

**ESTUDO DO COMPORTAMENTO À FADIGA EM FERRO
FUNDIDO NODULAR AUSTEMPERADO (ADI) SUJEITO A
CARREGAMENTO DE AMPLITUDE VARIÁVEL**

José Felipe Dias

UNIVERSIDADE FEDERAL DE MINAS GERAIS
ESCOLA DE ENGENHARIA
CURSO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE ESTRUTURAS

**"ESTUDO DO COMPORTAMENTO À FADIGA EM FERRO
FUNDIDO NODULAR AUSTEMPERADO (ADI) SUJEITO A
CARREGAMENTOS DE AMPLITUDE VARIÁVEL"**

José Felipe Dias

Tese apresentada ao Curso de Pós-Graduação em Engenharia de Estruturas da Escola de Engenharia da Universidade Federal de Minas Gerais, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de "Doutor em Engenharia de Estruturas".

Comissão Examinadora:

Prof. Dr. Gabriel de Oliveira Ribeiro
DEES-UFMG - (Orientador)

Prof. Dr. Roque Luiz da Silva Pitangueira
DEES-UFMG

Prof. Dr. Paulo José Modenesi
DEMET-UFMG

Prof. Dr. Leonardo Barbosa Godefroid
UFOP

Prof. Dr. Jeferson José Vilela
CDTN

Belo Horizonte, 30 de agosto de 2006

À minha esposa Lúcia,
meus pais,
e meus filhos
Luiz Felipe, Ana Luiza e Mateus.

AGRADECIMENTOS

Ao Professor Gabriel de Oliveira Ribeiro por ter acreditado neste trabalho e sem medir esforços, tornou possível realizá-lo; particularmente pela compreensão e paciência.

Aos professores do Curso de Pós-Graduação em Engenharia de Estruturas da UFMG.

Ao Prof. Vicente Buono e Andréia Bicalho, do Laboratório de Raios-X do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da UFMG.

À Universidade de Itaúna na pessoa do seu Reitor Prof. Faíçal David Freire Chequer. Aos professores e amigos Ewerton, Geraldo Nilton, Francis e Lombardo. Aos alunos e funcionários do Laboratório de Materiais.

Ao Centro de Desenvolvimento da Energia Nuclear (CDTN) pelo apoio e realização dos ensaios de propagação de trinca, particularmente ao Sr. Emil, Prof. Jefferson Vilela e Eng. Geraldo de Paula Martins.

À INTERCAST na pessoa do seu diretor Eng. Cássio Machado, por ter acreditado na potencialidade do material em estudo, tornando possível a concretização deste trabalho experimental, através da obtenção do material fundido e usinagem dos corpos-de-prova. Ao Eng. Glaucimar Martins pela dedicação e coordenação das atividades e aos ex-funcionários, Saulo Lima e Eng. Juarez Cabanelas.

Aos funcionários do Centro Tecnológico de Fundação Marcelino Corradi – SENAI/MG, na pessoa do Prof. Pedro Paulo, cuja participação tornaram possível a realização da parte experimental deste trabalho. Principalmente aos colegas do núcleo de pesquisa na pessoa da Prof. Tânia e especialmente ao amigo Prof. Denilson, pela valiosa colaboração na fase experimental.

Ao Prof. Vicente de Paula Parreiras Castanheira (in memorian) por ter acreditado neste trabalho, abrindo as portas das oficinas e laboratórios do Centro Tecnológico de Fundação.

Ao amigo Wander Lúcio pela construção do protótipo da máquina de ensaios de fadiga por flexão alternada, viabilizando os ensaios preliminares.

Ao Luiz Felipe pela confecção dos desenhos dos corpos-de-prova.

À Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de Minas Gerais (FAPEMIG) e ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico (CNPq) pelo apoio financeiro.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	x
LISTA DE TABELAS.....	xx
LISTA DE SÍMBOLOS.....	xxiii
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS.....	xxvi
RESUMO.....	xxvii
ABSTRACT.....	xxviii
1. INTRODUÇÃO.....	1
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	6
2.1. Considerações iniciais.....	6
2.2. Ferro fundido nodular austemperado (ADI).....	8
2.2.1. Breve histórico e exemplos de aplicações do ADI.....	13
2.3. Comportamento à fadiga do ADI.....	16
2.3.1. Fadiga de alto ciclo – Abordagem em tensão.....	16
2.3.2. Fadiga de baixo ciclo – Abordagem em deformação.....	19
2.3.3. Tenacidade à fratura e propagação de trincas – Abordagem pela Mecânica da Fratura.....	20
2.4. Fadiga em componentes estruturais contendo defeitos.....	28
2.5. Fadiga sob carregamento com amplitude variável.....	30
2.6. Propagação de trincas po fadiga sob carregamento com amplitude variável.....	32

