Campus de São Carlos

AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECANICAS DE
FADIGA DE BAIXO E ALTO CICLO E TENACIDADE À
FRATURA DE UM AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO
DO SISTEMA Cr-Mn-N

LUIZ VICENTE VAREDA

Orientador: Prof.Dr.Dirceu Spinelli

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

**ESCOLA DE ENGENHARIA
DE SÃO CARLOS**

✓

**AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE
FADIGA DE BAIXO E ALTO CICLO E TENACIDADE À
FRATURA DE UM AÇO INOXIDÁVEL AUSTENÍTICO
DO SISTEMA Cr-Mn-N**

LUIZ VICENTE VAREDA

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

DEDALUS - Acervo - EESC

31100016394

São Carlos

1997

Class.	TESE - EESC
Cuti.	6359
Tombo	T077/97

Área: Engenharia Metalúrgica

sf 0747600

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

V292a Vareda, Luiz Vicente
Avaliação das propriedades mecânicas de fadiga
de baixo e alto ciclo e tenacidade à fratura de um
aço inoxidável austenítico do sistema Cr-Mn-N /
Luiz Vicente Vareda. -- São Carlos, 1997.

Tese (Doutorado). -- Escola de Engenharia
de São Carlos-Universidade de São Paulo, 1997.
Área: Engenharia Metalúrgica
Orientador: Prof. Dr. Dirceu Spinelli

1. Aço inoxidável austenítico. 2. Fadiga
de baixo ciclo. 3. Fadiga de alto ciclo.
4. Tenacidade à fratura. I. Título

FOLHA DE APROVAÇÃO

Tese defendida e aprovada em 20-3-1997
pela Comissão Julgadora:

Prof. Assoc. **DIRCEU SPINEILI (Orientador)**
(Escola de Engenharia de São Carlos - Universidade São Paulo)

Prof. Dr. **ODILSON COIMBRA FERNANDES**
(Escola de Engenharia de São Carlos - Universidade de São Paulo)

Prof. Dr. **WALDEK WLADIMIR BOSE FILHO**
(Escola de Engenharia de São Carlos - Universidade de São Paulo)

Prof. Livre Docente **ITAMAR FERREIRA**
(Universidade de Campinas - UNICAMP)

Prof. Dr. **IDEONOR NOVAES DA CONCEIÇÃO**
(Centro Federal de Educação e Tecnologia do Paraná - CEFET)

Prof. Doutor **OVIDIO RICHARD CRNKOVIC**
Coordenador da Área de Engenharia de Materiais

JOSE CARLOS A. CINTRA
Presidente da Comissão de Pós-Graduação

*À minha esposa Elenice
e ao meu filho Daniel*

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Dirceu Spinelli, pela amizade, conhecimentos transmitidos e orientação deste trabalho.

A todos os colegas, funcionários e professores do Departamento de Engenharia de Materiais da EESC-USP, pela amizade e colaboração na confecção deste trabalho.

Ao Prof. Dr. Samuel Irati Novaes Gomes, pela amizade e conhecimentos transmitidos.

À FAPESP (Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo) pelo auxílio de pesquisa correspondente ao Processo 91/5010-3.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	i
LISTA DE TABELAS	xii
LISTA DE SÍMBOLOS	xiv
RESUMO	xxi
<i>ABSTRACT</i>	xxiii
1 - INTRODUÇÃO	1
1.1 - Considerações gerais	1
1.2 - Objetivos	4
2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	6
2.1 - Aços inoxidáveis austeníticos	6
2.1.1 - Relações entre microestrutura e propriedades	9
2.1.2 - Sensitização dos aços inoxidáveis austeníticos	11
2.1.3 - Fases intermetálicas dos aços inoxidáveis austeníticos	12
2.2 - Adição de nitrogênio aos aços inoxidáveis austeníticos	13
2.3 - Aços do sistema Cr-Mn-N	18
2.3.1 - Metalurgia física	18
2.3.2 - Precipitação de carbeto e nitreto	20
2.3.3 - Solubilidade do nitrogênio	22
2.3.4 - Propriedades de corrosão	24
2.3.5 - Mecanismos de endurecimento	25
2.3.6 - Aços para confecção de colares para perfurações	33
2.4 - Comportamento tensão-deformação monotônica dos metais	34
2.4.1 - Comportamento tensão-deformação-real	35
2.4.2 - Relação tensão-deformação real	38
2.5 - Fadiga dos metais	41
2.5.1 - Aspecto microscópico da fadiga	42

2.5.1.1 - Nucleação de trinca por fadiga	43
2.5.1.2 - Propagação de trinca por fadiga	49
2.5.2 - Fadiga de alto ciclo	51
2.5.2.1 - Curvas S-N	52
2.5.2.2 - Limite de fadiga	55
2.5.2.3 - Influência das propriedades mecânicas na curva S-N	56
2.5.3 - Fadiga de baixo ciclo	57
2.5.3.1 - Comportamento cíclico dos metais	59
2.5.3.2 - Determinação da curva tensão-deformação cíclica utilizando o método do passo incremental	64
2.5.3.3 - Curva deformação-vida	70
2.5.3.4 - Previsão da vida à fadiga axial a partir das propriedades monotônicas de tração	73
2.5.4 - Propriedades de fadiga dos aços inoxidáveis austeníticos com nitrogênio	86
2.6 - Tenacidade à fratura	89
2.6.1 - Fator de intensidade de tensão (K)	90
2.6.2 - O ensaio de K_{IC}	94
2.6.3 - Tenacidade à fratura J_{IC}	98
2.6.3.1 - Integral J	99
2.6.3.2 - Utilização de J como um critério de fratura	102
2.6.3.3 - Restrições no uso da integral J	105
2.6.3.4 - O valor de J segundo a norma ASTM	107
2.6.3.5 - O valor de J segundo a norma ASTM E813-81	109
2.6.3.6 - O valor de J segundo a norma ASTM E813-87	110
2.6.3.7 - Qualificação dos resultados para validade do ensaio de J_{IC}	112
2.6.3.8 - Métodos para determinação de J_{IC}	117
3 - MATERIAL E MÉTODOS	125

3.1 - Material	125
3.2 - Análise metalográfica	126
3.3 - Propriedades mecânicas de tração	127
3.4 - Ensaios de fadiga de baixo ciclo	130
3.5 - Método do passo incremental	134
3.6 - Ensaios de fadiga de alto ciclo	135
3.7 - Ensaio de tenacidade ao impacto Charpy	136
3.8 - Ensaio de tenacidade à fratura K_{IC}	137
3.9 - Ensaio de tenacidade à fratura J_{IC}	138
3.10 - Análise fractográfica	140
4 - RESULTADOS E DISCUSSÕES	141
4.1 - Análise metalográfica	141
4.2 - Propriedades monotônicas	144
4.3 - Fadiga de baixo ciclo	150
4.4 - Método do passo incremental	166
4.5 - Fadiga de alto ciclo	177
4.6 - Tenacidade ao impacto Charpy	180
4.7 - Tenacidade à fratura K_{IC}	182
4.8 - Tenacidade à fratura J_{IC}	186
4.9 - Análise fractográfica	200
5 - CONCLUSÕES	216
SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	221
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	223
APÊNDICE - Ensaio de dilatométrica	

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 - Efeito do teor de níquel na estabilidade da austenita em uma liga de ferro com 18% de cromo, LULA (1989)	7
FIGURA 2 - Diagrama de Schaeffler-Schneider. Campo de estabilidade das fases em função das quantidades de níquel equivalente e cromo equivalente presentes nos aços (A = austenita; M = martensita; F = ferrita δ), KEOWN & PICKERING apud SORDI (1994)	8
FIGURA 3 - Efeito dos elementos de liga no endurecimento por solução sólida em aços inoxidáveis austeníticos, LLEWELLYN (1993)	11
FIGURA 4 - Influência do nitrogênio em solução sólida no limite de escoamento e tenacidade à fratura de um aço inoxidável austenítico na temperatura ambiente, SPEIDEL (1989)	16
FIGURA 5 - Desenvolvimento histórico dos aços inoxidáveis austeníticos com adição de nitrogênio, HENDRY (1994)	17
FIGURA 6 - Estrutura do aço Cr-Mn com 0 a 5% de níquel, à 1075° C, LULA (1992)	19
FIGURA 7 - Influência do nitrogênio no campo austenítico, LULA (1992)	19
FIGURA 8 - Influência dos elementos de liga na solubilidade do nitrogênio no ferro à 1600° C, POULALION & BOTTE (1989)	23
FIGURA 9 - Influência da temperatura no limite de escoamento para diferentes teores de nitrogênio para um aço 18%Cr, 18% Mn, UGGOWITZER & HARZENMOSER (1989)	26
FIGURA 10 - Influência do teor de nitrogênio e da temperatura no valor de K_E , UGGOWITZER & SPEIDEL (1991)	30

FIGURA 11 - Influência do teor de nitrogênio e da deformação a frio no limite de escoamento, UGGOWITZER & SPEIDEL (1991)	31
FIGURA 12 - Curva tensão-deformação convencional	35
FIGURA 13 - Dimensões do corpo de prova (a) iniciais e (b) instantâneas	36
FIGURA 14 - Curvas tensão-deformação real e de engenharia para um aço de baixo carbono	37
FIGURA 15 - Ilustração das componentes da deformação total	39
FIGURA 16 - Deformação plástica real em função da tensão real, coordenadas bilogarítmicas	40
FIGURA 17 - Taxa de deformação em função da deformação plástica real, MONTEIRO & REED-HILL (1972)	41
FIGURA 18 - Linhas de escorregamento em metais dúcteis submetidos a carregamento (a) monotônico e (b) cíclico, REED-HILL (1982a)	44
FIGURA 19 - Estágios I e II do crescimento de trinca por fadiga, FUCHS & STEPHENS (1980a)	46
FIGURA 20 - Modelo do estágio I de nucleação e propagação de submicrotrincas em um corpo de prova cilíndrico: (a) nucleação das submicrotrincas, (b, c) crescimento das submicrotrincas, (d) formação da submicrotrinca, PROVAN & ZHAI (1991a)	47
FIGURA 21 - Modelo da propagação de microtrincas no estágio I em um corpo de prova cilíndrico: (a) iniciação da microtrinca, (b) crescimento da microtrinca, (c, d) crescimento da microtrinca para dentro do material, PROVAN & ZHAI (1991a)	48
FIGURA 22 - Processo plástico de arredondamento e reaguçamento da ponta da trinca para o estágio II de propagação de trinca por fadiga, segundo LAIRD apud DIETER (1981a)	50

FIGURA 23 - Ciclos de tensão típicos em fadiga, SHIGLEY & MISCHKE (1989)	51
FIGURA 24 - Curvas de fadiga típicas para metais ferrosos e não ferrosos, DIETER (1981a)	54
FIGURA 25 - Curva S-N generalizada para aços, SHIGLEY & MISCHKE (1989)	57
FIGURA 26 - Resposta em tensão para ensaio sob controle de deformação, MITCHELL (1978)	60
FIGURA 27 - Obtenção das deformações elástica e plástica a partir da histerese tensão-deformação estável	61
FIGURA 28 - Construção da curva tensão-deformação cíclica, MITCHELL (1978)	62
FIGURA 29 - Exemplo dos vários tipos de curvas tensão-deformação cíclicas, MITCHELL (1978)	63
FIGURA 30 - Bloco de acréscimos e decréscimos de deformação utilizado para obtenção da curva tensão-deformação cíclica pelo método do passo incremental	66
FIGURA 31 - Histereses tensão-deformação estáveis obtidas pelo método do passo incremental. Quantidade de níveis $M=13$: (a) deformações aumentando, (b) deformações diminuindo, (c) todo bloco aplicado	67
FIGURA 32 - Tensão verdadeira em função do número de reversos, escala bilogarítmica	71
FIGURA 33 - Amplitude de deformação plástica em função do número de reversos, escala bilogarítmica	72
FIGURA 34 - Amplitude da deformação em função do número de reversos, escala bilogarítmica	73
FIGURA 35 - Método correlação 4 pontos, MANSON (1965)	76
FIGURA 36 - Método inclinações universais, MANSON (1965)	79
FIGURA 37 - Método proposto por Socie et al	81

FIGURA 38 - Logarítimo da vida de transição, $2N_t$, em função da dureza Brinell para aços, HIGASHIDA & LAWRENCE apud MITCHELL (1978)	82
FIGURA 39 - Método correlação 4 pontos modificado, ONG (1993b)	84
FIGURA 40 - Tensões em um ponto na frente de uma trinca, EWALDS & WANHILL (1986)	91
FIGURA 41 - Zona plástica formada na frente da trinca ao longo da espessura, EWALDS & WANHILL (1986)	92
FIGURA 42 - Efeito da espessura no plano de propagação da trinca, TOKIMATSU & FERREIRA (1995)	93
FIGURA 43 - Influência da espessura no valor de K_C , BROEKS (1989) ...	93
FIGURA 44 - Corpo de prova do tipo CT utilizado em ensaios de K_{IC} , ASTM E399 (1991)	94
FIGURA 45 - Ilustração da determinação de P_S e P_Q , ASTM E399 (1991)	96
FIGURA 46 - Curva esquemática da resistência do processo de fratura, CLARK & LANDES (1977)	99
FIGURA 47 - Integral J em um corpo bidimensional, RICE (1968a)	100
FIGURA 48 - Taxa de alívio de energia para comportamentos linear e não linear de corpos trincados, MEGUID (1989)	103
FIGURA 49 - Comparação entre os comportamentos elástico linear, elasto-plástico e elástico não linear, para o descarregamento, BROEK (1989)	106
FIGURA 50 - Representação esquemática das condições na ponta da trinca, para uma trinca não estacionária e crescimento controlado por J, HUTCHINSON & PARIS apud RITCHIE & THOMPSON (1985)	107
FIGURA 51 - Corpo de prova do tipo compacto utilizado pelas normas ASTM E813 e E1152	108
FIGURA 52 - Ilustração do trabalho para uma dada deflexão, ASTM E813-8	110

FIGURA 53 - Definição da área para o cálculo de J, segundo a norma ASTM E813-87	112
FIGURA 54 - Definição dos dados qualificados segundo a norma ASTM E813-81	113
FIGURA 55 - Definição dos dados qualificados segundo a norma ASTM E813-87	115
FIGURA 56 - Definição das regiões para espaçamento dos resultados obtidos, ASTM E813-87	116
FIGURA 57 - Variação da flexibilidade elástica do corpo de prova com o crescimento dúctil da trinca	120
FIGURA 58 - Posição das seções no tubo	127
FIGURA 59 - Corpo de prova utilizado no ensaio de tração. Dimensões em mm	128
FIGURA 60 - Direções relativas dos corpos de prova de tração	128
FIGURA 61 - Ensaio de tração à quente - máquina de ensaio MTS	129
FIGURA 62 - Ensaio de tração à quente - máquina de ensaio Instron	130
FIGURA 63 - Corpo de prova utilizado no ensaio de fadiga de baixo ciclo	131
FIGURA 64 - Ensaio de fadiga de baixo ciclo	132
FIGURA 65 - Histerese tensão-deformação com a formação da cúspide ..	133
FIGURA 66 - Bloco de deformação utilizado no método do passo incremental	135
FIGURA 67 - Corpo de prova utilizado no ensaio de tenacidade ao impacto Charpy	137
FIGURA 68 - Corpo de prova do tipo CT utilizado no ensaio de K_{IC}	137
FIGURA 69 - Corpo de prova do tipo CT utilizado nos ensaios de J_{IC} . Dimensões em mm	138
FIGURA 70 - Detalhes do corpo de prova utilizado no ensaio de J_{IC}	139
FIGURA 71 - Microestrutura do aço E3949 na seção transversal	142
FIGURA 72 - Microestrutura do aço E3949 na seção longitudinal radial .	142
FIGURA 73 - Microestrutura do aço E3949 na seção longitudinal	

tangencial	143
FIGURA 74 - Microestrutura do aço E3949 - região com recristalização incompleta - direção transversal	143
FIGURA 75 - Limites de resistência e de escoamento nas direções longitudinal, transversal e radial do tubo, na temperatura ambiente	144
FIGURA 76 - Redução de área e alongamento nas direções longitudinal, transversal e radial do tubo, na temperatura ambiente	145
FIGURA 77 - Limites de escoamento e de resistência em função da temperatura, na direção longitudinal do tubo	148
FIGURA 78 - Redução de área e alongamento em função da temperatura, na direção longitudinal do tubo	148
FIGURA 79 - Curvas deformação-vida obtidas experimentalmente na direção longitudinal	152
FIGURA 80 - Curvas tensão - deformação monotônica e cíclica	153
FIGURA 81 - Variação da tensão máxima com o número de ciclos	155
FIGURA 82 - Variação da componente de deformação plástica com o número de ciclos	155
FIGURA 83 - Determinação das deformações elástica e plástica utilizando o ciclo 7 e o ciclo 460 para um corpo de prova ensaiado com $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 1,5\%$	156
FIGURA 84 - Comparação entre as propriedades de fadiga do aço E3949, obtidas neste trabalho, e dos aços 316L e 316LN, obtidas por DEGALLAIX et al (1983)	157
FIGURA 85 - Curvas deformação total - vida obtidas experimentalmente e pelos métodos estimativos	158
FIGURA 86 - Curvas deformação plástica-vida obtidas experimentalmente e pelos métodos estimativos	160
FIGURA 87 - Curvas deformação elástica-vida obtidas experimentalmente e pelos métodos estimativos	160

FIGURA 88 - Curvas deformação total-vida estimadas e experimental	162
FIGURA 89 - Vida estimada em função da vida experimental	163
FIGURA 90 - Curvas deformação-vida estimadas pela equação (90) para temperaturas de 150 e 300° C	165
FIGURA 91 - (a) bloco de deformação aplicado e (b) bloco de tensão resultante no método do passo incremental	167
FIGURA 92 - Histereses tensão-deformação obtidas no método do passo incremental, para os blocos de números: (a) 1, (b) 120, (c) 256 e (d) 263	168
FIGURA 93 - Histereses tensão-deformação obtidas no método de múltiplos corpos de prova ($\Delta\epsilon_t/2 = \pm 1,5\%$)	169
FIGURA 94 - Resposta da tensão cíclica em função do número de blocos no método do passo incremental	170
FIGURA 95 - Curvas tensão-deformação cíclica do primeiro bloco, obtidas utilizando as análises da metade do bloco e do bloco inteiro	172
FIGURA 96 - Curvas tensão-deformação cíclica para o segundo bloco e o bloco de número 120 (bloco estável)	172
FIGURA 97 - Curva tensão-deformação cíclica obtida pelo método método do passo incremental, para dois corpos de prova ...	173
FIGURA 98 - Comparação entre as curvas tensão-deformação real	175
FIGURA 99 - Histereses tensão-deformação obtidas no método de múltiplos corpos de prova - ausência do comportamento Massing	176
FIGURA 100 - Histereses tensão-deformação obtidas no método do passo incremental - comportamento Massing	176
FIGURA 101 - Curva S-N obtida experimentalmente para o aço E3949, na direção longitudinal e na temperatura ambiente	179
FIGURA 102 - Curva S-N obtida experimentalmente e estimada - temperatura ambiente	180

FIGURA 103 - Resultados do ensaio de tenacidade ao impacto Charpy do aço E3949	181
FIGURA 104 - Tenacidade ao impacto Charpy do aço E3949 na condição forjado a morno e solubilizado a 1060° C por uma hora	182
FIGURA 105 - Carga em função do COD, obtida no ensaio de K_{IC} para o corpo de prova K2	183
FIGURA 106 - Carga em função do COD obtida no ensaio de K_{IC} para o corpo de prova K3	184
FIGURA 107 - Corpo de prova utilizado no ensaio de K_{IC} , onde pode ser observado a zona plástica na frente da trinca	185
FIGURA 108 - Aspecto da propagação da trinca no ensaio de K_{IC} , mostrando a propagação irregular e não aceitável pela norma ASTM E 399	185
FIGURA 109 - Resultado do ensaio de J_{IC} na temperatura ambiente para o corpo de prova J3 - ASTM E813-87	187
FIGURA 110 - Resultado do ensaio de J_{IC} na temperatura ambiente para o corpo de prova J4 - ASTM E813-87	188
FIGURA 111 - Resultado do ensaio de J_{IC} na temperatura ambiente para o corpo de prova J5 - ASTM E813-87	188
FIGURA 112 - Resultados dos ensaios de J_{IC} na temperatura ambiente, analisados segundo a norma ASTM E813-87	189
FIGURA 113 - Resultados dos ensaios de J_{IC} na temperatura ambiente, analisados segundo a norma ASTM E813-81	190
FIGURA 114 - Curva de carregamento-descarregamento para o corpo de prova J3 - temperatura ambiente	191
FIGURA 115 - Curva de carregamento-descarregamento para o corpo de prova J4 - temperatura ambiente	191
FIGURA 116 - Curva de carregamento-descarregamento para o corpo de prova J5 - temperatura ambiente	192

FIGURA 117 - Comparação entre as curvas de carregamento- descarregamento dos corpos de prova J3 e J4 - temperatura ambiente	192
FIGURA 118 - Aspecto da propagação estável da trinca no ensaio de J_{IC} - propagação uniforme ao longo da espessura do corpo de prova	194
FIGURA 119 - Resultado dos ensaios de J_{IC} à 150° C para o corpo de prova J7 - ASTM E813-87	196
FIGURA 120 - Resultado dos ensaios de J_{IC} à 150° C para o corpo de prova J8 - ASTM E813-87	196
FIGURA 121 - Curva de carregamento-descarregamento para o corpo de prova J8 à 150° C	197
FIGURA 122 - Curva J- Δa para o corpo de prova J8 ensaiado à 150° C - instabilidade no crescimento da trinca correspondentes à figura 121	197
FIGURA 123 - Curva de carregamento-descarregamento para o corpo de prova J7 à 150° C	198
FIGURA 124 - Resultados dos ensaios de J_{IC} realizados na temperatura ambiente e à 150° C - ASTM E813-81	199
FIGURA 125 - Resultados dos ensaios de J_{IC} realizados nas temperaturas ambiente e 150° C - ASTM E813-87	199
FIGURA 126 - Corpo de prova ensaiado em tração na temperatura ambiente	200
FIGURA 127 - Corpo de prova ensaiado em tração à 400° C	201
FIGURA 128 - Aspecto fractográfico do aço E3949 - Presença de fases frágeis	201
FIGURA 129 - Corpo de prova Charpy ensaiado à 300° C - presença de fases frágeis	202
FIGURA 130 - Corpo de prova Charpy ensaiado à -196° C - presença	

de fases frágeis	203
FIGURA 131 - Corpo de prova ensaiado em fadiga de baixo ciclo com $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,5\%$, onde pode ser observada a região de nucleação da trinca	204
FIGURA 132 - Ampliação da foto anterior, mostrando o aspecto fractográfico da região próximo à nucleação	204
FIGURA 133 - Estrias de propagação em estágio II, observadas em corpos de prova ensaiados em fadiga de baixo ciclo com $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 0,5\%$	205
FIGURA 134 - Trincas secundárias próximas à superfície do corpo de prova ensaiado em fadiga de baixo ciclo com $\Delta\epsilon_t/2 =$ $\pm 0,5\%$	205
FIGURA 135 - Nucleação e estágio I de Forsyth de propagação da trinca por fadiga	206
FIGURA 136 - Estágio II de Forsyth de propagação da trinca por fadiga ..	207
FIGURA 137 - Corpo de prova ensaiado em fadiga de baixo ciclo com amplitude de deformação de $\pm 1,5\%$	208
FIGURA 138 - Corpo de prova ensaiado em fadiga de alto ciclo - região de nucleação da trinca	208
FIGURA 139 - Corpo de prova ensaiado em fadiga de alto ciclo - estrias de propagação em estágio II	209
FIGURA 140 - Corpo de prova ensaiado em fadiga de baixo ciclo, utilizando o método do passo incremental	209
FIGURA 141 - Vista geral da superfície de fratura do corpo de prova J3 ensaiado na temperatura ambiente	210
FIGURA 142 - Região próxima ao início do crescimento estável da trinca do corpo de prova J3 - temperatura ambiente	211
FIGURA 143 - Região próxima ao início do crescimento estável da trinca do corpo de prova J5 - temperatura ambiente	212

FIGURA 144 - Região próxima ao início do crescimento estável da da trinca do corpo de prova J7 - 150° C	212
FIGURA 145 - Detalhe e composição química das fases frágeis	213
FIGURA 146 - Vista geral da superfície de fratura do corpo de prova J7 ensaiado na temperatura de 150° C	214
FIGURA 147 - Aspecto da superfície de fratura do corpo de prova J7 ensaiado na temperatura de 150° C	215

LISTA DE TABELAS

TABELA 1 - Métodos utilizados para determinar as curvas tensão-deformação cíclica	65
TABELA 2 - Composição química do aço E3949, % em peso	125
TABELA 3 - Variação do diâmetro de grão nas seções avaliadas	144
TABELA 4 - Propriedades monotônicas do aço E3949 na temperatura ambiente	145
TABELA 5 - Valores médios do expoente de encruamento, n, e coeficiente de resistência, K, na temperatura ambiente	146
TABELA 6 - Valores médios das propriedades monotônicas do aço E3949 em função da temperatura na direção longitudinal	147
TABELA 7 - Valores médios do expoente de encruamento e do coeficiente de resistência nas temperaturas ambiente e 150 °C, para a direção longitudinal	150
TABELA 8 - Propriedades monotônicas do aço na temperatura de 150°C	150
TABELA 9 - Resultados dos ensaios de fadiga de baixo ciclo obtidos na temperatura ambiente e na direção longitudinal	151
TABELA 10 - Propriedades de fadiga do aço E3949, na temperatura ambiente e na direção longitudinal	153
TABELA 11 - Expoente de encruamento e coeficiente de resistência monotônica e cíclica - direção longitudinal	154
TABELA 12 - Propriedades monotônicas dos aços 316L, 316LN e E3949	157
TABELA 13 - Equações deformação-vida obtidas experimentalmente e pelos métodos estimativos	159
TABELA 14 - Coeficiente de resistência e expoente de encruamento cíclicos obtidos nos métodos do passo incremental e de	

múltiplos corpos de prova	174
TABELA 15 - Resultados obtidos nos ensaios de fadiga de alto ciclo, realizados na direção longitudinal e na temperatura ambiente	178
TABELA 16 - Valores de K_Q obtidos nos ensaios de K_{IC} , para o aço E3949	183
TABELA 17 - Comparação entre os valores de J_{IC} obtidos segundo as normas ASTM E 813-87 e E813-81, na temperatura ambiente	187
TABELA 18 - Valores de J_{IC} obtidos segundo as normas ASTM E 813-87 e E813-81, à 150° C	195

LISTA DE SÍMBOLOS

a	comprimento de trinca em corpos de prova de tenacidade à fratura
a_i	comprimento instantâneo ou atualizado de trinca
a_0	comprimento do entalhe, incluindo a pré-trinca por fadiga, em corpos de prova para ensaio de tenacidade à fratura
A	área de seção transversal de corpo de prova, ou área (energia) sob o diagrama de carga em função do deslocamento
A_{plast}	componente plástica da área sob diagramas de carga em função do deslocamento
$A_{\text{plast}(i)}$	componente plástica da área sob o diagrama de carga em função do deslocamento, no ponto i
$A_{\text{plast}(i, i-1)}$	incremento de energia de deformação plástica no diagrama de carga em função do deslocamento
A_0	área de seção transversal inicial do corpo de prova
A_f	área de seção transversal final do corpo de prova
b	expoente de resistência à fadiga (expoente de Basquin), ou ligamento não trincado do corpo de prova utilizado no ensaio de tenacidade à fratura
b_0	ligamento original do corpo de prova não trincado
B	espessura bruta do corpo de prova utilizado no ensaio de tenacidade à fratura
B_e	espessura efetiva do corpo de prova
B_N	espessura líquida do corpo de prova
c	expoente de ductilidade à fadiga
C	flexibilidade elástica do corpo de prova
C_i	flexibilidade elástica do corpo de prova
Cr_{eq}	cromo equivalente em %

C_0	flexibilidade elástica inicial do corpo de prova anteriormente à propagação dúctil da trinca
d	diâmetro de grão médio
dl	variação instantânea no comprimento da seção útil do corpo de prova
ds	elemento do arco ao longo do caminho de integração na figura 54
$d\epsilon_{ij}$	tensor da deformação infinitesimal
$d\sigma/d\epsilon_p$	taxa de encruamento
D	diâmetro instantâneo da seção transversal útil do corpo de prova
D	logaritmo da ductilidade do material, definida como $\ln (1-RA)^{-1}$
D_0	diâmetro inicial da seção transversal útil do corpo de prova
e	deformação convencional ou de engenharia
e_a	amplitude de deformação convencional
e_{ail}	amplitude de deformação, na análise do “bloco inteiro”
e_{aim}	amplitude de deformação, na análise “metade do bloco”
e_{max}	deformação convencional máxima
E	módulo de elasticidade ou módulo de Young
E_M	módulo efetivo de elasticidade
$f(a/W)$	fator de correção geométrica para intensidade do campo de tensões e deformações na frente da trinca
G	energia total absorvida durante o crescimento da trinca, por unidade de comprimento e de espessura
G_C	força motriz real para a extensão da trinca ou taxa de alívio de energia
H	meia altura do corpo de prova do tipo compacto (CT)
I_n	função de n nas equações (66) e (67)
J	integral-J desenvolvida por Rice; uma taxa de alívio de energia elástica (disponível para a fratura) linear ou não linear
J_{elast}	componente elástica de J
J_{plast}	componente plástica de J

J_{IC}	valor de J de iniciação do rasgamento dúctil em deformação plana
J_{max}	máximo valor da integral J
J_Q	valor de J provisório e candidato à J_{IC}
J-R	curva de resistência ao trincamento dúctil, tendo como parâmetro de tenacidade a integral J da MFEP
K	fator de intensidade de tensões lineares na ponta da trinca, ou coeficiente de resistência na relação $\sigma = K\epsilon_p^n$
K_C	fator de intensidade de tensão crítica
K'	coeficiente de resistência cíclico
K_{max}	fator de intensidade de tensão máximo
K_{min}	fator de intensidade de tensão mínimo
K_E	constante do material, na relação de Hall-Petch
K_{IC}	fator K de iniciação da fratura catastrófica por clivagem, com ou sem rasgamento dúctil anterior, sob condições de deformação plana
K_Q	valor de K provisório e candidato ao cálculo de K_{IC}
l	comprimento da seção útil deformada ou comprimento instantâneo
ln	logaritmo neperiano
l_0	comprimento inicial da seção útil do corpo de prova
M	níveis de deformação no ensaio do passo incremental
M_d	temperatura de transformação da martensita induzida por deformação
M_s	temperatura de transformação da martensita
n	expoente de encruamento
n'	expoente de encruamento cíclico
$\vec{n}$	vetor normal à linha ou superfície de integração J

N_f	número de ciclos para romper o corpo de prova em fadiga, ou vida total em fadiga de corpo de prova ou de componente estrutural
N_i	número de ciclos para iniciar uma trinca
$N_{i_{eq}}$	níquel equivalente em %
N_p	número de ciclos para propagar uma trinca até a fratura do corpo de prova ou componente estrutural
P	carga monotônica aplicada de modo quase estático
P_f	carga de fratura no ensaio de tração
P_Q	carga provisória e candidata ao cálculo de K_{IC}
P_5	carga obtida como mostrado na figura 52
r	distância radial (coordenada polar) a partir da ponta da trinca
R	relação entre a carga máxima e a carga mínima no ensaio de fadiga de alto ciclo, ou relação de tensões
RA	redução de área, determinada no ensaio de tração
S	tensão convencional ou de engenharia
S_a	amplitude de tensão convencional
S_{ail}	amplitude de tensão, na análise do “bloco inteiro”
S_{aim}	amplitude de tensão, na análise “metade do bloco”
S_f	limite de fadiga
S_i	tensão de atrito, na relação de Hall-Petch
S_{ij}	tensões nas proximidades da ponta da trinca
S_m	tensão média convencional
S_{max}	tensão máxima convencional
S_{min}	tensão mínima convencional
S_E	limite de escoamento convencional ou de engenharia
S_R	limite de resistência à tração convencional ou de engenharia
S_Y	limite de escoamento efetivo, calculado como a média entre o limite de escoamento e o limite de resistência
S_3	resistência à fadiga para 10^3 ciclos

S_6	resistência à fadiga para 10^6 ciclos
t	espaçamento entre maclas
T	vetor normal de tração
$\vec{T}_i$	componente de vetor tração (tensão) aplicado externamente a um corpo trincado
U_p	energia potencial elastica linear, ou não linear, armazenada durante o carregamento, por unidade de espessura do corpo de prova
$\vec{u}$	vetor deslocamento, na figura 47
W	largura do corpo de prova utilizado no ensaio de tenacidade à fratura
W	densidade de energia de deformação elástica
x, y	coordenadas retangulares paralela e ortogonal, respectivamente, à superfície da trinca
Y	fator de correção geométrica para a intensidade do campo de tensões e de deformações na frente de uma trinca
$2N_f$	número de reversos para romper, em fadiga, o corpo de prova ou componente estrutural
$2N_t$	número de reversos na transição entre a fadiga de baixo ciclo e a de alto ciclo
α	função do comprimento da trinca e do ligamento não trincado na equação 100
α'	parâmetro de validade assegurada quanto ao crescimento de trinca controlado por J-deformação, tal como derivado por Hutchinson & Paris
α	relação entre o tamanho da trinca e a largura do corpo de prova utilizado no ensaio de tenacidade à fratura

δ	deslocamento monotonicamente crescente, aplicado de modo quase estático, monitorado preferencialmente na linha de carregamento do corpo de prova
δ_{elast}	componente elástica do deslocamento
δ_i	deslocamento de abertura da trinca na linha de aplicação da carga na iniciação real do rasgamento dúctil
δ_{plast}	componente plástica do deslocamento
ε	deformação real ou verdadeira
ε_a	amplitude de deformação real
ε_e	componente elástica da deformação real
ε_f	ductilidade à fratura real, que corresponde à deformação real na fratura
ε'_f	coeficiente de ductilidade à fadiga
ε_{ij}	campo de deformações imediatamente à frente da trinca
ε_p	componente plástica da deformação real
ε_{pij}	campo de deformação plástica na frente da trinca
$\tilde{\varepsilon}_{pij}(\theta)$	função universal de θ , nas equações 93 e 94
ε_t	deformação real total
ε_u	deformação real uniforme
$\rightarrow \varepsilon_{ij}$	tensor deformação
η	parâmetro que mede a quantidade de fratura oblíqua
η	função do ligamento original não trincado e da largura do corpo de prova na equação (79)
ν	coeficiente de Poisson
θ	coordenada angular (polar) medida a partir do plano virtual de propagação da trinca
ρ	constante na equação 69

σ	tensão real ou verdadeira
σ_a	amplitude de tensão real cíclica
σ_f	tensão de fratura real, definida como a carga de ruptura dividida pela área de seção transversal, medida após a ruptura do corpo de prova
σ_1	constante de proporcionalidade na relação Ramberg-Osgood
σ'_f	coeficiente de resistência à fadiga
σ_{ij}	campo de tensões elásticas imediatamente à frente da trinca
$\tilde{\sigma}_{ij}(\theta)$	função universal de θ , nas equações 93 e 94
$\rightarrow \sigma_{ij}$	tensor tensão
ΔK	variação do fator de intensidade de tensão
Δl	variação no comprimento axial da seção útil do corpo de prova
ΔS	amplitude de tensão na frente da trinca
$\Delta \sigma$	variação da tensão real
$\Delta \epsilon_e/2$	amplitude de deformação real elástica
$\Delta \epsilon_p/2$	amplitude de deformação real plástica
$\Delta \epsilon_t/2$	amplitude de deformação real total
Γ	caminho ou contorno de integração em torno da ponta da trinca para a definição de J
ϖ	parâmetro de validade assegurada quanto ao crescimento de trinca controlado por J-deformação, tal como derivado por Hutchinson & Paris

RESUMO

VAREDA, L. V. (1997). *Avaliação das propriedades mecânicas de fadiga de baixo e alto ciclo e tenacidade à fratura de um aço inoxidável austenítico do sistema Cr-Mn-N*. São Carlos. 237p. Tese (Doutorado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.

Neste trabalho, foram determinadas as propriedades mecânicas de fadiga de baixo e alto ciclo e de tenacidade à fratura J_{IC} de um aço inoxidável austenítico do sistema Cr-Mn-N, utilizado na confecção de colares para perfurações pela indústria de exploração de petróleo. Foi também avaliada a influência da temperatura de serviço nas propriedades mecânicas do aço, que apresentou um decréscimo significativo nos valores dos limites de escoamento e de resistência e do alongamento com o aumento da temperatura. Na temperatura ambiente, os ensaios de fadiga de baixo e alto ciclo foram realizados segundo as normas ASTM E606 e ASTM E466. Em temperaturas superiores, as propriedades de fadiga foram estimadas utilizando alguns métodos atualmente disponíveis, que utilizam somente as propriedades mecânicas de tração. Os resultados obtidos mostraram uma pequena influência da temperatura na vida à fadiga na região de baixo ciclo e uma grande influência na região de alto ciclo. A curva tensão-deformação cíclica do material foi obtida pelo método convencional e pelo método do passo incremental, que utiliza somente um corpo de prova. Os ensaios de J_{IC} foram realizados nas temperaturas ambiente e 150°C, segundo a norma ASTM E813, utilizando a técnica de variação da flexibilidade elástica. Na temperatura ambiente, foi observada uma grande dispersão nos valores obtidos de J_{IC} , atribuída à presença de uma fase frágil, identificada como precipitados de carbonitretos mistos de ferro, cromo, manganês e nióbio. Foi também

observada uma diminuição no valor médio de J_{IC} com o aumento da temperatura.

Palavras chaves: aço inoxidável austenítico; fadiga de baixo ciclo; fadiga de alto ciclo; tenacidade à fratura.

ABSTRACT

VAREDA, L. V. (1997). *Evaluation of the low and high cycle fatigue and fracture toughness mechanical properties of a Cr-Mn-N austenitic stainless steel*. São Carlos. 237p. Tese (Doutorado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.

In the present work, the low and high cycle fatigue and fracture toughness properties of a Cr-Mn-N austenitic stainless steel used for application in drill collars were investigated. Also, the temperature dependence of the tensile properties was determined, and it was found that the yield strength, ultimate strength and elongation values decrease significantly with the temperature. The low and high cycle fatigue testing were carried out at room temperature according to ASTM E606 and ASTM E466 standards. At high temperature, the fatigue properties were estimated from monotonic properties obtained in the tensile testing. The results showed small influence of temperature in the fatigue life in the short-life range and great influence in the long-life range. The cyclic stress-strain curve was obtained by companion specimen tests and incremental step tests methods. The last method showed to be advantageous because only one specimen and short testing time were required. The fracture toughness was determined at room temperature and at 150°C applying elastic-plastic fracture mechanics concepts. The single specimen elastic compliance technique for crack length determination was employed. At room temperature a great scattering of the J_{IC} values was observed due the presence of the brittle phase identified as a precipitates of carbonitride content Fe, Cr, Mn, Nb elements. Also a decreasing of average value of the J_{IC} was observed with the increasing of temperature.

Key words: austenitic stainless steel; low cycle fatigue; high cycle fatigue; fracture toughness.

1. INTRODUÇÃO

1.1 - CONSIDERAÇÕES GERAIS

Colares para perfurações são utilizados em perfurações profundas de poços de petróleo e gás pela indústria petrolífera. Os colares são tubos de parede grossa localizados na menor seção do conjunto de perfuração, diretamente acima da broca, para dar rigidez ao conjunto e manter a pressão sobre a broca de perfuração. Segundo TRUMAN & LOMAX (1986) e PANZENBÖCK et al (1990), as dimensões típicas dos colares são aproximadamente 9 m de comprimento, diâmetro variando de 115 a 380 mm e espessura da parede de até 100 mm.

Em serviço os colares são solicitados tanto a esforços estáticos, como dinâmicos, bem como expostos a meios corrosivos com grandes concentrações de cloretos e H_2S . A furação por rotação é a técnica de perfuração dominante. Assim, os esforços estáticos são devido a uma tensão constante de tração causada pelo torque do colar, enquanto que os esforços cíclicos são devido a uma tensão de flexão variável causada pela rotação do conjunto de perfuração nas partes curvadas, como relatado no trabalho de GNYP et al (1990).

Durante a operação de furação, uma lama é bombeada para dentro do poço, com vários objetivos, entre os quais o de remover os restos da perfuração, prevenir o desmoronamento do poço, lubrificação e resfriamento da broca de perfuração. Segundo TRUMAN & LOMAX (1986), a composição da lama depende das características geológicas locais. Geralmente, cloretos de sódio e de potássio estão presentes. Segundo NAKAZAWA et al (1989), com

o aumento da profundidade de perfuração, a temperatura do colar aumenta, podendo atingir até aproximadamente 300° C, agravando ainda mais as condições de carregamento mecânico e de corrosão.

Recentemente, sistemas de acompanhamento foram desenvolvidos para determinação de parâmetros de perfuração, tal como azimuth, que fornece medidas do posicionamento da broca de furação. Aplicações para este sistema podem ser encontradas principalmente em perfurações no mar, onde várias perfurações são realizadas numa mesma plataforma. Os instrumentos de medidas são localizados dentro dos colares. Como a medida do azimuth está baseada no campo magnético terrestre, é necessário, neste caso, a utilização de materiais não magnéticos, com uma permeabilidade magnética relativa muito baixa, $\mu_r \leq 1,01$, para não interferir no sistema de direcionamento da broca de perfuração.

Como consequência desses novos métodos de medidas, a quantidade de sensores e instrumentos eletrônicos dentro dos colares tem aumentado, causando um aumento localizado nas tensões devido à introdução de furos e entalhes para abrigar os instrumentos. Assim, segundo GNYP et al (1990), a importância das propriedades de fadiga e tenacidade no dimensionamento dos colares tem aumentado. Desta maneira, os colares para perfurações precisam suportar, não somente as altas tensões devido à torção e flexão durante o processo de furação em ambientes agressivos, como também precisam ser não magnéticos para os procedimentos de furação direcional, onde o posicionamento da broca é acompanhado durante a furação. Devido a esta última exigência é necessário a utilização de uma liga austenítica não magnética, cujo desenvolvimento está sendo um grande desafio para os metalurgistas.

