiva curva de resistência J.

Observa-se que nas proximidades do valor marginal de energia Charpy de 68 J, mais especificamente no intervalo de 47 a 108 J, os valores J de intersecção com $J/T = 50 \text{ lbf}/\text{in}$ ($8,756 \text{ kJ/m}^2$), ou J_{50} , variam significativamente. Além disso, fica nítido que os valores J_{50} são consideravelmente superiores aos respectivos valores J de iniciação do rasgamento em deformação plana (J_{IC}), chegando até ao triplo; este fato comprova por si só o acentuado conservativismo da abordagem J_{IC} (ASTM-E813 [58,233,234]), bem como a absoluta desconexão desse critério com o fenômeno da instabilidade dúctil, o que o desqualifica como parâmetro para julgamentos razoáveis quanto ao nível de segurança de reatores nucleares invariavelmente operando no patamar superior de tenacidade.

Figura 31 - Curvas J-T para materiais metálicos de grau nuclear nas condições de irradiados e não-irradiados [1, 22].

Por outro lado, a extrapolação linear das curvas J-T desses materiais, a partir da linha $J/T=50$ lbf/in até a intersecção com uma linha de carregamento $J/T = 500$ lbf/in (87, 56 kJ/m², valor comumente postulado como nível típico de carregamento em se tratando de análise de vasos nucleares de grande parte) indica um incremento moderado em J previsto para a instabilidade quando comparado ao valor J_{50} correspondente. Como consequência, os valores J_{50} parecem ser razoáveis (apenas levemente conservativos em princípio em se tratando de materiais já com tenacidade comprometida) para a utilização na análise da estabilidade de vasos nucleares de pressão.

2.7.5.2.3 - Dimensões Mínimas de Corpos de Prova para a Obtenção de um Valor J_{50} Válido sob Controle de J_D

Relembrando a Exp.56

$$\frac{J_{MAT}}{T_{MAT}} = \frac{SE^2 \cdot b(o)}{E \cdot \omega} \quad (56)$$

Ela define o nível máximo de propagação dúctil sob condições controladas por J-Deformação de acordo com o ω selecionado (para dados S_E , E e b_0). Assim, de maneira a se obter o valor J_{50} na região de pontos válidos segundo J_D , deve-se verificar que:

$$\frac{S_E^2 \cdot b(\omega)}{E \cdot \omega} \geq 8,756 \text{ kN/m (50 lbf/in)} \quad (106)$$

então:

$$b(\omega) \geq \frac{8,756 \cdot \omega \cdot E}{S_E^2} \quad (107)$$

Assumindo-se como típicas as seguintes propriedades de um material metálico estrutural não-irradiado (sendo assim conservativo), $S_E = 384\text{MPa}$ e $E = 207\text{GPa}$, e considerando-se corpos de prova do tipo compacto, fica-se, para $\omega = 5$ com:

$$b(\omega) \geq 4378 \frac{E}{S_E^2} \approx 6,15\text{cm} \quad (108)$$

e para $\omega = 1$:

$$b(\omega) \geq 876 \frac{E}{S_E^2} \approx 1,23\text{cm} \quad (109)$$

isto é, requer-se respectivamente corpos de prova com dimensões mínimas aproximadas 2,5TCT[S] e 0,5TCT[S]. Na Figura 32 tem-se um gráfico de limite de escoamento versus o ligamento inicial mínimo requerido, considerando-se $\omega = 1$ e 5.

2.7.5.2.4 - Monitoração de Danos por Irradiação em Termos do Parâmetro J_{50} Via Ensaios de Corpos de Prova de Inspeção Periódica

Como verificado nas Figs.30 e 31, à medida em que progride a história da irradiação nuclear do material, a sua resistência ao crescimento dúctil de trincas em termos do parâmetro Integral-J é reduzida. Desse modo o parâmetro J_{50} torna-se um instrumento importante como índice de tenacidade para o monitoramento da taxa de fragilização do material como função do fluxo de nêutrons (ou do tempo de operação do componente) a que é submetido em serviço. Na Figura 33 o efeito do bombardeio por nêutrons energéticos é verificado em uma curva J-R e em um diagrama $J \times T$, quando tanto o valor J_{50} (Exp.104) quanto o de instabilidade real da estrutura ($J_{instab.}$, Exp.75) sofrem nítidos decréscimos.