2.6.1. Similitude na fadiga.....	32
2.6.2. Efeitos de interação de cargas.....	36
2.6.3. Previsão de vida à fadiga sob carregamento com amplitude variável.....	39
2.6.4. Métodos baseados no conceito de zona de escoamento.....	40
2.6.5. Critérios de engenharia baseados no conceito de fechamento de trinca.....	41
2.7. Teorias de dano.....	42
2.7.1. Teorias de dano cumulativo – Curva de dano.....	43
2.7.2. Teoria de acúmulo de dano de Palmgren-Miner.....	45
2.7.3. Teoria bilinear de acúmulo de dano.....	48
2.7.4. Considerações finais.....	51
3. MATERIAIS E MÉTODOS.....	52
3.1. Obtenção do material no estado bruto de fusão.....	52
3.2. Tratamento térmico.....	55
3.3. Caracterização do material por microscopia ótica e ensaios mecânicos.....	60
3.4. Estimativa do limite de fadiga.....	62
3.5. Parâmetros utilizados nos ensaios de fadiga.....	63
3.6. Ensaio de fadiga por flexão rotativa com controle de tensão.....	65
3.7. Ensaio de fadiga por flexão alternada com controle de deformação...	68
3.8. Ensaio de propagação de trinca por fadiga.....	73
3.9. Caracterização estrutural dos materiais por difratometria de raios-X.....	77
4. APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS.....	79
4.1. Caracterização dos materiais.....	79
4.2. Apresentação e discussão dos resultados de propagação de trinca por fadiga.....	88
4.2.1. Propagação de trinca com amplitude de carga, ΔP , constante.....	88
4.2.1.1. Equações para o crescimento de trinca com amplitude de	

carga, ΔP , constante.....	90
4.2.1.2.Fractografias dos corpos-de-prova.....	94
4.2.2. Propagação de trinca por fadiga com ΔK constante.....	98
4.2.2.1.Fractografias dos corpos-de-prova.....	110
4.2.3. Comparação dos resultados de propagação de trinca por fadiga obtidos com ΔP constante e ΔK constante.....	115
4.2.4. Previsão da taxa de propagação de trincas por fadiga sob carregamento com amplitude variável.....	119
4.3. Apresentação e discussão dos resultados de fadiga por flexão rotativa.....	122
4.3.1. Fadiga por flexão rotativa com amplitude constante.....	122
4.3.2. Fadiga por flexão rotativa com amplitude variável Carregamento tipo Hi-Lo.....	132
4.3.3. Fadiga por flexão rotativa com amplitude variável Carregamento tipo Lo-Hi.....	140
4.3.3.1.Ensaio realizado com amplitude entre 180 e 315 MPa, no primeiro bloco.....	142
4.4. Apresentação e discussão dos resultados de fadiga por flexão alternada.....	147
4.4.1. Fadiga por flexão alternada com amplitude constante.....	147
4.4.2. Fadiga por flexão alternada com amplitude variável Carregamento tipo Lo-Hi.....	149
4.5. Curvas S-N de propagação e iniciação de trinca.....	154
4.6. Fractografias dos corpos-de-prova submetidos a ensaios de fadiga por flexão rotativa e alternada.....	160
5. CONCLUSÕES.....	167
6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	171
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	175

8. APÊNDICES.....	183
8.1. Apêndice A.....	184
8.2. Apêndice B.....	189
8.3. Apêndice C.....	200

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 2.1 –	Ciclo de tratamento térmico para obtenção do ferro fundido nodular austemperado, superposto a um diagrama tempo, temperatura, transformação (TTT).....	9
FIGURA 2.2 –	Difratogramas de (a) ausferrita sem trabalho a frio, (b) ausferrita com 20% de deformação a frio.....	10
FIGURA. 2.3 –	Comparação de propriedades mecânicas especificadas para o ADI (ASTM A897M/90), nodular convencional (BS2789/1985) e aços (BS979/1983).....	12
FIGURA 2.4 –	Eixo virabrequim para compressor de ar, em ADI, fabricado em 1972.....	13
FIGURA 2.5 –	Gancho do reboque de camionetas, General Motors.....	14
FIGURA 2.6 –	Braço de controle superior em ADI do Ford Mustang Cobra...	15
FIGURA 2.7 –	Braço de suspensão em ADI para trator hidráulico.....	15
FIGURA 2.8 –	Comparação entre o limite de fadiga do ADI e aços forjados com influência de tratamentos superficiais e entalhe.....	17
FIGURA 2.9 –	Influência da temperatura de austêmpera no limite de resistência à fadiga por flexão rotativa, em corpos-de-prova sem entalhe.....	18
FIGURA 2.10 –	Influência da temperatura de austêmpera no limiar ΔK_{th} do ADI.....	21
FIGURA 2.11 –	Influência de parâmetros microestruturais no limiar ΔK_{th} do ADI.....	22
FIGURA 2.12 –	Relação entre o limite de escoamento e o limiar ΔK_{th} do ADI.	23
FIGURA 2.13 –	Relação entre o parâmetro $\Delta K_{th} / (LE \cdot d^{1/2})$ e a temperatura de austêmpera.....	24
FIGURA 2.14 –	Dados experimentais de propagação de trincas por fadiga para ADI.....	26
FIGURA 2.15 –	Microfractografias de ferro fundido nodular austemperado.....	27
FIGURA 2.16 –	Representação esquemática do conceito de similitude de duas trincas estacionárias.....	33