Segundo CORDEA et al (1987), o primeiro colar não magnético para perfuração foi feito de aço inoxidável da série AISI 300 e ligas a base de Ni, como a liga Monel-K. Após poucos anos de uso, tornou-se óbvio que o aço da série AISI 300 não possuía resistência mecânica suficiente para suportar as

altas tensões do processo de furação. Colares confeccionados totalmente com a liga Monel-K, que possuem melhores resistências mecânicas, tinham como desvantagem o alto custo. Outros materiais utilizados foram as ligas Cu-Be, ligas Fe-Cr-Mo e as ligas Fe-Cr-Mn-N, como relatado nos trabalhos de TRUMAN & LOMAX (1986) e PANZENBÖCK et al (1990). Não somente as propriedades magnéticas, mas também resistência à tração, resistência à fadiga, tenacidade à fratura, resistência à corrosão, conformabilidade, soldabilidade, desgaste, preço, etc., tem uma função importante na seleção do material para confecção do colar. Atualmente, segundo PANZENBÖCK et al (1990), os aços inoxidáveis austeníticos do sistema Cr-Mn-N são os mais frequentemente utilizados devido a sua boa combinação de propriedades tecnológicas.

Quando comparados com os aços Cr-Ni convencionais, os aços do sistema Cr-Mn-N apresentam várias vantagens, tanto no aspecto econômico, como em relação às propriedades mecânicas e de corrosão, como relatado nos trabalhos de PANZENBÖCK et al (1990) e QIU (1993b). No sistema Cr-Mn-N, é possível dissolver uma maior quantidade de nitrogênio, que juntamente com o manganês, substituem o níquel, responsável pela estabilização da austenita, a um custo bem menor. A resistência mecânica dos aços Cr-Mn-N é superior à dos aços Cr-Ni. O principal mecanismo de endurecimento destes aços é o endurecimento por solução sólida intersticial devido a presença de nitrogênio. No caso dos colares para perfurações, um grande aumento na resistência mecânica é também obtido através da deformação a frio, que mesmo em níveis não muito altos, altera significativamente a resistência mecânica. O endurecimento por deformação a frio é geralmente atribuído à presença de manganês e também de nitrogênio, segundo LENEL & KNOTT (1987) e UGGOWITZER & SPEIDEL (1991).

1.2 - OBJETIVOS

Apesar das diversas vantagens dos aços inoxidáveis do sistema Cr-Mn-N, poucas informações são encontradas na literatura, principalmente com relação às propriedades de fadiga e de tenacidade à fratura deste tipo de aço. Os objetivos deste trabalho foram os de realizar uma avaliação, principalmente, das propriedades mecânicas de fadiga de baixo e alto ciclo e de tenacidade à fratura J_{IC} de um aço inoxidável austenítico do sistema Cr-Mn-N, utilizado na confecção de colares para perfurações, e de estudar a influência da temperatura de serviço nestas propriedades. O material foi fabricado e fornecido pela Eletrometal S.A. Metais Especiais, na forma de tubo. O tratamento final do aço foi o forjamento a morno, com temperatura de acabamento de aproximadamente 600°C.

Na temperatura ambiente, os ensaios de fadiga de baixo e alto ciclo foram realizados segundo a norma da AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM) E606 (1991) e E466 (1991), respectivamente, em corpos de prova sem entalhe. A curva tensão-deformação cíclica foi obtida utilizando o método convencional, o qual necessita de vários corpos de prova, e o método do passo incremental, que necessita de um único corpo de prova, e os resultados foram comparados entre si. Devido às dificuldades na realização de ensaios de fadiga em temperaturas elevadas, as propriedades de fadiga nestas temperaturas foram estimadas utilizando alguns métodos disponíveis e bastante utilizados com este objetivo.

A tenacidade à fratura foi avaliada utilizando o parâmetro J_{IC} , determinado segundo as normas ASTM E813-81 (1982) e E813-87, nas temperaturas ambiente e 150°C, em corpos de prova do tipo compacto. O crescimento estável da trinca foi determinado utilizando a técnica de variação de flexibilidade elástica, por meio de um software específico para este método. Muitas controvérsias tem surgido sobre este método, principalmente com relação à linha de embotamento, como relatado por PANDEY et al (1992).

Entretanto, o método recomendado pela norma ASTM E813 é bastante utilizado para medir a tenacidade à fratura sob condições elasto-plásticas. A possibilidade de utilização de computadores para aquisição de dados e controle dos ensaios, tem tornado os ensaios de J_{IC} mais rápidos e mais imunes a erros. A análise fractográfica, utilizando a técnica de microscopia eletrônica de varredura, permitiu explicar alguns dos comportamentos obtidos nos ensaios mecânicos.

2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 - AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS

Em temperaturas elevadas, entre 910 e 1400° C, a estrutura atômica do ferro é cúbica de face centrada, conhecida como austenita. Esta estrutura não é magnética e pode ser retida na temperatura ambiente por adições de determinados elementos de liga ao ferro. O elemento de liga estabilizador da austenita mais comum é o níquel. O efeito do níquel em estabilizar a fase austenítica está apresentado na figura 1, para uma liga de ferro com 18% de cromo. Para temperaturas baixas, mesmo as ligas contendo muito alto teor de níquel se transformam em ferrita. Porém, a transformação é tão lenta que a austenita persiste no resfriamento rápido da liga a partir da região austenítica para a temperatura ambiente e, geralmente, para temperaturas abaixo de zero.

A composição austenítica básica é a liga 18%Cr-8%Ni, mas os teores de cromo e níquel podem ser aumentados para melhorar a resistência à corrosão. Também, outros elementos de liga, os mais comuns sendo o molibdênio, o nióbio, o titânio e o vanádio, são utilizados com finalidades específicas, como melhorar ainda mais a resistência à corrosão, no caso da adição de molibdênio, ou endurecer por precipitação, no caso da adição de nióbio, titânio e vanádio.

A estrutura austenítica pode também ser retida na temperatura ambiente por outros elementos de liga, como o manganês e o nitrogênio, os quais podem substituir o níquel, gerando uma nova classe de aços inoxidáveis austeníticos, da série 200, cuja diferença principal é a maior resistência mecânica e a

melhor resistência à corrosão, em relação aos aços com níquel, segundo LULA (1992).

FIGURA 1 - Efeito do teor de níquel na estabilidade da austenita em uma liga de ferro com 18% de cromo, LULA (1989).

Os aços inoxidáveis austeníticos apresentam um grau variado de estabilidade da austenita com relação à formação de martensita. Dependendo da composição química do aço, pode ocorrer a formação da martensita durante o resfriamento a partir de uma temperatura mais elevada, durante a deformação a frio, ou em tratamentos à temperaturas abaixo de zero.

Muitos autores estudaram os efeitos dos elementos de liga na constituição dos aços inoxidáveis austeníticos, utilizando a composição equivalente de cromo e níquel, e aplicando os resultados a diagramas do tipo Schaeffler-Schneider, como mostrado na figura 2. Segundo PICKERING (1978), as relações obtidas por Briggs & Parker, equações (1) e (2) podem ser utilizadas para uma grande variedade de composições químicas de aços inoxidáveis austeníticos. Alguns cuidados devem ser tomados na aplicação dessas expressões, particularmente em aços que possam conter carbonitreto

de nióbio ou titânio não dissolvidos. Isto diminui a concentração de carbono e nitrogênio em solução e, consequentemente, diminui o efeito desses elementos intersticiais no cálculo do níquel equivalente. Os carbonetos presentes também podem ter efeitos importantes nas propriedades de corrosão e na resistência mecânica.

$$Ni_{eq} = \%Ni + \%Co + 0,5 \times \%Mn + 0,3 \times \%Cu + 30 \times \%C + 25 \times \%N \quad (1)$$

$$Cr_{eq} = \%Cr + 2 \times \%Si + 1,5 \times \%Mo + 5 \times \%V + 5,5 \times \%Al + 1,75 \times \%Nb + 1,5 \times \%Ti + 0,75 \times \%W \quad (2)$$

FIGURA 2 - Diagrama de Schaeffler-Schneider. Campo de estabilidade das fases em função das quantidades de níquel equivalente e cromo equivalente presentes nos aços (A = austenita; M = martensita; F = ferrita δ), KEOWN & PICKERING¹.

¹ KEOWN, S.R.; PICKERING, F.B. In: STUART, H., ed. *International Symposium Niobium -81*. San Francisco, USA, nov. 1981 apud SORDI, V.L. (1994). *Comportamento de Fluência de aços inoxidáveis austeníticos 18Cr-12Ni com adições de nióbio*. São Carlos. Tese (doutorado) - Universidade Federal de São Carlos.

2.1.1 - RELAÇÕES ENTRE MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES

Segundo PICKERING (1978), é possível relacionar satisfatoriamente os valores dos limites de escoamento e de resistência dos aços inoxidáveis austeníticos convencionais com os parâmetros de composição e microestrutura, através das expressões:

$$S_E = 15,4\{4,4 + 23(C) + 1,3(Si) + 0,24(Cr) + 0,94(Mo) + 1,2(V) + 0,29(W) + 2,6(Nb) + 1,7(Ti) + 0,82(Al) + 32(N) + 0,16(\text{ferrita} - \delta) + 0,46.d^{-1/2}\} \quad (3)$$

$$S_R = 15,4\{29 + 35(C) + 55(N) + 2,4(Si) + 0,11(Ni) + 1,2(Mo) + 5,0(Nb) + 3,0(Ti) + 1,2(Al) + 0,14(\text{ferrita} - \delta) + 0,82.t^{-1/2}\} \quad (4)$$

onde S_E e S_R são os limites de escoamento e de resistência em MPa, respectivamente. Ferrita- δ é a porcentagem de ferrita delta, d é o diâmetro de grão médio, t é o espaçamento entre maclas em mm e () é a porcentagem em peso dos elementos de liga.

Segundo as expressões acima, o limite de escoamento não é afetado pelo espaçamento entre as maclas na austenita, porque a energia de falha de empilhamento, que controla a taxa de encruamento, tem pouco ou nenhum efeito à baixas deformações, onde o escoamento é medido. Segundo PICKERING (1978), um espaçamento pequeno entre as maclas é uma consequência da baixa energia de falha de empilhamento, a qual leva a uma alta taxa de encruamento. Para deformações maiores, o efeito da energia de falha de empilhamento sobre o grau de encruamento é muito grande e, conseqüentemente, o espaçamento entre maclas influi bastante no limite de resistência à tração, sendo mais importante que o tamanho de grão. O

refinamento do grão aumenta o limite de escoamento, mas seu efeito é pequeno nos aços inoxidáveis austeníticos.

A presença de ferrita-delta no aço inoxidável austenítico provoca um aumento no limite de escoamento e de resistência, e sua introdução pode ser considerada como um mecanismo de endurecimento. A ferrita-delta é mais dura que a austenita, fazendo com que a deformação se concentre na fase austenítica, provocando maior encruamento e, conseqüentemente, aumentando o limite de escoamento. No caso do limite de resistência, o endurecimento devido à presença de ferrita-delta é atribuído a maior concentração de nitrogênio e carbono na austenita, em relação a ferrita, devido a maior solubilidade desses elementos na fase austenítica, aumentando a taxa de encruamento.

A resistência mecânica dos aços austeníticos pode ser aumentada pela presença de elementos de liga em solução sólida substitucional ou intersticial. Esse efeito é geralmente considerado ser resultante da influência do diâmetro atômico do soluto no parâmetro de rede da austenita e, conseqüentemente, na deformação provocada na rede por estes elementos. Os átomos intersticiais são mais efetivos no endurecimento por solução sólida, como pode ser observado na figura 3.

Outro processo de endurecimento que pode ser utilizado em aços inoxidáveis austeníticos é o endurecimento por precipitação. O princípio geral consiste em se produzir uma solução sólida supersaturada que é metaestável a temperatura ambiente, e que favorecerá a precipitação de compostos durante o envelhecimento em temperaturas intermediárias. Para que isso ocorra, é necessário que a segunda fase seja solúvel em altas temperaturas, mas que diminua sua solubilidade com o decréscimo da temperatura.

O grau de endurecimento resultante da presença de partículas de segunda fase depende da quantidade e da distribuição dessas partículas na matriz dúctil. Segundo DIETER (1981a), as partículas de segunda fase atuam de modo a retardar o movimento das discordâncias, podendo tanto ser

cisalhadas por estas, como resistirem ao cisalhamento, forçando-as a contorná-las.

Em aços inoxidáveis pode ocorrer a precipitação geral de carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ e possivelmente Cr_2N , ou a precipitação celular em contorno de grão desses mesmos compostos. O grau de endurecimento que pode ser obtido num aço inoxidável austenítico, por precipitação de carbonetos do tipo $M_{23}C_6$, dependerá da quantidade de carbono e nitrogênio em solução, e consequentemente das temperaturas de solubilização e de envelhecimento.

FIGURA 3 - Efeito dos elementos de liga no endurecimento por solução sólida em aços inoxidáveis austeníticos, LLEWELLYN (1993).

2.1.2 - SENSITIZAÇÃO DOS AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS

A principal desvantagem dos aços inoxidáveis austeníticos é a possibilidade de ocorrência do fenômeno de sensitização, inicialmente

observado nas zonas afetadas pelo calor de soldas. Quando os aços inoxidáveis austeníticos são aquecidos entre 425 e 815° C, carbeto de cromo do tipo Cr_{23}C_6 precipitam nos contornos de grãos, diminuindo o teor de cromo em solução, levando a uma deterioração na resistência a corrosão. Segundo LULA (1989), a temperatura mais crítica é aproximadamente 650° C, onde poucos segundos podem ser suficientes para sensibilizar o aço.

O fenômeno da sensibilização pode ser evitado ou diminuído pela estabilização do aço, através da adição de nióbio ou titânio. Esses elementos combinam com o carbono e formam carbeto do tipo TiC ou NbC , diminuindo o teor de carbono em solução, e retardando a precipitação de Cr_{23}C_6 . Titânio e nióbio combinam também com nitrogênio. Assim, quantidades suficientes desses elementos precisam ser adicionados para combinar com ambos, carbono e nitrogênio. Segundo PICKERING (1978), geralmente, a quantidade adicionada é $\text{Ti} = 5(\text{C} + \text{N})$ e $\text{Nb} = 10(\text{C} + \text{N})$. Raramente a estabilização através da adição de nióbio e titânio é totalmente efetiva. Por este motivo, existe uma tendência para produzir aços inoxidáveis austeníticos com teores muito baixos de carbono, no máximo 0,03%.

2.1.3 - FASES INTERMETÁLICAS DOS AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS

Segundo PICKERING (1978), durante o aquecimento em temperaturas entre 700 e 950°, os aços inoxidáveis austeníticos podem sofrer fragilização pela formação de um composto intermetálico chamado fase σ . Esta fase possui estrutura tetragonal e composição $\text{Fe}(\text{Cr}, \text{Mo})$, segundo PADILHA² et al apud VATAVUK (1994). Na temperatura ambiente é dura, frágil e não magnética e

² PADILHA, A.F. et al *Metalurgia física e tratamento térmico (Anais do seminário CONFIT)*, Belo Horizonte, MG - Setembro de 1993, p. 93 apud VATAVUK, J. et al (1994) *Estudo da decomposição da ferrita σ em aço inoxidável austenítico contendo nióbio*. *Metalurgia e Materiais*, p.36-40, janeiro.

sua presença diminui a ductilidade e tenacidade do aço. Alguns elementos de liga, como o cromo, molibdênio, titânio e silício favorecem sua precipitação. Segundo LULA (1989), elementos, como carbono, nitrogênio e níquel em grandes quantidades, retardam a formação da fase σ . A presença de ferrita delta nos aços inoxidáveis austeníticos acelera a cinética de formação de fases intermetálicas, principalmente da fase σ , como relatado por PICKERING (1978). Outras fases também podem precipitar, como por exemplo a fase χ e a fase Laves. A fase χ é muito similar a fase σ , mas com estrutura cúbica e composição $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$, segundo VATAVUK et al (1994). Ela é dura, frágil e não magnética e se forma nos aços com alto teor de molibdênio. Segundo FOLKHARD (1988), a fase Laves, com estrutura hexagonal e composição $\text{Fe}_2(\text{Mo})$ ou $\text{Fe}_2(\text{Nb})$, forma em preferência a fase σ , quando Mo ou Nb, respectivamente, está presente. Segundo VATAVUK (1994), dessas fases, a fase σ é a mais prejudicial para as propriedades mecânicas.

2.2 - ADIÇÃO DE NITROGÊNIO AOS AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS

Nitrogênio aparece universalmente em todos os aços e embora sua solubilidade sob condições normais de fabricação é pequena, ele pode exercer grande influência nas propriedades mecânicas e físicas. Alguns desses efeitos são prejudiciais, frequentemente associados com vários fenômenos de fragilização. Os processos de refino dos aços, ainda no estado líquido, são utilizados entre outras coisas para diminuir o teor de nitrogênio. Mas o nitrogênio tem também vários efeitos benéficos, além de ser uma matéria prima abundante e barata.

Recentemente diferentes tipos de aços contendo alto teor de nitrogênio foram desenvolvidos. Para SPEIDEL (1989), aços são considerados conter alto

teor de nitrogênio, se eles possuem mais nitrogênio do que pode ser dissolvido no material por processamentos à pressão atmosférica. Para aços ferríticos, este limite é aproximadamente 0,08%, enquanto que para aços austeníticos o limite é aproximadamente 0,4% em peso de nitrogênio.

PICKERING (1988) e LLEWELLYN (1993) fizeram uma revisão dos efeitos da adição de nitrogênio sobre diferentes tipos de aços, como os aços ao manganês, aços microligados de alta resistência e baixa liga, aços bifásicos, aços temperados e revenidos, aços inoxidáveis, etc. Segundo PICKERING (1988), os efeitos benéficos da adição de nitrogênio ocorre geralmente devido à sua interação com outros elementos de ligas presentes nos aços. Tais interações podem resultar na precipitação de nitretos e carbonitretos, ou na formação de zonas ou agrupamentos entre o nitrogênio e os elementos de liga, os quais podem ocorrer nas fases ferríticas ou nas fases austeníticas. Estas interações influenciam muitos fenômenos, como endurecimento por solução sólida, endurecimento por precipitação, crescimento de grão, encruamento, temperabilidade, envelhecimento, resistência à fluência, propriedades de corrosão, etc. Segundo POULALION & BOTTE (1988), o efeito do nitrogênio é mais pronunciado nos aços inoxidáveis austeníticos.

Muitas propriedades do nitrogênio são idênticas as do carbono, mas nos aços inoxidáveis austeníticos o nitrogênio oferece várias vantagens sem o principal efeito prejudicial da precipitação de carbeto de cromo nos contornos de grãos, levando a sensitização do aço e, conseqüentemente, ao empobrecimento das propriedades de corrosão. O carbono tem também influências negativas na tenacidade, soldabilidade, além da necessidade de maiores temperaturas de solubilização para dissolver os carbonetos, resultando em maiores tamanhos de grãos austeníticos.

Segundo HENDRY (1994) e SIMMONS (1996), as vantagens do nitrogênio nos aços inoxidáveis austeníticos podem ser resumidas como:

a) Nitrogênio é um elemento estabilizador da austenita e uma vez que uma alta proporção do custo dos aços inoxidáveis austeníticos estabilizados é devido ao

alto teor de níquel necessário para manter a estrutura totalmente austenítica, uma considerável vantagem econômica pode ser obtida pela adição deste elemento. Manganês aumenta a solubilidade do nitrogênio na austenita e é usado em combinação com o nitrogênio para diminuir a quantidade de níquel.

b) O nitrogênio é um elemento endurecedor nos aços. O endurecimento causado pelo nitrogênio ocorre por vários mecanismos. Segundo HENDRY (1994), os mais importantes são o endurecimento por solução sólida intersticial e, nos aços inoxidáveis austeníticos convencionais, endurecimento por precipitação. Elementos intersticiais são muito mais efetivos como endurecedores por solução sólida do que os solutos substitucionais, como o cromo, o níquel, o manganês, o molibdênio, etc., como pode ser observado na figura 3. Segundo SPEIDEL (1989), o aumento na resistência ocorre sem prejuízo significativo para a tenacidade à fratura, como pode ser observado na figura 4. Ainda, segundo alguns autores, o nitrogênio tem o efeito adicional de exercer uma forte influência na energia de falha de empilhamento e, portanto, influenciar o comportamento das discordâncias. Na presença de fortes formadores de nitretos, como titânio, nióbio e vanádio, nitrogênio é também um forte endurecedor por precipitação. Ainda, nos aços contendo alto teor de nitrogênio, o endurecimento por refino de grão e pela deformação a frio são mais efetivos do que nos aços sem nitrogênio.

c) Nitrogênio confere adicional resistência à corrosão nos aços inoxidáveis austeníticos. Molibdênio é geralmente adicionado para obter resistência à corrosão por pitting para usos em poços de petróleo e aplicações marinhas. Mas, ele é um elemento estabilizador da ferrita e a composição da liga precisa, portanto, ser balanceada com adições de elementos estabilizadores da austenita. Segundo UGGOWITZER & HARZENMOSER (1989), nitrogênio satisfaz totalmente esta necessidade, com a vantagem adicional de aumentar a resistência ao pitting ainda mais. O nitrogênio em solução sólida atraz a precipitação de carbeto, eliminando a sensitização nos contornos de grão e a consequente perda da resistência à corrosão geral. Segundo os autores, a

adição de nitrogênio também melhora a resistência ao trincamento por corrosão sob tensão e a resistência à fluência.

d) Nitrogênio diminui a tendência à formação da martensita induzida por deformação.

FIGURA 4 - Influência do nitrogênio em solução sólida no limite de escoamento e tenacidade à fratura de um aço inoxidável austenítico na temperatura ambiente, SPEIDEL (1989).

Uma grande atenção vem sendo dada à adição de nitrogênio nos aços inoxidáveis austeníticos da série AISI 300, como os aços AISI 304LN e 316LN, mas uma nova geração de aços projetados especificamente para o nitrogênio tem surgido em vários países. Esses aços contêm elementos estabilizantes, como nióbio, vanádio e titânio, os quais formam nitretos estáveis capazes de produzir significativo melhoramento nas propriedades mecânicas e diminuir a precipitação de carbeto de cromo. Estas ligas podem

ser laminadas ou deformadas a frio para aumentar ainda mais a resistência mecânica sem a ocorrência da transformação martensítica. A composição, propriedades mecânicas e cristalografias de alguns desses aços foram discutidas nos trabalhos de KARLSSON et al (1985) e DEGALLAIX et al (1986).

Em uma outra série de desenvolvimento, manganês e nitrogênio são utilizados com o objetivo de substituir o níquel nos aços inoxidáveis austeníticos, constituindo os aços do sistema Cr-Mn-N. Neste tipo de aço, o teor de manganês é elevado, aproximadamente 18%, e um grande aumento na resistência é obtido pelo nitrogênio em solução sólida e pela deformação a frio. A figura 5 mostra o desenvolvimento histórico da resistência nos aços inoxidáveis austeníticos, onde pode ser observado a importância do trabalho a frio em aumentar a resistência mecânica e a grande melhoria na resistência mecânica quando a adição de nitrogênio é combinado com a deformação a frio.

FIGURA 5 - Desenvolvimento histórico dos aços inoxidáveis austeníticos com adição de nitrogênio, HENDRY (1994).

2.3 - AÇOS DO SISTEMA Cr-Mn-N

Aços inoxidáveis austeníticos ligados com nitrogênio exibem uma variedade de propriedades excepcionais, como alta resistência, alta ductilidade, melhor resistência à corrosão e ao trincamento por corrosão sob tensão. O sistema Cr-Mn-N tem atraído bastante atenção, uma vez que neste sistema é possível dissolver uma maior quantidade de nitrogênio, que juntamente com o manganês substitui o níquel com um custo bem menor.

Contrastando com o sistema aço-carbono, as propriedades termodinâmicas e os diagramas de fase deste sistema são pouco conhecidos a partir de experimentos. Segundo RAWERS & KIKUCHI (1993), pouco é conhecido sobre a solubilidade do nitrogênio nas várias fases com diferentes composições, sobre a estabilidade e precipitação dos nitretos a diferentes temperaturas, tipos e mecanismos dos precipitados.

2.3.1 - METALURGIA FÍSICA

Tanto o manganês, como o níquel, aumentam o campo da fase austenítica no diagrama de equilíbrio Fe-Mn e Fe-Ni, respectivamente, e são portanto chamados elementos austenitizantes. A figura 6 apresenta um diagrama de equilíbrio do sistema Fe-Cr-Mn mostrando a grande influência da adição de níquel no campo austenítico a 1075°C. Acima de 15% de cromo ocorre a formação da ferrita delta. Assim, para aumentar o teor de cromo acima de 15%, por razões de corrosão, torna-se necessário adicionar níquel. Nitrogênio é também muito efetivo em aumentar o campo austenítico, como demonstrado por LULA (1992), para aços com 15 a 20% de Cr e 12,5 a 18% de Mn. Como mostrado na figura 7, a eficiência do nitrogênio é muito óbvia, onde acima de 0,3% de nitrogênio é possível aumentar o teor de cromo de 16 até 19%.

FIGURA 6 - Estrutura do aço Cr-Mn com 0 a 5% de níquel, a 1075° C, LULA (1992).

FIGURA 7 - Influência do nitrogênio no campo austenítico, LULA (1992).

Segundo LLEWELLYN (1993), a função do manganês não é somente ampliar o campo austenítico a altas temperaturas, mas também estabilizar o aço contra a transformação da martensita durante o resfriamento, diminuindo a temperatura de transformação M_s . Para aços inoxidáveis Cr-Mn é assumido que 12 a 15% de Mn garante uma baixa temperatura M_s .

Segundo LENEL & KNOTT (1987), a temperatura para a transformação da martensita, M_s , é reduzida por muitos elementos de liga, como o cromo, níquel, manganês e nitrogênio. Os autores obtiveram a seguinte relação entre a temperatura M_s e a composição química, para aços dos sistema Cr-Mn-N, com estruturas recozidas e composição variando entre 8 e 12% de Cr, 0 e 10% de Mn e entre 0 e 0,6% de N:

$$M_s = 555 - 9(\text{Cr} - 8) - 40 \cdot \text{Mn} - 450 \cdot \text{N} \quad (5)$$

onde M_s é a temperatura em °C e Cr, Mn e N são as porcentagens em peso dos elementos.

2.3.2 - PRECIPITAÇÃO DE CARBETOS E NITRETOS

A precipitação de carbetos nos aços inoxidáveis austeníticos Cr-Ni foi bastante estudada, porém, para os aços Cr-Mn-N, poucas informações podem ser encontradas na literatura. Segundo LULA (1992), existe uma grande semelhança entre os mecanismos de precipitação para estes dois sistemas. A precipitação de carbetos ocorre na mesma faixa de temperatura de 550 a 800°C. A diferença é causada não tanto pelo manganês, como pelo nitrogênio, que altera a cinética de precipitação. Segundo WHELAN & CORDEA (1987), nos aços Cr-Ni e Cr-Mn-N, a presença de nitrogênio atraza a precipitação dos carbetos do tipo $M_{23}C_6$, e nitretos precipitam em maior quantidade. Segundo GERLACH & SCHMIDTMANN³ apud FOLKHARD (1988), recozimento prolongado produz nitretos complexos do tipo M_2N (fase Z) e carbonitretos do tipo $M_6(\text{CN})$. A alteração na cinética da precipitação dos carbetos é benéfica,

³ GERLACH, H.; SCHMIDTMANN E. Einfluß von kohlenstoff und bor auf das ausscheidungsverhalten eines austenitischen stahles mit rund 16% chrom, 2% molybdän, 16% nickel und niob. *Arch. Eisenhüttenwes.* 39, p. 139-49, 1968 apud FOLKHARD, E. *Welding Metallurgy of Stainless Steels.* Springer-Verlag Wien, New York, p.22, 1988.

pois reduz a tendência do fenômeno de sensitização nos contornos de grãos, como relatado em vários trabalhos.

Segundo GERLACH et al⁴ apud FOLKHARD (1988), em aços inoxidáveis austeníticos com nitrogênio estabilizados com nióbio, pode ocorrer precipitação de carbonitreto do tipo Nb(CN) e nitretos mistos do tipo (CrNb)N. No caso de uma adição excessiva de nióbio, a fase Laves, Fe₂Nb, e carbonitreto misto, (FeCr)₃Nb₃(CN), podem também precipitar, se existir mais nióbio do que o necessário para estabilizar o aço.

Nitrogênio possui maior solubilidade nos aços inoxidáveis austeníticos do que o carbono e isto resulta em uma menor susceptibilidade para formação de precipitados indesejáveis. Segundo THIER⁵ e THIER et al⁶ apud FOLKHARD, a precipitação de todas as fases, além dos carbeto M₂₃C₆, onde o nitrogênio não é solúvel, como a fase χ contendo molibdênio e a fase Laves, Fe₂Mo ou Fe₂Nb, são retardadas. Também, com relação à precipitação da fase σ , nitrogênio mostra um comportamento similar ao carbono, alterando o limite de precipitação para teores mais altos de cromo.

Em aços do sistema Cr-Mn-N utilizado na confecção de colares para perfurações, WHELAN & CORDEA (1987), verificaram uma alteração dramática no tipo de precipitado, provocada pelo decréscimo de carbono e pelo aumento do teor de nitrogênio. Segundo os autores, estas modificações nos teores destes elementos resultaram na formação de nitretos em maior quantidade do que os carbeto. Os autores verificaram também a precipitação de nitretos do tipo (Cr, V, Fe)₂N e Nb₄N₃ nos contornos de grãos e na matriz, quando V e Nb foram adicionados às ligas.

⁴ GERLACH, H. et al. Untersuchungen über die Wirkung von Stickstoff und Niob in austenitischen korrosionsbeständigen Stählen. *Bänder, Bleche, Rohre*, 10, p. 418-25, 1969 apud FOLKHARD, E. *Welding Metallurgy of Stainless Steels*. Springer-Verlag Wien, New York, p.33, 1988.

⁵ THIER, H. Der Einfluß von Stickstoff auf das Ausscheidungsverhalten des austenitischen Chrom-Nickel-Stahles X 5 CrNiMo 17 13. *Dr.-Ing.-Dissertation, Techn. Hochschule Aschen*, 1967 apud FOLKHARD, E. *Welding Metallurgy of Stainless Steels*. Springer-Verlag Wien, New York, p.22, 1988.

⁶ THIER, H. et al. Einfluß von Stickstoff auf das Ausscheidungsverhalten des Stahles X 5 CrNiMo 17 13. *Arch. Eisenhüttenwes.* 40, p.333-9, 1969 apud FOLKHARD, E. *Welding Metallurgy of Stainless Steels*. Springer-Verlag Wien, New York, p.22, 1988.

2.3.3 - SOLUBILIDADE DO NITROGÊNIO

O tamanho atômico do carbono e do nitrogênio é pequeno o suficiente, em comparação ao do ferro, para permitir que esses elementos entrem na fase austenítica e ferrítica pura do ferro, assim como também nas fases correspondentes do reticulado das ligas a base de ferro, como átomos intersticiais. O átomo de nitrogênio com um raio atômico menor do que o carbono, 0,72 Å e 0,77 Å respectivamente, tem uma solubilidade maior. Entretanto, segundo POULALION & BOTTE (1989), a solubilidade do nitrogênio no ferro no estado fundido é o principal obstáculo ao seu uso como elemento de liga. Segundo os autores, à pressão atmosférica e na temperatura de 1600° C, somente 0,045% em peso de nitrogênio se dissolve no ferro. Entretanto, a solubilidade do nitrogênio pode ser aumentada através da adição de certos elementos de liga. A influência dos principais elementos de liga na solubilidade do nitrogênio no ferro no estado fundido à 1600° C e a 1 atm pode ser observada na figura 8. A adição de carbono ou silício tem efeito negativo na solubilidade do nitrogênio no ferro. Entretanto, adições de cromo, nióbio, vanádio e manganês, este último com menor influência, aumentam significativamente a solubilidade do nitrogênio.

Com o desenvolvimento dos aços do sistema Cr-Mn-N, muitos autores tem estudado a solubilidade do nitrogênio neste sistema, baseado em informações experimentais. Porém, as informações são geralmente restritas a algumas composições, pressão do nitrogênio durante a fusão, e temperatura. Segundo LENEL & KNOTT (1987), a solubilidade do nitrogênio a 1050° C é maior do que 0,6% em ligas Fe-Cr-Mn-N, contendo 12% de Cr e 10% de Mn, quando fundidas a 1 atmosfera. Porém, segundo HENDRY (1994), por razões econômicas, muitas vezes o teor de nitrogênio não excede 0,25%, pois acima desse valor necessita-se de práticas de fundição especiais para evitar porosidades, aumentando o custo de fabricação. Segundo LENEL & KNOTT (1987), para obter uma estrutura austenítica com 0,25% de nitrogênio, uma

liga contendo 10 a 14% de cromo e 8 a 12% de Mn é suficiente para garantir a estabilidade da austenita na temperatura ambiente, ou seja, uma temperatura M_s abaixo da temperatura ambiente.

FIGURA 8 - Influência dos elementos de liga na solubilidade do nitrogênio no ferro a 1600° C, POULALION & BOTTE (1989).

QIU (1993a e 1993b) fez um estudo detalhado sobre a termodinâmica dos aços Cr-Mn-N, baseado em uma grande quantidade de resultados experimentais, fornecendo dados para prever a solubilidade do nitrogênio para uma grande variedades de composições, temperatura e pressão. Recentemente, foi mostrado que o teor de nitrogênio nas ligas de ferro pode ser aumentado significativamente pela fusão sob elevada pressão de nitrogênio, como relatado nos trabalhos de STEIN et al (1989), FEICHTINGER (1989), RAWERS & KIKUCHI (1993), QIU (1993a). Segundo QIU (1993a), a solubilidade do

nitrogênio, em % em peso, aumenta linearmente com a raiz quadrada da pressão, para valores de solubilidade menores do que 0,5%.

2.3.4 - PROPRIEDADES DE CORROSÃO

Segundo LULA (1992), nos aços inoxidáveis austeníticos, cromo é o elemento mais importante, seguido pelo molibdênio. Níquel tem um pequeno efeito na corrosão, enquanto que o papel do manganês é pouco conhecido e frequentemente seu efeito não é separado do efeito do nitrogênio. Nos poucos estudos, onde o efeito do manganês foi avaliado separadamente, os resultados são contraditórios. Como relatado por LULA (1992), vários trabalhos têm mostrado tanto uma influência benéfica, como maléfica, da adição de manganês, nas propriedades de resistência a corrosão.

Muitos trabalhos têm mostrado que a adição de nitrogênio aos aços inoxidáveis produz efeitos benéficos na resistência à corrosão por pitting, na resistência ao trincamento por corrosão sob tensão e na resistência à corrosão geral. Segundo CHUN et al (1986), estes efeitos são mais importantes nos aços inoxidáveis austeníticos do sistema Cr-Mn-N do que em outros sistemas, pois nesses aços a solubilidade do nitrogênio é maior, podendo chegar até 0,6% ou mais.

Um mecanismo de passivação produzido pelo efeito combinado de nitrogênio e molibdênio foi proposto por NEWMAN et al apud LULA⁷ (1992). De acordo com este modelo, o enriquecimento de nitrogênio ocorre na interface metal-filme passivo, em combinação com o molibdênio, impedindo a corrosão nas partes quebradas do filme, onde um ambiente mais agressivo se desenvolve. Segundo LULA (1992), a resistência à corrosão superior de alguns aços Cr-Mn e Cr-Ni-Mn pode ser atribuída sem dúvida ao nitrogênio. O tipo

⁷ NEWMAN, R.C. et al. *Proc. Ninth Int. Con. Met. Corr., Toronto, 1984 apud LULA, R.A. High manganese austenitic steels: past, present and future. In: CONFERENCE ON HIGH MANGANESE AUSTENITIC STEELS, Ohio, USA. Proceedings. p.1-12, 1992.*

216, o grau correspondente ao tipo 316, onde o níquel foi substituído por manganês e nitrogênio, tem demonstrado ser mais resistente à corrosão em meios redutores do que o tipo 316.

2.3.5 - MECANISMOS DE ENDURECIMENTO

Aços inoxidáveis austeníticos convencionais possuem um baixo limite de escoamento, de aproximadamente 200 a 300 MPa, que, segundo UGGOWITZER & HARZENMOSER (1989), é muito pouco afetado pela variação de temperatura, desde 0 até 800° K. Entretanto, segundo UGGOWITZER & SPEIDEL (1991), nos aços endurecidos com nitrogênio, o limite de escoamento é bastante influenciado pela temperatura, tanto para aços do sistema Cr-Ni, como do sistema Cr-Mn, aumentando com a diminuição da temperatura. Este comportamento pode ser observado na figura 9, para um aço 18Cr-18Mn utilizado como anel de retenção. O limite de escoamento aumenta com o aumento no teor de nitrogênio e, nas temperaturas mais baixas, o efeito do endurecimento pelo nitrogênio é muito mais acentuado, enquanto que em altas temperaturas o efeito é pequeno.

Assim, segundo GRUJICIC et al (1989), o limite de escoamento pode ser dividido em uma componente ativada termicamente e outra atômica. Ambas componentes aumentam com o aumento no teor de nitrogênio, porém a influência do nitrogênio é diferente em cada uma delas. Segundo SIMMONS (1996), a influência do nitrogênio na componente térmica é principalmente devido ao endurecimento por solução sólida e é proporcional a $N^{1/2}$, enquanto que na componente atômica é geralmente atribuída ao endurecimento por refino de grão promovido pelo nitrogênio, e é proporcional a N , onde N é a fração molar de nitrogênio. A componente térmica é pequena a temperaturas acima de 200°C, e muito grande para temperaturas abaixo da ambiente.

FIGURA 9 - Influência da temperatura no limite de escoamento para diferentes teores de nitrogênio para um aço 18%Cr, 18% Mn, UGGOWITZER & HARZENMOSER (1989).

Devido à alteração do limite de escoamento com a temperatura, os aços inoxidáveis austeníticos com alto teor de nitrogênio exibem uma transição dúctil-frágil em baixas temperaturas. Segundo SIMMONS (1996), os aços Cr-Mn-N apresentam uma grande fragilidade nas temperaturas criogênicas, mas este efeito pode ser amenizado com adições de molibdênio e níquel, que aumentam a tenacidade, pois impedem que o limite de escoamento aumente muito com a diminuição da temperatura.

Segundo UGGOWITZER & HARZENMOSER (1989), o limite de escoamento dos aços austeníticos contendo nitrogênio, na condição solubilizada, é considerado consistir de três partes: resistência da matriz, endurecimento por solução sólida provocado pelos átomos de nitrogênio dissolvidos intersticialmente na austenita e endurecimento devido ao

refinamento de grão. A resistência da matriz, basicamente, é a tensão de atrito das discordâncias no reticulado cristalino da austenita sem elemento intersticial, mas que contém cromo, níquel e manganês em solução sólida substitucional. A resistência da matriz é pequena e depende muito pouco da temperatura.

O endurecimento por solução sólida intersticial é o principal mecanismo de endurecimento, pois o nitrogênio exerce maior influência no limite de escoamento dos aços inoxidáveis austeníticos do que qualquer outro elemento de liga, figura 3. O aumento no limite de escoamento devido à presença de átomos de nitrogênio dissolvidos intersticialmente na matriz austenítica, é geralmente atribuído às deformações elásticas do reticulado cristalino. Porém, segundo GRUJICIC et al (1989), enquanto que a presença de nitrogênio no reticulado cúbico de corpo centrado do ferro produz grandes distorções assimétricas da rede cristalina, no reticulado cúbico de face centrada as deformações associadas à presença de nitrogênio são pequenas e simétricas. Assim, a interação entre uma discordância e um átomo de nitrogênio na austenita é muito fraca para produzir grandes aumentos no limite de escoamento, como é geralmente observado.

Segundo UGGOWITZER & SPEIDEL (1991), independentemente da composição básica dos aços inoxidáveis austeníticos, Cr-Ni- ou Cr-Mn-, a adição de nitrogênio também produz uma grande alteração na estrutura de discordâncias. Enquanto que os aços sem nitrogênio apresentam uma estrutura celular de discordâncias, os aços com nitrogênio apresentam um arranjo planar de discordâncias. Esta alteração na estrutura implica em alterações do comportamento de deslizamento das discordâncias e tem grande influência nas propriedades de tração e de fadiga. Segundo NILSSON (1983 e 1984), com o arranjo planar, a ocorrência do processo de escorregamento transversal é reduzido, dificultando o deslizamento das discordâncias e, conseqüentemente, aumentando a resistência à tração e à fadiga desses aços.

A presença do arranjo planar de discordâncias nos aços inoxidáveis austeníticos com nitrogênio foi observado em vários trabalhos, como o de NILSSON (1983), MÜLLNER et al (1993) e VOGT et al (1993). Segundo UGGOWITZER & SPEIDEL (1991), uma grande quantidade de multipolos de discordâncias e barreiras de Lomer-Cottrell são observados nos aços com nitrogênio e, conforme GRUJICIC et al (1989), ocorre tanto em altas como em baixas temperaturas, mesmo para quantidades pequenas de nitrogênio.

Porém, a causa da alteração no comportamento das discordâncias devido à presença de nitrogênio é motivo de controvérsias. Para alguns autores, como SCHRAMM & REED (1975), STOLTZ & VANDER SANDE (1980), DEGALLAIX et al (1986) e MÜLLNER et al (1993), a alteração é causada pela diminuição da energia de falha de empilhamento, devido à presença de nitrogênio, levando à formação de uma estrutura de discordâncias de baixa energia e, conseqüentemente, aumentando a taxa de encruamento. Entretanto, medidas da energia de falha de empilhamento, utilizando as técnicas de microscopia eletrônica de transmissão e difractometria por raio-X, foram realizadas por vários autores, como relatado por TAKEMOTO et al (1986), e mostraram que a influência do nitrogênio na energia de falha de empilhamento é insignificante e, portanto, não pode ser a causa da mudança no arranjo das discordâncias. Resultado semelhante foi obtido por VOGT et al (1993).