Por meio de ensaios de curvas J-R com cps mantidos encapsulados em núcleos de reatores nucleares (cps cujas dimensões variam atualmente entre 0,394T a 1TCT [111]) pode-se monitorar periodicamente os danos por irradiação em termos do parâmetro J_{50} (tido como levemente conservativo frente a $J_{instab.dúctil}$). Em adição, conhecendo-se o fluxo de nêutrons nas cápsulas em que se encontram tais cps para inspeção periódica ("surveillance specimens") bem como aquele atingindo a superfície interna da "belt-line" do vaso de pressão sob avaliação (região mais crítica do casco do componente nuclear [13,17,18]), sendo esses fluxos função basicamente da potência desenvolvida no núcleo e da distância do mesmo ao ponto de interesse ("water gap" [12] no caso da superfície interna da parede do vaso), pode-se determinar o parâmetro denominado "lead factor", dado pela relação entre os respectivos fluxos (valor que gira entre 2 e 10 [12], sendo obviamente sempre maior que a unidade pois a distância dos cps ao núcleo é sempre menor que a distância desse último à superfície interna do vaso); assim, conhecendo-se ambos a taxa de fragilização dos cps ao longo do tempo (em termos do valor J_{50}), bem como o "lead factor", pode-se estimar o tempo de operação em serviço do componente até que J_{50} na parede do vaso atinja um valor pré-estabelecido como, em princípio, mínimo permissível (com base em critérios tais como os descritos no item 2.7.5.2.1), quando decisões deverão ser tomadas com relação ao futuro do componente nuclear (extensão de sua vida-útil, recozimento a 400-475°C [12], reparo ou então descomissionamento do mesmo).

Essa tarefa de estimativas quanto à vida-útil de plantas nucleares tem sido tradicionalmente realizada com base em dados de resultados de tenacidade Charpy [13] (especificamente em termos dos parâmetros RT_{NDT} e C_v), e, como esse ensaio carece de embasamento teórico quanto à aplicabilidade no campo da Mecânica da Fratura (isto é, na presença de trincas em componentes estruturais), tem-se verificado a importância (ou mesmo a extrema necessidade, nos casos de espaço exíguo em núcleos de reatores PWR, particularmente nos de baixa potência que incluem os de propulsão naval) da existência de correlações confiáveis entre J_{50} e a energia C_v do patamar

Figura 32 - Mínimo ligamento requerido para um valor J_{50} válido segundo J_D , como função do limite de escoamento e do critério ω , para corpos de prova do tipo compacto sob tração [90].

superior Charpy (visto que esse último parâmetro é dominado essencialmente por crescimento de trinca em detrimento da iniciação do rasgamento [203]), já que os ensaios de impacto Charpy são absolutamente mais simples que os de J .

2.7.5.3 - Alguns Resultados da Literatura

Basicamente foram dois os principais experimentos realizados, e publicados, para a avaliação da metodologia desenvolvida por PARIS & JOHNSON [1] na

Figura 33 - Efeito do tempo de exposição ao fluxo de nêutrons rápidos nas propriedades de tenacidade J e nos parâmetros de instabilidade dúctil do componente nuclear internamente pressurizado (por motivos de simplificação, somente são computados os efeitos da irradiação na curva J-R e em sua respectiva derivada com relação ao crescimento dúctil da trinca). aplicação a materiais e vasos de reatores de fissão nuclear; eles são brevemente descritos na sequência.