FIGURA 2.17 –	Exemplos de carregamentos com amplitude variável que violam o conceito de similitude na fadiga.....	35
FIGURA 2.18 –	Mecanismos de fechamento de trinca por fadiga.....	37
FIGURA 2.19 –	Definição do fator cíclico efetivo de intensidade de tensão.....	38
FIGURA 2.20 –	Variações no fator de intensidade de tensão, devido ao mecanismo de fechamento de trinca, e no fator cíclico efetivo de intensidade de tensão, devido à variação da amplitude de carga.....	39
FIGURA 2.21 –	Exemplo de carregamento em bloco tipo <i>high-low</i> com determinação de vida à fadiga através de curva S-N.....	44
FIGURA 2.22 –	Curvas de acúmulo de dano não-linear, referentes ao carregamento da FIG. 2.21.....	45
FIGURA 2.23 –	Representação gráfica da teoria linear de dano para o carregamento mostrado na FIG. 2.21.....	46
FIGURA 2.24 –	Representação gráfica da teoria de dano bilinear para carregamentos em blocos tipo <i>high-low</i> , superposta a curva de dano não-linear.....	48
FIGURA 2.25 –	Aplicação da teoria de dano bilinear ao carregamento mostrado na FIG. 2.21, superposta à curva de dano não-linear	50
FIGURA 3.1 –	Dimensões do bloco Y fundido, padronizado pela ASTM A897 (2005).....	53
FIGURA 3.2 –	Sistema de moldação e enchimento para um conjunto de sete blocos Y.....	53
FIGURA 3.3 –	Preenchimento dos moldes com metal líquido.....	54
FIGURA 3.4 –	Barras extraídas dos blocos Y para confecção de corpos-de-prova.....	54
FIGURA 3.5 –	Ciclo térmico de austêmpera utilizado na obtenção do ADI....	56
FIGURA 3.6 –	Representação esquemática do tratamento térmico dos três materiais utilizados.....	57
FIGURA 3.7 –	Cesto metálico com as barras preparadas para o tratamento térmico.....	58

FIGURA 3.8 –	Retirada do cesto do forno de austenitização à temperatura de 900°C.....	59
FIGURA 3.9 –	Imersão do cesto no forno a banho de sais à temperatura de 360°C.....	59
FIGURA 3.10 –	Término da imersão do cesto no forno de austêmpera.....	59
FIGURA 3.11 –	Retirada do cesto do forno após a austêmpera.....	59
FIGURA 3.12 –	Resfriamento e limpeza das barras em tanque de água à 60°C com agitação por ar comprimido.....	60
FIGURA 3.13 –	Ensaio de fadiga com amplitude variável, carregamento em blocos tipo Hi-Lo.....	64
FIGURA 3.14 –	Ensaio de fadiga com amplitude variável, carregamento em blocos tipo Lo-Hi.....	64
FIGURA 3.15 –	Máquina de ensaio de fadiga por flexão rotativa, RBF-200.....	66
FIGURA 3.16 –	Destques para o corpo-de-prova, o peso e o braço graduado..	66
FIGURA 3.17 –	Desenho do corpo-de-prova utilizado no ensaio de fadiga por flexão rotativa.....	66
FIGURA 3.18 –	Máquina de fadiga por flexão alternada.....	69
FIGURA 3.19 –	Célula de carga, corpo-de-prova e base oscilante durante um ensaio.....	69
FIGURA 3.20 –	Sistema de controle da rotação e do número de ciclos.....	69
FIGURA 3.21 –	Indicador digital da célula de carga.....	70
FIGURA 3.22 –	Dimensões do corpo-de-prova para ensaio de fadiga por flexão alternada.....	71
FIGURA 3.23 a –	Localização da seção onde ocorre a tensão normal máxima devida à flexão, em relação ao ponto de aplicação da carga....	72
FIGURA 3.23 b –	Representação esquemática das distâncias utilizadas no cálculo da tensão normal máxima e do momento fletor na célula de carga.....	72
FIGURA 3.24 –	Dimensões do corpo-de-prova para ensaio de propagação de trinca por fadiga, tipo compacto de tração (CT).....	74
FIGURA 3.25 –	Localização dos corpos-de-prova tipo CT na barra extraída do bloco Y.....	75

FIGURA 3.26 –	Garras da máquina de ensaio Instron (CDTN) preparada para ensaio de propagação de trinca por fadiga, com <i>clip gauge</i> fixado ao corpo-de-prova tipo CT, em ADI.....	75
FIGURA 3.27 –	Representação esquemática do início de formação da estrutura “ausferrítica” do ADI.....	78
FIGURA 4.1a –	Microestrutura do material após tratamento térmico de austêmpera à 360°C por 1,5 horas (ADI – T1). Reativo: Nital 2%.....	80
FIGURA 4.1b –	Microestrutura do material após o tratamento térmico de austêmpera à 360°C por 0,6 horas (ADI – T2). Reativo: Nital 2%.....	80
FIGURA 4.2 –	Microestrutura do material após o tratamento térmico de austêmpera à 300°C por 2,5 horas (ADI – T3). Reativo: Nital 2%.....	81
FIGURA 4.3 –	Resistência ao impacto dos materiais após o tratamento térmico de austêmpera, obtidos por ensaio Charpy em corpos-de-prova sem entalhe.....	84
FIGURA 4.4 –	Dureza Rockwell C dos materiais após o tratamento térmico de austêmpera.....	84
FIGURA 4.5 –	Resultados dos ensaios de tração dos materiais no estado bruto de fundição e após tratamento térmico de austêmpera....	85
FIGURA 4.6 –	Curvas de propagação de trinca por fadiga do ADI – T1. $\Delta P_{cte.} = 5,4 \text{ kN}$. $R = 0,3$	89
FIGURA 4.7 –	Curvas de propagação de trinca por fadiga do ADI – T2. $\Delta P_{cte.} = 5,4 \text{ kN}$. $R = 0,3$	89
FIGURA 4.8 –	Curvas de propagação de trinca por fadiga do ADI – T3. $\Delta P_{cte.} = 5,4 \text{ kN}$. $R = 0,3$	90
FIGURA 4.9a –	Comparação da taxa de propagação de trinca por fadiga na região II, entre os três materiais, utilizando a Lei de Paris. $\Delta P_{constante} = 5,4 \text{ kN}$; $R = 0,3$	92
FIGURA 4.9b –	Comparação da taxa de propagação de trinca entre ADI-T2 e ADI-T3 utilizando os limites superior (LS) e inferior (LI) do	