SWANN⁸ e DOUGLASS⁹ apud TAKEMOTO et al (1986), sugerem que por causa da sua afinidade com o cromo, o nitrogênio introduz um arranjo a curta distância, denominada zona “SRO”, onde as discordâncias móveis vão se empilhando. Com o aumento da densidade de discordâncias, a tensão interna aumenta, podendo tornar maior do que a resistência da zona “SRO”

⁸ SWANN, P.R. *Corrosion*, 19, p. 102, 1963 apud TAKEMOTO, T. et al. *Effect of nitrogen on low cycle fatigue behavior of austenitic stainless steel. Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, v.26, n.4, p. 337-44, 1986.

⁹ DOUGLASS, D.L. et al. *Corrosion*, 20, 15t, 1964 apud TAKEMOTO, T. et al. *Effect of nitrogen on low cycle fatigue behavior of austenitic stainless steel. Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, v.26, n.4, p. 337-44, 1986.

contra o deslocamento das discordâncias. Nestas condições, as discordâncias conseguem atravessar a zona e continuar se movimentando nos seus planos de deslizamento, sem ocorrência de deslizamento transversal ("cross-slip"), resultando, assim, numa deformação mais planar. A natureza exata deste arranjo não é totalmente conhecida e um modelo da interação entre o cromo e o nitrogênio foi apresentado por GRUJICIC et al (1989).

Alguns autores, como TAILLARD & FOCT (1989), tem considerado os dois mecanismos, diminuição da energia de empilhamento e o arranjo promovido pela interação entre o cromo e o nitrogênio, como a causa da deformação planar.

Refino de grão é outro mecanismo de endurecimento dos aços Cr-Mn-N. Segundo PICKERING (1978), ao contrário dos aços inoxidáveis austeníticos sem nitrogênio, a influência do tamanho de grão no limite de escoamento das ligas com alto teor de nitrogênio é grande e pode ser descrita segundo a relação de Hall-Petch, $S_E = S_i + K_E d^{-1/2}$, onde, S_E é o limite de escoamento, S_i é a tensão de atrito oposto ao movimento das discordâncias, d é o diâmetro de grão e K_E é uma constante do material.

Segundo UGGOWITZER & SPEIDEL (1991), o coeficiente do tamanho de grão, K_E , é bastante afetado pelo teor de nitrogênio e pela temperatura, como pode ser observado na figura 10. Quanto maior o teor de nitrogênio, maior o valor de K_E . Para baixas temperaturas, K_E é maior e a influência do nitrogênio é mais acentuada. Em altas temperaturas, o efeito do nitrogênio diminui e desaparece a aproximadamente 550°C.

DEGALLAIX et al (1986) atribue o aumento no valor de K_E ao aumento na densidade de maclas promovido pelo nitrogênio, o qual é explicado pelo abaixamento na energia de falha de empilhamento. Segundo o autor, aços AISI 316 com baixo teor de nitrogênio apresentam uma baixa densidade de maclas, mas um grande aumento na densidade de maclas é observado com o aumento no teor de nitrogênio. GAVRILJUK et al (1989)

consideram a influência do nitrogênio como um resultado da alteração na transferência de deformação através dos contornos de grãos, os quais contêm segregação de átomos de nitrogênio. Com o deslizamento planar das discordâncias, promovido pelo nitrogênio, a eficiência dos contornos de grãos em obstruir o deslizamento das discordâncias é aumentada, como relatado por UGGOWITZER & HARZENMOSER (1989).

FIGURA 10 - Influência do teor de nitrogênio e da temperatura no valor de K_E , UGGOWITZER & SPEIDEL (1991).

Deformação a frio é uma maneira bastante efetiva de aumentar a resistência dos aços inoxidáveis austeníticos em geral. Entretanto, a deformação a frio pode induzir a formação da martensita, o que acarretaria um prejuízo nas propriedades de ductilidade, resistência à corrosão e no comportamento não magnético. Porém, como o nitrogênio é um estabilizador da austenita, aços inoxidáveis com alto teor de nitrogênio possuem a vantagem de poderem ser deformados sem a consequente transformação martensítica induzida pela deformação e, assim, permanecendo não magnético. Entretanto,

segundo SPEIDEL (1989), a deformação a frio causa uma grande redução na tenacidade à fratura dos aços Cr-Mn-N.

Os aços com nitrogênio também apresentam alta capacidade de encruamento. Segundo UGGOWITZER & SPEIDEL (1991), aços com maior teor de nitrogênio exibem maior endurecimento por deformação em relação aos aços com baixos teores de nitrogênio, como pode ser observado na figura 11, que apresenta a influência da deformação a frio na resistência de aços do sistema Cr-Ni e Cr-Mn, em função do teor de nitrogênio.

FIGURA 11 - Influência do teor de nitrogênio e da deformação a frio no limite de escoamento, UGGOWITZER & SPEIDEL (1991).

Segundo UGGOWITZER & HARZENMOSER (1989) e UGGOWITZER & SPEIDEL (1991), o aumento no encruamento é devido à baixa energia de falha de empilhamento causada pelo nitrogênio. Nestas condições a ocorrência de fenômenos, como escorregamento transversal, escalagem e recuperação dinâmica são dificultados. A deformação plástica dos

aços inoxidáveis austeníticos ligados com nitrogênio, não somente produz interações de discordâncias estáveis, mas também, após grandes deformações, maclas de deformações muito finas na direção $\{111\}$. Assim, um aumento na deformação resulta em um aumento na densidade de discordâncias e de maclas, ambos fatores contribuindo para o alto limite de escoamento observado nas ligas deformadas.

A alta capacidade de encruamento dos aços inoxidáveis austeníticos do sistema Cr-Mn-N é também atribuída à presença de manganês e cromo. Segundo LENEL & KNOTT (1987), a presença de altos teores de cromo e principalmente de manganês, causam uma alta densidade de falhas de empilhamento, promovida pela diminuição da energia de falha de empilhamento. Os aços austeníticos Cr-Mn-N apresentam uma alta densidade de falha de empilhamento. Altos níveis de falha de empilhamento aumentam as características de encruamento e são encontrados nos aços com alto encruamento, como os aços ao manganês Hadfield.

Os aços inoxidáveis austeníticos com nitrogênio, deformados a frio, podem também ser endurecidos por envelhecimento na faixa de temperatura de 300 a 600°C, com um grande aumento na resistência. Segundo GAVRILJUK et al¹⁰ apud UGGOWITZER & SPEIDEL (1991), o endurecimento por envelhecimento pode ser explicado devido à interação química entre os átomos de nitrogênio e as discordâncias. A interação química é determinada pelo aumento da solubilidade do nitrogênio nas falhas de empilhamento. Os átomos de nitrogênio segregados nas falhas de empilhamento reduzem a energia de falha de empilhamento, levando a uma maior separação das discordâncias parciais e, portanto, reduzindo a energia de todo o arranjo de discordâncias. Assim, a segregação de nitrogênio nas falhas de empilhamento, denominada de “atmosfera de Suzuki”, travam as discordâncias.

¹⁰ GAVRIJUK, V.G. et al. *Proc. 2nd Int. Conf. High Nitrogen Steels, oct, 1990, Aachen, Stahl & Eisen, 100, apud UGGOWITZER, P.J.; SPEIDEL, M.O. Ultrahigh strength Cr-Mn-N steels, In: CONFERENCE ON STAINLESS STEELS 91, Tokyo, Japan. Proceedings. v.1, p.762-70, 1991.*

Na temperatura ambiente, os átomos de nitrogênio são mais ou menos imóveis. As discordâncias geradas durante a deformação a frio não são travadas e, portanto, são ainda móveis. Após o envelhecimento, a atmosfera de Suzuki é formada, levando a um forte travamento das discordâncias. Estas discordâncias travadas atuam como barreiras contra subseqüentes deformações, resultando num aumento da resistência. A formação da atmosfera de nitrogênio foi observada por GAVRILJUK et al (1989). Em temperaturas acima de 600°C ocorre a precipitação de nitretos, resultando em uma diminuição no travamento das discordâncias e uma correspondente diminuição na resistência. Esta precipitação de nitretos do tipo Cr_2N foi observada por UGGOWITZER & SPEIDEL (1991).

Nem todos os aços inoxidáveis austeníticos do sistema Fe-Cr-Mn-N utilizam todos esses mecanismos de endurecimento. Porém, segundo UGGOWITZER & SPEIDEL (1991), a otimização destes mecanismos pode produzir aços de ultra-alta resistência com limite de escoamento maior do que 3 GPa. As várias vantagens desses aços tem ampliado bastante seu campo de aplicação, e muitos campos ainda estão em pesquisas.

2.3.6 - AÇOS PARA CONFEÇÃO DE COLARES PARA PERFURAÇÕES

Colares para perfurações são feitos de tubos de parede grossa e são utilizados na perfuração de poços de óleo e gás. Os principais requisitos são alta resistência mecânica, baixa permeabilidade magnética e alguma resistência à corrosão, todas ao menor custo possível. Os aços inoxidáveis austeníticos do sistema Cr-Mn-N são ideais para satisfazer estas condições.

Os aços Cr-Mn-N usados para colares geralmente possuem limite de escoamento variando de 750 a 850 MPa e limite de resistência variando de 850 a 950 MPa e são, geralmente, utilizados na condição de forjado a morno,

seguido de resfriamento rápido. Segundo PANZENBÖCK et al (1990), nestas condições os mecanismos de endurecimento dominantes são o endurecimento por solução sólida intersticial, promovido principalmente pelo alto teor de nitrogênio, e endurecimento por deformação, promovido pelo trabalho termomecânico. Uma comparação com os aços Cr-Mn-N solubilizados, os quais possuem limite de escoamento de aproximadamente 400 MPa, permite visualizar a notável influência do trabalho a frio. Por causa da alta taxa de encruamento desses aços, devido principalmente ao alto teor de manganês, o trabalho a frio pode ser mantido baixo em relação aos outros aços para obter altas resistências.

2.4 - COMPORTAMENTO TENSÃO-DEFORMAÇÃO MONOTÔNICA DOS METAIS

O ensaio de tração fornece informações básicas da resistência dos metais. No ensaio de tração, um corpo de prova padronizado é submetido a um carregamento axial monotônico, que aumenta continuamente, enquanto o alongamento do corpo de prova é medido. A curva tensão-deformação convencional, também denominada curva tensão-deformação de engenharia, é construída a partir dos valores de carga e alongamento, figura 12. A tensão e a deformação registradas na curva tensão-deformação são calculadas segundo as equações (6) e (7), respectivamente. Os parâmetros geralmente determinados em ensaio de tração são os limites de escoamento (S_E) e de resistência (S_R), o alongamento e a redução de área (RA).

$$S = \frac{P}{A_0} \quad (6)$$

onde S é a tensão convencional ou de engenharia, P é a carga aplicada e A_0 é a área de seção transversal inicial, medida antes do ensaio.

$$e = \frac{\Delta l}{l_0} = \frac{l - l_0}{l_0} \quad (7)$$

onde e é a deformação convencional ou de engenharia, Δl é a variação no comprimento da seção útil do corpo de prova ($l - l_0$), l_0 é o comprimento inicial da seção útil do corpo de prova e l é o comprimento da seção útil deformada.

FIGURA 12 - Curva tensão-deformação convencional.

2.4.1 - COMPORTAMENTO TENSÃO-DEFORMAÇÃO REAL

Por questão de simplificação as grandezas de engenharia normalmente utilizam os valores das medidas iniciais dos corpos de prova. Entretanto, devido às alterações da área de seção transversal durante a deformação, a tensão real ou verdadeira é diferente da tensão convencional. Em tração, a

tensão real é maior, e em compressão, é menor do que a tensão convencional. A tensão real é definida segundo a equação (8). Similarmente, a deformação real ou verdadeira é diferente da convencional. Até o início da estricção do corpo de prova, a deformação real é baseada no comprimento instantâneo da seção útil e definida segundo a equação (9).

$$\sigma = \frac{P}{A} \quad (8)$$

onde σ é a tensão real ou verdadeira, P é a carga aplicada e A é a área instantânea da seção transversal útil do corpo de prova.

$$\varepsilon = \int_{l_0}^l \frac{dl}{l} = \ln \frac{l}{l_0} \quad (9)$$

onde ε é a deformação real ou verdadeira, l_0 é o comprimento inicial da seção útil, figura 13, e l é o comprimento instantâneo.

FIGURA 13 - Dimensões do corpo de prova (a) iniciais e (b) instantâneas.

Quando a tensão e a deformação de engenharia são corrigidos a seus valores reais e registradas em gráfico, a aparência da curva tensão-deformação

se modifica, como mostrado na figura 14. A deformação convencional é relacionada com a deformação real conforme a equação (10), enquanto que a tensão convencional é relacionada com a tensão real, segundo a equação (11).

$$\varepsilon = \ln (1 + e) \quad (10)$$

$$\sigma = S (1 + e) \quad (11)$$

As relações (10) e (11) são válidas apenas durante a deformação uniforme, ou seja, antes da estricção do corpo de prova. Após a estricção, a tensão real precisa ser calculada utilizando as medidas atuais de carga e área da seção transversal instantâneas, conforme a equação (8), e a deformação real pode ser calculada utilizando a equação (12).

$$\varepsilon = 2 \ln (D_0/D) \quad (12)$$

onde D_0 é o diâmetro inicial da seção útil do corpo de prova e D é o diâmetro instantâneo da seção útil do corpo de prova.

FIGURA 14 - Curvas tensão-deformação real e de engenharia para um aço de baixo carbono.

A tensão de fratura real e a ductilidade à fratura real são duas grandezas importantes obtidas no ponto de fratura, mostrado na figura 14. A tensão de fratura real corresponde à maior tensão real suportada pelo corpo de prova, e é calculada dividindo a carga de fratura pela área final, medida após o término do ensaio, segundo a equação (13). A ductilidade à fratura real corresponde à deformação real na fratura e é calculada segundo a equação (14).

$$\sigma_f = \frac{P_f}{A_f} \quad (13)$$

onde σ_f é a tensão de fratura real, P_f é a carga de fratura e A_f é a área final da seção transversal útil do corpo de prova, medida após o término do ensaio.

$$\varepsilon_f = \ln\left(\frac{A_0}{A_f}\right) = 2 \ln\left(\frac{D_0}{D_f}\right) = \ln\left(\frac{1}{1 - RA}\right) \quad (14)$$

$$\text{onde: } RA = \left(\frac{A_0 - A_f}{A_0}\right) = \text{redução de área.}$$

2.4.2 - RELAÇÃO TENSÃO-DEFORMAÇÃO REAL

A deformação real total (ε_t) em um ensaio de tração pode ser separada em duas componentes, uma de deformação elástica (ε_e), que é recuperada após o descarregamento, e outra de deformação plástica (ε_p), que não é recuperada no descarregamento, como ilustrado na figura 15 e equação (15). Para muitos metais, na região de deformação plástica uniforme, a relação entre a tensão real e a deformação plástica real pode ser representada pela equação(16).

$$\varepsilon_t = \varepsilon_e + \varepsilon_p \quad (15)$$

$$\sigma = K \varepsilon_p^n \quad (16)$$

onde K é denominado coeficiente de resistência e n é denominado expoente de encruamento.

FIGURA 15 - Ilustração das componentes da deformação total.

O gráfico bilogarítmico da tensão real em função da deformação plástica real até a carga máxima resulta numa reta, como mostrado na figura 16, se a equação (16) for válida para o determinado metal. A inclinação linear da reta é o valor de n , e K é a tensão real quando $\varepsilon = 1$. Segundo DIETER (1981a), para a maioria dos metais, o valor de n varia de 0,10 a 0,50.

Entretanto, nem todos os metais se comportam de forma linear no gráfico $\ln \sigma - \ln \varepsilon_p$, o que suscita dúvidas com relação à universalidade da relação descrita na equação (16). Segundo DIETER (1981a), uma variação desta relação, bastante utilizada, é a equação de Ludwik:

$$\sigma = \sigma_0 + K\varepsilon_p^n \quad (17)$$

onde σ_0 é o limite de escoamento, e K e n são as mesmas constantes da equação (16).

FIGURA 16 - Deformação plástica real em função da tensão real, coordenadas bilogarítmicas.

Derivando a equação (17) obtém-se:

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon_p} = nK\varepsilon_p^{(n-1)} \quad (18)$$

onde $\frac{d\sigma}{d\varepsilon_p}$ é a taxa de encruamento. Quando a equação (18) é registrada em escala bilogarítmica, como mostrada na figura 17, obtém-se novamente uma reta, e os valores de n e K podem ser determinados.

FIGURA 17 - Taxa de deformação em função da deformação plástica real, MONTEIRO & REED-HILL (1972).

2.5 - FADIGA DOS METAIS

É reconhecido, desde 1830, que um metal submetido a um carregamento cíclico ou flutuante pode fraturar, mesmo se os níveis de tensões aplicados são menores do que o limite de escoamento. A utilização da curva S-log N (tensão em função do logaritmo do número de ciclos para fraturar) foi o primeiro método desenvolvido para entender e quantificar o processo de fadiga, e ainda é bastante utilizado em aplicações onde a tensão cíclica atuante é menor do que o limite de escoamento do material e o número de ciclos para fraturar é grande. A utilização da curva S-log N, também denominada S-N, fornece bons resultados dentro da área do processo de fadiga conhecido como fadiga de alto ciclo. Porém, na região de baixo ciclo, onde as deformações aplicadas apresentam uma grande componente de deformação plástica, a utilização da curva S-N torna difícil a interpretação dos resultados. Nesta

região, denominada de fadiga de baixo ciclo, uma metodologia baseada no controle da deformação fornece melhores resultados.

2.5.1 - ASPECTOS MICROSCÓPICOS DA FADIGA

Segundo PROVAN & ZHAI (1991a), em uma grande quantidade de aplicações, a vida total (N) de um componente submetido a um carregamento cíclico pode ser considerada composta de duas partes: a vida necessária para iniciar a trinca (N_i) e a vida necessária para a sua propagação até a fratura rápida (N_p):

$$N = N_i + N_p \quad (19)$$

Para níveis baixos de tensão ou deformação a fase de nucleação da trinca pode durar mais de 90% da vida total do corpo de prova, segundo PROVAN & ZHAI (1991b). Quando os níveis de tensão ou deformação são altos, a nucleação da trinca ocorre rapidamente, e a fase de propagação passa a ocupar a maior parte da vida total.

Apesar de, em alguns casos, a fase de nucleação contribuir significativamente na vida total, os mecanismos fundamentais do processo de nucleação e, conseqüentemente, os métodos analíticos para descrevê-los não são totalmente conhecidos. Até o presente, não existe nenhuma lei empírica para descrever completamente a nucleação, nem mesmo um consenso para uma definição precisa deste processo. Na última década, com o desenvolvimento de uma nova área no estudo dos mecanismos de fadiga, denominado “trincas curtas”, alguns avanços foram obtidos no estudo dos mecanismos de nucleação de trincas por fadiga, como relatado nos trabalhos de PROVAN & ZHAI (1991a, 1991b).

2.5.1.1 - NUCLEAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA

A nucleação de trinca por fadiga geralmente ocorre na superfície de um componente ou corpo de prova submetido a carregamentos cíclicos. A nucleação na superfície é facilitada pelo fato dos grãos superficiais estarem menos sustentados mutuamente do que os grãos do interior e, assim, a deformação plástica localizada e o rompimento das ligações atômicas podem ocorrer mais facilmente. Também, a tensão é geralmente máxima na superfície, uma vez que esta pode apresentar defeitos, como riscos de usinagem, entalhes, corrosão localizada, etc., que funcionam como concentradores de tensão.

Os mecanismos de nucleação de trinca por fadiga dependem da estrutura do material, tipo de carregamento, temperatura, ambiente, etc. Pesquisas anteriores têm mostrado que a nucleação está relacionada com a deformação plástica alternada, característica do processo de fadiga, isto é, com os movimentos de ida e retorno das discordâncias nos planos de escorregamento dos cristais metálicos. Sob carregamento cíclico, a direção da deformação se alterna várias vezes, produzindo linhas de escorregamento que aparecem na superfície do material.

O deslizamento das discordâncias ocorre tanto em carregamento cíclico como no monotônico. Quando a deformação é monotônica, as linhas de escorregamento que aparecem na superfície do cristal têm uma topografia relativamente simples, como apresentado na figura 18(a). Sob carregamento cíclico, as linhas de escorregamento se agrupam, formando bandas de deslizamento. Neste caso, a topografia da superfície é mais complexa, apresentando a formação de intrusões e extrusões, como mostrado na figura 18(b). Dois mecanismos diferentes para a formação de extrusões e intrusões foram proposto por Cottrell & Hull e por W. A. Wood, e descritos por DIETER (1981a). As trincas por fadiga desenvolvem-se, então, nas intrusões que são excelentes concentradores de tensão.

FIGURA 18 - Linhas de escorregamento em metais dúcteis submetidos a carregamento (a) monotônico e (b) cíclico, REED-HILL (1982a).

Porém, é geralmente observado que a formação das bandas de deslizamento, com a consequente formação das intrusões, não é o único mecanismo responsável pela nucleação da trinca. Segundo GROSSKREUTZ (1972), a nucleação pode ocorrer também em interfaces, tais como nas inclusões, contornos de grãos ou ainda nos contornos das maclas. A nucleação de trinca nos contornos de grão ocorre pela quebra das ligações atômicas mais fracas dos contornos de grão, devido à excessiva deformação plástica.

A nucleação de trinca por fadiga nos contornos das maclas é um fenômeno inesperado, uma vez que estes contornos possuem menor energia do que os contornos de grãos. Porém, este fenômeno é observado em vários metais cúbicos de face centrada, como por exemplo os aços inoxidáveis austeníticos, como reportado nos trabalhos de KANAZAWA et al (1981) e HEINZ & NEUMANN (1990). KANAZAWA et al (1981) observaram que, apesar das trincas nuclearem nos contornos das maclas na superfície do corpo

de prova, elas não crescem no mesmo plano, mas desviam deles quando se propagam para dentro do material. Assim, a nucleação de trinca nos contornos das maclas pode ser observada quando se examina a superfície do corpo de prova, mas não pode ser observada quando se examina a secção transversal.

Segundo HEINZ & NEUMANN (1990), os contornos das maclas são os núcleos mais importantes para a nucleação de trinca nos metais cúbicos de face centrada, principalmente em ensaios de fadiga de alto ciclo. Em ensaios de baixo ciclo, as tensões são suficientemente altas para também iniciarem a trinca em outros núcleos. Para os autores, a nucleação nos contornos das maclas ocorre por dois motivos: a) a anisotropia elástica, devido à presença das maclas, causa uma concentração de tensão que fortalece os contornos de grãos contra o escorregamento das discordâncias; b) os contornos das maclas funcionam como planos favoráveis de deslizamento, de modo que as discordâncias podem deslizar sobre estes planos a grandes distâncias, sob influência da concentração de tensão citada no item a). Isto causa uma deformação concentrada maior nos contornos das maclas em relação aos contornos de grãos.

Uma vez nucleada, a trinca tende a crescer. Este crescimento é muito pequeno, geralmente da ordem de vários grãos. Segundo Forsyth, como descrito por FUCHS & STEPHENS (1980a), a nucleação e o crescimento inicial de trincas é controlado pela máxima tensão de cisalhamento, e ocorrem nos planos onde a tensão de cisalhamento aplicada é máxima, aproximadamente 45° em relação à direção da carga aplicada. Forsyth denominou esta fase de nucleação e crescimento inicial, de estágio I e diferenciou do estágio II, onde as trincas propagam em um plano perpendicular à máxima tensão de tração, como mostrado na figura 19.

A microestrutura do material tem grande influência no estágio I de nucleação e crescimento de trinca por fadiga. GROSSREUTZ (1972) fez uma avaliação da influência da microestrutura na nucleação. Microestruturas com poucas inclusões, ausência de contornos de grãos e com capacidade de inibir

ou homogeneizar o escorregamento superficial, possuem melhor resistência à nucleação de trinca. Atualmente algumas técnicas são utilizadas, com sucesso, com o objetivo de inibir o deslizamento superficial, tais como a introdução de tensões residuais de compressão na superfície do material e também alguns tipos de revestimento superficial, desde que não ocorra formação de trincas no revestimento, durante o carregamento cíclico. Apesar de não poder ser classificado como “microestrutura”, o revestimento superficial representa um meio prático para controlar a nucleação de trinca, principalmente em ambiente agressivo.

FIGURA 19 - Estágios I e II do crescimento de trinca por fadiga, FUCHS & STEPHENS (1980a).

A ausência de escorregamento superficial não garante a ausência de trincas de fadiga. Inclusões, partículas de segunda fase, etc., podem ser núcleos de iniciação de trincas e, assim, reduzindo-se suas densidades, dificulta-se também a nucleação de trincas, especialmente na fadiga de alto ciclo.

Os mecanismos do crescimento de trinca no estágio I ainda não são bem conhecidos. Os estudos de trincas curtas tem mostrado que o estágio I pode,

ainda, ser subdividido em nucleação e propagação de submicrotrincas e formação e propagação de microtrincas. Estes mecanismos foram explicados por PROVAN & ZHAI (1991a) e são apresentados a seguir. A figura 20 ilustra o modelo de nucleação e propagação de submicrotrincas.

FIGURA 20 - Modelo do estágio I de nucleação e propagação de submicrotrincas em um corpo de prova cilíndrico: (a) nucleação das submicrotrincas, (b, c) crescimento das submicrotrincas, (d) formação da submicrotrinca, PROVAN & ZHAI (1991a).

A figura 20(a) mostra várias submicrotrincas nucleadas ou em bandas de deslizamento ou em contornos de grãos, ocorrendo principalmente na superfície do corpo de prova. Estas submicrotrincas são menores do que o comprimento do contorno de grão ou do tamanho de grão que as contém. Elas podem nuclear num mesmo plano ou em planos diferentes, dependendo dos contornos de grãos e das bandas de deslizamento envolvidas. As submicrotrincas expandem-se rapidamente e de maneira independente, como mostrado na figura 20(b). A nucleação ocorre principalmente ao longo de uma linha irregular, como ilustrado na figura 20(c), inclinada de aproximadamente 45° em relação à direção de carregamento, o qual é característico do estágio I.

A propagação da microtrinca, ainda no estágio I, é uma continuação da nucleação da submicrotrinca, como ilustrado na figura 21. Segundo PROVAN & ZHAI (1991a), próximo à transição do estágio I de propagação de microtrincas para o estágio II de propagação da trinca, a trinca possui a forma de “V”, como ilustrado na figura 21(d). Também, como mostrado na figura 21, as microtrincas nem sempre iniciam no mesmo plano, e quando elas se juntam, aparecem linhas onduladas, que ajudam o reconhecimento do estágio I de propagação no exame fractográfico.

FIGURA 21 - Modelo da propagação de microtrinca no estágio I em um corpo de prova cilíndrico: (a) iniciação da microtrinca, (b) crescimento da microtrinca, (c, d) crescimento da microtrinca para dentro do material, PROVAN & ZHAI (1991a).

Como ilustrado na figura 21(d), no estágio I, a microtrinca propaga em um plano que pode ser comparado com a superfície de um cone, cujo eixo é a própria direção de carregamento, intersectando a superfície livre, e com seu vértice formando o “V” na superfície da amostra. Finalmente, quando a trinca se aproxima da transição do estágio I para o estágio II, o ângulo da microtrinca superficial aumenta para um valor de 90° , o qual é característico do estágio II de propagação. Durante a propagação da submicrotrinca, o perfil da trinca é longo e estreito e não possui a forma semi-elíptica, figura 21(a) e (b). A propagação da submicrotrinca no estágio I é bidimensional e ocorre

principalmente ao longo de uma linha. Durante a propagação da microtrinca, a trinca cresce mais para dentro do material e, assim, vai adquirindo a forma semi-elíptica, figura 21(c) e (d). Assim, a propagação de microtrincas no estágio I é tridimensional e acontece ao longo de uma superfície cônica à 45° em relação à direção da carga aplicada. A alteração do perfil da trinca é uma medida do efeito da superfície, e é importante no estudo de nucleação e propagação de trincas curtas.

A transição de submicrotrinca para microtrinca representa uma condição limite, e é decisivo no processo de propagação da trinca. Se a microestrutura local não for favorável, a submicrotrinca pode não se propagar. Geralmente, muitas submicrotrincas não propagantes são encontradas na superfície do corpo de prova.

2.5.1.2 - PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA

Segundo DUGGAN & BIRNE (1977), a transição do estágio I para o estágio II é geralmente considerado ocorrer devido à redução na relação da tensão de cisalhamento para a tensão de tração na ponta da trinca, quando esta se move a partir dos grãos superficiais, onde prevalece o estado de tensão plana, para o interior, onde prevalece o estado de deformação plana. Assim, enquanto o estágio I é governado pela máxima tensão de cisalhamento, o estágio II é governado pela máxima tensão de tração.

A propagação de trinca por fadiga no estágio II é geralmente transgranular, embora os efeitos de temperatura elevada, ambiente corrosivo e fases com contornos de grãos frágeis, podem modificar esta regra geral. A superfície de fratura do estágio II apresenta, frequentemente, a formação de estrias de propagação. Cada estria representa a posição sucessiva de uma frente de trinca que avança num plano normal ao da máxima tensão de tração e é produzida durante um único ciclo de carregamento.

Segundo DIETER (1981a), o mecanismo mais aceito para a formação de estrias é aquele proposto por Laird e Smith, que envolve sucessivo arredondamento da trinca na fase de tração e reaguçamento durante a fase de compressão, como mostrado na figura 22. Segundo GROSSKREUTZ (1972), geralmente a microestrutura tem pouco efeito sobre a propagação de trinca por fadiga quando a velocidade de propagação é alta, maior do que $1 \mu\text{m}/\text{ciclo}$. Esta falta da influência da microestrutura é devido às grandes deformações que ocorrem na ponta da trinca, diminuindo os efeitos das tensões residuais, discordâncias ancoradas e de pequenos precipitados de segunda fase. Entretanto, o efeito das inclusões podem ser significativo a altas velocidades de propagação.

FIGURA 22 - Processo plástico de arredondamento e reaguçamento da ponta da trinca para o estágio II de propagação de trinca por fadiga, segundo LAIRD¹¹ apud DIETER (1981a).

¹¹ LAIRD, C. *ASTM Spec. Tech. Publ.* 415, 1967, p.163 apud DIETER, G.E. (1981a). *Metalurgia Mecânica*. Trad. Antonio Sergio de Souza e Silva. 2 ed. Rio de Janeiro, Guanabara Dois, p.344-84.

2.5.2 - FADIGA DE ALTO CICLO

A figura 23 apresenta alguns tipos de ciclos de tensão típicos em fadiga. A figura 23(a) ilustra um ciclo de tensão totalmente reverso na forma de uma onda senoidal. Esta é uma condição de carregamento idealizada, típica das condições encontradas em eixos operando com rotação constante, sem sobrecarga. Neste tipo de carregamento a tensão média é nula, pois a tensão máxima e mínima são iguais, mas de sinais opostos. A figura 23(b) ilustra uma situação mais geral onde as tensões máximas e mínimas não são iguais. A tensão mínima pode ser igual ou diferente de zero, sendo o carregamento denominado pulsante ou flutuante, respectivamente. A figura 23(c) ilustra um tipo de carregamento mais complexo, onde as tensões máximas e mínimas aplicadas são aleatórias. Este tipo de carregamento representa melhor as tensões cíclicas encontradas na prática.

FIGURA 23 - Ciclos de tensão típicos em fadiga, SHIGLEY & MISCHKE (1989).

Os ensaios de fadiga de alto ciclo são geralmente realizados mantendo o ciclo de tensão constante, o qual pode também ter a forma triangular,

trapezoidal, etc. Um ciclo de tensão constante pode ser dividida em duas componentes: uma tensão média, S_m , e uma componente de tensão alternada, também denominada de amplitude de tensão, S_a . A tensão média é a média algébrica da tensão máxima e mínima em um ciclo, conforme a equação (20). A amplitude de tensão, S_a , é a metade do intervalo total de tensão, $S_{\max} - S_{\min}$, segundo a equação (21). A tensão média é geralmente quantificada pela relação de tensões, R , conforme a equação (22).

$$S_m = \frac{S_{\max} + S_{\min}}{2} \quad (20)$$

$$S_a = \frac{S_{\max} - S_{\min}}{2} \quad (21)$$

$$R = \frac{S_{\min}}{S_{\max}} \quad (22)$$

2.5.2.1 - CURVAS S-N

Por volta de 1871, o engenheiro alemão A. Wöhler realizou a primeira investigação sistemática do comportamento à fadiga em eixos ferroviários, segundo manual da NCODE. Wöhler realizou ensaios de fadiga em modelos de tamanho natural e em corpos de prova pequenos submetidos a carregamentos cíclicos de flexão, torção e tração-compressão, utilizando vários tipos de materiais. Os resultados foram registrados em termos da tensão convencional em função do logaritmo do número de ciclos, o qual se tornou conhecido como curva S-N ou curva de Wöhler. Tipicamente, a relação S-N é determinada para um valor específico de tensão média, S_m , e de relação de tensões, R .

Muitas determinações das propriedades de fadiga foram realizadas em ensaios de flexão rotativa totalmente reverso, ou seja $R = -1$. Atualmente, com o desenvolvimento das máquinas servo-hidráulicas, os ensaios de fadiga passaram a ser do tipo tração-compressão. O procedimento geralmente utilizado para determinar a curva S-N em laboratório é ensaiar o primeiro corpo de prova utilizando um nível alto de tensão, onde é esperado poucos ciclos para rompê-lo. Diminui-se, então, o nível de tensão para os próximos corpos de prova, até que um ou dois corpos de prova não se rompam até a aplicação de 10^7 ciclos. A maior tensão na qual o material não rompe até 10^7 ciclos é geralmente considerada como sendo o limite de fadiga, S_f .

Segundo SOUZA (1982), quando há necessidade de determinar o limite de fadiga com grande precisão, alguns procedimentos mais complexos de análise e ensaios, como por exemplo o método da escada e o método probit, podem ser utilizados. Estes métodos determinam o valor médio e a variância do limite de fadiga, baseado em uma grande quantidade de corpos de prova, o que torna o ensaio bastante longo. Para materiais que não exibem o limite de fadiga, define-se a resistência à fadiga como sendo a maior tensão na qual o corpo de prova rompe a um determinado número de ciclos, geralmente entre 10^7 e 10^8 ciclos.

A curva S-N é geralmente determinada utilizando-se aproximadamente 15 corpos de prova. A norma ASTM E739 (1991), recomenda a quantidade mínima de corpos de prova total e em cada nível de tensão ensaiado, em função do tipo de utilização dos resultados, resultados preliminares, finalidades de pesquisa ou projeto, etc. Os resultados dos ensaios de fadiga de alto ciclo são geralmente apresentados como amplitude de tensão, S_a , ou intervalo de tensão, $S_{\max} - S_{\min}$, em função do logaritmo do número de ciclos, como mostrado na figura 24. A tensão pode também ser apresentada na forma de logaritmo. Os pontos da curva S-N correspondentes aos corpos de prova que romperam, são aproximados por uma reta que representa o valor médio

dos resultados. Os resultados dos corpos de prova que não romperam são utilizados para calcular o limite de fadiga.

FIGURA 24 - Curvas de fadiga típicas para metais ferrosos e não ferrosos, DIETER (1981a).

Geralmente, os resultados dos ensaios de fadiga apresentam um grande espalhamento, cujas causas podem ser divididas em três categorias principais: (1) confecção dos corpos de prova, (2) condições dos ensaios de fadiga e (3) heterogeneidade do material. As duas primeiras causas não são aceitáveis e suas influências sobre as propriedades de fadiga devem ser minimizadas através da utilização de técnicas experimentais adequadas.

As informações estatísticas sobre as propriedades de fadiga podem ser necessárias em diversos casos, como por exemplo quando se deseja comparar as propriedades de fadiga de diferentes opções de materiais que satisfazem as condições de projeto, ou verificar a influência de tratamentos térmicos superficiais, não somente os valores médios, mas também estatisticamente. Assim, a determinação de níveis de confiança para menores probabilidades de falha, é necessária. A norma ASTM E739 (1991) fornece uma metodologia de análise estatística para resultados de ensaios de fadiga realizados com controle

de carga ou deformação, para a região onde os resultados experimentais podem ser aproximados por uma reta.

2.5.2.2 - LIMITE DE FADIGA

Alguns materiais, como por exemplo os aços, apresentam um limite de fadiga, que representa um nível de tensão alternada abaixo do qual o material tem uma vida infinita, bem definido. Muitos materiais não ferrosos não apresentam um limite de fadiga. Para os aços, o limite de fadiga é geralmente atribuído ao aprisionamento das discordâncias pelos átomos intersticiais de carbono e nitrogênio, causado pelo envelhecimento por deformação. As discordâncias, que inicialmente produzem deslizamento entre os planos cristalográficos, são subsequentemente presas pela migração dos átomos de carbono durante o envelhecimento, tendo portanto, seu movimento restringido, como relatado por DUGGAN & BYRNE (1977). Para um mesmo material, o limite de fadiga depende do tamanho e forma do corpo prova, segundo BUI-QUOC & BIRON (1978) e SCHULTZ & ZIEN (1979), do acabamento superficial, do tipo de carregamento, da temperatura de ensaio, ambiente, tensão média e concentração de tensões, segundo FUCHS & STEPHENS (1980a).

Muitos resultados experimentais têm mostrado que microtrincas podem ser observadas em corpos de prova submetidos a tensões alternadas iguais ou próximas ao limite de fadiga do material. Baseados nestas observações, LUKAS & KLESNIL (1978) definiram o limite de fadiga como um conjunto de condições sob os quais microtrincas já nucleadas podem-se propagar. Assim, o limite de fadiga pode ser considerado como um evento crítico, tanto do ponto de vista de nucleação como da propagação da trinca. Para a nucleação de uma trinca de tamanho crítico, a qual geralmente ocorre pela formação das bandas de deslizamento, é necessário que as amplitudes de

tensões e de deformações sejam superiores a um valor crítico. Uma vez nucleada, a propagação ocorrerá se a variação do fator de intensidade de tensão na frente da trinca, ΔK , equação (23), for suficiente para propagá-la.

$$\Delta K = \Delta S \sqrt{\pi a} \cdot Y \quad (23)$$

onde ΔS é a amplitude de tensão na frente da trinca, a é o tamanho da trinca e Y depende da geometria do componente e das condições de carregamento.

Segundo BICEGO (1989), AL-SUGAIR (1992) e MARTIN-MEIZOSO (1993), para a região de fadiga de baixo ciclo, onde as deformações plásticas são grandes, as fases de iniciação e propagação também seguem o mesmo modelo descrito anteriormente, porém, a fase de propagação é melhor controlada pela variação da integral J cíclica, ΔJ .

2.5.2.3 - INFLUÊNCIA DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS NA CURVA S-N

Após muitos anos de experiência, relações empíricas entre as propriedades de fadiga e as propriedades de tração foram desenvolvidas, principalmente para os aços. Estas relações não são baseadas profundamente na ciência. Entretanto, são ferramentas úteis para se avaliar o desempenho em fadiga dos materiais. Segundo SHIGLEY & MISCHKE (1989), tem-se verificado experimentalmente, para vários tipos de aços, ensaiados em fadiga com $R = -1$, que a relação entre a resistência à fadiga a 10^6 ciclos, S_6 , e o limite de resistência monotônico, para corpos de prova não entalhados e polidos, pode ser equacionada segundo as equações (24) e (25). Também, segundo os mesmos autores, o limite de fadiga a 10^3 ciclos, S_3 , pode ser aproximado à $0,9S_R$. Assim, utilizando estas aproximações, uma curva S-N generalizada pode ser obtida para aços, conforme mostrado na figura 25.

$$S_6 \cong S_f \cong 0,5 S_R \quad \text{para } S_R < 1400 \text{ MPa} \quad (24)$$

$$S_6 \cong S_f \cong 700 \text{ MPa} \quad \text{para } S_R > 1400 \text{ MPa} \quad (25)$$

FIGURA 25 - Curva S-N generalizada para aços, SHIGLEY & MISCHKE (1989).

O grau de conservadorismo das aproximações mostradas na figura 25, em relação aos resultados experimentais, é desconhecido. Segundo MISCHKE (1982), um método melhor é ajustar a reta S-N, passando pelos pontos $(0,95S_R, 10^3)$ e $(0,58S_R, 10^6)$.

2.5.3 - FADIGA DE BAIXO CICLO

A curva S-N é geralmente utilizada para estudar o comportamento à fadiga de materiais submetidos a carregamento cíclico com níveis de tensão abaixo do limite de escoamento. Nestas condições, a deformação plástica macroscópica é pequena ou não existe, e a vida à fadiga é geralmente longa, maior do que 10^5 ciclos. Para estas condições a fadiga é denominada de alto

ciclo. Recentemente, os estudos de fadiga passaram a enfatizar o efeito da deformação plástica no acúmulo de danos, estabelecendo parâmetros que podem descrever quantitativamente os processos de fadiga. Este tipo de comportamento, onde a deformação plástica cíclica é maior do que a deformação elástica é denominada de fadiga de baixo ciclo e mais recentemente de fadiga controlada por deformação.

Os ensaios de fadiga de baixo ciclo são realizados com controle de deformação e os resultados obtidos são registrados em gráficos como deformação em função do logaritmo do número de reversos. Em fadiga de baixo ciclo o número de reversos é utilizado preferencialmente em relação ao número de ciclos, e é igual a duas vezes o número de ciclos. Esta metodologia, denominada de deformação-vida, é baseada na observação de que em muitos locais de concentração de tensão, tais como entalhes, o comportamento cíclico do material é muito mais controlado pela deformação do que pela tensão. Em concentradores de tensão, a deformação plástica pode ocorrer localizadamente. Porém, o material ao redor da zona deformada plasticamente permanece deformado elasticamente, restringindo o nível de deformação plástica no entalhe. Assim, a deformação na raiz do entalhe é considerada ser controlada pela deformação.

A caracterização do comportamento cíclico utilizando a curva deformação-vida assume uma igualdade entre os comportamentos cíclicos do material na raiz do entalhe e de corpos de prova sem entalhe, construídos com o mesmo material e ensaiado sob controle de deformação. Assim, para uma dada sequência de carregamento, os danos provocados pelo carregamento cíclico no corpo de prova são considerados serem iguais aos provocados na raiz do entalhe sob o mesmo tipo de carregamento e, assim, suas vidas à fadiga são semelhantes.