TANG et alii [20], utilizando expressões analíticas semelhantes às aqui desenvolvidas nos itens 2.7.3 e 2.7.4 obtiveram resultados absolutamente precisos na previsão das condições de instabilidade dúctil de vasos cilíndricos protótipos de reatores nucleares PWR de tamanho intermediário (Figura 34), com parede de espessura próxima a 150mm e raio médio de curvatura da ordem de 420mm ($\bar{R}/t = 2,75$), contendo trincas de superfície artificialmente introduzidas na "belt-line", mais precisamente na superfície externa da parede do componente. A comprovação da validade da Teoria da Instabilidade do Rasgamento Dúctil ou Elasto-Plástico foi feita nessa ocasião com base na comparação entre os valores analiticamente previstos de

nível de pressurização interna e de deformação na parede dos vasos (numa região remota da trinca) para a falha dúctil instável dos mesmos (sempre caracterizada nesses experimentos pelo vazamento do meio pressurizante e invariavelmente precedido por crescimento essencialmente dúctil e estável da trinca, com a extensão e a intensidade da instabilidade dúctil final sendo uma função basicamente do tamanho inicial da trinca e da temperatura do ensaio) e aqueles experimentalmente verificados durante os testes de hidro-pressurização. Como previsto, foi aí observada uma tendência ao desenvolvimento de maiores deformações circunferenciais (e pressões) na falha, da ordem de 2% nominal (220MPa), nos vasos ensaiados às mais elevadas temperaturas (88°C) e com as menores trincas introduzidas ($a/t = 0,223$ e $l/t = 0,867$). Obviamente o inverso também foi confirmado, ou seja, menores deformações (0,17%) e pressão para a fratura (183MPa) estiveram associadas às mais baixas temperaturas (0°C) e maiores trincas introduzidas ($a/t = 0,520$ e $l/t = 1,383$). As curvas J-R utilizadas na previsão da instabilidade dúctil dos vasos protótipos, assim como dos corpos de prova de grande porte (espessura idêntica dos vasos) solicitados em tração pura (Figura 35), foram obtidas em ensaios laboratoriais com corpos de prova de tamanho reduzido (1,6TCT[S]) sendo as respectivas curvas J-T_{MAT} extrapoladas aos mais elevados valores de J por procedimentos lineares e não-lineares.

As curvas de carregamento J-T_{APL} utilizadas nas bem sucedidas previsões de instabilidade dos vasos pressurizados e de corpos de prova de grande porte, por meio da intersecção com as curvas J-T_{MAT} levantadas a partir de dados de propagação em corpos de prova de pequeno porte, possuíam inclinações variando entre 40 e 65 kJ/m² (230 e 370 lbf/in, isto é, produziram valores J de previsão de instabilidade dúctil oscilando entre J₂₃₀ e J₃₇₀). Este fato comprova o saudável conservativismo da abordagem J₅₀ para utilização (desde que devidamente atualizada para os efeitos de irradiação) durante toda a vida-útil da planta nuclear. Os resultados teóricos (analíticos) revelados pela técnica dos diagramas J versus T, e confirmados experimentalmente por TANG et alii, foram amplamente corroborados também por meio de uma detalhada análise de elementos finitos elasto-plásticos tri-dimensionais conduzida pela GE-EPRI (General Electric- Electric Power Research Institute) [117].

KUSSMAUL & ISSLER [21], ensaiando materiais metálicos estruturais tipicamente utilizados na construção de componentes nucleares, obtiveram curvas J-R a partir de corpos de prova do tipo compacto nas dimensões 1T e 2TCT[S] via técnica de múltiplos corpos de prova e de variação da flexibilidade elástica. Os correspondentes valores J₅₀ foram utilizados na previsão da instabilidade dúctil de corpos de prova de grande porte solicitados em tração pura, bem como do tipo CT[S],

Figura 34 - Vaso nuclear de pressão protótipo de tamanho intermediário do programa americano HSST [20].

todos simulando o comportamento de trincas em paredes de vaso de pressão com espessuras acima de 200mm, ou seja, paredes de vasos PWR de médio e grande portes [255], e produziram resultados levemente conservativos, como arguido originalmente por PARIS & JOHNSON [1].