	intervalo de 95% de confiança.....	92
FIGURA 4.10 –	Superfície de fratura de corpos-de-prova tipo CT utilizados em ensaios de propagação de trinca por fadiga do ADI-T1 sob carregamento de amplitude de carga constante.....	94
FIGURA 4.11 –	Superfície de fratura de corpos-de-prova tipo CT utilizados em ensaios de propagação de trinca por fadiga do ADI-T2 sob carregamento de amplitude de carga constante.....	94
FIGURA 4.12 –	Superfície de fratura de corpos-de-prova tipo CT utilizados em ensaios de propagação de trinca por fadiga do ADI-T3 sob carregamento de amplitude de carga constante.....	95
FIGURA 4.13 –	Microfractografias da região de propagação estável da trinca por fadiga. Amplitude de carga constante. ADI-T1, corpo-de-prova CT n°2.....	96
FIGURA 4.14 –	Microfractografias da região de propagação estável da trinca por fadiga. Amplitude de carga constante. ADI-T2, corpo-de-prova CT n°1.....	97
FIGURA 4.15 –	Microfractografia do início da região de propagação estável da trinca por fadiga. Amplitude de carga constante. ADI-T3, corpo-de-prova CT n°2.....	98
FIGURA 4.16 –	Histórico de carregamento do ADI-T1, $R = 0,3$	99
FIGURA 4.17 –	Curva de propagação da trinca por fadiga para o ADI-T1 carregado conforme FIG. 4.16.....	99
FIGURA 4.18 –	Histórico de carregamento do ADI-T2, $R = 0,3$	100
FIGURA 4.19 –	Curva de propagação da trinca por fadiga para o ADI-T2 carregado conforme FIG. 4.18.....	100
FIGURA 4.20 –	Histórico de carregamento do ADI-T3, $R = 0,3$	101
FIGURA 4.21 –	Curva de propagação da trinca por fadiga para o ADI-T3, carregado como mostra a FIG. 4.20.....	101
FIGURA 4.22 –	Regiões lineares da curva de propagação de trinca por fadiga. ADI – T1.....	103
FIGURA 4.23 –	Regiões lineares da curva de propagação de trinca por fadiga. ADI – T2.....	104

FIGURA 4.24 –	Regiões lineares da curva de propagação de trinca por fadiga. ADI – T3.....	105
FIGURA 4.25 –	Taxa de propagação de trinca por fadiga na região II, prevista pela Lei de Paris, superposta aos valores obtidos em cada bloco. Material: ADI-T1. Intervalo de ΔK : 15 a 36 MPa.m ^{1/2} ; R = 0,3.....	107
FIGURA 4.26 –	Taxa de propagação de trinca por fadiga na região II, prevista pela Lei de Paris, superposta aos valores obtidos em cada bloco. Material: ADI-T2. Intervalo de ΔK : 15 a 36 MPa.m ^{1/2} ; R = 0,3.....	107
FIGURA 4.27 –	Taxa de propagação de trinca por fadiga na região II, prevista pela Lei de Paris, superposta aos valores obtidos em cada bloco. Material: ADI-T3. Intervalo de ΔK : 15 a 36 MPa.m ^{1/2} ; R = 0,3.....	108
FIGURA 4.28 –	Comparação da taxa de propagação de trinca por fadiga na região II, entre os três materiais, utilizando a Lei de Paris. $\Delta K_{\text{constante}}$; R = 0,3.....	109
FIGURA 4.29 –	Comparação da taxa de propagação de trinca entre o ADI-T1 e ADI-T2 utilizando os limites superior (LS) e inferior (LI) do intervalo de 95% de confiança.....	109
FIGURA 4.30 –	Superfície de fratura de corpos-de-prova tipo CT utilizados em ensaios de propagação de trinca por fadiga do ADI-T1. Carregamento em blocos, conforme FIG. 4.16.....	110
FIGURA 4.31 –	Superfície de fratura de corpos-de-prova tipo CT utilizados em ensaios de propagação de trinca por fadiga do ADI-T2. Carregamento em blocos, conforme FIG. 4.18.....	111
FIGURA 4.32 –	Superfície de fratura de corpos-de-prova tipo CT utilizados em ensaios de propagação de trinca por fadiga do ADI-T3. Carregamento em blocos, conforme FIG. 4.20.....	111
FIGURA 4.33 –	Microfractografias da região de propagação estável da trinca por fadiga, com ΔK constante em cada bloco de carga . ADI-T1, corpo-de-prova CT n°3.....	112