Para a utilização da curva deformação-vida, o comportamento tensão-deformação nos locais críticos de grande deformação plástica, como entalhes, precisa ser determinado ou por métodos analíticos ou por métodos

experimentais. Procedimentos de análise de tensão, tais como modelagem por elemento finitos ou medidas experimentais da deformação, são geralmente necessários. Este comportamento precisa ainda ser confrontado com o comportamento tensão-deformação cíclico localizado, que é determinado ensaiando corpos de prova sem entalhes submetidos a carregamentos cíclicos semelhantes aos encontrados nos concentradores de tensão. Desta maneira, fenômenos cíclicos, tais como amolecimento ou endurecimento são levados em consideração.

2.5.3.1 - COMPORTAMENTO CÍCLICO DOS METAIS

As propriedades mecânicas de um metal podem ser bastante alteradas quando este está sob carregamento cíclico. Dependendo do estado inicial, temperado e revenido, recozido, normalizado, encruado, etc., e das condições do ensaio, a resistência à deformação de um metal pode aumentar (endurecimento cíclico), diminuir (amolecimento cíclico) ou não se alterar (estabilidade cíclica). O amolecimento cíclico é característico de metais trabalhados a frio e da maioria dos aços ensaiados com baixa amplitude de deformações. O endurecimento cíclico é característico de metais recozidos, a maioria das ligas de alumínio e de aços temperados.

Alguns metais podem também apresentar comportamento misto (amolecimento e endurecimento cíclico), dependendo da amplitude de deformação aplicada. Este comportamento é encontrado em aços inoxidáveis austeníticos convencionais com adição de nitrogênio, do tipo 304LN. Segundo RAMAN & PADMANABHAN (1992), este tipo de aço sofre amolecimento cíclico para baixas amplitudes de deformações, $<0,85\%$, e endurecimento cíclico, causado pela transformação da martensítica induzida pela deformação, para níveis maiores de deformações.

O comportamento cíclico do material pode ser facilmente observado quando se registra a amplitude de tensão em função do número de reversos, como mostrado na figura 26. Embora amolecimento ou endurecimento cíclico ocorra, após um determinado número de ciclos a amplitude de tensão não mais varia significativamente, permanecendo aproximadamente constante até a fratura do corpo de prova. Este estado é denominado estável e ocorre em aproximadamente 20 a 40% da vida total, segundo MITCHELL (1978).

FIGURA 26 - Resposta em tensão para ensaio sob controle de deformação, MITCHELL (1978).

Porém, alguns materiais apresentam uma variação contínua da tensão até a fratura, sem que esta se estabilize. Nestes casos, o estado estável praticamente não existe, mas para efeitos de cálculos, considera-se como ocorrendo na metade da vida do corpo de prova, segundo RAO et al (1985). Ainda, segundo RAO et al (1985), os melhores critérios para definir a vida à fadiga de baixo ciclo de um corpo de prova são a formação da cúspide na porção compressiva da histerese tensão-deformação, ou a diminuição da tensão máxima de tração, de 20% em relação à tensão correspondente ao estado estável.

A figura 27 apresenta um ciclo de tensão-deformação no estado estável, resultante de um ensaio de fadiga de baixo ciclo realizado com controle de deformação e amplitude de deformação média zero ($R = -1$). A largura da

histerese é a deformação total aplicada no corpo de prova, $\Delta\epsilon_t$. A altura da histerese é a tensão total aplicada, $\Delta\sigma$.

FIGURA 27 - Obtenção das deformações elástica e plástica a partir da histerese tensão-deformação estável.

Para construir a curva tensão-deformação cíclica, conecta-se as pontas das histereses tensão-deformação estabilizadas obtidas para vários corpos de prova ensaiados em diferentes níveis de amplitude de deformação, com controle de deformação, como mostrado na figura 28. Este é o método convencional para obter a curva tensão-deformação cíclica. A grande desvantagem deste método é a necessidade de ensaiar vários corpos de prova. Vários outros métodos foram desenvolvidos com o objetivo de construir a curva com apenas um único corpo de prova.

A curva tensão-deformação cíclica pode ser comparada diretamente com a curva tensão-deformação monotônica para avaliar quantitativamente as

alterações no comportamento mecânico devido ao carregamento cíclico, como ilustrado na figura 29. Assim como na curva tensão-deformação monotônica, considera-se que na curva cíclica a relação entre as amplitudes de tensão e de deformação plástica pode ser representada pela mesma função potencial:

$$\sigma_a = K'(\epsilon_p)^{n'} \quad (26)$$

onde σ_a é a amplitude de tensão no estado estável, medido na metade da vida da amostra, ϵ_p é a amplitude de deformação plástica, K' é o coeficiente de resistência cíclica, e n' é o expoente de encruamento cíclico.

FIGURA 28 - Construção da curva tensão-deformação cíclica, MITCHELL (1978).

Registrando as amplitudes de tensão e de deformação plástica em escala bilogarítmica obtém-se uma reta, onde os valores de n' e K' podem ser determinados. Segundo MITCHELL (1978), o valor de n' varia entre 0,10 e 0,20. Em geral, metais com alto expoente de encruamento monotônico, $n > 0,15$, endurecem ciclicamente. Metais com baixo expoente de encruamento

monotônico, $n < 0,15$, amolecem ciclicamente. Outro método para determinar o comportamento cíclico foi proposto por SMITH et al¹² apud MITCHELL (1978) e é baseado na relação entre o limite de resistência e o limite de escoamento:

quando $\frac{S_R}{S_E} > 1,4$, é esperado endurecimento cíclico;

quando $\frac{S_R}{S_E} < 1,2$, é esperado amolecimento cíclico.

onde S_R é o limite de resistência, e S_E é o limite de escoamento. Entre 1,2 e 1,4 o metal é geralmente estável, mas pode endurecer ou amolecer ciclicamente.

FIGURA 29 - Exemplo dos vários tipos de curvas tensão-deformação cíclicas, MITCHELL (1978).

¹² SMITH, R.W. et al. Fatigue behaviour of Materials under strain cycling in low and intermediate life range, NASA TN D-1574, NASA, apr., 1963 apud MITCHELL, M.R. Fundamentals of modern fatigue analysis for design. In: ASM MATERIALS SCIENCE SEMINAR, St. Louis, 14-15 October, 1978. Fatigue and Microstructure. Metals Park, Ohio, ASM, 1978, p.399.

2.5.3.2 - DETERMINAÇÃO DA CURVA TENSÃO-DEFORMAÇÃO CÍCLICA UTILIZANDO O MÉTODO DO PASSO INCREMENTAL

Atualmente, existem vários métodos para determinar as condições localizadas de tensão e deformação após o escoamento do material. Segundo PICKARD & KNOTT (1988), a análise de tensões elasto-plástica por elementos finitos é, provavelmente, a técnica disponível mais versátil. Porém, todas as metodologias existentes necessitam do conhecimento do comportamento tensão-deformação do material. Para uma análise aproximada, a curva tensão-deformação monotônica pode ser suficiente, mas sob carregamento cíclico, o material pode sofrer amolecimento ou endurecimento cíclico e, assim, para uma análise correta é necessário conhecer a curva tensão-deformação cíclica do material.

Para a determinação da curva tensão-deformação cíclica, podem ser utilizados vários métodos, como o método convencional, que utiliza múltiplos corpos de prova, (“companion specimen test”), o método de múltiplos passos (“multiple step test”), e o método do passo incremental (“incremental step testing”), descritos por PICKARD & KNOTT (1988) e POLÁK & HÁJEK (1991), mostrados esquematicamente na tabela 1. Todos estes métodos são aplicados somente a ensaios com deformações cíclicas totalmente reversas ($R = -1$).

No método de múltiplos corpos de prova, vários corpos de prova, cada um ensaiado a diferentes amplitudes de deformação, são ciclados até romper. Como mostrado na figura 29, a curva tensão-deformação cíclica é obtida conectando as pontas das histereses estáveis, na saturação se atingida, ou na metade da vida do corpo de prova. A quantidade de corpos de prova é geralmente grande e a duração dos ensaios é geralmente longa.

No método de múltiplos passos, um único corpo de prova é submetido a diferentes níveis de deformação cíclica, geralmente deformação plástica.

Inicialmente, o corpo de prova é submetido a deformações plásticas cíclicas com amplitudes constantes, até que um comportamento cíclico estável é atingido. Então, a amplitude de deformação é aumentada e o carregamento continua até que outro comportamento cíclico estável é novamente atingido. Este procedimento é repetido várias vezes até o surgimento de uma trinca de tamanho bem determinado. Se o comportamento cíclico do material se estabilizar com a aplicação de poucos ciclos, uma grande quantidade de informações pode ser obtida a partir de um único corpo de prova. Se, entretanto, o tempo de estabilização é longo, as vantagens sobre o ensaio de múltiplas amostras são pequenas. Segundo PICKARD & KNOTT (1988), o método de múltiplos passos é geralmente realizado com a amplitude de deformação aumentando, mas pode também ser realizado com amplitude de deformação diminuindo.

TABELA 1 - Métodos utilizados para determinar as curvas tensão-deformação cíclica.

TIPO DE ENSAIO	FORMA DA ONDA
Convencional - múltiplos corpos de prova
Múltiplos passos - deformação aumentando
Múltiplos passos - deformação diminuindo
Passo incremental

No método do passo incremental, um único corpo de prova é submetido a vários blocos de acréscimo e decréscimo de deformação, até que um comportamento cíclico estável é atingido. Um bloco consiste de um conjunto de deformações com amplitudes aumentando e diminuindo linearmente, a

partir de zero até uma deformação máxima pré-determinada. Na figura 30 pode ser visto um bloco de deformação, contendo 13 níveis de deformação, $M = 13$. A deformação aumenta com velocidade constante até atingir o 1º nível de deformação máxima e_1 , diminui para o nível e_2 , e assim por diante, até atingir a deformação máxima do bloco, $e_{\max} = e_{13} = |e_{14}|$. A seguir, as amplitudes de deformação diminuem até atingir o valor zero. Dentro de um bloco tem-se que:

$$e_i = (-1)^{i+1} \cdot i \cdot e_{\max} / M \quad \text{para } i \leq M \quad (27)$$

$$e_i = (-1)^{i+1} \cdot (2M - i - 1) \cdot e_{\max} / M \quad \text{para } i > M \quad (28)$$

FIGURA 30 - Bloco de acréscimos e decréscimos de deformação utilizado para obtenção da curva tensão-deformação cíclica pelo método do passo incremental.

Para cada bloco aplicado, é obtido um conjunto de histereses, conforme apresentado na figura 31. As histereses correspondentes aos acréscimos, figura 31(a), e decréscimos, figura 31(b), da deformação não são fechadas. Porém, quando todo bloco de deformação é aplicado ao corpo de prova, figura 31(c), obtém-se um conjunto de histereses fechadas.

FIGURA 31 - Histereses tensão-deformação estáveis obtidas pelo método do passo incremental. Quantidade de níveis $M=13$: (a) deformações aumentando, (b) deformações diminuindo, (c) todo bloco aplicado.

As amplitudes de tensão, S_a , e de deformação, e_a , utilizadas para construir a curva tensão-deformação cíclica podem ser consideradas como sendo a metade das variações das tensões ou das deformações, respectivamente, isto é:

$$S_{aim} = |S_i - S_{i-1}|/2 \quad \text{para } i = 1, 2, \dots, 2M, \quad (29)$$

$$e_{aim} = |e_i - e_{i-1}|/2 \quad \text{para } i = 1, 2, \dots, 2M \quad (30)$$

onde $S_0 = S_{2M}$ e $e_0 = e_{2M}$.

Nesta análise, denominada como análise da metade do bloco, M amplitudes de tensão e de deformação são obtidas para a parte do bloco correspondente aos acréscimos da deformação e M amplitudes de tensão e de deformação são obtidas para a parte do bloco correspondente aos decréscimos da deformação. POLÁK & HÁJEK (1991) denominaram esta análise como “análise da metade do bloco” (“half-cycle analysis”). A letra m das equações (29) e (30) refere-se ao tipo de análise, metade do bloco. A amplitude de deformação plástica é obtida pela relação:

$$e_{api} = e_{ai} - (S_{ai}/E) \quad (31)$$

para $i = 1, 2, \dots, 2M$, onde E é o módulo de elasticidade.

POLÁK & HÁJEK (1991) desenvolveram um novo método baseado na análise do bloco inteiro (“full cycle”) para obtenção da curva tensão-deformação cíclica. Nesta análise, as amplitudes de tensão e de deformação são calculadas utilizando os valores extremos da tensão ou deformação, respectivamente, que formam a histerese fechada, considerando o conjunto de histerese total, figura 31(c). Para um bloco com M níveis de deformação, as histereses fechadas são formadas pelos pares com número serial ($i, 2M-i+1$),

para $i = 1, 2, \dots, M$. Por exemplo, na figura 30, onde $M = 13$, os pares dos extremos das deformações que formam as histereses fechadas são (e_1, e_{26}) , (e_2, e_{25}) , (e_3, e_{24}) , $\dots$, (e_{13}, e_{14}) . Assim, as amplitudes de tensão e deformação podem ser calculadas usando as relações:

$$S_{aiI} = |S_i - S_{2M-i+1}| / 2 \quad \text{para } i = 1, 2, 3, \dots, M \quad (32)$$

$$e_{aiI} = |e_i - e_{2M-i+1}| / 2 \quad \text{para } i = 1, 2, 3, \dots, M \quad (33)$$

A amplitude de deformação plástica é calculada utilizando a equação (31). A letra I das equações (32) e (33) refere-se ao tipo de análise, bloco inteiro. A análise da metade do bloco fornece o comportamento do material para a região de acréscimos e para a região de decréscimos de deformação, separadamente, enquanto que a análise do bloco inteiro mostra o comportamento médio do material dentro de um determinado bloco. Também, através desta última análise, obtém-se a curva tensão-deformação cíclica para as histereses fechadas, como ocorre no método convencional utilizando vários corpos de prova.

Uma das principais desvantagens do método do passo incremental é que, como o bloco de deformação aplicado é caracterizado por amplitudes de deformações variáveis, resultando em amplitudes de tensões também variáveis, a curva tensão-deformação cíclica obtida por este método é diferente da curva tensão-deformação básica, como relatado nos trabalhos de POLÁK & HAJÉK (1991) e RAMAN & PADMANABHAN (1995). Segundo POLÁK & HAJÉK (1991), a repetibilidade na obtenção das curvas tensão-deformação cíclica independe do número de níveis dentro do bloco, porém, para uma precisão satisfatória recomenda-se $M > 20$. A principal vantagem deste método é a possibilidade de obter a curva tensão-deformação cíclica utilizando um único corpo de prova, diminuindo o tempo de ensaio. O método pode também ser semi ou totalmente automatizado.

2.5.3.3 - CURVA DEFORMAÇÃO-VIDA

A primeira investigação sistemática do comportamento à fadiga foi realizada por Wöhler, por volta de 1871, em eixos ferroviários ensaiados em flexão rotativa. Desde então os dados de fadiga são geralmente apresentados na forma de uma curva $S_a\text{-}\log N_f$, denominada curva tensão-vida, onde S_a é a amplitude de tensão cíclica e N_f é o número de ciclos para falhar. Segundo MITCHELL (1978), por volta de 1900, Basquin mostrou que a relação tensão-vida pode ser linearizada, quando registrada usando coordenadas bilogarítmicas e, assim, estabeleceu uma lei exponencial da fadiga. Esta relação pode ser expressa em termos da tensão verdadeira, como mostrado na equação (34) e figura 32.

$$\sigma_a = \sigma_f' (2N_f)^b \quad (34)$$

onde σ_a é a amplitude de tensão real cíclica, σ_f' é o coeficiente de resistência à fadiga, $2N_f$ é o número de reversos e b é o expoente de resistência à fadiga ou expoente de Basquin.

O coeficiente de resistência à fadiga, σ_f' , e o expoente de resistência à fadiga, b , são propriedades de fadiga dos materiais. Segundo MITCHELL (1978), o valor de b varia entre -0,05 e -0,12, e para muitos metais σ_f' é aproximadamente igual à tensão real na fratura, σ_f , determinada no ensaio de tração. A equação de Basquin pode ser reescrita em termos da amplitude de deformação elástica:

$$\frac{\Delta \epsilon_e}{2} = \frac{\sigma_a}{E} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^b \quad (35)$$

onde $\Delta \epsilon_e$ é a deformação total aplicada e E é o módulo de elasticidade.

FIGURA 32 - Tensão verdadeira em função do número de reversos, escala bilogarítmica.

Segundo manual NCODE, por volta de 1950, Coffin e Manson propuseram independentemente que a amplitude de deformação plástica real pode ser relacionada com o número de reversos utilizando uma função exponencial do tipo:

$$\frac{\Delta \epsilon_p}{2} = \epsilon'_f (2N_f)^c \quad (36)$$

onde $\Delta \epsilon_p / 2$ é a amplitude de deformação plástica, ϵ'_f é o coeficiente de ductilidade à fadiga e c é o expoente de ductilidade à fadiga.

Em escala bilogarítmica, a relação acima é uma reta, como mostrado na figura 33. O coeficiente de ductilidade à fadiga, ϵ'_f , e o expoente de ductilidade à fadiga, c , são também propriedades de fadiga dos materiais. Segundo MITCHEL (1978), para muitos metais, ϵ'_f é aproximadamente igual à deformação real na fratura, ϵ_f , determinada no ensaio de tração. LUKAS & KLESNIL (1973) mostraram que a relação Coffin-Manson, equação (36), pode

ser aplicada para carregamento totalmente reverso independente se o ensaio for realizado com controle de deformação ou de carga.

FIGURA 33 - Amplitude de deformação plástica em função do número de reversos, escala bilogarítmica.

Conforme manual NCODE, mais recentemente, Morrow mostrou que a amplitude de deformação total, que é a soma das componentes elástica e plástica, pode ser melhor relacionada à vida do material. A figura 34 ilustra esquematicamente a natureza da curva amplitude de deformação total em função do número de reversos. Matematicamente, esta curva pode ser descrita somando as curvas componentes de Basquin e Coffin-Manson:

$$\frac{\Delta\epsilon_t}{2} = \frac{\Delta\epsilon_e}{2} + \frac{\Delta\epsilon_p}{2} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^b + \epsilon_f' (2N_f)^c \quad (37)$$

A equação (37) é denominada relação deformação-vida e é a base dos estudos de fadiga com controle de deformação. Várias conclusões podem ser tiradas da curva deformação-vida, mostrada na figura 34. Quando o número de

reversos é pequeno, menor do que $2N_t$, que corresponde à vida à fadiga de transição onde $\Delta\epsilon_f/2 = \Delta\epsilon_p/2$, a deformação plástica é muito maior do que a deformação elástica e a ductilidade do material controla o comportamento à fadiga. Nestas condições, o processo de fadiga é denominado de baixo ciclo. Para número de reversos grande, maior do que $2N_t$, a deformação elástica é maior do que a plástica, e a resistência à tração do material controla o comportamento à fadiga. O processo de fadiga é, então, denominado fadiga de alto ciclo. A transição da fadiga de baixo ciclo para a fadiga de alto ciclo ocorre geralmente entre 10^4 e 10^5 ciclos.

FIGURA 34 - Amplitude da deformação em função do número de reversos, escala bilogárptica.

2.5.3.4 - PREVISÃO DA VIDA À FADIGA AXIAL A PARTIR DAS PROPRIEDADES MONOTÔNICAS DE TRAÇÃO

Vários métodos, baseados em resultados experimentais para uma grande quantidade de metais, foram desenvolvidos com o objetivo de estimar as

curvas deformação-vida, utilizando somente as propriedades monotônicas, tais como limite de resistência, redução de área e módulo de elasticidade. Os primeiros métodos surgiram há 30 anos atrás e, segundo BRENNAN (1994), ainda são bastante utilizados para se obter resultados preliminares das curvas ϵ -N e S-N. MANSON (1965) propôs os métodos “correlação 4 pontos” e “inclinações universais” para estimar a curva ϵ -N, composta de comportamentos elástico e plástico que são linearizados quando graficados em escala bilogarítmica. Em 1977, SOCIE et al¹³ apud ONG (1993a) desenvolveram outro método, adequado principalmente para aço, denominado como “método de Socie et al”, por ONG (1993a), ou “método de Mitchell”, por PARK & SONG (1995).

Segundo BRENNAN (1994), o método “inclinações universais”, no qual as inclinações das retas elástica e plástica são consideradas constantes para todos os metais, é bastante utilizado por sua simplicidade e comprovação a muito diferentes tipos de metais. Entretanto, tem-se verificado que as curvas deformação-vida estimadas por este método são muito conservativas em relação às obtidas experimentalmente, na região de alto ciclo, como relatado por PARK & SONG (1995). Para melhorar este método, MURALIDHARAN & MANSON¹⁴ apud PARK & SONG (1995), em 1988, desenvolveram um novo método, denominado “método das inclinações universais modificado”. Recentemente, dois métodos diferentes foram desenvolvidos por BÄUMEL & SEEGER¹⁵ apud PARK & SONG (1995) e por ONG (1993b), este último denominado “correlação 4 pontos modificado”.

¹³ SOCIE, D.F. et al. Fundamentals of modern fatigue analysis. *Fracture control program Report n° 26, University of Illinois, USA, 1977 apud ONG, J.H. An evaluation of existing methods for the prediction of axial fatigue life from tensile data. International Journal of Fatigue, v.15, n.1, p. 13-9, 1993.*

¹⁴ MURALIDHARAN, U.; MANSON, S.S. *Eng. Mater. Technol.*, v.110, p.55, 1988. apud PARK, J.H.; SONG, J.H. (1995). *Detailed evaluation of methods for estimation of fatigue properties. International Journal of Fatigue. v.17, n.5, p.365-73.*

¹⁵ BÄUMEL, A. Jr.; SEEGER, T. *Materials data for cyclic loading. Supplement 1' Elsevier Science Publishers, Amsterdam, 1990 apud PARK, J.H.; SONG, J.H. Detailed evaluation of methods for estimation of fatigue properties. International Journal of Fatigue, v.17, n.5, p.365-73, 1995.*

Apesar da existência dos vários métodos desenvolvidos com a finalidade de estimar as propriedades de fadiga, poucos trabalhos os têm avaliado extensivamente, e os resultados obtidos são contraditórios. ONG (1993b) avaliou os três métodos geralmente utilizados, “correlação 4 pontos”, “inclinações universais” e o “método de Socie et al”, e concluiu que os métodos “correlação 4 pontos” e “inclinações universais” fornecem os melhores resultados estimados.

Mais recentemente, PARK & SONG (1995) avaliaram os seis métodos comentados acima, utilizando dados atuais de uma grande quantidade de materiais (138 materiais), incluindo aços comum, aços de baixo e alto teor de liga, e ligas de alumínio e titânio. Analisando todos os materiais juntos, os autores concluíram que o método “inclinações universais modificado”, o método de Bäümel e Seeger e o método “correlação 4 pontos modificado”, fornecem os melhores resultados. Entre eles, o método “inclinações universais modificado” fornece a melhor curva deformação-vida estimada e é recomendado, pelos autores, como o melhor método. Para usá-lo é necessário somente os valores do módulo de elasticidade (E), do limite de resistência (S_R) e da redução de área (RA) obtidos em ensaio de tração. Entretanto, quando o valor da redução de área não é conhecido, o método de Bäümel e Seeger pode ser utilizado como alternativa para obter resultados satisfatórios, uma vez que para utilizar este método são necessários somente os valores do limite de escoamento e do módulo de elasticidade. O método “correlação 4 pontos modificado”, apesar de considerado um bom método para estimar a curva deformação-vida, necessita da tensão real de fratura (σ_f), cujo valor nem sempre é disponível na literatura.

Analisando os materiais separadamente, PARK & SONG (1995) concluíram que para aço comum e para os aços de alto e baixo teor de liga, o método “inclinações universais modificado” fornece, ainda, os melhores resultados. Para aços comum e de alto teor de liga, o método de Bäümel e Seeger também fornece bons resultados comparáveis ao método “inclinações

universais modificado”. Porém, o método de Socie et al é o melhor para ligas de alumínio, enquanto que o método “correlação 4 pontos modificado” é o melhor para as ligas de titânio. Todos os métodos comentados são descritos abaixo:

a) CORRELAÇÃO 4 PONTOS: Neste método, os valores de σ_f' , b , ϵ_f' e c da equação (37) são calculados utilizando 4 pontos, sendo 2 pontos localizados na curva elástica e 2 na curva plástica, como mostrado na figura 35. Todos os pontos são determinados utilizando somente as propriedades monotônicas.

FIGURA 35 - Método correlação 4 pontos, MANSON (1965).

O primeiro ponto é localizado na linha elástica à $1/4$ de ciclo com a ordenada $(2,5\sigma_f/E)$, onde σ_f é a tensão real na fratura, obtida dividindo a carga no instante da fratura no ensaio de tração pela área final do corpo de prova, medida após a fratura, e E é o módulo de elasticidade. O outro ponto nesta linha é obtido a 10^6 ciclos com a ordenada $(0,9S_R/E)$, onde S_R é o limite de

resistência convencional do material, isto é, carga máxima definida pela área inicial do corpo de prova. Na linha plástica, um ponto é determinado à 10^4 ciclos com a ordenada $\frac{1}{4}D^{3/4}$, onde D é o logaritmo da ductilidade do material, definido como $\ln(1-RA)^{-1}$, onde RA é a redução de área. O segundo ponto na linha plástica é obtido à 10^4 ciclos com a ordenada $[(0,0132-\Delta\epsilon_e^*)/1,91]$, onde $\Delta\epsilon_e^*$ é a deformação elástica à 10^4 ciclos, como mostrado na figura 35. Este ponto foi determinado a partir da observação de que as deformações plástica e elástica à 10^4 ciclos estão relacionadas uma com a outra. Segundo MANSON & HIRSCHBERG¹⁶ apud MANSON (1965), a deformação total à 10^4 ciclo é aproximadamente 1% para a maioria dos materiais.

ONG (1993a) reorganizou o método na forma da equação (37):

$$b = \frac{\log \left[\frac{2,5 \left[1 + \ln \left\{ 1 / (1 - RA) \right\} \right]}{0,9} \right]}{\log \left[1 / (4 \times 10^5) \right]} \quad (38)$$

onde RA é a redução de área.

$$\frac{\sigma_f'}{E} = 0,5 \times 10^{b \log 2 + \log \left[\frac{2,5 S_R \left[1 + \ln \left\{ 1 / (1 - RA) \right\} \right]}{E} \right]} \quad (39)$$

onde S_R é o limite de resistência convencional

$$c = \frac{1}{3} \log \left[\frac{0,0132 - \Delta\epsilon_e^*}{1,91} \right] - \frac{1}{3} \log \left\{ \frac{1}{4} \left[\ln \left(\frac{1}{1 - RA} \right) \right]^{\frac{3}{4}} \right\} \quad (40)$$

¹⁶ MANSON, S.S.; HIRSCHBERG, M.H. Fatigue behaviour in strain cycling in the low and intermediate cycle range. In: BURKE, J.J. et al, eds. *Fatigue - An Interdisciplinary approach*, Syracuse University Press, p.133-73, 1964 apud MANSON, S.S. *Fatigue: a complex subject - some simple approximations*. *Experimental Mechanics*, july, p.193-226, 1965.

onde $\Delta \varepsilon_e^*$ é a deformação elástica para 10^4 ciclos, dada pela equação:

$$\Delta \varepsilon_e^* = 10^{\log(4 \times 10^4) + \log \left[\frac{2,5 S_R [1 + \ln \{1/(1-RA)\}]}{E} \right]} \quad (41)$$

$$\varepsilon_f' = 0,5 \times 10^{\log \frac{1}{20} + \log \left[\frac{1}{4} [\ln \{1/(1-RA)\}]^3 \right]} \quad (42)$$

Para aplicar este método é necessário conhecer a tensão de fratura real do material, σ_f . Porém, esta propriedade nem sempre é fornecida na literatura, e, portanto, uma aproximação adicional é algumas vezes necessária. Segundo MANSON (1965), uma boa aproximação, sugerida por J.O' Brien, é:

$$\sigma_f = S_R (1 + D) \quad (43)$$

onde $D = \ln (1-RA)^{-1}$.

O procedimento descrito anteriormente para estimar as propriedades de fadiga foi baseado nos resultados experimentais de 29 tipos de metais, incluindo aços, ligas de alumínio, titânio, magnésio, etc., cobrindo uma larga faixa de variáveis que pode afetar o comportamento à fadiga, tais como estrutura cristalina (CFC, CCC, HC), métodos de endurecimento (endurecimento por precipitação, endurecimento por encruamento, etc.), redução de área variando de 1 a 94%, limite de resistência variando de 110 a 2750 Mpa, alta e baixa sensibilidade ao entalhe, características de amolecimento e endurecimento cíclico, alta e baixa energia de falha de empilhamento, etc.

b) MÉTODO INCLINAÇÕES UNIVERSAIS: Baseado novamente nos 29 tipos de metais, o “método inclinações universais” considera que as inclinações das curvas deformação elástica-vida e deformação plástica-vida são iguais para todos os metais e valem -0,12 para a curva elástica ($b = -0,12$)

e -0,6 para a curva plástica ($c = -0,6$). A equação original proposta por MANSO (1965) foi escrita em termos da deformação total ($\Delta\epsilon_t$) em função do número de ciclos para falhar (N_f). Ele mostrou que o intercepto da curva plástica à $N_f = 1$ ciclo é igual a $D^{0,6}$, e o intercepto para a linha elástica à $N_f = 1$ ciclo é igual a $3,5(S_R/E)$, conforme mostrado na figura 36.

FIGURA 36 - Método inclinações universais, MANSO (1965).

A equação para a deformação total em função do número de ciclos pode ser escrita conforme a equação (44). Reescrevendo esta equação na forma de amplitude de deformação total em função do número de reversos, obtem-se a equação (45).

$$\Delta\epsilon_t = \Delta\epsilon_e + \Delta\epsilon_p = 3,5 \frac{S_R}{E} (N_f)^{-0,12} + \left[\ln \left(\frac{1}{1 - RA} \right) \right]^{0,6} (N_f)^{-0,6} \quad (44)$$

$$\frac{\Delta\epsilon_t}{2} = 1,9018 \frac{S_R}{E} (2N_f)^{-0,12} + 0,7579 \left[\ln \left(\frac{1}{1 - RA} \right) \right]^{0,6} (2N_f)^{-0,6} \quad (45)$$

c) MÉTODO PROPOSTO POR SOCIE ET AL (MÉTODO DE MITCHELL):

A hipótese de que a inclinação da curva deformação plástica-vida em uma escala bilogarítmica é aproximadamente constante para todos os materiais, como sugerido no método “inclinações universais”, é universalmente aceita. Entretanto, experimentalmente, tem-se verificado que a inclinação da curva deformação elástica-vida geralmente varia bastante, dependendo do material. Considerando esta dependência, SOCIE et al¹⁷ apud ONG (1993a) desenvolveram um método para estimar a inclinação da linha elástica a partir das propriedades de resistência à tração e ductilidade do material. O método, mostrado na figura 37, é explicado a seguir:

1) O coeficiente de resistência à fadiga, σ_f' , é igual a tensão real na fratura, σ_f . Quando a tensão verdadeira na fratura não é disponível, ela pode ser estimada para aços com dureza de até 500 Brinell, como:

$$\sigma_f' = \sigma_f \cong S_R + 345 \quad (S_R \text{ em MPa}) \quad (46)$$

2) O expoente de resistência à fadiga, b , é o valor da inclinação da reta que passa pelos pontos localizados à 10^6 reversos com a ordenada $0,5S_R$ e à 1 reverso com a ordenada σ_f ou S_R+345 MPa.

3) O coeficiente de ductilidade à fadiga, ϵ_f' , é aproximadamente igual ao logaritmo da ductilidade do material, segundo a equação:

$$\epsilon_f' = \ln(1 - RA)^{-1} \quad (47)$$

4) O expoente de ductilidade à fadiga (c) não é bem definido como as outras propriedades de fadiga, mas para muitos metais varia entre -0,5 e -0,7, e, assim, segundo MITCHELL (1978), o valor médio -0,6 pode ser utilizado.

¹⁷ SOCIE, D.F. et al. Fundamentals of modern fatigue analysis. *Fracture control program Report n° 26, University of Illinois, USA, 1977 apud ONG, J.H. An evaluation of existing methods for the prediction of axial fatigue life from tensile data. International Journal of Fatigue, v.15, n.1, p. 13-9, 1993*

FIGURA 37 - Método proposto por Socie et al.

Assim, a relação deformação-vida pode ser equacionada conforme as equações (48) ou (49). Em vez de usar a inclinação c , MITCHELL (1978) recomenda construir a curva deformação plástica-vida utilizando a representação empírica da dureza em função da vida à fadiga na transição da região de baixo ciclo para a região de alto ciclo, como mostrado na figura 38. Assim, conhecida a dureza do aço, o valor de $2N_t$ é determinado utilizando esta figura. A curva deformação plástica-vida é obtida conectando o ponto $\epsilon'_f = \ln(1 - RA)^{-1}$ a 1 reverso com o ponto na curva deformação elástica-vida à $2N_t$ reversos.

$$\frac{\Delta\epsilon_t}{2} = \frac{\Delta\epsilon_e}{2} + \frac{\Delta\epsilon_p}{2} = \frac{\sigma_f}{E} (2N_f)^{-\frac{1}{6} \log(2\sigma_f/S_R)} + \ln\left(\frac{1}{1-RA}\right) (2N_f)^{-0,6} \quad (48)$$

$$\frac{\Delta\epsilon_t}{2} = \frac{S_R + 345}{E} (2N_f)^{-\frac{1}{6} \log(2(S_R + 345)/S_R)} + \ln\left(\frac{1}{1-RA}\right) (2N_f)^{-0,6} \quad (49)$$

FIGURA 38 - Logarítmo da vida de transição, $2N_t$, em função da dureza Brinell para aços, HIGASHIDA & LAWRENCE¹⁸.

d) MÉTODO INCLINAÇÕES UNIVERSAIS MODIFICADO: Este método foi baseado nas propriedades monotônicas e de fadiga de 49 materiais, incluindo aços, ligas de titânio e alumínio, e teve como objetivo melhorar o “método inclinações universais”. A equação da curva deformação-vida obtida por este novo método está apresentada abaixo:

$$\frac{\Delta \epsilon_t}{2} = 0,6227 \left(\frac{S_R}{E} \right)^{0,832} (2N_f)^{-0,09} + 0,0196 \left[\ln \left(\frac{1}{1 - R_A} \right) \right]^{0,155} \left(\frac{S_R}{E} \right)^{-0,53} (2N_f)^{-0,56} \quad (50)$$

¹⁸ HIGASHIDA, Y.; LAWRENCE, F.V. Strain controlled fatigue behavior of weld metal and heat-affected base metal in A36 and A514 steel welds. *Fracture Control Program Report n°22*, aug., 1976 apud MITCHELL, M.R. *Fundamentals of modern fatigue analysis for design*. In: *ASM MATERIALS SCIENCE SEMINAR*, St. Louis, 14-15 October, 1978. *Fatigue and Microstructure*. Metals Park, Ohio, ASM, p.385-437, 1978.

Neste método, as inclinações da linha elástica, b , e plástica, c , também são consideradas constantes para todos os materiais, assim como no método original, porém, menores do que no método original. O termo S_R/E , pela primeira vez, aparece também no coeficiente da linha plástica, indicando que o limite de resistência do material tem uma grande influência na vida à fadiga na região de baixo ciclo. Também, no método modificado, a ductilidade do material tem menor influência na relação deformação-plástica-vida, do que no método original. O expoente da ductilidade, $D = \ln(1-RA)^{-1}$, foi modificado de 0,6, no método original, para 0,155.

e) MÉTODO DE BÄUMEL E SEEGER: Este método é também semelhante ao método inclinações universais, porém, nele é considerado que as inclinações das curvas deformação-vida são diferentes para os aços comum e de baixo teor de liga e para as ligas de titânio e alumínio. Uma vantagem do método é que são necessários somente o limite de resistência e o módulo de elasticidade do material para estimar as curvas deformação-vida, enquanto que os outros métodos necessitam também da redução de área.

Neste método duas equações diferentes da relação deformação-vida são utilizadas, para aços comuns e de baixo teor de liga e para as ligas de titânio e de alumínio. As equações estão apresentadas a seguir:

Aços comum e de baixo teor de liga:

$$\frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = 1,50 \frac{S_R}{E} (2N_f)^{-0,087} + 0,59 \psi (2N_f)^{-0,58} \quad (51)$$

onde: para $\frac{S_R}{E} \leq 0,003$, $\psi = 1$

$$\text{para } \frac{S_R}{E} > 0,003, \quad \psi = 1,375 - 125 \frac{S_R}{E}$$

Ligas de alumínio e titânio:

$$\frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = 1,67 \frac{S_R}{E} (2N_f)^{-0,095} + 0,35 (2N_f)^{-0,69} \quad (52)$$

As inclinações das linhas elástica e plástica para aços, $b = -0,087$ e $c = -0,58$, são aproximadamente iguais às obtidas no método da inclinações universais modificada, entretanto, a inclinação da linha plástica para as ligas de alumínio e titânio, $c = -0,69$, é bastante diferente.

f) MÉTODO CORRELAÇÃO 4 PONTOS MODIFICADO: O método proposto por ONG (1993b) é uma tentativa de melhorar o método correlação 4 pontos. Assim como no método original, a curva deformação-vida é obtida a partir de 4 pontos, sendo 2 localizados na linha elástica e 2 na linha plástica, como mostrado na figura 39.

FIGURA 39 - Método correlação 4 pontos modificado, ONG (1993b).

ONG (1993b) utilizou uma análise de regressão multilinear baseada nas propriedades de fadiga de 49 tipos de aços fornecidos na literatura, com limite de resistência variando entre 300 a 2500 Mpa, RA de 10 a 80% e comportamento cíclico de amolecimento e endurecimento, para estimar a amplitude de deformações elástica e plástica em 10^6 e 10^4 reversos para falhar, respectivamente, a partir das propriedades monotônicas.

A 10^6 reversos, a análise de regressão mostrou que a deformação elástica obedece a relação expressa na equação (53). O coeficiente de resistência à fadiga, σ_f' , necessário para determinar a curva elástica, é considerado ser igual à tensão verdadeira na fratura, σ_f . A 10^4 reversos, é observado que as deformações elástica e plástica estão relacionadas uma com a outra, e que a amplitude de deformação total é aproximadamente 0,5% para todos os materiais. Assim, a deformação plástica a 10^6 reversos pode ser estimada segundo a equação (54).

$$\left(\frac{\Delta\epsilon_e}{2}\right)_{10^6} = 0,16\left(\frac{S_R}{E}\right)^{0,81} \quad (53)$$

$$\left(\frac{\Delta\epsilon_p}{2}\right)_{10^4} = \frac{0,00737 - (\Delta\epsilon_e^*/2)}{2,074} \quad (54)$$

onde $\Delta\epsilon_e^*$ é a deformação elástica a 10^4 reversos.

O coeficiente de ductilidade à fadiga, ϵ_f' , é considerado ser aproximadamente igual ao logaritmo da ductilidade do material segundo a equação (47). O valor de σ_f , tensão verdadeira na fratura, é também necessário neste método como no método original. Porém, o valor de σ_f pode ser aproximado pela equação (43), $\sigma_f = S_R (1+D)$.

2.5.4 - PROPRIEDADES DE FADIGA DOS AÇOS INOXIDÁVEIS AUSTENÍTICOS COM NITROGÊNIO

A partir da bibliografia existente, DEGALLAIX & FOCT (1988) analisaram o efeito do nitrogênio intersticial sobre as propriedades mecânicas dos aços AISI 304 e 316. Foram analisadas as propriedades de tração, impacto, fluência e comportamento cíclico. Segundo os autores, exceto para algum tipo particular de solicitação, a presença de nitrogênio é benéfica nestes aços para várias condições de utilização.

Embora seja geralmente aceito que as melhorias causadas nas propriedades mecânicas são devidas ao arranjo planar das discordâncias promovido pelo nitrogênio, muitas divergências existem entre os pesquisadores sobre qual mecanismo é responsável por este tipo de arranjo. As qualidades obtidas nas propriedades mecânicas com a adição de nitrogênio têm ampliado o uso dos aços inoxidáveis austeníticos convencionais modificados, os quais são geralmente utilizados tanto em temperaturas altas, como em baixas. Assim, muitos trabalhos têm se preocupado em estudar a influência da temperatura nas propriedades de fadiga deste tipo de aço.

VOGT et al (1984), observaram que em aços AISI 316L, as propriedades de fadiga de baixo ciclo na temperatura ambiente são melhoradas significativamente quando se adiciona até 0,12% de nitrogênio. Acima deste valor as alterações nas propriedades de fadiga são pequenas e, para teores de nitrogênio maiores do que aproximadamente 0,21%, as propriedades pioram, como demonstrado por DEGALLAIX et al (1983). VOGT et al (1984) também apresentaram uma relação empírica para prever a vida à fadiga de baixo ciclo para aços com teores de até 0,12% de nitrogênio.

NILSSON (1984) e TAILLARD & FOCT (1988), mostraram que os aços inoxidáveis austeníticos com alto teor de nitrogênio, 0,21 e 0,25% respectivamente, possuem melhores propriedades de fadiga de baixo ciclo do que aqueles com baixo teor de nitrogênio, tanto à temperatura ambiente, como

à 600° C. A melhoria nas propriedades de fadiga foi atribuída à distribuição planar das discordâncias observada nos aços com alto teor de nitrogênio e que não foi encontrado nos aços com baixo teor de nitrogênio. A distribuição planar de discordâncias, em contraste com a distribuição na forma de células, dificulta o escorregamento transversal, inibindo a deformação plástica e tornando-a mais homogênea, aumentando, assim, a vida à fadiga.

O efeito do nitrogênio, até teores de 0,14%, no comportamento à fadiga à baixa temperatura, foi estudado por TAKEMOTO et al (1986) em um aço inoxidável austenítico 18,5Cr-15Ni. Novamente, para baixas temperaturas, até -196° C, os aços com alto teor de nitrogênio apresentaram melhores propriedades de fadiga de baixo ciclo do que os aços com baixos teores. Também, foi observado que para aços com alto teor de nitrogênio, as propriedades de fadiga melhoraram com a diminuição da temperatura, diferentemente dos aços com baixo teor de nitrogênio, onde o abaixamento da temperatura resultou na deterioração das propriedades de fadiga.