Na Figura 36 tem-se um diagrama de análise de falhas, onde a tensão nominal tomada remotamente em relação ao defeito é plotada contra a energia do patamar superior de tenacidade Charpy; a linha tracejada indica o início previsto para o rasgamento estável em deformação plana (correspondente a J_{1c}), enquanto que a linha contínua indica o início previsto, via critério J_{50} , para o processo de instabilidade dúctil. Observa-se que o ponto de instabilidade real do corpo de prova de grande porte simulando trincas de superfície em paredes de vasos com espessura de 200mm

Figura 36 - Diagrama de análise de falhas, iniciação de rasgamento estável e de instabilidade dúctil para corpos de prova de grande porte [21].

superestimativa da resistência à instabilidade dúctil é verificada para o terceiro material.

2.7.5.4 - A Possibilidade da Correlação entre a Energia do Patamar Superior de Tenacidade Charpy (C_v) e o Valor J_{50}

Nos casos onde não existe a possibilidade da obtenção de curvas J-R sob condições de deformação predominantemente plana, como por exemplo no caso de reatores nucleares em operação e cujas cápsulas de inspeção contém corpos de prova com dimensões insuficientes para a confecção de corpos de prova que satisfaçam a

Figura 37 - Previsão da instabilidade dúctil via J_{50} em corpos de prova de grande porte [21].

norma ASTM-E1152 [59], ou então no caso de reatores de porte intermediário e pequena potência (tal como os tipicamente construídos para propulsão de veículos navais) quando não há disponibilidade de espaço físico para grandes armazenagens de "surveillance specimens", é extremamente importante a existência de uma correspondência entre o valor J_{50} e a energia do patamar superior de tenacidade Charpy (C_v). Também, a possibilidade de uma correlação bem definida entre esses dois parâmetros, o primeiro (J_{50}) sendo derivado de uma verdadeira metodologia da Mecânica da Fratura e o segundo (C_v) facilmente determinável a partir do mais simples dos ensaios de caracterização mecânica, constitui certamente numa abordagem extremamente atrativa no campo da avaliação de integridade estrutural de componentes de alta responsabilidade. Os dados obtidos por LOSS et alii [22] para metais base e de

solda, irradiados e não-irradiados, estão plotados na Figura 38 para explorar-se a possibilidade da correlação entre J_{50} e C_v .

Figura 38 - Distribuição dos valores J_{50} , como função da energia Charpy, para metais base e de solda irradiados e não-irradiados [1, 21, 22]

Observa-se que a banda de espalhamento de dados é relativamente larga, porém seu contorno inferior aparenta ser suficientemente bem definido, em todo o intervalo de tenacidades, de modo que o estabelecimento de uma correlação (algo conservativa portanto) parece ser possível. Os dados apresentados na Figura 38 foram obtidos de uma única fonte e são relativamente escassos, isto é, não são estatisticamente significantes, e a comprovação cabal da hipótese da correlação ficou em princípio na dependência de resultados adicionais. KUSSMAUL & ISSLER [21] obtiveram cinco pontos de dados J_{50} versus C_v (Figura 39), os quais se posicionaram numa faixa de tenacidades J_{50} aproximadamente 10% superior àquela fornecida na Ref.22. Este fato reforçou a possibilidade da existência de uma correlação (conservativa) entre J_{50} e C_v . Novos dados devem ser gerados para que esta correlação seja definitivamente estabelecida. Por sua vez, valores J_i se situaram perfeitamente bem dentro da faixa de espalhamento de dados obtida na literatura [21].

Figura 39 - Critérios J_i de iniciação de rasgamento dúctil e J_{50} como funções da tenacidade C_V [1,21,22].