FIGURA 4.34 –	Microfractografias da região de propagação estável da trinca por fadiga, com ΔK constante em cada bloco de carga . ADI-T2, corpo-de-prova CT n°4.....	113
FIGURA 4.35 –	Microfractografias da região de propagação estável da trinca por fadiga, com ΔK constante em cada bloco de carga. ADI-T3, corpo-de-prova CT n°1.....	114
FIGURA 4.36 –	Comparação da taxa de propagação de trinca por fadiga com $\Delta K_{\text{constante}}$ e $\Delta P_{\text{constante}}$ utilizando a Lei de Paris. ADI-T1.....	116
FIGURA 4.37 –	Comparação da taxa de propagação de trinca por fadiga com $\Delta K_{\text{constante}}$ e $\Delta P_{\text{constante}}$ utilizando a Lei de Paris. ADI-T2.....	117
FIGURA 4.38 –	Comparação da taxa de propagação de trinca por fadiga com $\Delta K_{\text{constante}}$ e $\Delta P_{\text{constante}}$ utilizando a Lei de Paris. ADI-T3.....	118
FIGURA 4.39 –	Variação do fator de aceleração, ρ , versus ΔK para o ADI-T2, mostrando a curva média e os limites superior (LS) e inferior (LI) do intervalo de 95% de confiança.....	120
FIGURA 4.40 –	Crescimento de trinca por fadiga sob carregamento com amplitude constante, sob condições de deformação plástica em pequena escala.....	121
FIGURA 4.41 –	Crescimento de trinca por fadiga sob carregamento com amplitude variável, ΔK crescente.....	121
FIGURA 4.42 –	Gráfico de distribuição de probabilidade de Weibull com intervalo de 95% de confiança para os resultados de ensaio à fadiga por flexão rotativa. Amplitude constante a 495 e a 585 MPa. ADI-T1.....	122
FIGURA 4.43 –	Gráfico de distribuição de probabilidade de Weibull com intervalo de 95% de confiança para os resultados de ensaio à fadiga por flexão rotativa. Amplitude constante a 495 e a 585 MPa. ADI-T2.....	123
FIGURA 4.44 –	Gráfico de distribuição de probabilidade de Weibull com intervalo de 95% de confiança para os resultados de ensaio à fadiga por flexão rotativa. Amplitude constante a 495 e a 585 MPa. ADI-T3.....	123

FIGURA 4.45 –	Curvas S-N para o ADI.....	126
FIGURA 4.46 –	Vida à fadiga por flexão rotativa com amplitude constante. ADI-T1.....	127
FIGURA 4.47 –	Vida à fadiga por flexão rotativa com amplitude constante. ADI-T2.....	128
FIGURA 4.48 –	Vida à fadiga por flexão rotativa com amplitude constante. ADI-T3.....	128
FIGURA 4.49 –	Estimativa de curvas S-N superpostas aos resultados dos ensaios de tração e fadiga por flexão rotativa com amplitude constante. ADI-T1.....	130
FIGURA 4.50 –	Estimativa de curvas S-N superpostas aos resultados dos ensaios de tração e fadiga por flexão rotativa com amplitude constante. ADI-T2.....	130
FIGURA 4.51 –	Estimativa de curvas S-N superpostas aos resultados dos ensaios de tração e fadiga por flexão rotativa com amplitude constante para o ADI.....	131
FIGURA 4.52 –	Comparação das curvas S-N estimada para descrever a vida à fadiga por flexão rotativa para os três materiais.....	131
FIGURA 4.53 –	Diagrama de pontos dos resultados de dano linear para o carregamento em blocos tipo Hi-Lo, destacando o dano médio de cada material.....	135
FIGURA 4.54 –	Representação gráfica da teoria bilinear para cálculo de acúmulo de dano por fadiga, com carregamento em 2 blocos tipo Hi-Lo. ADI-T1.....	137
FIGURA 4.55 –	Representação gráfica da teoria bilinear para cálculo de acúmulo de dano por fadiga, com carregamento em 2 blocos tipo Hi-Lo. ADI-T2.....	137
FIGURA 4.56 –	Representação gráfica da teoria bilinear para cálculo de acúmulo de dano por fadiga, com carregamento em 2 blocos tipo Hi-Lo. ADI-T3.....	138
FIGURA 4.57 –	Diagrama de pontos dos resultados de dano bilinear para o carregamento em blocos tipo Hi-Lo, destacando o dano	