VOGT et al (1993) observaram que para aços AISI 316L com adição de até 0,24% de nitrogênio, o arranjo planar das discordâncias aumenta tanto com o aumento do teor de nitrogênio, como também com a diminuição da temperatura. Porém, os arranjos planares não são idênticos para ambos os casos. Enquanto o nitrogênio induz à deformação planar, principalmente por efeito de ancoramento das discordâncias, temperaturas baixas causam um importante efeito de atrito dos reticulados cristalinos. Desta forma, as propriedades de fadiga dos aços inoxidáveis austeníticos com alto teor de nitrogênio são bastante influenciadas pela diminuição de temperatura, muito mais do que a observada nos aços sem nitrogênio, como demonstrado por TAKEMOTO (1986).

Com relação aos aços inoxidáveis austeníticos do sistema Cr-Mn-N, existe pouca informação disponível na literatura sobre as propriedades de fadiga. PANZENBÖCK et al (1990) estudaram as propriedades de fadiga de um aço do sistema Cr-Mn-N utilizado na confecção de colares para

perfurações, nas condições recozido e deformado a frio. Os aços deformados apresentaram as melhores propriedades de fadiga de alto ciclo em relação aos aços recozidos. Porém, as propriedades de fadiga de baixo ciclo dos aços recozidos, que apresentaram melhor ductilidade, foram superiores. No estado recozido, a adição de nitrogênio, de 0,25 para 0,35%, aumenta o limite de escoamento e de fadiga aproximadamente na mesma proporção. A influência do teor de nitrogênio nas propriedades de fadiga de baixo ciclo não foi estudada. A deformação a frio de até 15% foi muito eficiente em aumentar o limite de fadiga. Porém, enquanto que a deformação a frio aumenta o limite de escoamento de até 100%, o limite de fadiga aumenta somente 50 a 60%. Segundo os autores, deformações maiores do que 15% não representam uma boa solução para aumentar o limite de fadiga.

Recentemente foram desenvolvidos aços inoxidáveis austeníticos do sistema Cr-Mn-N contendo uma quantidade muito grande de nitrogênio, de até 1% em peso. Estes aços possuem valores altos do limite de resistência, maior do que 600 MPa na condição recozida, até 2000 MPa na condição deformado a frio e maior do que 3000 MPa na condição de endurecido por precipitação e com grãos ultrafinos, como relatado por UGGOWITZER & SPEIDEL (1991). Para este tipo de aço, SUN et al (1992) verificaram que o aumento no teor de nitrogênio, de 0,58 para 1,03%, a deformação a frio e o endurecimento por precipitação não alteram significativamente o comportamento à fadiga de baixo ciclo. A vida à fadiga de baixo ciclo desses aços é aproximadamente igual ao do aço AISI 316, porém, seu comportamento cíclico é bastante diferente. Enquanto este tipo de aço sofre amolecimento cíclico independentemente do mecanismo de endurecimento, os aços AISI 316 sofrem endurecimento seguido de amolecimento cíclico no estado recozido e somente amolecimento cíclico quando deformados a frio.

2.6 - TENACIDADE À FRATURA

A tecnologia disponível da mecânica da fratura fornece métodos quantitativos para avaliar a capacidade de componentes e estruturas, que apresentam defeitos semelhantes a trincas, de suportarem cargas. Quando esta tecnologia é aplicada para a seleção de materiais metálicos para componentes estruturais, é assumido que tais defeitos estejam presentes em alguma parte da vida total do componente. Atualmente, é bem reconhecido que estruturas de engenharia podem apresentar trincas ou defeitos antes mesmo de sua utilização, ou ainda, trincas podem ser nucleadas durante o carregamento ou exposição ao ambiente de serviço. A mecânica da fratura fornece procedimentos de projetos necessários para minimizar falhas catastróficas causadas por tais defeitos e trincas.

Originalmente, seu uso foi limitado a materiais de relativamente alta resistência, os quais podiam ser ensaiados a partir de corpos de prova cujo tamanho atendesse aos requerimentos para deslocamento elástico linear, durante o ensaio a uma velocidade lenta. Mais recentemente, alguns avanços, como os ensaios para obtenção da curva J-R, integral J_{IC} e CTOD, expandiram seu uso para as condições elasto-plástica, as quais estão associadas com materiais de menor resistência mecânica ou de alta tenacidade e com tamanhos menores de corpos de prova.

A tecnologia da mecânica da fratura, aplicada para medir a velocidade de crescimento de trinca por fadiga em várias condições de carregamento e ambiente, aliado com o desenvolvimento recente de um ramo da mecânica da fratura, denominado trincas curtas, tem tornado possível estimar a vida de componentes estruturais submetidos a carregamentos cíclicos, usando a abordagem da mecânica da fratura em concorrência com o uso convencional da curva tensão-vida ou deformação-vida, como relatado nos trabalhos de SINGH & GUPTA (1988), BHUYAN (1988), GNYP et al (1990) e ERTAS et

al (1992). Esses desenvolvimentos têm estendido o uso da mecânica da fratura e aumentado a confiança nos projetos de estruturas de riscos.

2.6.1 - FATOR DE INTENSIDADE DE TENSÃO (K)

Tradicionalmente, o início do desenvolvimento da mecânica da fratura moderna é atribuído ao trabalho de Griffith¹⁹, que em 1920, considerou a propagação frágil de trincas em vidro, como um processo ocorrendo por um balanço de energia. Griffith estabeleceu o seguinte critério para a propagação: uma trinca se propagará quando a diminuição da energia elástica de deformação for pelo menos igual à energia necessária para criar uma nova superfície da trinca. Este conceito foi estendido para a fratura frágil de materiais metálicos, através da introdução do trabalho realizado na deformação plástica durante o crescimento da trinca, no balanço energético. A resistência ao crescimento da trinca foi considerada como sendo a soma da energia necessária para criar novas superfícies de trinca e o trabalho para deformação plástica, sendo este último fator, dominante no caso de metais relativamente dúcteis. Assim, Irwin²⁰ definiu a energia total absorvida durante o crescimento, por unidade de aumento no comprimento da trinca e por unidade de espessura, G , como uma propriedade do material. O crescimento da trinca ocorre quando G atinge um valor crítico G_C , denominado “taxa de alívio de energia” ou “força motriz para crescimento da trinca”. Entretanto, devido às dificuldades práticas da abordagem de energia, o principal avanço na mecânica da fratura também foi obtido por Irwin²¹, com o desenvolvimento do conceito do fator de

¹⁹ GRIFFITH, A.A. *Philosophical Transactions. Royal Society*, A221, p.163-98, 1920 apud BROBERG, K. *Fracture mechanics - theoria or tekhne*, *International Journal of Fracture*. v. 57, n.1, p.85-99, 1992.

²⁰ EWALDS, H.L. & WANHILL, R.J.H. (1986). *Fracture Mechanics*. London, Edward Arnold, p. 13.

²¹ EWALDS, H.L. & WANHILL, R.J.H. (1986). *Fracture Mechanics*. London, Edward Arnold, p. 19.

intensidade de tensão. A partir da teoria elástica linear, ele mostrou que as tensões S_{ij} nas proximidades da ponta da trinca são da forma:

$$S_{ij} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\theta) + \dots \quad r \rightarrow 0 \quad (55)$$

onde, r e θ são as coordenadas polares cilíndricas de um ponto em relação à ponta da trinca, figura 40, e K é uma constante que dá a magnitude do campo de tensões elásticas na frente da trinca, denominado de fator de intensidade de tensão. A equivalência entre G e K é dada pelas equações:

$$G = \frac{K^2}{E} \quad (\text{tensão plana}) \quad (56)$$

$$G = \frac{K^2}{E} (1 - \nu^2) \quad (\text{deformação plana}) \quad (57)$$

onde E é o módulo de elasticidade e ν é o coeficiente de Poisson.

FIGURA 40 - Tensões em um ponto na frente de uma trinca, EWALDS & WANHILL (1986).

A análise dimensional da equação (55) mostra que K é linearmente relacionado com a tensão e diretamente relacionado com a raiz quadrada de

um comprimento característico, que por comparação com a análise de energia de Griffith, corresponde ao comprimento de trinca segundo a equação:

$$K = S\sqrt{\pi a} \cdot f(a / W) \quad (58)$$

onde $f(a/W)$ é um parâmetro adimensional que depende da geometria do corpo de prova e do tamanho da trinca.

Desta forma, o parâmetro governante da fratura de um metal pode ser estabelecido como um fator crítico de intensidade de tensão, K_C . Entretanto, K_C depende da temperatura de ensaio e espessura do corpo de prova. A influência da espessura no valor de K_C é decorrente da sua influência no estado de tensão e, conseqüentemente, no comportamento à fratura, figuras 41 e 42. Em corpos de prova finos, onde prevalece o estado de tensão plana na frente da trinca, o nível de plasticidade é grande e a propagação da trinca ocorre num plano inclinado de 45° em relação a tensão normal principal, figura 42(a). Por outro lado, em corpos de prova espessos, onde prevalece a condição de deformação plana, o nível de plasticidade na frente da trinca é pequena, e a propagação da trinca ocorre principalmente num plano perpendicular a direção da tensão normal principal, figura 42(c). Para espessuras intermediárias, o modo de propagação é misto, figura 42(b).

FIGURA 41 - Zona plástica formada na frente da trinca ao longo da espessura, EWALDS & WANHILL (1986).

FIGURA 42 - Efeito da espessura no plano de propagação da trinca, TOKIMATSU & FERREIRA (1995).

Como pode ser observado na figura 43, além de uma certa espessura, quando prevalece o estado de deformação plana e portanto o nível de plasticidade é pequeno, o valor de K_C tende a um valor constante, denominado tenacidade à fratura em deformação plana K_{IC} , sendo considerada uma propriedade do material. O uso do fator de intensidade de tensão como um parâmetro que caracterize o crescimento da trinca é o princípio fundamental da mecânica da fratura elástica linear.

FIGURA 43 - Influência da espessura no valor de K_I , BROEK (1989).

2.6.2 - O ENSAIO DE K_{IC}

Segundo UNDERWOOD (1982), o primeiro método de ensaio da mecânica da fratura bastante aceito nos Estados Unidos foi o método ASTM E399, para medida da tenacidade à fratura em deformação plana, K_{IC} . Atualmente, o valor de K_{IC} , determinado segundo esta norma, é bastante utilizado para caracterizar a tenacidade à fratura sob condições de deformação plana de materiais metálicos. O método utiliza várias configurações de corpos de prova, sendo o tipo compacto, CT e flexão, SE(B), os mais utilizados. A restrição ao escoamento plástico na frente da trinca em corpos de prova do tipo CT é maior do que em outros tipos de corpos de prova. Com isto, a condição de deformação plana na frente da trinca pode ser obtida em corpos de prova do tipo CT menores, o que faz este tipo preferido em relação ao SE(B). A figura 44 apresenta um esquema do corpo de prova do tipo CT e as proporções entre suas dimensões.

FIGURA 44 - Corpo de prova do tipo CT utilizado em ensaios de K_{IC} , ASTM E399 (1991).

Para o corpo de prova do tipo CT, o valor da intensidade de tensão fornecido pela norma ASTM E399 (1991) é:

$$K = \frac{P}{B \cdot W^{1/2}} f(a/W) \quad (59)$$

onde K é o fator de intensidade de tensão em ksi.pol^{1/2} (MPa√m), P é a carga aplicada em klbf (kN), B e W são a espessura e a largura do corpo de prova em polegada (cm), respectivamente. A função f(a/W) é calculada segundo a equação:

$$f(\alpha) = \frac{(2 + \alpha) \cdot (0,886 + 4,64\alpha - 13,32\alpha^2 + 14,72\alpha^3 - 5,6\alpha^4)}{(1 - \alpha)^{3/2}} \quad (60)$$

onde $\alpha = a/W$, sendo a o tamanho da trinca medido após a fratura do corpo de prova, em três posições diferentes ao longo da espessura.

O valor de K_{IC} é determinado a partir do registro da carga em função do deslocamento na boca do corpo de prova, medido com a ajuda de um extensômetro do tipo clip-on-gage, obtido por carregamento monotônico de tração de corpos de prova pré-trincados por fadiga. Os principais tipos de curvas carga-deslocamento juntamente com a metodologia utilizada para determinar K_{IC} estão apresentados na figura 45. A não linearidade é causada pela deformação plástica e crescimento estável da trinca antes da fratura.

O critério adotado pela norma ASTM E 399 (1991) para determinar a carga correspondente ao valor de K_{IC} , envolve a utilização de uma secante com inclinação 5% menor do que a curva carga-deslocamento na parte elástica. A carga na intersecção desta tangente com a curva carga-deslocamento é denominado de P_5 . A carga provisória, P_Q , e candidata ao cálculo de K_{IC} , depende do tipo da curva, como mostrado na figura 45. O valor de P_Q é utilizado para calcular K_Q utilizando as expressões do fator de intensidade de tensão apropriadas, equações (59) e (60) para corpos de prova do tipo

compacto. Desta maneira, o valor de K_{IC} é definido como o fator crítico de intensidade de tensão na qual a trinca atinge um comprimento efetivo 2% maior do que no início do ensaio, considerando, assim, o efeito da plasticidade e do crescimento estável da trinca.

FIGURA 45 - Ilustração da determinação de P_5 e P_Q , ASTM E399 (1991).

Para evitar a aceitação de excessivo crescimento estável da trinca, o que invalida o ensaio de K_{IC} , a norma ASTM E399 (1991) estabelece que a relação P_{max}/P_5 deve ser menor do que 1,1. Para garantir que o ensaio ocorra sob condições de deformação predominantemente plana na frente da trinca, são fixados níveis máximos de tunelamento permitidos para a pré-trinca.

Ainda, para a validade do ensaio de K_{IC} , os tamanhos do corpo de prova e do ligamento original devem ser suficientemente grandes comparados ao tamanho da zona plástica na frente da trinca, de maneira que o efeito da plasticidade na análise da intensidade de tensão pode ser desprezado e o estado de deformação predominantemente plana na frente da trinca seja garantido.

Para isso, a norma impõe requisitos quanto às dimensões dos corpos de prova, o tamanho da pré-trinca, e o ligamento inicial, segundo as expressões:

$$B, a > 2,5 \left(\frac{K_{IC}}{S_E} \right)^2 ; a = B \quad (61)$$

$$0,45 \leq \frac{a}{W} \leq 0,55 \quad (62)$$

A equação (61) tenta garantir uma espessura mínima do corpo de prova, onde o valor de K_I se aproxima do valor de K_{IC} , como mostrado na figura 43. O valor 2,5 desta equação foi obtido experimentalmente, porém, BROEK (1989) questiona o uso deste valor uma vez que ele foi obtido a partir de poucos dados experimentais. Segundo o autor, analisando os próprios resultados utilizados pela norma para definir o valor de 2,5, verifica-se que este valor pode variar de 2 a 4.

Se todos os requisitos da norma ASTM E399 forem satisfeitos, então $K_{IC} = K_Q$. Caso um dos requisitos não tenha sido satisfeito, o ensaio não é válido, e um novo ensaio deve ser realizado utilizando um corpo de prova mais espesso. Neste caso, o valor K_Q pode ser utilizado para comparação da tenacidade à fratura de materiais ensaiados com corpos de prova do mesmo tamanho.

A propriedade K_{IC} obtida por este método caracteriza a resistência do material à fratura na presença de uma trinca aguda, sob severa condição de restrição ao escoamento plástico, tal que o estado de tensão próximo à frente da trinca se aproxima de um estado triaxial, e a região plástica na ponta da trinca é pequena comparada com o tamanho da trinca e as dimensões do corpo de prova.

2.6.3 - TENACIDADE À FRATURA J_{IC}

O parâmetro K_{IC} é limitado ao regime elástico linear e impõe restrição ao tamanho do corpo de prova, que o torna impraticável a materiais com alta tenacidade, onde a zona plástica na frente da trinca é grande. Uma extensão do critério para o regime elástico não linear, denominado integral J, foi proposto inicialmente por RICE (1968a).

Embora o critério de integral J é estritamente aplicável a situações elástica não linear, ele é muito utilizado, e com bastante sucesso, para caracterizar a resistência ao crescimento dúctil da trinca de materiais que exibem comportamento elasto-plástico. Para materiais que apresentam alta tenacidade, o parâmetro integral J baseado na mecânica da fratura elasto-plástica é uma alternativa para caracterizar a tenacidade à fratura desses materiais. A grande vantagem no uso deste parâmetro, é sua capacidade de medir a tenacidade à fratura no início da trinca, J_{IC} , usando corpos de prova muito menores do que aqueles necessários para medir K_{IC} .

O processo de fratura em materiais dúcteis geralmente ocorre por um lento crescimento estável da trinca, e o uso de J como um parâmetro que caracterize a iniciação do processo de fratura pode ser descrito pelo modelo mostrado esquematicamente na figura 46. O processo de fratura inicia a partir de uma trinca aguda obtida por fadiga. Quando a estrutura contendo a trinca é carregada, a ponta da trinca sofre um processo de arredondamento, que aumenta com o carregamento. A partir de um determinado valor do carregamento, ocorre o crescimento físico da trinca. Neste ponto, o valor da integral J corresponde ao valor J_{IC} .

Segundo SUTTON & VASSILAROS (1986), o procedimento de ensaio fornecido pela norma ASTM E813 para medida de J_{IC} é um método bastante utilizado e aceito para medir a tenacidade à fratura sob condições elasto-plásticas. Segundo CAYARD & BRADLEY (1989), o uso de J_{IC} como um critério de projeto, é uma abordagem bastante conservativa, uma vez que ela

não usa a reserva da segurança devido ao aumento na resistência ao crescimento da trinca com a propagação estável da trinca. Atualmente, várias técnicas de ensaios são disponíveis, desde aquelas que utilizam vários corpos de prova, como as que utilizam um único corpo de prova. Desta última, o método da variação da flexibilidade elástica medida por descarregamentos parciais é uma das mais utilizadas, segundo SRINIVAS et al (1994). Métodos computacionais têm tornado os ensaios de J_{IC} mais rápidos e mais imunes a erros.

FIGURA 46 - Curva esquemática da resistência ao processo de fratura, CLARKE & LANDES (1977).

2.6.3.1 - INTEGRAL J

A integral J, desenvolvida analiticamente por RICE (1968a), é definida como a integral de linha da energia de um corpo bidimensional, exibindo

comportamento elástico linear ou não linear, livre de tensões residuais, contendo uma trinca ou entalhe paralelo ao eixo X, figura 47, e carregado monotonicamente em tração, segundo a expressão:

$$J = \int_{\Gamma} (W dy - T \cdot \frac{\partial u}{\partial x} ds) \quad (63)$$

onde W é a densidade de energia de deformação elástica, função única da tensão e deformação segundo a equação (64), Γ é uma curva envolvendo a ponta da trinca, sendo a integral avaliada no sentido anti-horário, iniciando na superfície inferior e terminando na superfície superior da trinca ou do entalhe. T é o vetor tração, definido de acordo com a normal n ao longo do caminho de integração Γ , $T_i = \sigma_{ij} n_j$, u é o vetor deslocamento e ds é o elemento do arco ao longo do caminho de integração.

$$W = W(x, y) = W(\epsilon) = \int_0^{\epsilon} \sigma_{ij} d\epsilon_{ij} \quad (64)$$

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

FIGURA 47 - Integral J em um corpo bidimensional, RICE (1968a).

RICE (1968a) mostrou que a integral de linha J é zero quando avaliada ao longo de qualquer curva fechada, que se encontra inteiramente no interior do corpo e não incorpora qualquer descontinuidade, como por exemplo a ponta da trinca. Entretanto, quando avaliada ao longo de qualquer curva que envolve a ponta da trinca, a integral assume um valor diferente de zero.

A justificativa para o uso da integral J como um critério de fratura para o comportamento elasto-plástico, mais precisamente elástico não linear, é baseado na existência da singularidade dos campos de tensão e deformação na ponta da trinca, demonstrado por HUTCHINSON (1968) e RICE & ROSENGREN (1968), conhecido como singularidade HRR. Baseado neste modelo J pode ser utilizado para expressar a intensidade das singularidades da tensão e deformação para materiais cuja plasticidade pode ser modelada pela relação Ramberg-Osgood:

$$\sigma = \sigma_1 (\varepsilon_p)^n \quad (65)$$

onde σ é a tensão efetiva, ε_p é a deformação plástica efetiva, n é o expoente de encruamento e σ_1 é uma constante de proporcionalidade.

McCLINTOCK²² apud BEAVER et al (1987) mostrou, pela combinação do modelo HRR com a definição da integral J de RICE (1968a), que o campo de tensão e deformação plástica na ponta da trinca pode ser expresso como uma função de J, no limite $r \rightarrow 0$:

$$\sigma_{ij} = \sigma_1 \left[\frac{J}{\sigma_1 I_n} \right]^{\frac{n}{n+1}} r^{\frac{-n}{n+1}} \sim \sigma_{ij}(\theta) \quad (66)$$

²² McCLINTOCK, F. *Plasticity effects of fracture. In Fracture - An Advanced Treatise. New York, Academic Press. v. 3, p. 47-225, 1971 apud BEAVER, P.W. et al. Determinations of J_{IC} for 2024-T351 aluminium alloy. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures. v.10, n.6, p.495-506, 1987.*

$$\varepsilon_{p_{ij}} = \left[\frac{J}{\sigma_I I_n} \right]^{\frac{1}{n+1}} r^{\frac{-1}{n+1}} \tilde{\varepsilon}_{p_{ij}}(\theta) \quad (67)$$

onde r e θ são as coordenadas polares, σ_{ij} e $\varepsilon_{p_{ij}}$ são as componentes da tensão e deformação a uma distância r da ponta da trinca, I_n é uma função de n e do estado de tensão, e $\tilde{\sigma}_{ij}(\theta)$ e $\tilde{\varepsilon}_{p_{ij}}(\theta)$ são as funções universais de θ , os quais também dependem de n e do estado de tensão, segundo BEAVER (1987).

A análise foi baseada na teoria-deformação da plasticidade, para um comportamento plástico através da analogia com o comportamento elástico não linear. As equações do campo de tensão e de deformação plástica são da mesma forma do campo de tensão elástico fornecido pela mecânica da fratura elástica linear, equação (55). Quando $n=1$, comportamento elástico linear, as equações (66) e (67) ficam em função de $r^{-1/2}$, como ocorre na equação da mecânica da fratura elástica linear.

2.6.3.2 - UTILIZAÇÃO DE J COMO UM CRITÉRIO DE FRATURA

Originalmente, RICE (1968a) considerou a integral J como sendo o valor médio da intensidade do campo de tensões e de deformações elásticas não lineares, numa região muito próxima da ponta da trinca, similar ao fator de intensidade de tensão K , na mecânica da fratura elástica linear.

RICE (1968b) também mostrou que para o comportamento essencialmente elástico, a integral J pode ser identificada como a taxa de alívio de energia potencial por unidade de superfície de trinca gerada na propagação, que corresponde ao parâmetro G , força motriz para propagação da trinca, da mecânica da fratura elástica linear. Assim, J pode ser expressa pela equação:

$$J = - \left. \frac{dU_P}{da} \right|_{\delta \text{ ou } P \text{ constante}} \quad (68)$$

onde U_P é a energia potencial elástica linear, ou não linear, armazenada durante o carregamento do corpo de prova, por unidade de espessura, a é o comprimento da trinca, δ é o deslocamento da boca da trinca ou entalhe e P é a carga por unidade de espessura. A derivada, $-dU_P/da$, representa a alteração na energia armazenada, ou um despreendimento de energia para aumentar o tamanho da trinca de um valor da .

Através desta definição é possível relacionar J com a carga e o deslocamento, como mostrado na figura 48, onde o deslocamento é medido ao longo da linha de carregamento e P é a carga por unidade de espessura. A área entre as curvas P - δ , para um tamanho de trinca a e para um tamanho $a+da$, é igual a J .

FIGURA 48 - Taxa de alívio de energia para comportamentos linear e não linear de corpos trincados, MEGUID (1989).

Assim, curvas carga-deslocamento para vários comprimentos diferentes de trinca podem ser utilizadas juntos com a equação (68) para determinar as relações empíricas entre J e os deslocamentos para vários valores de comprimentos de trinca. Quando o comportamento do corpo de prova for elástico linear, então J é igual ao valor de G , o qual pode ser relacionado com o fator de intensidade de tensão K , segundo as expressões (56) e (57).

A primeira avaliação experimental de J , ou mais especificamente J_{IC} , utilizando o tratamento acima foi feita por BEGLEY & LANDES (1972a, 1972b). Além da quantidade excessiva de corpos de prova, esses ensaios tinham a desvantagem de fornecerem informações somente no início do crescimento da trinca, e não sobre a resistência ao crescimento estável da trinca. RICE et al (1973) propuseram uma técnica para estimar o valor da integral J a partir de um registro simples da carga e deslocamento.

Através do registro da integral J em função da alteração do tamanho da trinca, Δa , BEGLEY & LANDES (1974) obtiveram a curva de resistência como uma caracterização do material contra o rasgamento dúctil após a iniciação. CLARKE et al (1976) simplificou este método e propôs a técnica de descarregamento, onde o crescimento da trinca é determinado a partir da alteração da flexibilidade elástica durante repetidos descarregamentos, utilizando um único corpo de prova.

Deve-se notar que, para materiais que apresentam comportamento elasto-plástico, a quantidade U_P da equação (68) não pode ser interpretada como energia potencial, mas, segundo MEGUID (1989), como um trabalho elasto-plástico necessário para deformar o componente trincado. Neste caso, a integral J perde seu significado físico em termos de energia potencial disponível para crescimento da trinca, mas mantém seu significado como uma medida da intensidade do campo de tensão e deformação próximo à ponta da trinca.

2.6.3.3 - RESTRIÇÕES NO USO DA INTEGRAL J

Uma vez garantido que certas restrições sejam satisfeitas, a integral J pode ser utilizada como um critério de fratura, que caracterize a resistência ao crescimento de trincas, de materiais exibindo comportamento elasto-plástico. O objetivo das restrições é garantir que o processo de crescimento dúctil da trinca seja controlado pela integral J.

Segundo SHIH & GERMAN (1981), a primeira restrição para o crescimento da trinca controlado por J, é com relação às dimensões mínimas do corpo de prova, para produzir um estado de deformação plana na frente da trinca. Esta restrição é geralmente apresentada na forma:

$$B, b > \rho \frac{J}{S_Y} \quad (69)$$

onde B é a espessura do corpo de prova, b é o ligamento não trincado, S_Y é o limite de escoamento efetivo do material, calculado como a média entre o limite de escoamento e o limite de resistência, e $\rho = 25$ para corpos de prova do tipo CT e SE(B).

As suposições fundamentais utilizadas para obter as equações HRR, coloca também algumas restrições ao uso da integral J como um critério de fratura. Estas restrições surgem a partir do fato que J é válido somente para trincas estacionárias, sujeitas a um carregamento monotonicamente crescente. Como geralmente as trincas propagam-se de uma maneira relativamente lenta e dúctil, segundo BROEK²³ apud BEAVER et al (1987), o crescimento da trinca necessariamente envolve algum descarregamento elástico na frente da trinca, de tal modo que a analogia entre os comportamentos elástico não linear e

²³ BROEK, D. *Elementary engineering fracture mechanics*. Martinus Nijhoff, The Hague. p.239, 1984 apud BEAVER, P.W. et al. *Determinations of J_{IC} for 2024-T351 aluminium alloy*. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. v.10, n.6, p.495-506, 1987.

elasto-plástico, figura 49, não pode mais ser feita. O crescimento dúctil da trinca também produz uma deformação plástica não proporcional.

FIGURA 49 - Comparação entre os comportamentos elástico linear, elásto-plástico e elástico não linear, para o descarregamento, BROEK (1989).

Entretanto, uma vez garantido que o crescimento da trinca é limitado a uma pequena proporção do ligamento original, tal que a região de descarregamento elástico e de carregamento plástico não proporcional, permaneçam pequenas quando comparadas às dimensões do campo HRR, regiões onde são válidas as soluções de HUTCHINSON (1968) e RICE & ROSENGREN (1968), como mostrado na figura 50, e que o valor de J aumenta suficientemente rápido com o crescimento da trinca, então a integral J pode ser considerado como um parâmetro característico, o qual controla o crescimento da trinca. Segundo JONES et al (1991), estas duas restrições podem ser expressas matematicamente como:

$$\Delta a \leq \alpha' (W - a_0) \quad (70)$$

$$\varpi = \frac{b}{J} \frac{dJ}{da} > 1,0 \quad (71)$$

onde W e b são a largura e o ligamento não trincado do corpo de prova, respectivamente, a_0 é o comprimento inicial da trinca e α' e ϖ são parâmetros que especificam os limites do crescimento da trinca controlado pela integral J .

FIGURA 50 - Representação esquemática das condições na ponta da trinca, para uma trinca não estacionária e crescimento controlado por J , HUTCHINSON & PARIS ²⁴.

2.6.3.4 - O VALOR DE J SEGUNDO A NORMA ASTM

Atualmente, existem dois procedimentos de ensaios normalizados pela ASTM, American Society for Testing and Materials, para obtenção do valor da integral J : a norma E813, inicialmente publicada em 1981, para determinação de J_{IC} , e a norma E1152, inicialmente publicada em 1987, e que fornece uma

²⁴ HUTCHINSON, J.W.; PARIS, P.C. In: *Elastic plastic fracture*, ASTM STP 668, p.37-64, 1979. apud RITCHIE, R.O.; THOMPSON, A.W.(1985) *On macroscopic and microscopic analyses for crack initiation and crack growth toughness in ductile alloys*. Metallurgical Transactions A, v. 16A, p. 233-48.

metodologia para obtenção da curva de resistência J-R ou J- Δa . Ambas as normas produzem uma curva J-R, entretanto, enquanto a norma E1152 se aplica à curva como um todo, a norma E813 tem como preocupação a definição de J_{IC} , e portanto somente a obtenção do início da curva J-R. Para ambas as normas, o cálculo da integral J são aplicáveis a corpos de prova do tipo SE(B) ou SENB e compacto. O corpo de prova do tipo compacto está ilustrado esquematicamente na figura 51.

FIGURA 51 - Corpo de prova do tipo compacto utilizado pelas normas ASTM E813 e E1152.

Os valores de J são calculados por meio da avaliação da área das curvas carga, P, em função da deflexão na linha de carregamento, δ , as quais são obtidas por meio de ensaios dos corpos de prova padronizados, carregados monotonicamente, de maneira contínua ou descontínua, via controle de deslocamento do pistão ou de deformação do corpo de prova, geralmente utilizando um extensômetro do tipo clip-gage acoplado na boca do corpo de prova para monitoramento da abertura do mesmo. A uma dada deflexão, a área sob a curva carga-deflexão é obtida em cm^2 ou pol^2 , utilizando um planímetro polar ou integração numérica com auxílio de técnicas computacionais. As áreas são convertidas em unidades de energia de acordo com as unidades de

carga e deflexão utilizadas. Os valores de J podem ser calculados utilizando as equações fornecidas pela norma ASTM E813 ou ASTM E1152.

2.6.3.5 - O VALOR DE J SEGUNDO A NORMA ASTM E 813-81

Para corpos de prova do tipo compacto e flexão 3 pontos padronizados, a norma ASTM E 813-81 fornece a seguinte equação para o cálculo de J:

$$J = \left(\frac{A}{Bb_0} \right) f(a_0 / W) \quad (72)$$

onde, A é a área da curva carga-deflexão em unidade de energia, que corresponde a área hachuriada mostrada na figura 52; B é a espessura do corpo de prova, para corpos de prova com entalhes laterais, $B=B_{liq}$; b_0 é o ligamento inicial não trincado, $W - a_0$; W é a largura do corpo de prova; a_0 é o tamanho do entalhe, incluindo a pré-trinca por fadiga; $f(a_0/w)$ é um coeficiente adimensional que corrige a componente de tração do carregamento para a forma do corpo de prova, segundo a equação (73), para corpos de prova do tipo CT.

$$f(a_0 / W) = 2 \left[(1 + \alpha) / (1 + \alpha)^2 \right] \quad (73)$$

$$\text{onde: } \alpha = \left[(2.a_0 / b)^2 + 2(2.a_0 / b) + 2 \right]^{1/2} - [(2.a_0 / b) + 1] \quad (74)$$

A equação (72) não leva em consideração o efeito do crescimento estável da trinca durante o ensaio, no cálculo de J. O valor de J é calculado utilizando-se o comprimento inicial da trinca.

FIGURA 52 - Ilustração do trabalho para uma dada deflexão, ASTM E813-81.

2.6.3.6 - O VALOR DE J SEGUNDO A NORMA ASTM E 813-87

O valor de J segundo a norma mais recente difere da norma antiga. A norma ASTM E 813-87 divide a integral J em uma componente elástica e outra plástica. Para corpos de prova do tipo CT, tem-se que:

$$J_{(i)} = J_{\text{elast}(i)} + J_{\text{plast}(i)} \quad (75)$$

onde $J_{\text{elast}(i)}$ e $J_{\text{plast}(i)}$ são as componentes elástica e plástica de J, mais especificamente:

$$J_{(i)} = \frac{K_{(i)}^2 (1 - \nu^2)}{E} + J_{\text{plast}(i)} \quad (76)$$

onde ν é o coeficiente de Poisson e E é o módulo de Young. K é o fator de intensidade de tensão fornecido pela norma ASTM E399:

$$K_{(i)} = \frac{P_i}{(B \cdot B_N \cdot W)^{1/2}} f(a_i / W) \quad (77)$$

onde B e B_N são as espessuras bruta e líquida, respectivamente, e W é a largura do corpo de prova. P_i corresponde ao último nível de carga aplicada ao i -ésimo corpo de prova, no caso do método de múltiplos corpos de prova, ou a máxima carga da i -ésima etapa de descarregamento parcial, no caso do método de flexibilidade elástica, ou ainda um nível genérico de carga, no método de queda de potencial elétrico. A função $f(a_i/W)$ é dada por:

$$f(\alpha) = \frac{(2 + \alpha)(0,886 + 4,64\alpha - 13,32\alpha^2 + 14,72\alpha^3 - 5,6\alpha^4)}{(1 - \alpha)^{3/2}} \quad (78)$$

onde $\alpha = a_i/W$ e a_i é o comprimento atualizado ou instantâneo da trinca.

A componente plástica pode ser calculada como:

$$J_{\text{plast}(i)} = \frac{\eta A_{\text{plast}(i)}}{B_N b_o} \quad (79)$$

onde, i é um ponto da curva carga-deflexão; $A_{\text{plast}(i)}$ é a área abaixo da curva carga-deflexão, como mostrado na figura 53; B_N é a espessura líquida do corpo de prova, $B_N = B$, no caso de não haver entalhes laterais; b_o é o ligamento original não trincado; $\eta = 2 + 0,522 b_o/W$.

O fator η leva em consideração a rotação do corpo de prova do tipo CT, no caso da medida de deslocamento ser tomada na linha de carregamento, ao invés de no ponto de carregamento, como geralmente ocorre nos ensaios de J_{IC} . Desta forma, o deslocamento do ponto de carregamento ocorre em duas direções ortogonais.

A equação (79), assim como a equação (72), também não leva em consideração o crescimento da trinca no cálculo do valor seguinte de J , pois todos os valores de $J_{\text{plast}(i)}$ são calculados baseando-se no comprimento inicial da trinca. Por indicação da própria norma ASTM E813-87, a componente plástica pode também ser calculada segundo a expressão fornecida pela norma

ASTM E1152 (1991), que leva em consideração o respectivo aumento no comprimento da trinca no cálculo de J .

FIGURA 53 - Definição da área para o cálculo de J , segundo a norma ASTM E813-87.

Entretanto, como mostrado por CAYARD & BRADLEY (1989), no início da propagação da trinca, o valor de J utilizando as equações corrigidas e não corrigidas são aproximadamente iguais. A diferença entre estes valores ocorre para crescimento de trinca maior do que 4 mm, para o corpo de prova do tipo CT, ou seja, muito além do crescimento utilizado para medir J_{IC} através da norma ASTM E813-81 e 87.

2.6.3.7 - QUALIFICAÇÃO DOS RESULTADOS PARA VALIDADE DO ENSAIO DE J_{IC}

a) NORMA ASTM E 813-81:

No método E 813-81 (1982), a propagação estável da trinca é caracterizada por uma curva obtida por regressão linear dos pares de dados (Δa_p , J) obtidos experimentalmente. A intersecção desta reta com a linha de

embotamento, cuja inclinação é determinada pelas propriedades de fluxo do material e definida, por LANDES & BEGLEY (1974), segundo a equação (80), é identificada como o valor de J_{IC} , como mostrado na figura 54.

$$J = 2.S_Y . \Delta a \quad (80)$$

onde S_Y é a resistência efetiva do material, calculada como a média entre o limite de escoamento (S_E) e o limite de resistência (S_R), para levar em consideração o efeito do encruamento.

FIGURA 54 - Definição dos dados qualificados segundo a norma ASTM E813-81.

Um mínimo de 4 pares de dados são necessários para a obtenção da reta por regressão, que precisam estar dentro de uma região limitada por retas verticais passando por $\Delta a_{p(\min)}$ e $\Delta a_{p(\max)}$, cujos valores são determinados pela intersecção da curva de propagação estável e retas paralelas à linha de embotamento, mas deslocadas de 0,15 mm e 1,5 mm, respectivamente. Desses

quatro pares de dados (Δa_p , J), pelo menos um deles deve estar próximo à linha de embotamento, devendo a distância horizontal entre eles, ser menor do que $\frac{1}{3}\xi$, onde ξ é a maior distância entre a linha de embotamento e o par de dados (Δa_p , J) mais afastado dela.

A norma ASTM E813-81 estabelece a capacidade J máxima do corpo de prova em termos do seu ligamento inicial, b_o , da sua espessura líquida, B_N , e da resistência efetiva do material, segundo a equação $J_{\max} = S_Y (b_o, B_N)/15$. Também, a inclinação da reta de regressão linear, dJ/da , que representa a resistência ao crescimento da trinca, deve ser maior do que o valor de S_Y .

Para assegurar que o processo de propagação dúctil ocorra sob condições de deformações predominantemente planas na frente da trinca, são fixados níveis máximos de tunelamento permitidos para a pré-trinca e a trinca propagada estavelmente. O uso de entalhes laterais reduz a propagação irregular da frente da trinca, tornando-a mais uniforme, reduzindo a formação de lábios de cisalhamento (“shear lips”) na etapa de crescimento da trinca, por carregamento monotônico, através da introdução de um estado de tensão triaxial nas laterais do corpo de prova.

Ainda, para garantir um estado de deformação predominantemente plana na frente da trinca, a norma impõe requisitos quanto as dimensões mínimas necessárias para o corpo de prova, segundo as equações:

$$B, b_o > 25 \frac{J_Q}{S_Y} \quad (81)$$

onde J_Q é o valor de J candidato a J_{IC} .

O valor de J_{IC} pode ser convertido em K_{IC} utilizando o módulo de elasticidade, E , do material e a relação:

$$J_{IC} = \frac{K_{IC}^2}{E} \quad (82)$$

onde $E' = E$ para o estado de tensão plana e $E' = E/(1-\nu^2)$ para o estado de deformação plana, sendo ν o coeficiente de Poisson do material.

A equação (82) assume uma pequena zona plástica na frente da trinca, de modo que $J_{IC} = G_{IC}$, o que ocorre para o caso elástico-linear.

b) ASTM E813-87:

No método da ASTM E813-87, os pares dos dados $(\Delta a_p, J)$ correspondentes ao crescimento estável da trinca, são ajustados por uma curva potencial do tipo $J = C_1(\Delta a_p)^{C_2}$. Diferentemente da norma antiga, o valor de J_{IC} é identificado, por um processo iterativo, na intersecção desta curva com uma reta paralela à linha de embotamento, porém deslocada de 0,2 mm, como mostrada na figura 55. Desta forma a tenacidade a fratura J_{IC} , segundo esta norma, é definida como o valor de J necessário para fazer a trinca crescer fisicamente de 0,2 mm a partir do seu comprimento inicial.

FIGURA 55 - Definição dos dados qualificados segundo a norma ASTM E813-87.

Pelo menos quatro pares de dados devem estar situados entre as retas verticais passando por $\Delta a_{p(\min)}$ e $\Delta a_{p(\max)}$, definidos da mesma maneira como na norma antiga, ASTM E813-81. Destes pares de dados, pelo menos um deles precisa estar situado entre a linha deslocada de 0,2 mm e a linha de exclusão 0,15 mm, definida como uma linha paralela à linha de embotamento e deslocada de 0,15 mm, figura 55. Um ponto precisa estar situado numa região compreendida entre uma linha paralela à linha de embotamento deslocada de 1,0 mm, e a linha de exclusão 1,5 mm, definida como uma linha paralela à linha de embotamento, porém deslocada de 1,5 mm. Os dados aceitáveis estão mostrados na figura 56 com um ponto na região A e outro na região B. A norma ASTM E813-87 também limita o valor de J segundo a expressão:

$$J_{\max} = \frac{b_0 S_Y}{15} \quad (83)$$

FIGURA 56 - Definição das regiões para espaçamento dos resultados obtidos, ASTM E813-87.

A norma ASTM E813-87 utiliza os mesmos requisitos da norma antiga para garantir que o processo de propagação dúctil estável ocorra sob condições

de deformação predominantemente plana na frente da trinca. O nível de propagação irregular da frente da pré-trinca por fadiga e propagação estável é restringido e são feitas imposições quanto as dimensões mínimas do corpo de prova através da equação (81).

A diferença entre o tamanho da trinca calculada pela flexibilidade elástica, ou outro método, no último descarregamento, e o tamanho da trinca físico médio, Δa_p , não deve ser maior do que $0,15 \Delta a_p$, para tamanho da trinca menor do que $\Delta a_{p(max)}$, e $0,15 \Delta a_{p(max)}$, para tamanho da trinca maior do que $\Delta a_{p(max)}$.

Para considerar algumas incertezas do ensaio, um módulo efetivo, E_M , é calculado segundo a equação (84), e é usado para calcular o comprimento da trinca. E_M não deve diferenciar de E por mais do que 10%.

$$E_M = \frac{1}{C_o B_e} \left(\frac{W + a_o}{W - a_o} \right)^2 \left[\frac{2,1630 + 12,219\alpha - 20,065\alpha^2 - 0,9925\alpha^3 +}{20,609\alpha^4 - 9,9314\alpha^5} \right] \quad (84)$$

onde: $\alpha = a_o/W$;

C_o = flexibilidade inicial;

a_o = comprimento da trinca inicial;

$B_e = B - \frac{(B - B_N)^2}{B}$, é a espessura efetiva do corpo de prova.