2.8 - O Código ASME Atual de Construção de Vasos de Pressão com Base Essencialmente na MFEL (Análise de Falhas e Projetos Contra Riscos de Fratura por Clivagem)

2.8.1 - Considerações Gerais

O Apêndice A da Seção XI do Código ASME [64] de construção de vasos nucleares de pressão faz uso dos conceitos primordiais da MFEL fornecendo a seguinte expressão para o cálculo do fator K (em modo I de abertura de trinca) à ponta de trincas de superfície e sub-superficiais na parede desses componentes estruturais:

$$K_{Im} = S_m.M_m.\sqrt{\pi.a/Q} + S_b.M_b.\sqrt{\pi.a/Q} + K_{It} \quad (110)$$

onde S_m e S_b são tensões nominais remotas da trinca originadas mecanicamente, respectivamente, pela pressurização interna (tensão de membrana) e pela curvatura da parede do vaso cilíndrico (flexão), e K_{It} é a força motriz (da trinca) de origem térmica; na mesma expressão a define a profundidade de trincas de superfície ou metade da profundidade de trincas sub-superficiais, Q é um parâmetro de formato da trinca, M_m um fator de correção para a tensão de membrana e M_b um fator de correção para a tensão de flexão ("bending"), os dois últimos fatores executando uma correção (plano), respectivamente, nas tensões de membrana e flexão do componente inteiro devido à introdução da trinca no mesmo. São consideradas aqui somente trincas longitudinais ou axiais situadas na "belt-line" e contidas em planos onde atuam perpendicularmente as máximas tensões circunferenciais ("hoop stresses"), ou seja, as trincas mais críticas em vasos cilíndricos internamente pressurizados.

Algumas hipóteses simplificadoras, as quais já foram aplicadas quando das análises segundo a MFEP, são novamente aqui realizadas:

a) o item G-2215 nas Refs.63 e 64 estabelece que nas regiões distantes de descontinuidades geométricas de construção do componente estrutural em questão, tais como válvulas, flanges, soldas, rebites, parafusos, mudanças de espessura, entre outras, que é o caso específico da "belt-line", as tensões de flexão devidas à curvatura da parede do vaso (S_b) podem ser desprezadas.

b) ensaios de hidropressurização são controlados de tal maneira que gradientes térmicos ao longo da espessura da parede dos vasos protótipos podem ser completamente anulados; nas condições de serviço para as quais se viabilizam as metodologias desenvolvidas neste trabalho, ou seja, para um regime de ductilidade total a elevadas temperaturas, pequenos transientes de temperatura não constituem em força motriz ponderável frente a de origem mecânica. Assim, as tensões de origem térmica podem também ser desprezadas, e essas simplificações conduzem finalmente a:

$$K_{Im} = S_m.M_m.\sqrt{\pi.a/Q} \quad (111)$$

idêntica às Exps.58 e 81, a ser aplicada às trincas sub-superficiais³⁵ e de superfície³⁶ no campo da elasticidade-linear.

Por meio da Exp.57 (vide também Exp.85), de equivalência entre J e K no regime elástico, via G (independentemente da linearidade ou não entre tensões e deformações, pois K pertence à elasticidade linear e J, a rigor, só pode ser aplicado às condições de não-linearidade), ficamos com:

$$J_{APL} = \frac{Sm^2 \cdot \pi \cdot a}{E'} \cdot \frac{Mm^2}{Q} \quad (112)$$

ou, mais adequadamente, para uma correspondência ou compatibilidade às análises da MFEP:

$$J_{APL} = \frac{SE^2 \cdot a}{E'} \cdot \left\{ \frac{Sm^2 \cdot \pi}{SE^2} \right\} \cdot \frac{Mm^2}{Q} \quad (113)$$

sendo que os critérios de falha segundo a MFEL (K_{IC} , K_{IA} e K_{ID}) devem ser transformados nos respectivos valores J (J_{MAT}), também utilizando-se a Exp.57.