	médio.....	138
FIGURA 4.58 –	Diagrama de pontos dos resultados de dano bilinear para o carregamento em blocos tipo Hi-Lo, destacando o dano médio por temperatura de austêmpera.....	139
FIGURA 4.59 –	Diagrama de pontos dos resultados de dano linear para o carregamento em blocos tipo Lo-Hi, para amplitudes de tensão menores que limite de fadiga. ADI-T1.....	143
FIGURA 4.60 –	Diagrama de pontos dos resultados de dano linear para o carregamento em blocos tipo Lo-Hi, para amplitudes de tensão menores que limite de fadiga. ADI-T2.....	143
FIGURA 4.61 –	Efeitos da seqüência de carregamento em corpos-de-prova com e sem entalhe na aplicação da teoria de dano linear, em liga de alumínio 2024-T3.....	144
FIGURA 4.62 –	Diagrama de pontos dos resultados de dano linear para o carregamento em blocos tipo Lo-Hi, para amplitudes de tensão do 1º bloco entre 180 e 315 MPa.....	146
FIGURA 4.63 –	Gráficos de distribuição de probabilidade de Weibull, com intervalo de 95% de confiança, para os resultados de ensaio à fadiga por flexão alternada, com deslocamento vertical de amplitude constante a 13,21 e 15,75 mm. ADI-T1.....	147
FIGURA 4.64 –	Gráficos de distribuição de probabilidade de Weibull, com intervalo de 95% de confiança, para os resultados de ensaio à fadiga por flexão alternada, com deslocamento vertical de amplitude constante a 13,21 e 15,75 mm. ADI-T2.....	148
FIGURA 4.65 –	Gráfico de distribuição de probabilidade de Weibull, com intervalo de 95% de confiança, para os resultados de ensaio à fadiga por flexão alternada, com deslocamento vertical de amplitude constante à 13,21 e 15,75 mm. ADI-T3.....	148
FIGURA 4.66 –	Diagrama de pontos dos resultados de dano linear para o carregamento em blocos tipo Lo-Hi, fadiga por flexão alternada. ADI-T1.....	150
FIGURA 4.67 –	Diagrama de pontos dos resultados de dano linear para o	

	carregamento em blocos tipo Lo-Hi, fadiga por flexão alternada. ADI-T2.....	151
FIGURA 4.68 –	Diagrama de pontos dos resultados de dano linear para o carregamento em blocos tipo Hi-Lo, destacando o dano médio de cada material.....	152
FIGURA 4.69 –	Diagrama de pontos dos resultados de dano bilinear para o carregamento em blocos, flexão alternada, destacando o dano médio.....	154
FIGURA 4.70 –	Representação esquemática da curva S-N de propagação e curva S-N total.....	155
FIGURA 4.71 –	Dimensões do entalhe introduzido nos corpos-de-prova em ADI-T2, submetidos a ensaios de fadiga por flexão rotativa....	157
FIGURA 4.72 –	Curvas S-N total de corpos-de-prova, em ADI-T2, com e sem entalhe e curvas S-N de propagação.....	157
FIGURA 4.73 –	Curvas S-N total e curvas S-N de propagação. ADI-T1.....	158
FIGURA 4.74 –	Curvas S-N total e curvas S-N de propagação. ADI-T3	159
FIGURA 4.75 –	Fractografias das superfícies de fratura de corpos-de-prova em ADI-T1 ensaiados à fadiga por flexão rotativa.....	161
FIGURA 4.76 –	Fractografias das superfícies de fratura de corpos-de-prova em ADI-T2 ensaiados à fadiga por flexão rotativa.....	162
FIGURA 4.77 –	Fractografias das superfícies de fratura de corpos-de-prova em ADI-T3 ensaiados à fadiga por flexão rotativa.....	163
FIGURA 4.78 –	Fractografias das superfícies de fratura de corpos-de-prova em ADI-T1 ensaiados à fadiga por flexão alternada.....	164
FIGURA 4.79 –	Fractografias das superfícies de fratura de corpos-de-prova em ADI-T2 ensaiados à fadiga por flexão alternada.....	165
FIGURA 4.80 –	Fractografias das superfícies de fratura de corpos-de-prova em ADI-T3 ensaiados à fadiga por flexão alternada.....	166

LISTA DE TABELAS

TABELA 2.1 –	Propriedades do ferro fundido nodular austemperado (ADI), obtidas à temperatura ambiente.....	11
TABELA 3.1 –	Ciclos térmicos realizados.....	57
TABELA 3.2 –	Resultados da estimativa para o limite de fadiga, utilizando a Eq. (3.1).....	62
TABELA 3.3 –	Valores de amplitude de tensão utilizados nos ensaios de fadiga, tendo como referência o limite de fadiga do material ADI-T2, $S_e = 450$ MPa.....	65
TABELA 3.4 –	Parâmetros dos ensaios de fadiga por flexão rotativa com amplitude constante.....	67
TABELA 3.5 –	Parâmetros utilizados nos ensaios de fadiga com amplitude variável.....	68
TABELA 3.6 –	Parâmetros dos ensaios de fadiga por flexão alternada com amplitude constante.....	73
TABELA 3.7 –	Parâmetros utilizados nos ensaios de fadiga por flexão alternada com amplitude variável, tipo Lo-Hi.....	73
TABELA 3.8 –	Parâmetros dos ensaios de propagação de trinca por fadiga com amplitude de carga, ΔP , constante e $R = 0,3$	76
TABELA 3.9 –	Parâmetros dos ensaios de propagação de trinca por fadiga com fator cíclico de intensidade de tensões, ΔK , constante e $R = 0,3$	76
TABELA 4.1 –	Composição química do material (porcentagem em peso).....	79
TABELA 4.2 –	Resultados da análise da grafita.....	81
TABELA 4.3 –	Matriz metálica e teor de carbono na austenita após tratamento térmico de austêmpera.....	82
TABELA 4.4 –	Propriedades mecânicas dos materiais após tratamento térmico de austêmpera (valores médios).....	83
TABELA 4.5 –	Parâmetros dos materiais após tratamento térmico de austêmpera.....	86
TABELA 4.6 –	Propriedades mecânicas para o ADI segundo a norma ASTM	