2.6.3.8 - MÉTODOS PARA DETERMINAÇÃO DE J_{IC}

Em todos os métodos de ensaios, a tenacidade à fratura é avaliada em termos da integral J , e o que diferencia um método do outro é como o comprimento da trinca é determinado. Além do método de múltiplos corpos de prova, procedimentos que utilizam um único corpo de prova tornaram-se

bastante populares e são bastante utilizados, pois são mais rápidos, econômicos, podendo ser totalmente automatizados, além de permitirem avaliar a heterogeneidade da microestrutura do material.

O método mais simples para determinar a curva J-R e o parâmetro J_{IC} é o que utiliza múltiplos corpos de prova. Este método requer equipamentos relativamente pouco sofisticados, porém, tem a desvantagem de necessitar de vários corpos de prova, no mínimo quatro, para determinar o valor de J_{IC} . Também, para se determinar J_{IC} , segundo a norma ASTM E813, existe um conjunto de limitações no posicionamento dos pares de dados ($J-\Delta a$) obtidos experimentalmente. A geração desses dados adequados é frequentemente trabalhosa usando esta técnica.

Outros métodos utilizam um único corpo de prova para determinar a curva J-R inteira ou o valor de J_{IC} . O método de única amostra é o mais rápido e requer poucos corpos de prova em relação ao de múltiplos corpos de prova. Além disso, a determinação de J_{IC} e a inclinação da curva J-R são menos afetados pela heterogeneidade da microestrutura do material.

Nesse método, o crescimento da trinca é medido continuamente durante um único ensaio. Uma vez que a quantidade de crescimento de trinca é muito pequena, técnicas muito acuradas para medir o crescimento são necessárias. Várias técnicas foram desenvolvidas, como a variação de flexibilidade elástica, emissão acústica, ultrassom, queda de potencial elétrico, etc. Algumas dessas técnicas são bastante complexas nos equipamentos necessários e na sua operação. Segundo NAKAI & WEI (1989), a técnica de variação da flexibilidade elástica e queda de potencial elétrico são consideradas superiores para medida quantitativa do comprimento de trinca longa, e são geralmente utilizadas em ensaios para determinação de J_{IC} . Estas técnicas também possuem a vantagem de poderem ser totalmente automatizadas, através do controle e aquisição de dados utilizando microcomputador, podendo também ser utilizadas em situações onde câmeras ambientais impossibilitam o acompanhamento e a medida direta do comprimento da trinca.

O método da variação da flexibilidade elástica é relativamente simples e é baseada na medida de duas quantidades básicas de ensaios mecânicos de materiais, a carga aplicada e a deflexão do corpo de prova. Este método utiliza a inclinação no descarregamento da curva carga-deslocamento na linha de carga, para determinar a flexibilidade elástica em um ponto da curva, durante o ensaio. A variação da flexibilidade elástica do corpo de prova está relacionada com o tamanho da trinca. A flexibilidade elástica, calculada segundo a equação (85), aumenta com a propagação dúctil da trinca, figura 57. Assim, durante o carregamento monotônico, descarregando parcialmente o corpo de prova, aproximadamente 10% da carga máxima, em intervalos específicos, a variação no comprimento da trinca pode ser medido a partir dos valores da variação da flexibilidade elástica da amostra, do módulo de elasticidade e geometria do corpo de prova.

$$C = \Delta\delta / \Delta P \quad (85)$$

onde C é a flexibilidade da amostra, ΔP é a variação da carga e $\Delta\delta$ é a variação do deslocamento na linha de carga, figura 57.

Segundo KHAN et al (1982), a utilização deste método é possível, pois tanto descarregamento quanto o recarregamento ocorrem elasticamente, em essência, mesmo após o corpo de prova ter sofrido grande deformação plástica e grande quantidade de propagação da trinca. Medidas da carga em função do deslocamento na linha de carga são necessários para dois propósitos, para determinar a integral J a partir da área sob a curva carga-deslocamento e o tamanho da trinca a partir da flexibilidade elástica do corpo de prova. As normas ASTM E813 e E1152 fornecem as equações para o cálculo da integral J e das relações entre o tamanho da trinca e a variação da flexibilidade, desenvolvidas por SAXENA & HUDAK (1978), para corpos de prova do tipo CT, compact test, e SE(B), este último utilizado em ensaios de flexão em três pontos. Porém, para obter uma resolução suficiente na medida do crescimento

da trinca é necessário uma grande ampliação da inclinação descarregamento-carregamento, e que esta seja livre de histerese, o que constitui uma das principais dificuldades desse método.

FIGURA 57 - Variação da flexibilidade elástica do corpo de prova com o crescimento dúctil da trinca.

Apesar dos cuidados especiais para determinação da flexibilidade, o método pode introduzir erros inesperados durante o ensaio. Portanto, é de fundamental importância a automação dos ensaios, para minimizar a probabilidade de erros. Uma boa resolução na determinação do tamanho da trinca tem sido obtido utilizando métodos automatizados para controle do ensaio, aquisição e análise de dados por computador, como relatado nos trabalhos de HAUTAMAKI (1987), NARENDRNATH et al (1988) e JUNG et al (1988). A automação do sistema também permite um aumento na velocidade de aquisição de dados, tornando o ensaio mais rápido, além de permitir uma maior quantidade de ciclos de descarregamento/ recarregamento, menos

espaçados, possibilitando, assim, a obtenção de uma grande quantidade de dados (J , Δa). Isto aumenta a probabilidade de atendimento dos requisitos da norma ASTM E813 com relação ao posicionamento dos dados na curva J - Δa . Satisfazendo as condições da norma ASTM E 813 para a quantidade de dados de pontos, descarregamento, e apropriado agrupamento de dados, o valor de J_{IC} é obtido por extrapolação, e representa a tenacidade a iniciação da trinca para cada corpo de prova. Adicional informação estatísticas sobre a heterogeneidade do material é então obtido ensaiando vários corpos de prova.

Uma vez que os ensaios de J_{IC} são aplicados a materiais metálicos de alta tenacidade, os problemas decorrentes do uso da técnica de variação de flexibilidade tem como origem básica a grande quantidade de plasticidade que surge na frente da trinca, especialmente próximo às laterais do corpo de prova, durante o carregamento monotônico. Esta plasticidade faz com que a frente da trinca se propague de maneira irregular, pois o estado de tensão plana próximo às laterais do corpo de prova retarda o crescimento da trinca nesta região, produzindo, assim, o efeito de tunelamento, que faz com que a função flexibilidade subestime o tamanho da trinca. A utilização de entalhes laterais no corpo de prova, como sugerido pela própria ASTM E813, introduz um estado triaxial de tensão, produzindo, assim, um crescimento mais regular da frente da trinca, portanto, sem a presença de tunelamento, por meio da eliminação do estado de tensão plana nas laterais do corpo de prova. O efeito benéfico dos entalhes laterais foi verificado por HOLLSTEIN et al (1984).

Segundo a norma ASTM E813, a profundidade do entalhe lateral depende de cada material, porém, para muitos metais uma profundidade que provoque uma redução de 20% na espessura original do corpo de prova, é ideal para produzir frentes retas de crescimento de trincas. Esta norma também estabelece uma redução máxima da espessura, de 25%, pois como observado por VASSILAROS et al (1980) e DAVIS et al (1983), entalhes laterais muito profundos podem ocasionar uma inversão do tunelamento da frente de propagação da trinca, onde próximo das laterais o crescimento da trinca ocorre

com maior velocidade do que no interior. Segundo VASSILAROS et al (1980), o espalhamento dos resultados na obtenção de J_{IC} é reduzido com a utilização dos entalhes laterais, o que aumenta a confiabilidade no método de variação da flexibilidade elástica.

Uma característica geralmente observada quando utiliza-se este método, é a existência de uma certa dispersão de dados, no início da região elástica da curva $J-\Delta a$, provocada pela detecção de valores negativos no nível de propagação dúctil da trinca. Este fenômeno é atribuído a um série de fatores, como ao atrito dos pinos de carregamento com a furação do corpo de prova e a furação das garras, no caso de utilizar corpos de prova do tipo compacto, segundo VOSS²⁵ apud ROSENTHAL et al (1990); ao desalinhamento do dispositivo de carregamento, segundo BOWMAN et al (1988), e ao mal balanceamento e não zeragem dos dispositivos eletrônicos e até mesmo devido ao efeito do arredondamento da ponta da trinca, segundo PURTSCHER (1987). O atrito dos pinos de carregamento com a furação do corpo de prova e das garra, pode ser minimizada com lubrificação, geralmente com bissulfeto de molibdênio, na forma de spray ou graxa, dos pontos críticos, e a utilização dos chamados “flat bottom holes” nas garras de carregamento, para limitar os pontos de contato entre a garra e os pinos, como sugerido pela própria ASTM E813.

Entretanto, a norma ASTM E813 não fornece nenhum procedimento para o tratamento desta dispersão de dados. Geralmente, este problema é tratado pela eliminação dos valores negativos de Δa ou pela alteração da curva de resistência para um novo zero. Estes tratamentos podem ser uma das causas do espalhamento observado quando se compara os valores de J_{IC} obtidos por diferentes laboratórios, para um mesmo material. ROSENTHAL et al (1990)

²⁵ VOSS, B. On the problem of negative crack growth and load relaxation in single specimen partial unloading compliance tests. In: *Ductile fracture test methods. Proceedings. p.210-9, 1983* apud ROSENTHAL, Y.A. et al. J_{IC} data analysis methods with a negative crack growth correction procedure. *Journal of testing and evaluation*, v.18, n.4, 1990.

propuseram um método analítico visando a correção das curvas J-R para o efeito do crescimento negativo da trinca.

Outros problemas relativos ao método de variação de flexibilidade elástica foram abordados por TARPANI (1995) e são relatados a seguir. A grande plasticidade na frente da trinca, especialmente dos aços estruturais de elevadas ductilidade e tenacidade, produzem variações na espessura do corpo de prova, que podem produzir erros no cálculo do tamanho da trinca propagada.

A não linearidade nas curvas $P \times \delta$ durante os descarregamentos/re-carregamentos parciais, são geralmente atribuídos ao atrito dos pinos de carregamento com a furação do corpo de prova e das garras, para o corpo de prova do tipo compacto. Também, os efeitos da plasticidade dependente do tempo, tais como fenômeno de relaxação da tensão ou carga, de anelasticidade ou viscoelasticidade, podem influir na não linearidade da curva descarregamento/carregamento. Estes efeitos podem ser minimizados através da manutenção, por um certo tempo, do deslocamento fixo no corpo de prova, anteriormente ao ciclo de descarregamento/re-carregamento, como sugerido pela norma ASTM E813-87.

O efeito do fechamento da trinca durante o ciclo de descarregamento parcial, causada pela zona de deformação plástica na frente da trinca ou pela rugosidade da superfície da fratura, pode dificultar ou introduzir erros nos cálculos da flexibilidade elástica e portanto no crescimento da trinca, Δa . Tal efeito pode ser minimizado desprezando-se a parte inferior da curva $P-\delta$ obtida no ciclo descarregamento/re-carregamento e que foi afetada pelo fechamento, no cálculo da flexibilidade. Também, pode-se evitar ou minimizar o fenômeno do fechamento da trinca, limitando o descarregamento a pequenos níveis. A norma ASTM E813 recomenda o intervalo de descarregamento menor do que 50% da carga máxima e menor do que $0,2P_L$, onde P_L é dado pela equação (86) para corpo de prova do tipo compacto. A limitação no intervalo de descarregamento/re-carregamento também é realizado para evitar a violação da

teoria-deformação da plasticidade, ou seja, para que a região de descarregamento elástico permaneça pequena quando comparada ao campo HRR. Entretanto, trabalhos, como o de SUTTON & VASSILAROS (1986), têm mostrado que grandes níveis de descarregamento, de até 90%, tem pouca influência no valor de J_{IC} , para o aço estudado por eles.

$$P_L = \frac{B b_0^2 S_Y}{2W + a} \quad (86)$$

3 - MATERIAL E MÉTODOS

3.1 - MATERIAL

O material utilizado neste trabalho foi um aço inoxidável austenítico não padronizado, designado como E3949 pela Eletrometal S.A. Metais Especiais, pertencente ao sistema Cr-Mn-N. O tratamento final do aço foi o forjamento à morno com temperatura de acabamento de aproximadamente 600 °C. O aço foi fornecido na forma de tubo de parede espessa de 50 mm, diâmetro externo de 170 mm e comprimento de aproximadamente 1,5m. A composição química do aço está apresentada na tabela 2.

TABELA 2 - Composição química do aço E3949, % em peso.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Nb	N
0,040	0,35	16,74	0,034	0,002	13,22	0,50	2,24	0,21	0,22

A equação (5) obtida por LENEL & KNOTT (1987), e apresentada novamente abaixo, representa a relação entre a temperatura M_s , para a transformação martensítica, e a composição química para aços recozidos dos sistema Cr-Mn-N, com composição variando entre 8 e 12% de Cr, 0 e 10% de Mn e entre 0 e 0,6% de N:

$$M_s = 555 - 9(\text{Cr} - 8) - 40.\text{Mn} - 450.\text{N}$$

onde M_s é a temperatura em °C, e Cr, Mn e N são as porcentagens em peso dos elementos.

Utilizando esta equação para calcular o valor aproximado da temperatura M_s para o aço em estudo, apesar da composição e das condições de fabricação não serem exatamente as mesmas dos aços estudados pelos autores, obtem-se o valor de - 261°C. Segundo LENEL & KNOTT (1987), a temperatura M_d , que representa a temperatura máxima em que a martensita pode ser formada por deformação, é geralmente 100 a 200°C acima da temperatura M_s , ficando entre -160 e -60°C para o aço em estudo, o que garante uma estrutura austenítica estável ao aço E3949, mesmo quando deformado próximo de 600°C.

3.2 - ANÁLISE METALOGRÁFICA

As amostras para exame metalográfico foram preparadas segundo a norma ASTM E3-80 (1991), sendo utilizado polimento mecânico com acabamento final em alumina de 0,05 μm . O melhor ataque químico, para revelação da microestrutura, foi obtido com uma solução a base de HF e água oxigenada. As microestruturas foram analisadas nas seções transversal, longitudinal radial e longitudinal tangencial, mostradas na figura 58, e fotografadas utilizando um microscópio óptico METALLOVERT-VARIOPHOT da LEITZ-LAICA. O tamanho de grão foi medido a partir das micrografias, incluindo os contornos das maclas, pelo método do intercêpto circular médio de Hilliard, segundo a norma ASTM E112-88 (1991).

Libyaneux 68 60NA
diagrama

FIGURA 58 - Posição das seções no tubo.

3.3 - PROPRIEDADES MECÂNICAS DE TRAÇÃO

Os ensaios de tração foram realizados segundo a norma ASTM E8M-90a (1991) e ASTM E21-79 (1991), nas temperaturas ambiente e superiores à ambiente, respectivamente, com velocidade do travessão de 1 mm/min. Para cada temperatura foram ensaiados no mínimo dois corpos de prova cilíndricos, cujas dimensões estão mostradas na figura 59. Na temperatura ambiente, os ensaios foram realizados em corpos de prova retirados nas direções longitudinal (L), transversal (T) e radial (R) do tubo, conforme mostrado na figura 60. Para a direção longitudinal, os ensaios de tração também foram realizados nas temperaturas de 60, 120, 150, 212, 312 e 400°C, para verificar a influência da temperatura nas propriedades monotônicas do aço e consequentemente nas propriedades de fadiga e tenacidade.

Na temperatura ambiente e nas temperaturas de 60 e 150°C, foi utilizado uma máquina servo-hidráulica MTS de 250 kN de capacidade. Para os ensaios realizados nas temperaturas de 60 e 150°C foi utilizado um forno Instron, conforme mostrado na figura 61. A deformação do corpo de prova foi

medida com um extensômetro MTS modelo 632.11C.20. A temperatura do corpo de prova foi medida com um termopar ferro-constantan, utilizando como referência a temperatura 0°C.

FIGURA 59 - Corpo de prova utilizado no ensaio de tração. Dimensões em mm.

FIGURA 60 - Direções relativas dos corpos de prova de tração.

Devido às limitações do forno e do extensômetro utilizado, os ensaios nas temperaturas maiores foram realizados sem o uso de extensômetro, em uma máquina Instron de 100kN de capacidade, utilizando um forno vertical Instron, conforme mostrado na figura 62. A temperatura foi medida com o

auxílio de termopar cromel-alumel e platina-platina ródio 13%, utilizando como referência a temperatura ambiente. Os corpos de prova foram mantidos pelos menos 20 minutos na temperatura de ensaio antes de ser ensaiados, e não foi permitido uma variação na temperatura maior do que 3°C.

FIGURA 61 - Ensaio de tração à quente - máquina de ensaio MTS.

Através dos ensaios de tração foram determinados os valores do limite de escoamento, S_E , limite de resistência à tração, S_R , redução de área, RA, alongamento total em 25 mm, coeficiente de resistência, K, e expoente de

encruamento, n . Estes dois últimos parâmetros foram determinados utilizando a relação $\sigma = K\varepsilon_p^n$, para níveis de deformação total compreendidos entre 0,2% e 1,5%.

FIGURA 62 - Ensaio de tração à quente - máquina de ensaio Instron.

3.4 - ENSAIOS DE FADIGA DE BAIXO CICLO

Os ensaios de fadiga de baixo ciclo foram realizados em uma máquina servo-hidráulica MTS de 250 kN de capacidade, na temperatura ambiente, segundo a norma ASTM E606-80 (1991). Os ensaios foram realizados com controle de deformação total, com $R = -1$ (tensão média igual a zero), utilizando uma onda senoidal na frequência de 0,5 Hz. Esta frequência foi escolhida em função da capacidade de resposta do conjunto extensômetro e

máquina de ensaio, principalmente para os níveis maiores de deformação. Os corpos de prova foram retirados da parede de espessura 50 mm do componente tubular, na direção longitudinal. Estes foram polidos até o acabamento de óxido de cromo, granulometria de aproximadamente $10\ \mu\text{m}$, com o objetivo de se padronizar a rugosidade superficial. Os corpos de prova, apresentados na figura 63, foram fixados em garras hidráulicas com pressão de aproximadamente 2000 psi.

FIGURA 63 - Corpo de prova utilizado no ensaio de fadiga de baixo ciclo.

A deformação do corpo de prova foi medida e controlada através de um software específico para este método, desenvolvido pela MTS SYSTEM (1993a), utilizando um extensômetro com 8 mm de comprimento inicial, conforme mostrado na figura 64.

Durante os ensaios de fadiga de baixo ciclo, as histereses tensão-deformação foram registradas automaticamente em um microcomputador, assim, como também as alterações na tensão máxima com o número de ciclos. A histerese tensão-deformação correspondente ao ciclo estável, considerada ocorrer na metade da vida da amostra, foi utilizada para calcular as deformações elástica e plástica, conforme a figura 27. O critério de início de formação da cúspide na porção compressiva da histerese tensão-deformação foi adotado para obtenção do número de reversos para falhar, $2N_f$, pois

FIGURA 64 - Ensaio de fadiga de baixo ciclo.

segundo RAO et al (1985), é um dos melhores critérios para determinação da vida à fadiga de baixo ciclo. Na figura 65 pode-se observar a formação da cúspide na histerese tensão-deformação, indicando a existência de uma trinca de tamanho significativo no corpo de prova.

FIGURA 65 - Histerese tensão-deformação com a formação da cúspide.

Através dos dados obtidos a partir da histerese estável de cada nível de deformação e com a ajuda de um editor gráfico em ambiente windows, foram construídas as curvas deformação-vida e tensão-deformação real cíclica, e foram determinados os valores do expoente de encruamento cíclico, n' , e coeficiente de resistência cíclica, K' , para níveis de amplitude de deformação total compreendidos entre 0,4 e 1,5%. A máxima amplitude de deformação total aplicada foi 1,5%, pois para níveis maiores de deformação ocorreu flambagem do corpo de prova.

A partir das propriedades monotônicas do aço, determinadas nos ensaios de tração na temperatura ambiente, as propriedades de fadiga de baixo

ciclo foram também determinadas utilizando os métodos estimativos descritos anteriormente. Os resultados estimados foram comparados com os resultados experimentais para verificar a eficiência desses métodos em prever as propriedades de fadiga de baixo ciclo para o aço em estudo. O melhor método foi utilizado para estimar as propriedades de fadiga de baixo ciclo para as temperaturas diferentes da ambiente.

3.5 - MÉTODO DO PASSO INCREMENTAL

A curva tensão-deformação cíclica foi também obtida através do método do passo incremental. O corpo de prova, mostrado na figura 63, foi submetido a vários blocos de deformação, conforme mostrado na figura 66, com uma velocidade de deformação de 3×10^{-3} mm/mm/seg. e contendo 13 níveis de deformação, $M = 13$. O bloco foi programado em um controlador MTS 458.20 e a aquisição dos dados de força e alongamento do corpo de prova foi feita através de um programa desenvolvido em linguagem C++, no Departamento de Engenharia de Materiais, utilizando uma interface TESTLINK 459.16 conectada a um computador. A quantidade de níveis de deformação, $M = 13$, foi escolhida de modo a facilitar a programação do bloco, pois segundo POLÁK & HAJÉK (1991), a repetibilidade na obtenção das curva tensão-deformação cíclica independe de M .

Os dados foram gravados em arquivo binário, armazenados de acordo com um período de tempo pré-determinado, e depois trabalhados em um editor gráfico em ambiente windows. Os blocos foram aplicados ao corpo de prova até o aparecimento de uma trinca de tamanho significativo, detectada pela formação da cúspide na parte compressiva da histerese tensão-deformação. Para controle e medida da deformação, foi utilizado um extensômetro com comprimento inicial de 8 mm. A curva tensão deformação cíclica foi obtida utilizando os dois tipos de análises, metade do bloco e do bloco inteiro, e os resultados obtidos foram comparados entre si. Para a curva tensão-deformação

obtida por este método também foram calculados os valores do expoente de encruamento cíclico e do coeficiente de resistência cíclico, utilizando a relação $\sigma' = K' \epsilon_p^{n'}$, para amplitudes de deformação total compreendidas entre 0,3 e 1,5%.

FIGURA 66 - Bloco de deformação utilizado no método do passo incremental.

3.6 - ENSAIOS DE FADIGA DE ALTO CICLO

Os ensaios de fadiga de alto ciclo foram realizados segundo a norma ASTM E466-82 (1991), utilizando uma máquina servo-hidráulica MTS de 250

kN de capacidade, operando sob controle de carga, com $R = -1$, tensão média igual a zero, e onda senoidal na frequência de 30 Hz. Esta frequência foi utilizada para evitar aquecimento excessivo do corpo de prova, principalmente para os níveis maiores de tensão.

Os corpos de prova, iguais aos dos ensaios de fadiga de baixo ciclo, figura 63, foram fixados em garras hidráulicas com pressão de aproximadamente 2000 psi. Estes foram lixados e polidos com óxido de cromo, com granulometria de aproximadamente $10\mu\text{m}$, com a finalidade de padronizar o acabamento superficial. Os resultados dos ensaios de fadiga de alto ciclo, somente para os corpos de prova que romperam, foram aproximados por uma reta pelo método de regressão linear. O limite de fadiga foi determinado como a maior tensão na qual os corpos de prova não fraturaram até 10^7 ciclos.

3.7 - ENSAIO DE TENACIDADE AO IMPACTO CHARPY

Os ensaios de tenacidade ao impacto foram realizados segundo a norma ASTM E23-91 (1991), em uma máquina para ensaio a flexão por impacto HECKER modelo Psd 300/150-Kp1, com fundo de escala de 300J. Foram utilizados corpos de prova do tipo A (10x10x55) com entalhe V, como mostrado na figura 67. Os ensaios foram realizados no intervalo de temperatura de -196 a 300°C . Para o resfriamento dos corpos de prova, foi utilizado nitrogênio líquido puro e misturas de nitrogênio puro e metanol em diversas proporções. Para o aquecimento dos mesmos, foi utilizado óleo à base de silicone aquecido em um forno resistivo. Os ensaios foram realizados no aço nas condições como recebido e solubilizado a 1060°C por uma hora. Nesta última condição, foram ensaiados somente dois corpos de prova, nas temperaturas ambiente e -196°C .

FIGURA 67 - Corpo de prova utilizado no ensaio de tenacidade ao impacto Charpy.

3.8 - ENSAIO DE TENACIDADE À FRATURA K_{IC}

Os ensaios de K_{IC} foram realizados em uma máquina servo-hidráulica MTS de 250 kN de capacidade, segundo a norma ASTM E399-90 (1991), na temperatura ambiente. Foram utilizados corpos de prova do tipo CT com espessura de 25mm, solicitados na direção C-L, como mostrado na figura 68.

FIGURA 68 - Corpo de prova do tipo CT utilizado no ensaio de K_{IC} .

Os corpos de prova foram pré-trincados em fadiga, com $\Delta K \cong 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, até obter uma pré-trinca de aproximadamente 25mm, correspondente a um valor $a_0/W \cong 0,5$. O ensaio de K_{IC} foi realizado sob controle de C.O.D., com velocidade de carregamento de 0,8 mm/min, utilizando um software específico para este tipo de ensaio, desenvolvido pela MTS SYSTEM (1992).

3.9 - ENSAIO DE TENACIDADE À FRATURA J_{IC}

Os ensaios de tenacidade à fratura J_{IC} foram realizados em uma máquina servo-hidráulica MTS de 250 kN de capacidade, nas temperaturas ambiente e 150°C, segundo a norma ASTM E 813. Foram utilizados corpos de prova do tipo CT, com espessura de 25 mm, solicitados na direção C-L. As dimensões e os detalhes do corpo de prova podem ser observados nas figuras 69 e 70, respectivamente. Estes foram pré-trincados em fadiga com $\Delta K \cong 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, até obter um tamanho de trinca inicial correspondente a um valor $a_0/w \cong 0,63$.

FIGURA 69 - Corpo de prova do tipo CT utilizado nos ensaios de J_{IC} .
Dimensões em mm.

FIGURA 70 - Detalhes do corpo de prova utilizado no ensaio de J_{IC} .

Depois de pré-trincados, os corpos de prova foram entalhados lateralmente com 20% de redução da espessura, como pode ser observado nas figuras 69 e 70. O objetivo dos entalhes laterais é reduzir a propagação irregular da frente da trinca, que faz com que a função "compliance" subestime ou superestime o tamanho da trinca. Os corpos de prova foram, então, carregados monotonicamente à níveis crescentes de deslocamento do ponto de aplicação de carga, a uma velocidade constante de 0,5 mm/min, de modo a se obter níveis crescentes de propagação estável.

Os deslocamentos foram medidos e controlados através de um extensômetro do tipo "clip-on-gage" MTS, modelo 632.02C-20, acoplado na face frontal do corpo de prova, como mostrado na figura 70. O crescimento da trinca foi determinado utilizando a técnica de variação da flexibilidade elástica, por meio de um software específico para este método, desenvolvido pela MTS SYSTEM (1993b).

Depois de ensaiados, os corpos de prova foram rompidos por fadiga. Uma das partes do corpo de prova foi aquecida até aproximadamente 500°C, para marcar a região de propagação estável, que foi observada e medida utilizando um microscópio óptico e uma base micrométrica. Foram ensaiados pelo menos 2 corpos de prova para cada temperatura, e os resultados obtidos foram analisados segundo a norma ASTM E 813-87 e sua antecessora E 813-81 (1982).

3.10 - ANÁLISE FRACTOGRÁFICA

Os aspectos morfológicos das superfícies de fratura dos corpos de prova ensaiados nos vários tipos de ensaios foram examinados utilizando a técnica de microscopia eletrônica de varredura. Foi utilizado um microscópio eletrônico ZEISS modelo DSN960. Micro análise quantitativa, por dispersão de energia de raio-X, foi realizada em um analisador LINK ANALYTICAL QX2000.

4 - RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 - ANÁLISE METALOGRÁFICA

As figuras 71-74 apresentam a microestrutura do aço E3949 nas seções transversal, longitudinal radial e longitudinal tangencial, na condição como recebido. O melhor ataque químico foi obtido com uma solução a base de HF e água oxigenada, porém, as micrografias não apresentam uma boa nitidez, pois não há uma boa definição dos contornos de grãos. Entretanto pode ser observado que o aço apresenta uma heterogeneidade na sua microestrutura, com relação ao tamanho de grão. A variação do tamanho de grão, medido pelo método do intercêpto circular médio, está apresentada na tabela 3. Na seção longitudinal tangencial, o aço apresentou grãos com formas alongadas e alinhados na direção longitudinal, como pode ser observado na figura 73.

Em todas as seções estudadas foram observadas regiões com recristalização incompleta, mostradas na figura 74, devido provavelmente à presença de agrupamentos Cr-N nestas regiões, que, segundo PICKERING (1989), retardam o processo de recristalização pela segregação nos contornos de grão da austenita. A presença de regiões com recristalização incompleta na microestrutura de aço inoxidável austenítico do sistema Cr-Mn-N, utilizado na confecção de colares para perfurações, também foi observado por NAKAZAWA et al (1989).

FIGURA 71 - Microestrutura do aço E3949 na seção transversal.

FIGURA 72 - Microestrutura do aço E3949 na seção longitudinal radial.

FIGURA 73 - Microestrutura do aço E3949 na seção longitudinal tangencial.

FIGURA 74 - Microestrutura do aço E3949 mostrando uma região com
recristalização incompleta - direção transversal.

TABELA 3 - Intervalo da variação do diâmetro de grão nas seções avaliadas.

SEÇÃO	Intervalo da variação do diâmetro de grão (μm)
Transversal	7,6 - 12,2
longitudinal radial	16,3 - 22,3
longitudinal tangencial	11,2 - 17,0

4.2 - PROPRIEDADES MONOTÔNICAS

As figuras 75 e 76 e a tabela 4 apresentam um resumo das propriedades monotônicas do aço E3949, obtidas nos ensaios de tração nas direções longitudinal (L), transversal (T) e radial (R) do tubo, na temperatura ambiente.

FIGURA 75 - Limites de resistência e de escoamento nas direções longitudinal, transversal e radial do tubo, na temperatura ambiente.

FIGURA 76 - Redução de área e alongamento nas direções longitudinal, transversal e radial do tubo, na temperatura ambiente.

TABELA 4 - Propriedades monotônicas do aço E3949 na temperatura ambiente.

DIREÇÃO	S_E (0,2%) (MPa)	S_R (MPa)	S_Y ¹ (MPa)	σ_f ² (MPa)	R.A. ³ (%)	alongamento ⁴ (%)	E ⁵ (MPa)
longitudinal	790	963	877	1956	63	38	190.564
transversal	771	928	850	1506	44	27	192.117
radial	763	927	845	1573	48	27	190.024

¹ $S_Y = (S_E + S_R)/2$

² σ_f = tensão de fratura real

³ redução de área

⁴ alongamento total medido em 25 mm

⁵ módulo de elasticidade

Observa-se na tabela 4 e figura 75, que os limites de escoamento e de resistência são aproximadamente iguais para todas as direções, sendo pouco

maior na direção longitudinal. Nesta última direção, os valores dos limites de escoamento e de resistência foram ligeiramente superiores aos limites relatados por PANZENBÖCK et al (1990), para este tipo de aço e de utilização (750 a 850 MPa para o limite de escoamento e 850 a 950 MPa para o limite de resistência). Com relação à redução de área e alongamento, observa-se na tabela 4 e figura 76 que, na direção longitudinal, o aço apresentou as maiores propriedades de ductilidade, enquanto que nas outras direções, transversal e radial, as propriedades foram aproximadamente iguais. Os valores de S_y e σ_f , apresentados na tabela 4, foram utilizados nos cálculos da tenacidade à fratura J_{IC} e para estimar as propriedades de fadiga, respectivamente.

Na tabela 5 estão apresentados os valores médios do expoente de encruamento e do coeficiente de resistência nas três direções estudadas e na temperatura ambiente. Os valores foram obtidos a partir das curvas tensão-deformação real, utilizando a relação $\sigma = K\varepsilon_p^n$, para os níveis de deformação total compreendidos entre 0,2 e 1,5%. Para os níveis de deformação estudados, esta equação representou bem a relação entre a tensão real e a deformação plástica real do aço E3949, que apresentou um comportamento linear no gráfico $\ln \sigma - \ln \varepsilon_p$, como pode ser observado pelo valor do coeficiente de correlação, r , na tabela 5.

TABELA 5 - Valores médios do expoente de encruamento, n , e coeficiente de resistência, K , na temperatura ambiente.

DIREÇÃO	n	K (MPa)	r^1
longitudinal	0,046	1.064	0,998
transversal	0,036	972	0,999
radial	0,048	1.043	0,996

¹ coeficiente de correlação para a relação linear $\ln \sigma - \ln \varepsilon_p$

A tabela 6 e as figuras 77 e 78 apresentam uma comparação entre as propriedades de resistência e ductilidade, na direção longitudinal do tubo, para as várias temperaturas na qual o aço E3949 pode atingir durante seu uso. Nas figuras 77 e 78, cada símbolo representa um corpo de prova e a linha contínua representa a média dos valores.

TABELA 6 - Valores médios das propriedades monotônicas do aço E3949 em função da temperatura, na direção longitudinal.

temperatura (°C)	S _E (0,2%) MPa	S _R (MPa)	σ_f (MPa)	RA (%)	alongamen- to (%)	E (MPa)
21	790	963	1.956	63	38	190.564
60	779	889	1.970	68	33	199.762
120	690	769	1.733	71	21	-
150	683	748	1.671	71	20	189.790
212	650	749	1.540	69	17	-
312	606	698	1.403	67	16	-
402	556	639	1.157	64	15	-

Observa-se na figura 77, que os limites de resistência e de escoamento diminuíram bastante com a temperatura. Esta diminuição é bastante sensível, principalmente para o limite de resistência, mesmo para temperaturas não muito altas, como 100°C. Para temperaturas maiores do que 100°C, a queda na resistência foi menos acentuada. O limite de escoamento alterou de 790 MPa, na temperatura ambiente, para 606 MPa, à 312°C. O limite de resistência alterou de 963 MPa, na temperatura ambiente, para 698 MPa, à 312°C.

Como relatado nos trabalhos de NAKAZAWA et al (1989), UGGOWITZER & SPEIDEL (1991) e SIMMONS (1996) e mostrado na figura 9, diferentemente dos aços inoxidáveis convencionais, o limite de

FIGURA 77 - Limites de escoamento e de resistência em função da temperatura, na direção longitudinal do tubo.

FIGURA 78 - Redução de área e alongamento em função da temperatura, na direção longitudinal do tubo.

escoamento dos aços inoxidáveis austeníticos contendo nitrogênio varia bastante com a temperatura, diminuindo com o aumento desta. Segundo GRUJICIC et al (1989), a eficiência do endurecimento por solução sólida intersticial devido à presença de nitrogênio, responsável pela elevada resistência na temperatura ambiente, diminui com o aumento da temperatura. Uma vez que o aço é forjado a morno, a diminuição da resistência com a temperatura também pode ser associada com o processo de recuperação.

Na figura 78, observa-se que o alongamento diminuiu bastante inicialmente com o aumento da temperatura, alterando de 38%, na temperatura ambiente, para 21%, à 112°C. Entretanto, para as temperaturas maiores o alongamento apresentou uma queda menos acentuada. Já a redução de área teve um pequeno aumento à 100°C, em relação a temperatura ambiente, e para temperaturas maiores, seu valor teve uma pequena diminuição.

Como relatado por REED-HILL (1982), a diminuição do alongamento com a temperatura é uma característica dos metais cúbico de face centrada. Como pode ser observado na figura 77, a diminuição no valor do limite de escoamento com a temperatura é menos acentuada do que a diminuição do limite de resistência. Como consequência disto, a taxa de encruamento diminui com o aumento da temperatura, como pode ser observado na tabela 7, que apresenta uma comparação entre os valores de n e K nas temperaturas ambiente e 150° C, para a direção longitudinal. A diminuição na taxa de encruamento com a temperatura, faz com que o início da estricção ocorra para níveis de deformações menores, diminuindo assim o alongamento.

Assim, de um modo geral, tanto as propriedades de resistência, como as de ductilidade foram bastante inferiores para temperaturas maiores do que a ambiente. A temperatura dos colares aumenta com a profundidade de perfuração, podendo atingir até 300°C, como relatado no trabalho de NAKAZAWA et al (1989), o que acarreta uma grande alteração nas suas propriedades mecânicas em relação a temperatura ambiente.

TABELA 7 - Valores médios do expoente de encruamento e do coeficiente de resistência nas temperaturas ambiente e 150°C, para a direção longitudinal.

temperatura °C	n *	K (MPa) *
21	0,046	1.064
150	0,021	772

* calculados para níveis de deformação total compreendidos entre 0,2 e 1,5%.

Na tabela 8 estão apresentadas as propriedades de tração do aço E3949 para a temperatura de 150°C, nas direções longitudinal e transversal. Estas propriedades foram utilizadas nos cálculos da tenacidade à fratura J_{IC} e para estimar as propriedades de fadiga de baixo ciclo. A temperatura de 150° foi escolhida principalmente pela limitação de operação do conjunto forno e extensômetro e também porque nesta temperatura o aço já apresenta uma grande perda das suas propriedades de resistência e ductilidade.

TABELA 8 - Propriedades monotônicas do aço na temperatura de 150°C.

DIREÇÃO	S_E (0,2%) MPa	S_R (MPa)	S_Y ¹ (MPa)	σ_f ² (MPa)	R.A. (%)	alongamen- to ³ (%)	E (MPa)
longitudinal	683	748	716	1671	71	20	189.790
transversal	648	730	689	-	57	15	183.501

4.3 - FADIGA DE BAIXO CICLO

Os resultados obtidos nos ensaios de fadiga de baixo ciclo, na temperatura ambiente e na direção longitudinal, estão apresentados na tabela 9. As curvas deformação-vida obtidas estão apresentadas na figura 79, onde

pode-se observar as curvas referentes à deformação plástica, elástica e total. O número de reversos correspondente à transição da região de baixo ciclo para a região de alto ciclo foi de aproximadamente $9,51 \times 10^3$ reversos.

TABELA 9 - Resultados dos ensaios de fadiga de baixo ciclo obtidos na temperatura ambiente e na direção longitudinal.

Corpo de prova	$\Delta\epsilon_t/2$ (%)	$\Delta\epsilon_p/2$ ¹ (%)	$\Delta\epsilon_e/2$ ¹ (%)	$2N_f$ ²
1	1,5	1,100	0,400	992
2	1,5	1,100	0,400	1.490
3	1,5	1,100	0,400	940
4	1,0	0,650	0,350	3.060
5	1,0	0,631	0,369	3.940
6	1,0	0,650	0,350	3.440
7	0,8	0,460	0,340	7.040
8	0,8	0,460	0,340	7.980
9	0,8	0,465	0,335	5.920
10	0,6	0,284	0,316	10.800
11	0,6	0,281	0,319	14.800
12	0,6	0,280	0,320	14.464
13	0,5	0,204	0,296	16.000
14	0,5	0,160	0,340	36.800
15	0,5	0,180	0,320	22.680
16	0,4	0,088	0,312	75.206
17	0,4	0,100	0,300	125.040
18	0,4	0,088	0,312	88.480

¹ Calculados conforme a figura 27.

² Número de reversos para formação da cúspide.

FIGURA 79 - Curvas deformação-vida obtidas experimentalmente na direção longitudinal.

A partir das curvas da figura 79 foram obtidos os valores do coeficiente de resistência à fadiga, σ'_f , expoente de resistência à fadiga, b , coeficiente de ductilidade à fadiga, ϵ'_f , e expoente de ductilidade à fadiga, c , mostrados na tabela 10. A relação deformação-vida obtida pode ser expressa pela equação:

$$\frac{\Delta \epsilon_t}{2} = \frac{\Delta \epsilon_e}{2} + \frac{\Delta \epsilon_p}{2} = 0,0057(2N_f)^{-0,056} + 0,632(2N_f)^{-0,570} \quad (87)$$

A figura 80 apresenta uma comparação entre as curvas tensão-deformação real monotônica e a cíclica. Utilizando a curva tensão-deformação real cíclica, foram determinados os valores do expoente de encruamento

cíclico, n' , e coeficiente de resistência cíclico, K' , apresentados na tabela 11, que também apresenta uma comparação com os valores de n e K obtidos no ensaio de tração.

TABELA 10 - Propriedades de fadiga do aço E3949 na temperatura ambiente e na direção longitudinal.

DEFORMAÇÃO PLÁSTICA		DEFORMAÇÃO ELÁSTICA	
ε_f'	c	σ_f'	b
0,0057	-0,056	0,632	-0,570

FIGURA 80 - Curvas tensão-deformação monotônica e cíclica na direção longitudinal.

$\sigma_e: 730 \text{ MPa}$

TABELA 11 - Expoente de encruamento e coeficiente de resistência monotônico e cíclico - direção longitudinal.

ENSAIO	n^1	K^1 (MPa)
monotônico	0,046	1064
cíclico	0,050	804

¹ valores calculados até deformação total máxima de 1,5%, utilizando a relação $\sigma = K\varepsilon_p^n$

As relações tensão-deformação plástica monotônica e cíclica podem ser expressas segundo as equações:

$$\text{Monotônica: } \sigma = 1064\varepsilon_p^{0,046} \quad (\text{MPa}) \quad (88)$$

$$\text{Cíclica: } \sigma = 804\varepsilon_p^{0,050} \quad (\text{MPa}) \quad (89)$$

Segundo MITCHELL (1978), metais com expoente de encruamento cíclico, n' , menor do que 0,15, como ocorre para o aço em estudo, possui uma tendência de sofrer amolecimento cíclico. De fato, como pode ser observado na figura 80, o aço apresentou amolecimento cíclico para todos os níveis de deformação estudados. O amolecimento cíclico é um comportamento característico dos metais deformados, e a ausência de endurecimento cíclico é um indicativo da estabilidade do aço com relação à transformação da martensita induzida por deformação, para os níveis de deformação cíclica estudados.