³⁵ Deve ser aqui observado que nas análises da MFEP para trincas sub-superficiais foi dada preferência à utilização do termo de correção geométrica $Y(\lambda)$ na Exp.58, em detrimento de $Mm = Mm(a/t, e/t \rightarrow$ grau de excentricidade da trinca embutida) e $Q(a/l, Sm/SE)$. O termo Y computa em si não só a correção para a tensão de membrana devida à presença da trinca, mas também os efeitos da curvatura da parede do vaso (esforços de flexão, originando K_{Ib}) bem como a influência da trinca nesses últimos, sendo portanto, em princípio [1], mais complexo que a aplicação simultânea dos termos Mm e Q . A razão básica para tal preferência foi, ao que tudo indica [1], a melhor aplicabilidade das soluções de ROOKE & CARTWRIGHT [258] às trincas embutidas, facilitando sobremaneira as sequências de derivações e fornecendo termos de correção geométrica sempre puros, ou seja, nunca mixados aos de correção de tensão. De qualquer modo, o efeito de se considerar K_{Ib} em adição à K_{Im} é absolutamente desprezível em virtude do posicionamento (item 2.8.1), dimensões e razão de aspecto das trincas consideradas neste estudo, fazendo com que o termo $Y(\lambda)$ possa ser diretamente relacionado a K_{Im} (Exp.58). Também, o fato de Y ser $Y(a/t)$, Exp.66, contra Mm e $Q = h(a/t, a/l, Sm/SE, e/t)$, em princípio [1] parece não incorrer em diferenças significativas quanto aos resultados de previsão de instabilidade dúctil. Por outro lado, tendo em vista que a utilização de $Y(\lambda)$, Exp.65, em J_{APL} (Exp.77), produziria idênticos resultados de previsão de instabilidade para duas trincas embutidas de idênticas profundidades ($2a/t$) porém distintas razões de aspecto ($2a/l$), optou-se, ao menos nesse passo (J_{APL}), pela utilização da correção Mm^2/Q , ao invés de $Y(\lambda)$, tal como efetuado para as trincas e superfície (Exp.85).

³⁶ Uma comparação entre a Exp.111 e a Exp.85 (item 2.7.4.2) para trincas de superfície, permite verificar, como já frizado³², que o termo $Mm/\sqrt{Q}$ da primeira corresponde exatamente ao termo $\sqrt{F(a/t)} \cdot \sqrt{G(a/t)}$ da segunda, onde $Mm = Mm(a/l, a/t)$ e $Q = Q(a/l, Sm/SE)$ realizam as correções geométrica de trinca para a tensão de membrana. Em oposição à MFEP³², nas análises da MFEL o fator Q deve ser obtido segundo a curva $Sm/SE = 0$ (Figura 41), que não considera qualquer correção para a zona plasticamente deformada à ponta da trinca.

2.8.2 - Trincas Sub-Superficiais

Na Figura 40 é plotado o fator de correção da tensão de membrana (M_m) para trincas sub-superficiais ou embutidas como função da profundidade relativa da trinca ($2a/t$) e da razão de excentricidade da mesma ($2e/t$), onde a excentricidade (e) é dada pela distância entre a meia profundidade da trinca (a) e o centro da espessura da parede do vaso ($t/2$). Deve ser aqui observado que o Código ASME de construção de vasos de pressão especifica um critério para a classificação de uma trinca como sendo verdadeiramente sub-superficial ou embutida. Como destacado por PELLISSIER [254], definida uma distância s (ilustrada também na Fig.40), ligando a borda da trinca (em princípio embutida) até a superfície mais próxima da parede do componente estrutural (desconsiderando-se a presença de qualquer revestimento interno, "cladding", invariavelmente confeccionado em aço inoxidável austenítico, e cuja presença tem pontos positivos e negativos quanto à geração de trincas na interface com o substrato pressurizado [12]), se $s < 0,4 d$ (onde d é metade da profundidade da trinca sendo avaliada) então tal trinca passa a ser considerada como uma trinca de superfície, ao menos para fins de análise, cuja profundidade passa a ser agora dada por $a = 2d + s$. Por outro lado, se $s \geq 0,4 d$ então a trinca é considerada verdadeiramente sub-superficial ou embutida e tem profundidade $2a = 2d$. Na Figura 41 é fornecido o fator de correção para o formato da trinca (Q) como função da razão de aspecto da trinca ($2a/l$ e a/l) e do nível de tensão nominal remota desenvolvido (S_m), para trincas sub-superficiais e de superfície.