A 897M.....	87
TABELA 4.7 – Estatística de regressão e valores obtidos para os coeficientes C e os expoentes m da lei de Paris, com intervalo de 95% de confiança. $\Delta P_{\text{constante}} = 5,4 \text{ kN}$; $R = 0,3$; $\Delta K_{\text{max}} = 36 \text{ MPa.m}^{1/2}$	91
TABELA 4.8 – Taxa de propagação de trinca por fadiga do ADI-T1 determinada sob amplitude de carregamento constante em cada bloco de carga. $R = 0,3$	103
TABELA 4.9 – Taxa de propagação de trinca por fadiga do ADI-T2 determinada sob amplitude de carregamento constante em cada bloco de carga. $R = 0,3$	104
TABELA 4.10 – Taxa de propagação de trinca por fadiga do ADI-T3 determinada sob amplitude de carregamento constante em cada bloco de carga. $R = 0,3$	105
TABELA 4.11 – Estatística de regressão e valores obtidos para os coeficientes C e os expoentes m da equação de Paris, com intervalo de 95% de confiança. ΔK constante; $R = 0,3$	106
TABELA 4.12 – Estatística descritiva dos resultados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa, utilizando a distribuição de Weibull.....	124
TABELA 4.13 – Valores utilizados na construção da curva S-N para amplitudes de tensão acima do limite de fadiga.....	126
TABELA 4.14 – Resultados obtidos na estimativa das curvas S-N apresentadas nas FIG. 4.46 a 4.48.....	127
TABELA 4.15 – Resultados obtidos na estimativa das curvas S-N para amplitudes de tensão abaixo do limite de fadiga S_e	129
TABELA 4.16 – Resultados de ensaios de fadiga por flexão rotativa com amplitude variável tipo Hi-Lo. Amplitude de tensão: 585 MPa no bloco 1 e 495 MPa no bloco 2.....	132
TABELA 4.17 – Número médio de ciclos esperados para ocorrer a falha em cada bloco de carga, calculados através da distribuição de Weibull.....	133
TABELA 4.18 – Estatística descritiva de valores de dano linear	134
TABELA 4.19 – Estatística descritiva dos resultados de dano linear D para os	

três materiais.....	134
TABELA 4.20 – Estatística descritiva dos resultados de dano bilinear D, apresentados na TAB. B.3 e analisados por grupos utilizando a distribuição estatística lognormal.....	140
TABELA 4. 21– Número de ciclos para a falha utilizados no cálculo de dano do material ADI - T1, carregamento em blocos tipo Lo-Hi.....	141
TABELA 4. 22– Número de ciclos para a falha utilizados no cálculo de dano do material ADI – T2, carregamento em blocos tipo Lo-Hi.....	142
TABELA 4.23 – Número de ciclos para a falha utilizados no cálculo de dano do material ADI – T3, carregamento em blocos tipo Lo-Hi.....	142
TABELA 4.24 – Estatística descritiva dos resultados de dano linear D, para ensaios tipo Hi-Lo com amplitude de tensão menor que o limite de fadiga, utilizando a distribuição estatística lognormal.....	145
TABELA 4.25 – Estatística descritiva dos resultados dos ensaios de fadiga por flexão alternada com amplitude constante, utilizando a distribuição de Weibull.....	149
TABELA 4.26 – Número médio de ciclos, N_f , esperados para ocorrência de falha em cada bloco de carga, calculados através da distribuição de Weibull.....	150
TABELA 4.27 – Estatística descritiva dos resultados de dano linear D, para ensaios tipo Hi-lo, fadiga por flexão alternada, apresentados na TAB C.3. Distribuição normal.....	151
TABELA 4.28 – Coordenadas dos pontos <i>knee</i> utilizado na teoria de dano bilinear para os ensaios de fadiga por flexão, dos materiais ADI-T1 e ADI-T2.....	153
TABELA 4.29 – Resultados obtidos na estimativa das curvas S-N de propagação para os três materiais e S-N total para o ADI-T2 em corpos-de-prova com entalhe.....	159
TABELA 4.30 – Estimativa do número de ciclos necessários para completar a fase de iniciação de trinca por fadiga.....	160

LISTA DE SÍMBOLOS

A ; área	: área projetada do defeito em um plano perpendicular à máxima tensão normal
A	: coeficiente de resistência à fadiga
a	: comprimento da trinca
a_f	: comprimento final da trinca
a_o	: comprimento inicial da trinca
a_γ	: parâmetro de rede da austenita
b	: expoente de resistência à fadiga
c_1	: constante (0,65 para defeitos superficiais e 0,5 para defeitos internos)
C_1	: constante, utilizou-se para o ADI, $C_1 = 910 \text{ HV}$
c_2	: constante ($3,3 \times 10^{-3}$ para defeitos superficiais e $2,77 \times 10^{-3}$ para defeitos internos)
c_3	: constante (1,43 para defeitos superficiais e 1,56 para defeitos internos)
C_γ	: teor de carbono na austenita, porcentagem em peso
D	: dano acumulado
d	: diâmetro do corpo-de-prova; dimensão da célula ferrítica
da/dN	: taxa de propagação da trinca por ciclo
$(da/dN)_{AC}$: taxa de propagação de trinca por fadiga sob carregamento com amplitude constante
$(da/dN)_{AV}$: taxa de propagação de trinca por fadiga sob carregamento com amplitude variável
D_i	: dano relativo ao bloco de carga i
E	: módulo de elasticidade longitudinal do corpo-de-prova,
HV ; H_V	: dureza Vickers;
I	: momento de inércia da seção
K	: fator de intensidade de tensão
k	: parâmetro a ser determinado empiricamente
L_{CC}	: distância do ponto de aplicação da carga até a célula de carga,
L_{CP}	: distância do ponto de aplicação da carga até a seção no corpo-de-prova onde ocorre a tensão normal máxima