Este comportamento pode também ser observado nas figuras 81 e 82. A figura 81 apresenta a tensão máxima necessária para manter a deformação total constante em função do número de ciclos, para alguns níveis de deformação estudados, onde pode ser observado como a tensão diminui com o número de ciclos. A figura 82 apresenta a amplitude de deformação plástica em função do número de ciclos, para vários níveis de deformação total, onde observa-se

FIGURA 81 - Variação da tensão máxima com o número de ciclos.

FIGURA 82 - Variação da componente de deformação plástica com o número de ciclos.

como a componente de deformação plástica do material aumenta com o número de ciclos, devido ao amolecimento cíclico. Este comportamento pode também ser observado na figura 83, que apresenta os valores calculados das deformações elástica e plástica utilizando o ciclo número 7 e o ciclo número 460, para um corpo de prova ensaiado com 1,5% de deformação total.

FIGURA 83 - Determinação das deformações elástica e plástica utilizando o ciclo 7 e o ciclo 460 para um corpo de prova ensaiado com $\Delta\epsilon_t/2 = \pm 1,5\%$.

Na figura 84, a curva deformação-vida do aço E3949 é comparada com as curvas deformação-vida dos aços AISI 316L e AISI 316LN com adição de 0,21% de nitrogênio, que segundo DEGALLAIX et al (1983), representa a quantidade máxima de nitrogênio capaz de melhorar as propriedades de fadiga de baixo ciclo dos aços inoxidáveis austeníticos convencionais. As propriedades monotônicas desses aços estão apresentadas na tabela 12. O aço E3949 apresenta melhores propriedades de fadiga do que o aço AISI 316L,

porém, em relação ao aço 316LN, as curvas deformação-vida na região de baixo ciclo ($2N_f < 10^4$ reversos) são aproximadamente iguais, apesar do valor da redução de área do aço E3949 ser inferior aos demais aços. Na região de alto ciclo, as propriedades de fadiga do aço E3949 são superiores as propriedades do aço 316LN, devido à sua maior resistência mecânica.

FIGURA 84 - Comparação entre as propriedades de fadiga do aço E3949, obtidas neste trabalho, e as dos aços 316L e 316LN, obtidas por DEGALLAIX et al (1983).

TABELA 12 - Propriedades monotônicas dos aços 316L¹, 316LN¹ e E3949.

AÇO	S_E (0,2%) MPa	S_R (MPa)	R.A. ² (%)	alongamento ³ (%)
316L	275-280	580	74	44,5-40,5
316LN	345-365	655-685	73-70	39-32,5
E3949	790	963	63	38

¹ Dados obtidos por DEGALLAIX et al (1983)

² Redução de área

³ alongamento total medido em 25 mm

A figura 85 apresenta uma comparação entre as curvas deformação total-vida obtidas experimentalmente e utilizando os métodos estimativos descritos anteriormente. As relações deformação-vida estão apresentadas na tabela 13.

FIGURA 85 - Curvas deformação total - vida obtidas experimentalmente e pelos métodos estimativos.

Na figura 85 pode ser observado que os métodos correlação 4 pontos e inclinações universais fornecem resultados coincidentes e muito próximos dos resultados experimentais para a região de baixo ciclo, $2N_f < 10^4$ reversos, em relação aos outros métodos. Assim, para a região de baixo ciclo, estes dois métodos fornecem uma boa estimativa das propriedades de fadiga. Porém, para a região de alto ciclo, $2N_f > 10^4$ reversos, os resultados estimados por estes dois métodos são muito conservativos, como também reportado por PARK &

SONG (1995) para uma grande quantidade de metais. O método de Socie et al foi o único que forneceu resultados não conservativos.

TABELA 13 - Equações deformação-vida obtidas experimentalmente e pelos métodos estimativos.

MÉTODOS	RELAÇÕES DEFORMAÇÃO-VIDA
Experimental	$\frac{\Delta \epsilon_t}{2} = 0,0057(2N_f)^{-0,056} + 0,632(2N_f)^{-0,570}$
Correlação 4 pontos	$\frac{\Delta \epsilon_t}{2} = 0,0117(2N_f)^{-0,134} + 0,7838(2N_f)^{-0,612}$
Inclinações universais	$\frac{\Delta \epsilon_t}{2} = 0,0096(2N_f)^{-0,12} + 0,760(2N_f)^{-0,6}$
Socie et al	$\frac{\Delta \epsilon_t}{2} = 0,0102(2N_f)^{-0,101} + 1,0046(2N_f)^{-0,6}$
Inclinações universais modificado	$\frac{\Delta \epsilon_t}{2} = 0,0077(2N_f)^{-0,09} + 0,3235(2N_f)^{-0,56}$
Bäumel e Seeger	$\frac{\Delta \epsilon_t}{2} = 0,0076(2N_f)^{-0,087} + 0,4385(2N_f)^{-0,58}$
Correlação 4 pontos modificado	$\frac{\Delta \epsilon_t}{2} = 0,0103(2N_f)^{-0,111} + 1,0046(2N_f)^{-0,69}$

As figuras 86 e 87 apresentam uma comparação entre os vários métodos levando em consideração as contribuições isoladas das deformações plástica e elástica na vida à fadiga, respectivamente. Observa-se na figura 86 que a curva obtida pelo método inclinações universais se aproxima mais da curva obtida experimentalmente e, assim, este método pode ser considerado como o melhor para estimar a influência da deformação plástica na vida à fadiga. Na figura 87 pode ser observado que nenhum método fornece uma boa aproximação da curva deformação elástica-vida experimental, entretanto, o método de Bäumel e Seeger é o melhor entre todos os outros métodos.

FIGURA 86 - Curvas deformação plástica-vida obtidas experimentalmente e pelos métodos estimativos.

FIGURA 87 - Curvas deformação elástica-vida obtidas experimentalmente e pelos métodos estimativos.

Assim, analisando a eficiência dos métodos em estimar as contribuições das deformações plástica e elástica, separadamente, na vida à fadiga do aço E3949, pode-se concluir que o método inclinações universais é o mais eficiente com relação a deformação plástica, enquanto que o método de Bäuml e Seeger é o mais eficiente em estimar a contribuição da deformação elástica na vida à fadiga. Portanto, levando em consideração as regiões de baixo e alto ciclo, a curva deformação total - vida do aço E3949 pode ser melhor estimada somando as contribuições da deformação elástica, estimada pelo método de Bäuml e Seeger, e da deformação plástica, estimada pelo método inclinações universais. Esta combinação dos dois métodos resultou na seguinte equação:

$$\frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = \frac{\Delta \varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = 1,50 \frac{S_R}{E} (2N_f)^{-0,087} + 0,7579 \left[\ln \left(\frac{1}{1-RA} \right) \right]^{0,6} (2N_f)^{-0,6} \quad (90)$$

Substituindo os valores das propriedades mecânicas de tração obtidos na temperatura ambiente, obtém-se:

$$\frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = \frac{\Delta \varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = 0,00758 (2N_f)^{-0,087} + 0,760 (2N_f)^{-0,6} \quad (91)$$

A curva estimada utilizando a equação (91), denominada de “Bäuml e Seeger + Inclinações universais”, está apresentada na figura 88, onde pode ser observada a melhor aproximação com a curva experimental, em relação as outras curvas estimadas. Na figura 89 estão apresentadas as previsões de vida dos métodos estimativos em função da vida obtida experimentalmente. Nestas figuras, as linhas correspondentes a uma relação perfeita ($2N_{exp} = 2N_{est}$) e a uma banda de espalhamento com um fator de 1,5 ($(2N_{est}) = 1,5.(2N_{exp})$ e $(2N_{est}) = (2N_{exp})/1,5$) são representadas por linhas finas e grossas, respectivamente. Como pode ser observado na figura 89(g), a vida prevista

pela equação (91), se aproxima bem da experimental, tanto para a região de baixo como de alto ciclo.

FIGURA 88 - Curvas deformação total-vida estimadas e experimental.

O comportamento à fadiga e a previsão da vida à fadiga são muito mais complicados em altas temperaturas do que na temperatura ambiente. Em altas temperaturas existe uma interação muito complexa entre os processos que são dependentes do tempo e ativados termicamente, como a interação com o meio ambiente, os processos de relaxação/fluência e os aspectos metalúrgicos em ação conjunta com os mecanismos mecânicos da fadiga. Segundo FUCHS & STEPHENS (1980b), fatores como frequência, forma da onda, relaxação/fluência, que exercem pouca influência na vida à fadiga na temperatura ambiente, exercem grande influência em altas temperaturas.

(a)

(b)

(c)

(d)

FIGURA 89 - Vida estimada em função da vida experimental (continua).

(e)

(f)

(g)

FIGURA 89 - Vida estimada em função da vida experimental (continuação).

Para a frequência utilizada neste trabalho, os ensaios de fadiga de baixo ciclo tem uma duração relativamente curta. Também as temperaturas envolvidas, 150 e 300°C, não são muito elevadas, e portanto pode ser considerado que, para estas condições, os fenômenos ativados termicamente exercem uma influência muito pequena na vida à fadiga, de modo que esta pode ser razoavelmente estimada pela equação (90), que leva em consideração

somente a influência das propriedades mecânicas de tração. Assim, as propriedades de fadiga de baixo ciclo do aço E3949, nas temperaturas de 150 e 300 °C, foram estimadas substituindo os valores das propriedades mecânicas de tração obtidos nestas temperaturas na equação (90) e estão apresentadas nas equações (92) e (93), respectivamente, e figura 90.

150 °C :

$$\frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = \frac{\Delta \varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = 0,00591(2N_f)^{-0,087} + 0,860(2N_f)^{-0,6} \quad (92)$$

300 °C :

$$\frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = \frac{\Delta \varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = 0,00552(2N_f)^{-0,087} + 0,806(2N_f)^{-0,6} \quad (93)$$

FIGURA 90 - Curvas deformação-vida estimadas pela equação (90) para temperaturas de 150 e 300° C.

Observa-se na figura 90, que o aumento na temperatura, até 300° C, tem pouca influência na região de baixo ciclo, $2N_f < 10^4$ reversos. Apesar do alongamento diminuir bastante com o aumento da temperatura, como foi observado na figura 78, este parâmetro não é levado em consideração nos cálculos dos métodos estimativos. Porém, a influência da redução de área é grande e pode ser observada a 150° C, onde ocorre um aumento na redução de área, figura 78, e portanto um aumento na vida à fadiga na região de baixo ciclo. Para a região de alto ciclo, $2N_f > 10^4$ reversos, a diminuição da resistência mecânica com o aumento da temperatura, figura 77, provoca uma grande diminuição na vida à fadiga para as temperaturas de 150 e 300° C. Para uma amplitude de deformação de $\pm 0,4\%$, a diminuição na vida à fadiga foi aproximadamente 61 e 67% para as temperaturas de 150 e 300°C, respectivamente.

4.4 - MÉTODO DO PASSO INCREMENTAL

A figura 91 (a) e (b) mostra um bloco de deformação aplicado e o bloco de tensão resultante, respectivamente, no método do passo incremental. As histereses tensão-deformação obtidas no primeiro bloco e nos blocos de números 120, 256 e 263, estão apresentadas na figura 92 (a)-(d). O bloco de número 120 corresponde à aproximadamente metade do número total de blocos aplicados até o surgimento de uma trinca de tamanho significativo. A formação desta trinca pode ser observada no bloco de número 256, com a formação de uma pequena cúspide na parte compressiva da histerese tensão-deformação. No bloco de número 263, pode-se observar a existência de uma cúspide bastante acentuada devido à propagação da trinca.

Para comparação, na figura 93 estão apresentadas as histereses, correspondentes a cada ciclo de deformação, obtidas no método de múltiplos

corpos de prova, para um corpo de prova ensaiado com amplitude de deformação total igual a $\pm 1,5\%$. Nas figuras 92 e 93, pode ser observado o amolecimento cíclico do aço para os dois tipos de ensaios, passo incremental e múltiplos corpos de prova, respectivamente.

FIGURA 91 - (a) bloco de deformação aplicado e (b) bloco de tensão resultante no método do passo incremental.

FIGURA 92 - Histereses tensão-deformação obtidas no método do passo incremental, para os blocos de números: (a) 1, (b) 120, (c) 256 e (d) 263.

A figura 94 mostra a resposta da tensão cíclica para o método do passo incremental. Nesta figura, a tensão de tração máxima, na maior amplitude de deformação do bloco, 1,5%, foi registrada em função do número de blocos. Observa-se que a tensão diminui continuamente com a aplicação dos blocos, praticamente não apresentando a estabilização do comportamento cíclico, mostrando, assim, que o material sofre amolecimento cíclico durante toda a

sua vida em fadiga. No início da aplicação dos blocos a queda na tensão é grande, até aproximadamente o bloco de número 40, depois tornando-se menor até o bloco de número 220. A partir deste bloco, a queda na tensão volta a ser grande novamente, devido à nucleação e propagação da trinca. Devido à queda contínua da tensão durante a aplicação dos blocos, o bloco estável foi considerado como sendo a metade do número total de blocos necessário para nuclear uma trinca, indicado pelo aparecimento da cúspide na histerese tensão-deformação, como mostrado na figura 92(c).

FIGURA 93 - Histereses tensão-deformação obtidas no método de múltiplos corpos de prova ($\Delta\epsilon_t/2 = \pm 1,5\%$).

Segundo RAMAN & PADMANABHAN (1992), o número de blocos de deformação necessários para atingir a estabilização do comportamento cíclico, depende da natureza do bloco aplicado. Blocos consistindo de maiores amplitudes de deformação correspondem à maiores deformações totais

cumulativas por bloco, levando, assim, a uma estabilização mais rápida. Os autores conseguiram atingir a estabilização cíclica em um aço inox 304LN com somente 7 blocos, onde a deformação total mínima foi de 0,25% e a máxima de 1,1%. Porém, o aço E3949 apresentou amolecimento cíclico durante toda a sua vida, mesmo sendo a deformação máxima do bloco ($\pm 1,5\%$) maior do que a utilizada no trabalho de RAMAN & PADMANABHAN (1992). Convém salientar que o aço 304LN estudado pelos autores acima, não apresentou estabilização para todos os níveis de deformação estudados no método de múltiplos corpos de prova, o que também ocorreu para o aço em estudo.

FIGURA 94 - Resposta da tensão cíclica em função do número de blocos no método do passo incremental.

Porém, apesar do aço E3949 não se estabilizar ciclicamente, a obtenção da curva tensão-deformação cíclica utilizando o método do passo incremental

foi mais rápida do que a obtida com o método de múltiplos corpos de prova. No método convencional, a obtenção da curva com uma boa confiança, utilizando três corpos de prova em cada nível de deformação, consumiu aproximadamente 240 horas de ensaio, enquanto que no método do passo incremental a duração de cada ensaio foi de aproximadamente 11 horas, representando uma diminuição de aproximadamente 95% no tempo de ensaio.

A figura 95 apresenta a curva tensão-deformação cíclica obtida no método do passo incremental utilizando os dois tipos de análises, da metade do bloco e do bloco inteiro, para o primeiro bloco de deformação aplicado. Na análise da metade do bloco, são obtidas duas curvas tensão-deformação cíclicas, uma correspondente à parte do bloco onde as amplitudes de deformação aumentam e outra correspondente à parte do bloco onde as amplitudes de deformação diminuem. A curva correspondente aos aumentos das amplitudes de deformação é superior à curva correspondente às diminuições das amplitudes de deformação, indicando que o amolecimento cíclico já ocorre dentro do primeiro bloco. Na análise do bloco inteiro, é obtido somente uma curva tensão-deformação cíclica e ela representa o comportamento médio do aço dentro do bloco, como pode ser observado na figura 95.

A figura 96 apresenta a curva tensão-deformação cíclica obtida para o segundo bloco e para o bloco estável de número 120, determinada utilizando a análise da metade do bloco. Pode ser observado que as curvas correspondentes às duas partes do bloco são aproximadamente coincidentes, tanto para o segundo bloco, como para o bloco estável, indicando que dentro destes blocos o comportamento cíclico do aço é estável, isto é, o amolecimento cíclico não ocorre mais. As curvas tensão-deformação cíclica obtidas utilizando a análise do bloco inteiro coincidiram com as curvas obtidas utilizando a análise metade do bloco.

A figura 97 apresenta as curvas tensão-deformação cíclicas obtidas pelo método do passo incremental para o bloco estável, utilizando a análise do

FIGURA 95 - Curvas tensão-deformação cíclicas do primeiro bloco, obtidas utilizando as análises da metade do bloco e do bloco inteiro.

FIGURA 96 - Curvas tensão-deformação cíclicas para o segundo bloco e para o bloco de número 120 (bloco estável).

bloco inteiro, para dois corpos de prova. Observa-se que as curvas são aproximadamente iguais. A pequena diferença entre elas pode ser atribuída à heterogeneidade do material. Os valores do coeficiente de resistência cíclica, K' , e do expoente de encruamento cíclico, n' , para os dois corpos de prova ensaiados estão apresentados na tabela 14, juntamente com os valores obtidos no método de múltiplos corpos de prova. Pode ser observada a boa repetibilidade dos resultados obtidos no método do passo incremental, para os dois corpos de prova ensaiados. Também, pode ser observada a diferença entre os resultados obtidos nos dois métodos, principalmente para o expoente de encruamento cíclico.

FIGURA 97 - Curva tensão-deformação cíclica obtida pelo método do passo incremental, para dois corpos de prova.

TABELA 14 - Coeficiente de resistência e expoente de encruamento cíclicos obtidos nos métodos do passo incremental e múltiplos corpos de prova.

MÉTODOS	n' *	K' * (MPa)
passo incremental - cp 1	0,188	703
passo incremental - cp 2	0,195	669
múltiplos corpos de prova	0,050	804

* utilizando a relação $\sigma = K' \epsilon_p^{n'}$

A figura 98 apresenta uma comparação entre as curvas tensão-deformação cíclicas, obtidas pelos métodos do passo incremental e de múltiplos corpos de prova, e a curva monotônica. A curva tensão-deformação cíclica obtida pelo método do passo incremental é diferente da curva tensão-deformação cíclica obtida pelo método de múltiplos corpos de prova. Para baixas deformações, a curva obtida pelo método do passo incremental é inferior à curva obtida pelo método de múltiplos corpos de prova. Para deformações maiores (>1%), a diferença entre as curvas são menores, ocorrendo comportamento inverso daquele obtido para baixas deformações. Esta diferença no comportamento cíclico obtido pelos dois métodos é devido à natureza das deformações aplicadas. Enquanto no método convencional as amplitudes de deformações são constantes, no método do passo incremental, estas são variáveis, resultando em amplitudes de tensões também variáveis.

Foi também possível, neste trabalho, verificar se o aço apresenta comportamento Massing²⁶. Um material é dito exibir comportamento Massing quando os ramos ascendentes (ou descendentes) de um conjunto de histereses

²⁶ MASSING, G. (1926). In *Proceedings, 2nd International Congress of Applied Mechanics, Zurich*, apud JHANSALE, H.R.; TOPPER, T.H. (1973). *Engineering analysis of the inelastic stress response of a structural metal under variable cyclic strains*. In: *CYCLIC stress-strain behavior - Analysis, experimentation, and failure prediction*. Philadelphia, ASTM, p.249. (ASTM - STP, 519).

de diferentes amplitudes de deformação, quando são transladados de maneira que suas pontas coincidam nas posições de mínima (ou máxima) tensão, formam um envelope único. Como pode ser observado na figura 99, pelo método de múltiplos corpos de prova, o aço E3949 não apresenta comportamento Massing. Porém, pelo método do passo incremental, o aço apresenta este tipo de comportamento, como pode ser observado na figura 100. A ausência deste comportamento nos ensaios de múltiplos corpos de prova e a presença deste comportamento no método do passo incremental também foi verificado por RAMAN & PADMANABHAN (1992 e 1995).

FIGURA 98 - Comparação entre as curvas tensão-deformação real.

A forma da histerese tensão-deformação é determinada pelo tipo e distribuição de obstáculos que devem ser superados pelo deslizamento das discordâncias do material em um ciclo. Somente materiais que contêm uma

FIGURA 99 - Histereses tensão-deformação obtidas no método de múltiplos corpos de prova - ausência do comportamento Massing.

FIGURA 100 - Histereses tensão-deformação obtidas no método do passo incremental - comportamento Massing.

distribuição de obstáculos que não é muito alterada durante a deformação cíclica, são esperados exibir comportamento Massing. Segundo PICKARD & KNOTT (1988) e RAMAN & PADMANABHAN (1992), no método do passo incremental, a forma da histerese durante todo um bloco de deformação é governado principalmente por um tipo de distribuição de discordâncias, o qual é típico das amplitudes maiores de deformações aplicadas.

4.5 - FADIGA DE ALTO CICLO

Os resultados e a curva S-N obtidos nos ensaios de fadiga de alto ciclo, com controle de carga e $R = -1$, estão apresentados na tabela 15 e na figura 101, respectivamente. Na figura 101, a reta que representa a relação entre a tensão e a vida à fadiga de alto ciclo foi obtida por regressão linear, utilizando somente os resultados representados por círculos cheios. Segundo MACHERAUCH²⁷ apud PANZENBÖCK et al (1990), ligas CFC geralmente não possuem um limite de fadiga bem definido próximo à 10^7 ciclos. Este comportamento pode ser observado na figura 101, onde para tensões baixas, próximas ao limite de fadiga, existe um grande espalhamento dos resultados, representados por círculos vazios. Assim, o limite de fadiga foi considerado como sendo a tensão calculada através da equação da reta de regressão linear, para $N_f = 10^7$ ciclos. O limite de fadiga obtido foi de 452 MPa, que representa 47% do limite de resistência do material ($S_R = 963$ MPa).

A figura 102 apresenta uma comparação entre a curva S-N experimental e a estimada segundo a figura 25. No método estimativo, o limite de fadiga é definido à 10^6 ciclos. Assim, o limite de fadiga estimado é igual 482 MPa, enquanto que o limite determinado experimentalmente à 10^6 ciclos é 506 MPa,

²⁷ MACHERAUCH, E. (1985). *Pradtikum in Werkstoffkunde*, p.254. Vieweg, Braunschweig/Wiesbaden, F.R.G. apud PANZENBÖCK, M. et al. (1990). *Fatigue behaviorur of austenitic Cr-Mn-N steels. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, v.13, n.6, p.563-78.

apenas 5% maior do que o estimado. Porém, devido à grande dispersão dos resultados obtidos, para o aço em estudo, é difícil definir o limite de fadiga à 10^6 ciclos, sendo melhor defini-lo à 10^7 ciclos.

TABELA 15 - Resultados obtidos nos ensaios de fadiga de alto ciclo, realizados na direção longitudinal e na temperatura ambiente.

Corpo de Prova	$\sigma_{\max}$ (MPa)	Número de ciclos	Observação
1	551	309.809	-
2	550	157.250	-
3	533	361.312	-
4	534	219.858	-
5	533	260.623	-
6	511	727.522	-
7	512	600.000	-
8	510	941.761	-
9	490	786.000	-
10	489	466.864	-
11	490	10.000.000	Não rompeu
12	492	10.000.000	Não rompeu
13	465	680.606	-
14	466	10.000.000	Não rompeu
15	464	10.000.000	Não rompeu
16	466	10.000.000	Não rompeu
17	444	10.000.000	Não rompeu
18	446	10.000.000	Não rompeu

FIGURA 101 - Curva S-N obtida experimentalmente para o aço E3949, na direção longitudinal e na temperatura ambiente.

Supondo que a relação entre o limite de fadiga e o limite de resistência se mantenha constante, $S_f = 0,47 S_R$, com o aumento da temperatura até 150°C, que não é uma temperatura muito elevada e portanto onde espera-se uma pequena influência dos fenômenos ativados termicamente, o limite de fadiga diminui de 452 MPa, na temperatura ambiente, para 352 MPa à 150°C, que corresponde a uma queda de 22% no limite de fadiga em relação à temperatura ambiente.

FIGURA 102 - Curva S-N obtida experimentalmente e estimada - temperatura ambiente.

4.6 - TENACIDADE AO IMPACTO CHARPY

Como pode ser observado na figura 103, no intervalo de temperatura estudado, o aço E3949 apresentou baixas propriedades de tenacidade em ensaio de impacto Charpy e, ao contrário do que ocorre nos aços inoxidáveis austeníticos convencionais, apresentou a “transição dúctil-frágil”, resultado da variação do limite de escoamento com a temperatura, mostrado na figura 77. Na temperatura ambiente, a tenacidade ao impacto foi de apenas 50,3 joules. Segundo SIMMONS (1996), a fragilidade ao impacto, principalmente em baixas temperaturas, é uma característica dos aços Cr-Mn-N, que pode ser diminuída pela adição de elementos de liga como o molibdênio e o níquel, que

reduzem o aumento do limite de escoamento com a diminuição da temperatura.

FIGURA 103 - Resultados do ensaio de tenacidade ao impacto Charpy do aço E3949.

A figura 104 apresenta uma comparação entre a tenacidade ao impacto nas condições como recebido (forjado a morno) e solubilizado a 1060° C por uma hora. Para a condição solubilizada, o aço apresentou melhores propriedades de tenacidade, de aproximadamente 134 joules, na temperatura ambiente. Este valor de tenacidade na temperatura ambiente e na condição solubilizada é aproximadamente igual ao encontrado nos aços inoxidáveis austeníticos convencionais Cr-Ni, segundo METALS HANDBOOK (1980), com a diferença que o aço E3949 apresenta a “transição dúctil-frágil”, tanto para a condição forjado a morno, como para a condição solubilizado. Uma comparação entre os resultados obtidos para as duas condições, forjado a

morno e solubilizado, permite visualizar a grande influência negativa da deformação, proveniente do forjamento a morno, na tenacidade ao impacto do aço E3949.

FIGURA 104 - Tenacidade ao impacto Charpy do aço E3949 na condição forjado a morno e solubilizado a 1060° C por uma hora.

4.7 - TENACIDADE À FRATURA K_{IC}

As figuras 105 e 106 apresentam as curvas carga em função do C.O.D., obtidas nos ensaios de K_{IC} para os dois corpos de prova ensaiados. Os resultados não atenderam as exigências da norma ASTM E399, com relação à espessura do corpo de prova e comprimento da trinca (item 9.1.3 da norma ASTM E399) e relação P_{max}/P_Q (item 9.1.2 da norma ASTM E399). Portanto, para a espessura do corpo de prova utilizado, o aço não apresenta valores válidos de K_{IC} . Os valores de K_Q estão apresentados na tabela 16, onde pode

ser observado que os valores obtidos para os dois corpos de prova são aproximadamente iguais.

TABELA 16 - Valores de K_Q obtidos nos ensaios de K_{IC} , para o aço E3949.

Corpo de prova	K_Q (MPa $\sqrt{m}$)
K2	120
K3	129

FIGURA 105 - Carga em função do COD, obtida no ensaio de K_{IC} para o corpo de prova K2.

FIGURA 106 - Carga em função do COD, obtida no ensaio de K_{IC} para o corpo de prova K3.

A figura 107 mostra um dos corpos de prova ensaiados em K_{IC} , onde pode ser observada a zona plástica formada na frente da trinca. Durante o ensaio, a propagação da trinca ocorreu de modo estável e seu aspecto pode ser observado na figura 108. A propagação da trinca próximo à superfície lateral do corpo de prova foi bastante retardada, causando uma propagação bastante irregular ao longo da espessura e não aceitável pela norma ASTM E399. Este comportamento é devido ao grande tamanho da zona plástica na frente da trinca e próximo à superfície, figura 107, que diminui a velocidade de crescimento de trinca, devido a grande ductilidade do material. Portanto, para

FIGURA 107 - Corpo de prova utilizado no ensaio de K_{IC} , onde pode ser observada a zona plástica na frente da trinca.

FIGURA 108 - Aspecto da propagação da trinca no ensaio de K_{IC} , mostrando a propagação irregular e não aceitável pela norma ASTM E399.

a espessura do corpo de prova utilizada, 25 mm, o valor de K_{IC} não pode ser utilizado para caracterizar a tenacidade à fratura do material.

4.8 - TENACIDADE À FRATURA J_{IC}

4.8.1 - TEMPERATURA AMBIENTE

As figuras 109, 110 e 111 apresentam os resultados dos ensaios de J_{IC} realizados na temperatura ambiente e analisados segundo a norma ASTM E 813-87, para três corpos de prova. Como geralmente ocorre em ensaios onde a técnica da variação da flexibilidade elástica é utilizada para calcular o comprimento da trinca, como relatado por ROSENTHAL et al (1990), durante o crescimento inicial da trinca, existe uma dispersão dos pontos $J-\Delta a$, com até mesmo alguns valores negativos de crescimento da trinca. Geralmente, esta dispersão causa uma dificuldade no tratamento dos resultados, pois ela torna difícil o conhecimento do início do crescimento da trinca. Porém, pode ser observado nestas figuras que a dispersão é muito pequena e restrita à valores pequenos de J . Nestes casos, não houve dificuldade para determinar a posição do início do crescimento da trinca. Os resultados obtidos para os três corpos de prova ensaiados, satisfizeram todos os requisitos estabelecidos pelas normas ASTM E813-87 e E813-81. Assim, foi possível obter os valores de J_{IC} , os quais estão apresentados na tabela 17.

Observa-se na tabela 17, que os valores de J_{IC} obtidos segundo a norma ASTM E813-87 são mais conservativos do que aqueles obtidos utilizando a norma mais antiga, ASTM E813-81. Isto porém, não é uma regra geral, pois outros trabalhos obtiveram resultados contrários, onde a norma antiga apresentou valores mais conservativos, como relatado no trabalho por ROSENTHAL et al (1990). A diferença entre os resultados obtidos segundo as

duas normas, é devido as diferentes definições de J_{IC} e aos diferentes critérios de ajuste dos pontos $J-\Delta a$, utilizados nas normas.

TABELA 17 - Comparação entre os valores de J_{IC} obtidos segundo as normas ASTM E 813-87 e E813-81, na temperatura ambiente.

Corpo de prova	J_{IC} (kJ/m ²)	
	ASTM E813-81	ASTM E813-87
J3	108	97
J4	176	155
J5	168	152
Média	151	135

FIGURA 109 - Resultado do ensaio de J_{IC} na temperatura ambiente para o corpo de prova J3 - ASTM E813-87.

FIGURA 110 - Resultado do ensaio de J_{IC} na temperatura ambiente para o corpo de prova J4 - ASTM E813-87.

FIGURA 111 - Resultado do ensaio de J_{IC} na temperatura ambiente para o corpo de prova J5 - ASTM E813-87.

Observa-se também na tabela 17, que os corpos de prova J4 e J5 apresentaram valores de J_{IC} , no início da propagação estável da trinca, aproximadamente iguais, porém, bem maior do que o valor obtido para o corpo de prova J3, apesar de todos os ensaios terem sido realizados nas mesmas condições. Esta diferença nos resultados, pode também ser observada nitidamente nas figuras 112 e 113, que apresentam uma comparação entre os três corpos de prova, quando analisados segundo as normas ASTM E813-87 e E813-81, respectivamente.

FIGURA 112 - Resultados dos ensaios de J_{IC} na temperatura ambiente, analisados segundo a norma ASTM E813-87.

FIGURA 113 - Resultados dos ensaios de J_{IC} na temperatura ambiente, analisados segundo a norma ASTM E813-81.

As figuras 114, 115 e 116 apresentam as curvas de descarregamento para os três corpos de prova, onde pode ser observada a semelhança entre as curvas de descarregamento para os corpos de prova J4 e J5, que apresentam valores de J_{IC} aproximadamente iguais, e a diferença de comportamento do corpo de prova J3, que pode ser melhor observada na figura 117. Pode também ser observado na figura 114, que o corpo de prova J3 apresenta instabilidades no crescimento da trinca em vários reinícios do estágio de descarregamento, os mais críticos indicados por setas. Entretanto, estas instabilidades ocorreram fora da região utilizada para calcular J_{IC} .

FIGURA 114 - Curva de carregamento-descarregamento para o corpo de prova J3 - temperatura ambiente.

FIGURA 115 - Curva de carregamento-descarregamento para o corpo de prova J4 - temperatura ambiente.

FIGURA 116 - Curva de carregamento-descarregamento para o corpo de prova J5 - temperatura ambiente.

FIGURA 117 - Comparação entre as curvas de carregamento-descarregamento dos corpos de prova J3 e J4 - temperatura ambiente.

Segundo WILSON & DONALD (1989), o crescimento estável da trinca é um processo altamente localizado e, portanto, sensível às variações microestruturais encontradas na sua frente durante o crescimento. Assim, o comportamento do corpo de prova J3 indica, provavelmente, a existência de algum tipo de microestrutura que facilitou a propagação da trinca, mas que não está presente, ou presente em menor quantidade, nos outros corpos de prova. Assim, uma vez que, pelo método utilizado, o valor de J_{IC} é obtido a partir de um único corpo de prova, materiais que apresentam um alto grau de heterogeneidade da microestrutura, apresentam também valores diferentes de J_{IC} , dependendo da microestrutura local presente em cada corpo de prova. Assim, a tenacidade J_{IC} determinada pelo método de variação da flexibilidade elástica (única amostra) é capaz de detectar a heterogeneidade do material, o que não ocorre com o método de múltiplas amostras. Neste último método, a existência de heterogeneidade no material causaria uma grande dispersão dos pontos $J-\Delta a$, dificultando o ajuste da curva e a obtenção de J_{IC} .

Assim, devido provavelmente à existência de heterogeneidade na microestrutura, o aço E3949 apresentou valores de J_{IC} variando entre 97 e 155 kJ/m^2 , quando os resultados são analisados segundo a norma ASTM E 813-87, e entre 108 e 176 kJ/m^2 , segundo a norma E 813-81. Os valores médios de J_{IC} foram 135 kJ/m^2 e 151 kJ/m^2 , segundo as normas ASTM E813-87 e E813-81, respectivamente. Estes valores são bem menores do que aqueles reportados por BALLADON & HERITIER (1983), para aços inoxidáveis austeníticos convencionais do tipo AISI 304L e 316L, no estado recozido. Porém, em relação ao aço 316L com tratamento termomecânico e solicitado na direção TL ($J_{IC} = 40 \text{ kJ/m}^2$), o aço E3949 apresentou melhores propriedades de tenacidade à fratura.

O aspecto da propagação estável da trinca pode ser observado na figura 118. Diferentemente da propagação obtida no ensaio de K_{IC} , figura 108, a propagação estável ocorreu uniformemente ao longo da espessura do corpo de prova. O retardamento da trinca próximo às superfícies laterais foi evitado pela

introdução do estado de tensões triaxiais, devido aos entalhes laterais. Em um dos corpos de prova, a introdução do entalhe lateral produziu a inversão do tunelamento na frente da trinca, onde, próximo à superfície lateral, a trinca propagou mais rapidamente do que no centro do corpo de prova, como pode ser observado na figura 118(b).

FIGURA 118 - Aspecto da propagação estável da trinca no ensaio de J_{IC} - propagação uniforme ao longo da espessura do corpo de prova.

4.8.2 - TEMPERATURA DE 150° C

Os resultados dos ensaios de J_{IC} realizados à 150° C e analisados segundo a norma ASTM E813-87, estão apresentados nas figuras 119 e 120. Novamente, durante o crescimento inicial da trinca, os resultados apresentaram

uma dispersão dos pontos $J-\Delta a$, e pode ser observado que ela é maior do que a ocorrida nos ensaios realizados na temperatura ambiente. Os valores da tenacidade J_{IC} obtidos estão apresentados na tabela 18, para os resultados analisados segundo as duas normas, ASTM E813-81 e E813-87. Novamente, os valores obtidos segundo a norma antiga são maiores do que os obtidos segundo a norma mais recente.

TABELA 18 - Valores de J_{IC} obtidos segundo as normas ASTM E 813-87 e E813-81, à 150° C.

Corpo de prova	J_{IC} (kJ/m ²)	
	ASTM E813-81	ASTM E813-87
J7	120	107 ¹
J8	94	87 ²
Média	107	97

¹ a condição ASTM 9.4.1.7 não foi satisfeita

² a condição ASTM 9.2.2 não foi satisfeita e o valor obtido corresponde a J_Q

Para o corpo de prova J8, a condição do item 9.2.2 da norma ASTM E813-87, que estabelece que pelo menos um ponto deve cair na região B do gráfico $J-\Delta a$, não foi satisfeita e o valor obtido corresponde à J_Q . Isto ocorreu por causa da instabilidade no crescimento da trinca, indicada por setas na curva de descarregamento para este corpo de prova, mostrado na figura 121. A instabilidade marcada pelo número 1 foi a responsável pela falta do ponto na região B, como pode ser melhor observado na figura 122, que apresenta todos os pontos $J-\Delta a$ obtidos para o corpo de prova J8 e as correspondentes instabilidades (1), (2) e (3). Para o corpo de prova J7, apesar da existência de algumas instabilidades, como pode ser observado na figura 123, os requisitos da norma ASTM E813 foram satisfeitos e o valor obtido corresponde ao valor de J_{IC} . Na temperatura de 150°C, os valores médios de J_{IC} foram 97 kJ/m² e 107 kJ/m², segundo as normas ASTM E813-87 e E813-81, respectivamente.

FIGURA 119 - Resultado dos ensaios de J_{IC} à 150°C para o corpo de prova J7 - ASTM E813-87.

FIGURA 120 - Resultado dos ensaios de J_{IC} à 150°C para o corpo de prova J8 - ASTM E813-87.

FIGURA 121 - Curva de carregamento-d Descarregamento para o corpo de prova J8 à 150° C.

FIGURA 122 - Curva J- Δa para o corpo de prova J8 ensaiado à 150° C - instabilidade no crescimento da trinca correspondentes à figura 121.

FIGURA 123 - Curva de carregamento-descarregamento para o corpo de prova J7 à 150° C.

Apesar de algumas das condições da norma ASTM E813-87 não terem sido satisfeitas, os valores obtidos à 150°C servem para comparação com os resultados obtidos na temperatura ambiente. Como pode ser observado nas figuras 124 e 125, a tenacidade do aço a 150° C é aproximadamente igual ao menor valor de J_{IC} obtido na temperatura ambiente, correspondente ao corpo de prova J3. Entretanto, como pode ser observado nas tabelas 17 e 18, o valor médio de J_{IC} obtido à 150°C foi inferior ao valor médio obtido na temperatura ambiente.

FIGURA 124 - Resultados dos ensaios de J_{IC} realizados nas temperaturas ambiente e 150° C - ASTM E813-81.

FIGURA 125 - Resultados dos ensaios de J_{IC} realizados nas temperaturas ambiente e 150° C - ASTM E813-87.

4.9 - ANÁLISE FRACTOGRÁFICA

4.9.1 - ENSAIO DE TRAÇÃO

As superfícies de fratura dos corpos de prova ensaiados em tração nas temperaturas ambiente e superiores, se apresentaram com característica dúctil, com a presença de coalescência de microvazios, como pode ser observado nas figuras 126 e 127, respectivamente. Nestas temperaturas, o modo de fratura foi transgranular, entretanto, em algumas regiões dos corpos de prova, foi também observado o aparecimento de fases frágeis, como mostrado na figura 128.

FIGURA 126 - Corpo de prova ensaiado em tração na temperatura ambiente.

FIGURA 127 - Corpo de prova ensaiado em tração à 400° C.

FIGURA 128 - Aspecto fractográfico do aço E3949 - Presença de fases frágeis.

4.9.2 - ENSAIO CHARPY

As figuras 129-130 apresentam as superfícies de fratura dos corpos de prova Charpy ensaiados à 300 e -196° C. Apesar da energia de impacto variar bastante de uma temperatura para outra, de aproximadamente 100 J à 300° C para 17 J à -196° C, não foi observada diferença marcante na morfologia das superfícies de fratura. O modo de fratura foi predominantemente dúctil e transgranular, porém foi observado o aparecimento de uma grande quantidade de fases frágeis em ambas as temperaturas, com características semelhantes às da figura 128.

FIGURA 129 - Corpo de prova Charpy ensaiado à 300° C - presença de fases frágeis.

FIGURA 130 - Corpo de prova Charpy ensaiado à -196°C - presença de fases frágeis.

4.9.3 - ENSAIO DE FADIGA

A figura 131 apresenta uma vista geral da superfície de fratura de um corpo de prova ensaiado em fadiga de baixo ciclo com amplitude de deformação de $\pm 0,5\%$, mostrando que neste corpo de prova a nucleação da trinca, indicada pela seta, ocorreu na sua superfície. A figura 132 apresenta uma ampliação da região próxima à nucleação, onde pode ser observado que a nucleação da trinca ocorreu de modo transgranular. Para as regiões mais afastadas da superfície foi observada a propagação transgranular com a formação das estrias de propagação em estágio II de Forsyth, características do processo de fadiga, como mostrado na figura 133. Também foi observada a presença de trincas secundárias, como pode ser observado na figura 134.

FIGURA 131 - Corpo de prova ensaiado em fadiga de baixo ciclo com $\Delta\epsilon_l/2 = \pm 0,5\%$, onde pode ser observada a região de nucleação da trinca.

FIGURA 132 - Ampliação da foto anterior, mostrando o aspecto fractográfico da região próximo à nucleação.

FIGURA 133 - Estrias de propagação em estágio II, observadas em corpos de prova ensaiados em fadiga de baixo ciclo com $\Delta\epsilon_f/2 = \pm 0,5\%$.

FIGURA 134 - Trincas secundárias próximas à superfície do corpo de prova ensaiado em fadiga de baixo ciclo com $\Delta\epsilon_f/2 = 0,5\%$.

Os estágios de nucleação e propagação de trinca por fadiga podem também ser observados nas figuras 135 e 136, respectivamente, que apresentam um corte longitudinal de um corpo de prova ensaiado em fadiga de baixo ciclo, cuja superfície foi lixada, polida, atacada e observada em microscópio óptico. Nestas figuras pode ser observada a presença de várias trincas secundárias em diferentes estágios de propagação. Observa-se na figura 135, que o estágio I de propagação ocorre num plano inclinado de aproximadamente 45° , em relação à direção de aplicação da carga. Na figura 136, observa-se que o estágio II de propagação ocorre num plano perpendicular ao plano de aplicação da carga. Pode também ser observado, nestas figuras, o modo predominantemente transgranular de propagação para os dois estágios.

FIGURA 135 - Nucleação e estágio I de Forsyth de propagação de trinca por fadiga.

FIGURA 136 - Estágio II de Forsyth de propagação de trinca por fadiga.