2.8.3 - Trincas de Superfície

O fator de correção de tensão de membrana (M_m) é por fim fornecido na Figura 42 para trincas de superfície como função da profundidade relativa da trinca (a/t) e de sua razão de aspecto (a/l).

2.8.4 - Curvas K_{IA} e K_{IC} Padronizadas Como Função da Temperatura de Referência de Transição de Ductilidade Nula (RT_{NDT})

A MFEL fornece exatamente três conceitos para o desenvolvimento de critérios de falha de componentes nucleares pressurizados, com base no fator K intensidade de tensões elásticas lineares. Enquanto o Apêndice G das Refs.63 e 64 é mais conservativo, nos domínios do já nada liberal campo da MFEL, recomendando a aplicação de K_{IA} (máximo valor do fator K para que ocorra o freamento da trinca) [51],

Figura 40 - Fator M_m de correção da tensão de membrana circunferencial para a presença de trincas longitudinais sub-superficiais em paredes de vasos cilíndricos [64].

frequentemente denominado K_{IR} , o Apêndice A da Ref.64, mais relaxado nos requisitos, indica tanto K_{IA} (K_{IR}) quanto K_{IC} (mínimo valor do fator K para que ocorra o disparo de fratura por clivagem sob carregamento quase-estático) ao projetista para fins de estabelecimento das condições de falha do componente estrutural.

Enquanto K_{IA} (K_{IR}) constitui o contorno inferior ("lower bound") das propriedades de tenacidade K , e K_{IC} o contorno superior ("upper bound"), um terceiro

Figura 41 - Fator Q de formato de trincas sub-superficiais e de superfície [64].

critério chamado K_{ID} (mínimo valor do fator K para que ocorra o disparo de fratura por clivagem sob carregamento dinâmico [50]) se encontra em posição intermediária, tal que $K_{IA}(K_{IR}) < K_{ID} < K_{IC}$.

Na Figura 43 são fornecidas as curvas K_{IA} e K_{IC} padronizadas como função da temperatura de referência de transição de ductilidade nula (Reference Temperature of Nil Ductility Transition - RT_{NDT}), tal como definida no item 2.6.1, extraídas das referências originais [63,64] sendo suas unidades de K ($\text{ksi}\sqrt{\text{in}}$) e temperatura ($^{\circ}\text{F}$) devendo ser transformadas respectivamente em $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ e $^{\circ}\text{C}$ para aplicação no sistema métrico internacional. É assumido que nenhum ponto de dados disponível a partir de ensaios estáticos (K_{IA} e K_{IC}) e dinâmicos (K_{ID}) caiam abaixo do limite definido pela curva de ajuste K_{IA} (K_{IR}), para materiais estruturais de grau nuclear como ASTM-A533 Grau B Classe 1 e A508-Classes 1, 2 e 3A. As curvas ilustradas na Figura 43 são ajustadas pelas expressões:

$$K_{IA} = K_{IR} = 26,8 + 12,445 \exp [0,0145 (T - RT_{NDT})] \quad (114)$$

ou

$$K_{IA} = K_{IR} = 26,78 + 1,233 \exp [0,0145 (T - RT_{NDT} + 160)] \quad (115)$$

e

$$K_{IC} = 33,2 + 20,734 \exp [0,02 (T - RT_{NDT})] \quad (116)$$

Figura 42 - Fator M_m de correção de tensão de membrana circunferencial para a presença de trincas axiais na superfície (não especificada se interna ou externa) de paredes de vasos cilíndricos internamente pressurizados [64].

Desde que o trabalho aqui proposto inclui somente o critério de disparo de fratura frágil sob condições de carregamento quase-estático (pressurização interna

lenta e monotonicamente crescente de vasos nucleares) a única curva de referência a ser adotada nas análises da MFEL será a de K_{Ic} (Exp.116).

Figura 43 - Curvas K_{Ia} (K_{Ir}) e K_{Ic} padronizadas como função da temperatura de referência de transição RT_{NDT} [63,64].