A figura 137 apresenta uma vista geral de um corpo de prova ensaiado em fadiga de baixo ciclo com amplitude de deformação de $\pm 1.5\%$, onde pode ser observada a possível região de nucleação de trinca, indicado pela seta. Também, pode ser observado que a superfície de fratura se apresenta bastante desgastada, devido ao carregamento reverso e ao alto nível de deformação.

As figuras 138 e 139 apresentam as superfícies de fratura de corpos de prova ensaiados em fadiga de alto ciclo. A figura 138 mostra uma região próxima à superfície do corpo de prova, onde provavelmente ocorreu a nucleação de trinca. Na figura 139 pode ser observada a presença de estrias muito finas e a propagação transgranular de trinca. A propagação transgranular também foi observada em corpos de prova ensaiados em fadiga de baixo ciclo e utilizando o método do passo incremental, como pode ser observado na figura 140.

FIGURA 137 - Corpo de prova ensaiado em fadiga de baixo ciclo com amplitude de deformação de $\pm 1,5\%$.

FIGURA 138 - Corpo de prova ensaiado em fadiga de alto ciclo - região de nucleação da trinca.

FIGURA 139 - Corpo de prova ensaiado em fadiga de alto ciclo - estrias de propagação em estágio II.

FIGURA 140 - Corpo de prova ensaiado em fadiga de baixo ciclo, utilizando o método do passo incremental.

4.9.4 - TENACIDADE À FRATURA J_{IC}

A figura 141 apresenta uma vista geral da superfície de fratura de um corpo de prova ensaiado em J_{IC} na temperatura ambiente, onde pode ser observada a pré-trinca por fadiga, região lisa, e a propagação estável da trinca.

Em todos os corpos de prova ensaiados, tanto na temperatura ambiente, como à 150° C, foi observada a presença de uma fase frágil, com tamanho relativamente grande, como mostrado nas figuras 142-145. A microanálise quantitativa destas fases revelou a presença de ferro, cromo, manganês e principalmente nióbio, como pode ser observado na figura 145.

FIGURA 141 - Vista geral da superfície de fratura do corpo de prova J3 ensaiado na temperatura ambiente.

↑
DIREÇÃO DO
CRESCIMENTO
ESTÁVEL
DA TRINCA

(a)

↑
DIREÇÃO DO
CRESCIMENTO
ESTÁVEL
DA TRINCA

(b)

FIGURA 142 - Região próxima ao início do crescimento estável da trinca do corpo de prova J3 - temperatura ambiente.

FIGURA 143 - Região próxima ao início do crescimento estável da trinca do corpo de prova J5 - temperatura ambiente.

FIGURA 144 - Região próxima ao início do crescimento estável da trinca do corpo de prova J7 - 150° C.

FIGURA 145 - Detalhe e composição química das fases frágeis.

Segundo FOLKHARD (1988), em aços inoxidáveis austeníticos contendo nitrogênio e estabilizados com nióbio, carbonitretos mistos ou fases complexas podem precipitar quando o aço é exposto por longo tempo no intervalo de temperatura de 550 a 850° C, que corresponde aproximadamente o intervalo de temperatura na qual o forjamento do aço em estudo é realizado. Portanto, a fase frágil presente nas fraturas podem corresponder a precipitados de carbonitretos mistos de ferro, cromo, manganês e nióbio. Esta hipótese é reforçada pelo resultado do ensaio de dilatométrica no aço E3949, mostrado no apêndice, que revelou a precipitação de uma fase a 800° C.

A observação das fraturas dos corpos de prova ensaiados na temperatura ambiente, mostrou também que no corpo de prova J3, que apresentou o menor valor de J_{IC} , as fases frágeis apareceram em maior quantidade e de forma concentrada próximas ao início da propagação estável da trinca, como pode ser observado na figura 142. Uma vez que o crescimento estável da trinca é um processo altamente localizado e, portanto, sensível às variações da microestrutura encontrada na sua frente, a presença destas fases

em grande quantidade, pode ter sido a causa do menor valor de J_{IC} obtido para este corpo de prova. A presença destas fases pode também ter sido a causa das instabilidades ocorridas no crescimento estável da trinca, durante os ciclos de carregamento-descarregamento, observadas em alguns corpos de prova, como mostrado nas figuras 114 e 121.

A figura 146 apresenta uma vista geral da superfície de fratura do corpo de prova J7, ensaiado na temperatura de 150° C. Pode ser observado nesta figura, o fenômeno denominado de separação, que é provocado pela precipitação das fases frágeis em uma determinada região preferencial, devido ao forjamento a morno. A figura 147 apresenta os detalhes dos diferentes aspectos da fratura encontrados em regiões distintas, próximas ao início da propagação estável da trinca. Na figura 147(a) pode ser observada a propagação transgranular da trinca através da nucleação e coalescência de microvazios, sem a presença de fases frágeis, enquanto que na figura 147(b) pode ser observada a presença das fases frágeis concentradas em uma determinada região.

FIGURA 146 - Vista geral da superfície de fratura do corpo de prova J7 ensaiado na temperatura de 150° C.

←
DIREÇÃO DO
CRESCIMENTO
ESTÁVEL
DA TRINCA

(a)

←
DIREÇÃO DO
CRESCIMENTO
ESTÁVEL
DA TRINCA

(b)

FIGURA 147 - Aspecto da superfície de fratura do corpo de prova J7 ensaiado na temperatura de 150° C.

5 - CONCLUSÕES

As principais conclusões obtidas neste trabalho foram divididas por tópicos estudados e são apresentadas a seguir.

5.1 - PROPRIEDADES MONOTÔNICAS

- Nas direções estudadas, longitudinal e transversal, o aço apresentou uma grande variação nas propriedades mecânicas com a temperatura. Os valores do limite de escoamento, do limite de resistência e o do alongamento sofreram um significativo decréscimo com o aumento da temperatura, mesmo para temperaturas não muito altas, como 100° C. Somente os valores da redução de área apresentaram uma pequena melhora com o aumento da temperatura.

5.2 - FADIGA DE BAIXO CICLO

5.2.1- MÉTODO DE MÚLTIPLOS CORPOS DE PROVA

- O aço E3949 sofreu amolecimento cíclico para todos os níveis de deformações estudados. A ausência de endurecimento cíclico, é um indicativo da estabilidade do aço com relação à transformação da martensita induzida por deformação, para os níveis de deformação cíclico estudados.
- A relação tensão-deformação cíclica obtida nos ensaios de fadiga de baixo ciclo, para níveis de deformação de até 1,5%, pode ser expressa pela relação:

$$\sigma = 804 \varepsilon_p^{0,050} \quad (\text{MPa})$$

- A relação deformação-vida obtida, pode ser expressa pela equação:

$$\frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = \frac{\Delta \varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = 0,0057(2N_f)^{-0,056} + 0,632(2N_f)^{-0,570}$$

- As propriedades de fadiga do aço E3949, obtidas nos ensaios de fadiga de baixo ciclo, foram superiores as propriedades do aço AISI 316L e, na região de baixo ciclo ($2N_f < 10^4$ reversos), aproximadamente iguais as propriedades do aço AISI 316LN, com 0,21% de nitrogênio, reportadas na literatura. Na região de alto ciclo, as propriedades de fadiga do aço E3949 foram superiores as propriedades do aço AISI 316LN, devido à sua maior resistência mecânica.

5.2.2 - MÉTODOS ESTIMATIVOS

- Os métodos “correlação 4 pontos” e “inclinações universais” forneceram uma boa estimativa das curvas deformação-vida para a região de baixo ciclo. Para a região de alto ciclo, a curva estimada por estes métodos se afastaram da curva experimental. Analisando as contribuições isoladas das deformações plástica e elástica, pode ser concluído que o método inclinações universais é o melhor para a estimativa da influência da deformação plástica na vida à fadiga, enquanto que o método de Bäuml e Seeger é o melhor para a estimativa da curva deformação elástica- vida, para o aço em estudo.

- A curva deformação-vida estimada utilizando o método de Bäuml e Seeger, para a contribuição da deformação elástica, e o método inclinações universais, para a contribuição da deformação plástica, resultou na equação:

$$\frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = \frac{\Delta \varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = 0,00758(2N_f)^{-0,087} + 0,76(2N_f)^{-0,6}$$

- Utilizando os métodos inclinações universais e de Bäuml e Seeger para a estimativa da influência da deformação plástica e elástica, respectivamente, na vida à fadiga, nas temperaturas de 150 e 300°C, verificou-se uma pequena influência destas temperaturas na região de baixo ciclo e uma grande influência na região de alto ciclo. Nesta última região, a redução na vida à fadiga foi de aproximadamente 61 e 67% para as temperaturas de 150 e 300°C, respectivamente, e para uma amplitude de deformação cíclica de $\pm 0,4\%$.

5.2.3 - MÉTODO DO PASSO INCREMENTAL

- No método do passo incremental, o aço apresentou amolecimento cíclico durante toda a sua vida. Entretanto, utilizando este foi possível obter a curva tensão-deformação cíclica com uma boa repetibilidade dos resultados, e com uma redução de aproximadamente 95% do tempo de ensaio, e portanto uma grande redução no custo, em relação ao método convencional.

- As curvas tensão-deformação cíclicas obtidas com o método convencional e com o método do passo incremental foram diferentes. Neste último método, a curva obtida apresentou valores conservativos até 1% de deformação, invertendo este comportamento para valores maiores.

- A equação tensão-deformação cíclica obtida utilizando este método pode ser expressa pela equação:

$$\sigma = 686\varepsilon_p^{0,192} \quad (\text{MPa})$$

- No método de múltiplos corpos de prova, o aço E3949 não apresentou comportamento Massing. Contudo, no método do passo incremental, este comportamento foi observado.

5.3 - FADIGA DE ALTO CICLO

- O aço E3949 não apresentou um limite de fadiga bem definido, exibindo um grande espalhamento dos resultados próximo à 10^7 ciclos. O limite de fadiga, considerado como sendo a tensão calculada através da equação da reta de regressão linear para $N_f = 10^7$ ciclos, obedeceu a relação $S_f = 0,47 S_R$.
- Na temperatura de 150°C , o limite de fadiga calculado segundo a relação $S_f = 0,47 S_R$, foi de 352 MPa, que corresponde a uma queda de 22%, em relação à temperatura ambiente.

5.4 - TENACIDADE AO IMPACTO CHARPY

- No intervalo de temperatura estudado, o aço E3949 apresentou baixas propriedades de tenacidade ao impacto Charpy e a ocorrência da transição dúctil-frágil. Foi observada também uma grande influência negativa do forjamento a morno na tenacidade ao impacto.

5.5 - TENACIDADE À FRATURA J_{IC}

- Na temperatura ambiente, o valor de J_{IC} variou de 97 a 155 kJ/m^2 , quando analisados segundo a norma ASTM E813-87, e entre 108 a 176 kJ/m^2 , segundo a norma ASTM E813-81. A grande variação no valor de J_{IC} pode ser atribuída à heterogeneidade da microestrutura do aço estudado. O corpo de prova, no qual se obteve o menor valor de J_{IC} , apresentou, na análise fractográfica, uma grande quantidade e de forma concentrada de uma fase frágil rica em cromo e principalmente nióbio, próximo ao início da propagação estável da trinca.
- Na temperatura de 150°C , foi observada uma pequena variação no valor de J_{IC} , de 87 a 107 kJ/m^2 , segundo a norma ASTM E813-87, e de 94 a 120 kJ/m^2 , segundo a norma ASTM E813-81. Os baixos valores de J_{IC} obtidos nesta

temperatura podem ser atribuídos ao significativo decréscimo do alongamento total com a temperatura, uma vez que não foi observado nenhuma característica significativa na superfície de fratura.

- Foi observada a influência benéfica significativa dos entalhes laterais na uniformidade da frente da trinca propagada estavelmente.

5.6 - ANÁLISE FRACTOGRÁFICA

- Nas superfícies de fratura dos corpos de prova ensaiados em tração, Charpy e tenacidade à fratura J_{IC} , foi observada a presença de uma fase frágil, com tamanho relativamente grande. A microanálise quantitativa desta fase revelou a presença de ferro, cromo, manganês e principalmente nióbio, identificada como precipitados de carbonitretos mistos de ferro, cromo, manganês e nióbio. Esta hipótese foi reforçada pelo resultado do ensaio de dilatométrica no aço E3949, que revelou a precipitação de uma fase a 800° C, que é próxima à temperatura de forjamento do aço, aproximadamente 600° C.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1 - Utilizando o método do passo incremental é possível obter a curva tensão-deformação cíclica com somente um corpo de prova, num tempo bastante reduzido. Neste trabalho, os ensaios utilizando este método foram semi-automatizados, onde o bloco foi programado em um controlador MTS e a aquisição de dados feitas através de computador, que depois foram trabalhados em um editor gráfico. Este procedimento dispense um certo tempo e também exige a necessidade do conhecimento de programação do controlador. Entretanto, uma redução ainda maior no tempo e uma maior facilidade na obtenção da curva tensão-deformação cíclica, seriam obtidas por meio da elaboração de programas computacionais, que tornassem estes ensaios totalmente automatizados.

2 - Nas temperaturas maiores do que a ambiente, as propriedades de fadiga de baixo ciclo foram determinadas utilizando os métodos estimativos, baseado na hipótese de que, nas condições estudadas, os fenômenos ativados termicamente tem pouca influência na vida à fadiga. Entretanto, para uma comprovação definitiva desta hipótese, existe a necessidade da realização de ensaios experimentais nas temperaturas envolvidas.

3 - Neste trabalho, foi realizado uma avaliação da influência da temperatura de serviço nas propriedades mecânicas de um aço utilizado na confecção de colares para perfurações. Entretanto, em serviço, estes aços estão também sujeitos à ambientes corrosivos com grandes concentrações de cloretos e H_2S . Fica, assim, sugerida a avaliação da influência destes meios nas propriedades mecânicas deste tipo de aço.

4 - Uma vez que, neste trabalho, não foi possível obter o valor de K_{IC} devido à espessura do corpo de prova, fica como sugestão para trabalhos futuros, a realização de ensaios de K_{IC} em corpos de prova com espessura maiores do

que 25 mm, o que não foi possível realizar neste trabalho devido à espessura da parede do tubo.

5 - Os ensaios de tenacidade à fratura J_{IC} foram realizados em corpos de prova entalhados lateralmente, seguindo as prescrições da norma ASTM E813. Entretanto, a influência deste entalhe no valor de J_{IC} não foi avaliada, ficando assim como sugestão para um trabalho futuro.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- AL-SUGAIR, F.H. (1992). Explicit cyclic J-integral expressions for low-cycle fatigue modeling of plane stress crack problems. *Engineering fracture mechanics*, v.43, n.3, p.313-20.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E3-80. (1991). *Standard methods of preparation of metallographic specimens*. Philadelphia, ASTM.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E8M-90a. (1991). *Standard test methods of tension testing of metallic materials*. Philadelphia, ASTM.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E21-79. (1991). *Standard practice for elevated temperature tension tests of metallic materials*. Philadelphia, ASTM.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E23-91. (1991). *Standard test methods for notched bar impact testing of of metallic materials*. Philadelphia, ASTM.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E112-88. (1991). *Standard test methods for determining average grain size*. Philadelphia, ASTM.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E399-90. (1991). *Standard test method for plane-strain fracture toughness of metallic materials*. Philadelphia, ASTM.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E466-82. (1991). *Standard practice for conducting constant amplitude axial fatigue tests of metallic materials*. Philadelphia, ASTM.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E606-80. (1991). *Standard recommended practice for constant-amplitude low-cycle fatigue testing*. Philadelphia, ASTM.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E739-91. (1991). *Metals test methods and analytical procedures*. Philadelphia, ASTM.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E813-81. (1982). *Standard test method for J_{IC} , a measure of fracture toughness*. Philadelphia, ASTM.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E813-87. *Standard test method for J_{IC} , a measure of fracture toughness*. Philadelphia, ASTM.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E1152-87. (1991). *Standard test method for determining J-R curves*. Philadelphia, ASTM.

BALLADON, P.; HERITIER, J. (1983). Ductile crack growth in nuclear austenitic stainless steel plates: influence of crack orientation and steel microstructure. In: *FRACTURE PREVENTION IN ENERGY AND TRANSPORT SYSTEMS - VOL. I*, London, p.277-86.

BALLADON, P.; HERITIER, J. (1986). Comparison of ductile crack growth resistance of austenitic, niobium-stabilized austenitic, and austeno-ferritic stainless steels. In: UNDERWOOD, J.H. et al, eds. *Fracture mechanics: seventeenth volume*. Philadelphia, ASTM, p.661-82. (ASTM-STP, 905).

BEAVER, P.W. et al. (1987). Determinations of J_{IC} for 2024-T351 aluminium alloy. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, v.10, n.6, p.495-506.

BEGLEY, J.A.; LANDES, J.D. (1972a). The J-integral as a fracture criterion, in Fracture Toughness, *ASTM STP 514*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, p.1-23.

BEGLEY, J.A.; LANDES, J.D. (1972b). The effect of specimen geometry on J_{IC} , in Fracture Toughness, *ASTM STP 514*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, p.24-39.

- BEGLEY, J.A.; LANDES, J.D. (1974). Test results from J-integral studies: an attempt to establish a J_{IC} testing procedure, in *Fracture Analysis, ASTM STP 560*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, p.170-186.
- BHUYAN, G.S. (1988). Fatigue life prediction of offshore tubular joints using a linear elastic fracture mechanics approach. *International Journal of Fatigue*, v.10, n.2, p.117-120.
- BICEGO, V. (1989). Low-cycle fatigue life predictions in terms of an EPFM small crack model. *Engineering Fracture Mechanics*, v.32, n.3, p.339-49.
- BRENNAN, F.P. (1994). The use of approximate strain-life fatigue crack initiation predictions. *International Journal of Fatigue*, v.16, n.5, p.351-6.
- BROBERG, K.B. (1992). Fracture mechanics - theoria or tekhnē? *International Journal of Fracture*, v.57, n.1, p.85-99.
- BROEK, D. (1989). *The practical use of fracture mechanics*. Dordrecht/ Boston/ London, Kluwer Academic Publishers, 522p.
- BOWMAN, R. et al. (1988). A demonstration of problems associated with crack closure measurement techniques. *Engineering Fracture Mechanics*, v.31, n.4, p.703-712.
- BUI-QUOC, T.; BIRON, A. (1978). Comparison of low-cycle fatigue results with axial and diametral extensometers. *Experimental Mechanics*, v.18, n.4, p.127-33.
- CAYARD, M.S.; BRADLEY, W.L. (1989). A comparison of several analytical techniques for calculating J-R curves from load-displacement data and their relation to specimen geometry. *Engineering Fracture Mechanics*, v.33, n.1, p.121-32.
- CHUN, H.G. et al. (1986). Passive films formed on nonmagnetic Cr-Mn-N stainless steels. In: SMOLIK, G.R.; BANERJI, S.K., eds. *Alternate alloying for environmental resistance*. The Metallurgical Society of AIME, p.397-406.

- CLARKE, G.A. et al. (1976). Single specimen tests for J_{IC} determination. In: *Mechanics of Crack Growth*, Philadelphia, ASTM, p. 27-42. (ASTM-STP ,590).
- CLARKE, G.A.; LANDES, J.D. (1977). Toughness testing of materials by J integral techniques. In: MANGONON Jr., P.L., ed. *Toughness characterization and specifications for HSLA and structural steels*. East Chicago, Indiana, Inland Steel Company. p. 79-111.
- CORDEA, J.N. et al. (1987). Development of an improved austenitic drill collar alloy. *Materials Performance*, september, p. 50-4.
- DAVIS, D.A. et al. (1983). Specimen geometry and extended crack growth effects on J_I -R curve characteristics for HY-130 and ASTM A533B steels, Elastic-Plastic Fracture. In: SHIH, C.F.; GUDAS, J.P., eds. *Fracture Resistance Curves and Engineering Applications*. Philadelphia, ASTM, p.582-610. (ASTM-STP, 803).
- DEGALLAIX, S. et al. (1983). Influence de la teneur en azote interstitiel sur le comportement en fatigue plastique oligocyclique d'aciers inoxydables austénitiques. *Mémoires et Etudes Scientifiques de la Revue de Métallurgie*, v.80, n.11, p.619-33.
- DEGALLAIX, S. et al. (1986). Mechanical behaviour of high-nitrogen stainless steels. *Materials Science and Technology*, v.2, september, p.946-50.
- DEGALLAIX, S.; FOCT, J. (1988). L'azote dans les aciers inoxydables austénitiques. Deuxième partie: influence sur les caractéristiques mécaniques. *Mémoires et Etudes Scientifiques de la Revue de Métallurgie*, n.2, p.111-23.
- DIETER, G.E. (1981a). *Metalurgia Mecânica*. Trad. Antonio Sergio de Souza e Silva. 2 ed. Rio de Janeiro, Guanabara Dois. Cap. 12: Fadiga dos metais, p.344-84.
- DIETER, G.E. (1981b). *Metalurgia Mecânica*. Trad. Antonio Sergio de Souza e Silva. 2 ed. Rio de Janeiro, Guanabara Dois, p.294-96.

- DUGGAN, T.; BYRNE, J. (1977). Metallurgical aspects of fatigue. In: *Fatigue as a design criterion*. London, Macmillan, p.65-93.
- ERTAS, A. et al. (1992). A comparison of fracture mechanics and S-N curve approaches in designing drill pipe. *Journal of Offshore Mechanics and Arctic Engineering*. v.114, august, p.205-11.
- EWALDS, H.L.; WANHILL, R.J.H. (1986). *Fracture Mechanics*. London, Edward Arnold, 304p.
- FEICHTINGER, H. et al. (1989). Solubility of nitrogen in solid and liquid iron alloys with special regard to the melting range. In: CONFERENCE ON HIGH NITROGEN STEELS "HNS88", London, France. *Proceedings*. p.75-80.
- FOLKHARD, E. (1988). *Welding Metallurgy of Stainless Steels*. New York, Springer-Verlag Wien.
- FUCHS, H.O.; STEPHENS, R.I. (1980a). *Metal fatigue in engineering*. New York, John Wiley. Cap. 5: Constant amplitude fatigue tests and data, p.56-104.
- FUCHS, H.O.; STEPHENS, R.I. (1980b). *Metal fatigue in engineering*. New York, John Wiley. Cap. 11: Environmental effects, p. 217-58.
- GAVRILJUK, V.G. et al. (1989). Dislocations in austenite and mechanical properties of high nitrogen steel. In: CONFERENCE ON HIGH NITROGEN STEELS "HNS88", London, France. *Proceedings*. p.447-51.
- GNYP, I.P. et al. (1990). Optimizing the service life of drill-collar joints on the basis of fracture mechanics criteria. *Soviet Materials Science*. v.26, n.6, p.706-10.
- GROSSKREUTZ, J.C. (1972). Strengthening and fracture in fatigue (Approaches for achieving high fatigue strength). *Metallurgical Transactions*, v.3, may, p.1255-62.
- GRUJICIC, M. et al. (1989). Basic deformation mechanisms in nitrogen strengthened stable austenitic stainless steels. In: CONFERENCE ON

- HIGH NITROGEN STEELS "HNS88", London, France. *Proceedings*. p.151-8.
- HAUTAMAKI, C.A. (1987). *Resolution requirements for automated single specimen J_{IC} testing*. 23 p. (Manuscript presented at: Symposium on factors that affect the precision of mechanical tests, sponsored by ASTM in Bal Harbour, Fla., November).
- HAWK, J.A. et al. (1994). Effect of nitrogen alloying on the microstructure and abrasive wear of stainless steels. *Journal of Materials Engineering and Performance*, v.3, n.2, p.259-72.
- HEINZ, A.; NEUMANN, P. (1990). Crack initiation during high cycle fatigue of an austenitic steel. *Acta metalurgica et materialia*, v.38, n.10, p.1933-40.
- HENDRY, A. (1994). Developments in high-nitrogen stainless steels. *Wire Journal International*, v.27, n.4, 140-4.
- HOLLSTEIN, T. et al. (1984). On the determination of elastic-plastic fracture material parameters: a comparison of different test methods. In: WESSEL, E.T.; LOSS, F.J., eds. *Elastic-Plastic Fracture Test Methods: The User's Experience*. Philadelphia, ASTM, p.104-16. (ASTM-STP, 856).
- HUTCHINSON, J.W. (1968). Singular behaviour at the end of a tensile crack in a hardening material. *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, v.16, n.1, p.13-31.
- JHANSALE, H.R.; TOPPER, T.H. (1973). Engineering analysis of the inelastic stress response of a structural metal under variable cyclic strains. In: *Cyclic Stress-Strain Behavior - Analysis, Experimentation, and Failure Prediction*. Philadelphia, ASTM, p.249. (ASTM - STP, 519).
- JONES, R.L. et al. (1991). A study of specimen size on J-R curve behaviour. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, v.14, n.7, p.777-88.

- JUNG, Y.H. et al. (1988). A personal computer based system to evaluate J-integral by a single specimen unloading compliance method - I. Methodology. *Engineering Fracture Mechanics*, v.29, n.1, p.1-18.
- KANAZAWA, K. et al. (1981). The mechanism of low-cycle fatigue crack formation related to annealing twin boundaries in austenitic stainless steels. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, v.21, n.10, p.708-15.
- KARLSSON, L. et al. (1985). Composition and crystallography of nitride precipitates in an austenitic stainless steel containing niobium and vanadium. *Materials Science and Technology*, v.1, may, p.337-42.
- KHAN, M.A. et al. (1982). Acoustic emission from cleavage microcracking in alloy steels. *Metal Science*, v.16, n.2, p.118-126.
- LEITNAKER, J.A.; BENTLEY, J. (1977). Precipitate phase in type 321 stainless steel after aging 17 year at $\sim 600^\circ\text{C}$. *Metallurgical Transactions A*, v.8A, october, p.1605-13.
- LENEL, U.R.; KNOTT, B.R. (1987). Microstructure-Composition relationships and M_s temperatures in Fe-Cr-Mn-N alloys. *Metallurgical Transactions A*, v.18A, p.767-75.
- LLEWELLYN, D.T. (1993). Nitrogen in steels. *Ironmaking and Steelmaking*, v.20, n.1, p.35-41.
- LUKAS, P.; KLESNIL, M. (1973). Cyclic stress-strain response and fatigue life of metals in low amplitude region. *Materials Science and Engineering*, v.11, p.345-56.
- LUKAS, P.; KLESNIL, M. (1978). Fatigue limit of notched bodies. *Materials Science and Engineering*, v.34, p.61-6.
- LULA, R.A. (1989). *Stainless Steel*. Metals Park, Ohio, American Society for Metals. Cap. 4: Metallurgy and properties of wrought stainless steels, p.29-88.

- LULA, R.A. (1992). High manganese austenitic steels: past, present and future. In: CONFERENCE ON HIGH MANGANESE AUSTENITIC STEELS, Ohio, USA. *Proceedings*. p.1-12.
- MANSON, S.S. (1965). Fatigue: a complex subject-some simple approximations. *Experimental Mechanics*, july, p.193-226.
- MARANDET, B.; SANZ, G. (1977). Experimental verification of the J_{IC} and equivalent energy methods for the evaluation of the fracture toughness of steels, *ASTM STP 631*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, p.462-476.
- MARTIN-MEIZOSO, A. et al. (1993). Application of J-integral to low-cycle fatigue of 316L stainless steel at 600-625° C. *International Journal of Fracture*, v.64, p.R45-9.
- MEGUID, S.A. (1989). *Engineering fracture mechanics*. London and New York, Elsevier Applied Science. Cap. 6: Elasto-plastic fracture mechanics.
- METALS HANDBOOK. (1980). *Properties and selection: stainless steels, tool materials and special-purpose metals*. Metals Park, Ohio, American Society for metals, ninth edition, v.3, p.28.
- MISCHKE, C.R. (1982). Predicting fatigue endurance strengths for high and low-cycle fatigue. *Journal of Mechanical Design*, v.104, n.3, p.653-60.
- MITCHELL, M.R. (1978). Fundamentals of modern fatigue analysis for design. In: ASM MATERIALS SCIENCE SEMINAR, St. Louis, 14-15 October, 1978. *Fatigue and Microstructure*. Metals Park, Ohio, ASM, p.385-437.
- MONTEIRO, S.N.; REED-HILL, R.E. (1972). Análise da forma das curvas de tensão-deformação plástica de metais policristalinos. *Metalurgia*, v.28, n.179, p.741-9.
- MTS SYSTEMS (1992). *K_{IC} fracture toughness test*. Eden Prairie. p. irreg., /catálogo técnico/.

- MTS SYSTEMS (1993a). *Low cycle fatigue test*. Eden Prairie. p. irreg., /catálogo técnico/.
- MTS SYSTEMS (1993b). *J_{IC} fracture toughness test*. Eden Prairie. p. irreg., /catálogo técnico/.
- MÜLLNER, P. et al. (1993). On the effect of nitrogen on the dislocation structure of austenitic stainless steel. *Materials Science and Engineering*, A164, p.164-69.
- NAKAZAWA, T. et al. (1989). Development of nonmagnetic drill collar steel with high stress corrosion cracking resistance. *Nippon Steel Technical Report N. 39*, 40, p.1-7.
- NARENDRNATH, K.R. et al. (1988). A personal computer based system to evaluate J-integral by a single specimen unloading compliance method - Part II: results on A533 B Class I steel and Corona-5. *Engineering Fracture Mechanics*, v.30, n.3, p.349-59.
- NCODE fatigue reference manual. Sheffield, England, nCode International.
- NILSSON, J.-O. (1983). The effect of slip behaviour on the low cycle fatigue behaviour of two austenitic stainless steels. *Scripta Metallurgica*, v.17, n.5, p.593-6.
- NILSSON, J.-O. (1984). The influence of nitrogen on high temperature low cycle fatigue behaviour austenitic stainless steels. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, v.7, n.1, p.55-64.
- ONG, J.H. (1993a). An evaluation of existing methods for the prediction of axial fatigue life from tensile data. *International Journal of Fatigue*, v.15, n.1, p.13-19.
- ONG, J.H. (1993b). An improved technique for the prediction of axial fatigue life from tensile data. *International Journal of Fatigue*, v.15, n.3, p.213-19.
- PANDEY, R.K. et al. (1992). Critical assessment of methods for J_{IC} determination. *Journal of Testing and Evaluation*, v.20, n.2, p.106-13.

- PANZENBÖCK, M. et al. (1990). Fatigue behavior of austenitic Cr-Mn-N steels. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, v.13, n.6, p.563-78.
- PARK, J.H.; SONG, J.H. (1995). Detailed evaluation of methods for estimation of fatigue properties. *International Journal of Fatigue*, v.17, n.5, p.365-73.
- PICKARD, A.C.; KNOTT, J.F. (1988). Effects of testing method on cyclic hardening behavior in face-centered-cubic alloys. In: SOLOMON, H.D. et al, eds. *Low cycle fatigue*, Philadelphia, ASTM, p.58-76. (ASTM-STP, 942).
- PICKERING, F.B. (1978). *Physical Metallurgy and the Design of Steels*. London, Applied Science Publishers Ltd. Cap. 11: Austenitic stainless steels, p.226-68.
- PICKERING, F.B. (1989). Some beneficial effects of nitrogen in steel. In: CONFERENCE ON HIGH NITROGEN STEELS "HNS88", London, France. *Proceedings*. p.10-31.
- POLÁK, J.; HÁJEK, M. (1991). Cyclic stress-strain curve evaluation using incremental step test procedure. *International journal of fatigue*, v.13, n.3, p.216-22.
- POULALION, A.; BOTTE, R. (1989). Nitrogen addition in steelmaking using nitriding ferroalloys. In: CONFERENCE ON HIGH NITROGEN STEELS "HNS88", London, France. *Proceedings*. p.49-52.
- PROVAN, J.W.; ZHAI, Z.H. (1991a). Fatigue crack initiation and stage-I propagation in polycrystalline materials. I: micromechanisms. *International Journal of Fatigue*, v.13, n.2, p.99-109.
- PROVAN, J.W.; ZHAI, Z.H. (1991b). Fatigue crack initiation and stage-I propagation in polycrystalline materials. II: modelling. *International Journal of Fatigue*, v.13, n.2, p.110-116.

- PURTSCHER, P.T. (1987). Absence of stretch zones in austenitic stainless steels fractured at cryogenic temperature. *Journal of Testing and Evaluation*, v.15, n.5, p.296-298.
- QIU, C. (1993a). Prediction of the nitrogen solubility in liquid Fe-Cr-Mn alloys. *Scandinavian Journal of Metallurgy*, v.22, n.4, p.232-6.
- QIU, C. (1993b). Thermodynamic analysis and evaluation of the Fe-Cr-Mn-N system. *Metallurgical Transactions A*, v.24A, p.2393-409.
- RAMAN, S.G.S.; PADMANABHAN, K.A. (1992). Determination of the room-temperature cyclic stress-strain curve of AISI 304LN austenitic stainless steel by two different methods. *International Journal of Fatigue*, v.14, n.5, p.295-304.
- RAMAN, S.G.S.; PADMANABHAN, K.A. (1995). A comparison of the room-temperature behaviour of AISI 304LN stainless steel and Nimonic 90 under strain cycling. *International Journal of Fatigue*, v.17, n.4, p.271-7.
- RAO, K.B.S et al. (1985). On the failure condition in strain-controlled low cycle fatigue. *International Journal of Fatigue*. v.7, n.3, p.141-7.
- RAWERS, J.C.; KIKUCHI, M. (1993). Nitrogen concentration in Fe-Cr-Mn alloys. *Journal of Materials Engineering and Performance*, v.2, n.5, p.651-7.
- REED-HILL, R.E. (1982a). *Princípios de metalurgia física*. Rio de Janeiro, Guanabara Dois, p.695.
- REED-HILL, R.E. (1982b). *Princípios de metalurgia física*. Rio de Janeiro, Guanabara Dois. Cap. 20: Fluência, p.703-54.
- RICE, J.R. (1968a). A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks. *Journal of Applied Mechanics*, v.35, n.3, p.379-386.
- RICE, J.R. (1968b). Mathematical analysis in the mechanics of fracture. *Fracture - An Advanced Treatise*, v.II, H. Liebowitz. Ed., Academic Press, London, p.191-311.

- RICE, J.R. et al. (1973). Some further results of J-integral analysis and estimates. In: *Progress in Flaw Growth and Fracture Toughness Testing*. Philadelphia, ASTM, p. 231-245. (ASTM-STP, 536).
- RICE, J.R.; ROSENGREN, G.F. (1968). Plane strain deformation near a crack tip in a power-law hardening material. *Journal of Mechanics and Physics of Solids*, v.16, n.1, p.1-12.
- RITCHIE, R.O.; THOMPSON, A.W. (1985). On macroscopic and microscopic analyses for crack initiation and crack growth toughness in ductile alloys. *Metallurgical Transactions A*, v. 16A, p. 233-48.
- ROSENTHAL, Y.A. et al (1990). J_{IC} data analysis methods with a “negative crack growth” correction procedure. *Journal of Testing and Evaluation*, v.18, n.4, p.301-4.
- SAXENA, A.; HUDAK Jr., S.J. (197). Review and extension of compliance information for common crack growth specimens. *International Journal of Fracture*, v.14, n.5, p.453-468.
- SCHMITT, W.; KIENZLER, R. (1989). The J-integral concept for elastic-plastic material behavior. *Engineering Fracture Mechanics*, v.32, n.3, p.409-18.
- SCHRAMM, R.E.; REED, R.P. (1975). Stacking fault energies of seven commercial austenitic stainless steels. *Metallurgical Transactions A*, v.6A, n.7, p.1345-51.
- SCHULTZ, C.C.; ZIEN, H.M. (1979). Verification of specimens for low-cycle fatigue and cyclic plasticity testing. *Journal of Pressure Vessel Technology*, v.101, november, p.321-27.
- SHIGLEY, J.E. MIRSCHKE, C.R. (1989). *Mechanical Engineering Design*. 5^o ed., New York, McGraw-Hill. Cap. 7: Variable loading, p.269-322.
- SHIH, C.F. & GERMAN, M.D. (1981). Requirements for one parameter characterisation of crack tip fields by the HRR-singularity. *International Journal of Fracture*, v.17, p.27-43.

- SIMMONS, J.W. (1996). Overview: high-nitrogen alloying of stainless steels. *Materials Science and Engineering A*, v.A207, p.159-69.
- SINGH, R.P.; GUPTA, A. (1988). S-N curve vs fracture mechanics approach to fatigue analysis of steel jacket platforms. *International Journal of Fatigue*, v.10, n.1, p.49-53.
- SORDI, V.L. (1994). *Comportamento de fluência de aços inoxidáveis austeníticos 18Cr-12Ni com adições de nióbio*. São Carlos. Tese (doutorado) - Universidade Federal de São Carlos.
- SOUZA, S.A. (1982). Ensaio mecânicos de materiais metálicos - Fundamentos teóricos e práticos. 5 ed. São Paulo, Edgard Blücher. Cap. 8: Ensaio de fadiga, p.172-200.
- SPEIDEL, M.O. (1989). Properties and applications of high nitrogen steels. In: CONFERENCE ON HIGH NITROGEN STEELS "HNS88", London, France. *Proceedings*. p.92-6.
- SRINIVAS, M. et al. (1994). A fractographic technique for the estimation of initiation fracture toughness J_{IC} for ductile materials. *Journal of Testing and Evaluation*, v.22, n.4, p.302-8.
- STEIN, G. et al. (1989). Industrial manufacture of massively nitrogen-alloyed steels. In: CONFERENCE ON HIGH NITROGEN STEELS "HNS88", London, France. *Proceedings*. p.32-8.
- STOLTZ, R.E.; VANDER SANDE, J.B. (1980). The effect of nitrogen on stacking fault energy of Fe-Ni-Cr-Mn steels. *Metallurgical Transactions A*, v.11A, p.1033-7.
- SUN, H. et al. (1992). Low cycle fatigue behavior and life prediction of high nitrogen austenitic stainless steels. In: CONFERENCE ON APPLICATIONS OF STAINLESS STEEL 92, Stockholm, Sweden. *Proceedings*. v.2, Stockholm, Sweden, p.953-60.
- SUTTON, G.E.; VASSILAROS, M.G. (1986). Influence of partial unloadings range on the J_I -R curves of ASTM A 106 and 3-Ni steels. In:

- UNDERWOOD, J.H. et al, eds. *Fracture Mechanics: Seventeenth Volume*. Philadelphia, ASTM, p.364-78. (ASTM-STP, 905).
- TAILLARD, R.; FOCT, J. (1989). Mechanisms of the action of nitrogen interstitials upon low cycle fatigue behaviour of 316 stainless steels. In: CONFERENCE ON HIGH NITROGEN STEELS "HNS88", London, France. *Proceedings*. p.387-91.
- TAKEMOTO, T. et al. (1986). Effect of nitrogen on low cycle fatigue behavior of austenitic stainless steel. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, v.26, n.4, p. 337-44.
- TARPANI, 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. 2v. Tese (doutorado) - Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.
- TOKIMATSU, R.C.; FERREIRA, I. (1995). Influência da espessura do corpo de prova sobre o valor da tenacidade à fratura. *Seminário de mecânica da fratura*, ABM, p.139-58.
- TRUMAN, J.E.; LOMAX, K.B. (1986). Stress corrosion cracking of non-magnetic drill collars. *Corrosion Prevention & Control*, december, p.135-41.
- UGGOWITZER, P.J.; HARZENMOSER, M. (1989). Strengthening of austenitic stainless steels by nitrogen. In: CONFERENCE ON HIGH NITROGEN STEELS "HNS88", London, France. *Proceedings*. p.174-9.
- UGGOWITZER, P.J.; SPEIDEL, M.O. (1991). Ultrahigh strength Cr-Mn-N steels, In: CONFERENCE ON STAINLESS STEELS 91, Tokyo, Japan. *Proceedings*. v.1, p.762-70.
- UNDERWOOD, J.H. (1982). Fracture test methods. In: CAMPBELL, J.E. et al, eds. *Application of Fracture Mechanics for Selection of Metallic Structural Materials*, Metals Park, Ohio, ASM. Cap.3, p.23-39.

- SUTTON, G.E.; VASSILAROS, M.G. (1986). Influence of partial unloadings range on the J_I -R curves of ASTM A 106 and 3-Ni steels. In: UNDERWOOD, J.H. et al, eds. *Fracture Mechanics: Seventeenth Volume*. Philadelphia, ASTM, p.364-78. (ASTM-STP, 905).
- VASSILAROS, M.G. et al. (1980). Effects of specimen geometry on the J_I -R curve for ASTM A533B steel. In: *Fracture Mechanics, Proceedings of the National Symposium*, Philadelphia, ASTM, p.251-70. (ASTM-STP, 700).
- VATAVUK, J. et al. (1994). A. Estudo da decomposição da ferrita σ em aço inoxidável austenítico contendo nióbio. *Metallurgia & Materiais*, janeiro, p.36-40.
- VOGT, J.B. et al. (1984). Low cycle fatigue life enhancement of 316L stainless steel by nitrogen alloying. *International Journal of Fatigue*, v.6, n.4, p.211-5.
- VOGT, J.B. et al. (1993). Effective stresses and microstructure in cyclically deformed 316L austenitic stainless steel: effect of temperature and nitrogen content. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, v.16, n.5, p.555-64.
- WHELAN, G.W.; CORDEA, J.N. (1987). Precipitate analysis in high nitrogen austenitic drill collar alloys. In: CONFERENCE ON HIGH MANGANESE AUSTENITIC STEELS, Ohio, USA *Proceedings*. p.67-75.
- WILSON, A.D. & DONALD, J.K. (1989). Evaluating steel toughness using various elastic-plastic fracture toughness parameters. In: LANDES, J.D. et al, eds. *Nonlinear fracture mechanics: volume II - elastic-plastic fracture*, Philadelphia, ASTM, p.144-68. (ASTM-STP 995).

APÊNDICE

Ensaio de dilatometria

0 = f(t)
 CYCLE

 08/28/1995
 MEAS. FILE:
 precptca
 SAMPLE FILE
 precptca
 COR. FILE :

 Operador
 samuel

 Amostra
 inox 3949
 Fabricante
 eletrometal
 Teste
 precptcao
 LO : 11.6

Figura 1 - Ciclo térmico utilizado no ensaio de dilatométrica.

Figura 2 - Resultado do ensaio de dilatométrica.