M	: momento fletor, determinado pela posição do peso no braço graduado
M_{CC}	: momento fletor aplicado na célula de carga
$N_{i,f}$: total de ciclos necessários para ocorrer a falha sob o carregamento i
N_f	: número de ciclos necessários para ocorrer a falha
n_i	: número de ciclos aplicados sob o carregamento i
N_i	: total de ciclos necessários para ocorrer a falha sob amplitude constante
n_{i1}	: número de ciclos que o material foi submetido na fase i , a amplitude de tensão 1
n_{i2}	: número de ciclos que o corpo-de-prova foi submetido na fase i a amplitude de tensão 2
n_{ij}	: número de ciclos que o material foi submetido na fase i , sob o carregamento j
$N_{ij,f}$: número de ciclos previstos para o material “falhar” na fase i ; sob o carregamento j ;
P	: carga aplicada na extremidade do corpo-de-prova
R	: razão entre tensões, deformações e fatores de intensidade de tensão
r_{pi}	: raio da zona plástica
S_a	: amplitude de tensão
$S_e; \sigma_w$: limite de resistência à fadiga
S_f'	: coeficiente de resistência à fadiga
S_{max}	: tensão normal máxima
v	: deslocamento vertical do corpo-de-prova,
W	: módulo de resistência à flexão
λ	: distância entre a ponta da trinca anterior à sobrecarga e o contorno da zona plástica produzida por esta sobrecarga
ΔK	: fator cíclico de intensidade de tensão
ΔK_{ef}	: fator cíclico efetivo de intensidade de tensão
ΔK_{max}	: máximo fator cíclico de intensidade de tensão
ΔK_{min}	: mínimo fator cíclico de intensidade de tensão
ΔK_{op}	: fator de intensidade de tensão para o qual a trinca se abre
ΔK_{th}	: fator cíclico limiar de intensidade de tensão (limite inferior de ΔK , abaixo do qual não ocorre o crescimento da trinca)

$\Delta\sigma$: intervalo de variação da tensão, normal ao plano do defeito
α_f	: expoente da curva de dano não-linear
ε_a	: amplitude de deformação
ρ	: fator de aceleração
σ_{\max}	: tensão normal máxima

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ADI	- Austempered Ductile Iron (ferro fundido nodular austemperado)
ADI – T1	- Materiais austemperados à 360°C por 1,5 horas
ADI – T2	- Materiais austemperados à 360°C por 0,6 horas
ADI – T3	- Materiais austemperados à 300°C por 2,5 horas
ASTM	- American Society for Testing and Materials
CDTN	- Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear
CETEF	- Centro Tecnológico de Fundição
CNPq	- Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico
CT	- Corpo-de-prova tipo compacto de tração
FAPEMIG	- Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de Minas Gerais
Hi-Lo	- Seqüência de carregamento em blocos com amplitude decrescente
LE	- Limite de escoamento à tração
Lo-Hi	- Seqüência de carregamento em blocos com amplitude crescente
LR	- Limite de resistência à tração

RESUMO

Verificou-se a influência da temperatura e do tempo de austêmpera no comportamento à fadiga, sob carregamento de amplitude variável, de corpos-de-prova em ferro fundido nodular austemperado (ADI), com 0,5% de cobre e de níquel, através de ensaios de propagação de trinca, flexão rotativa e alternada. Utilizaram-se a lei de Paris para estimar a taxa de propagação de trinca por fadiga, e as leis de dano linear e bilinear na previsão da vida à fadiga sob carregamento variável. Os corpos-de-prova foram extraídos de blocos fundidos com espessura de 13 mm, produzidos em condições industriais. Examinaram-se três lotes de corpos-de-prova, austenitizados a 900°C por 1,5 h, mas com ciclos de austêmpera distintos. O primeiro lote foi austemperado a 360°C por 1,5 h; o segundo a 360°C por 0,6 h; e o terceiro a 300°C por 2,5 h. Os materiais foram caracterizados e analisados através de microscopias ótica e eletrônica, difração de raios-X e ensaios mecânicos. Os ensaios de fadiga por flexão rotativa, em corpos-de-prova sem entalhe, foram realizados em amplitude variável, através de carregamento em blocos. Os ensaios por flexão alternada foram realizados com controle de deformação. Os ensaios de propagação de trinca por fadiga foram realizados sob fatores cíclicos de intensidade de tensão, constante e crescente. Os materiais austemperados a 360°C apresentaram, maior volume percentual de austenita e ductilidade, e menor resistência mecânica e dureza que o austemperado a 300°C. A austenita do material do segundo lote apresentou menor teor de carbono que a do primeiro lote. Dentre as observações verificadas, destacam-se pela importância: os materiais tratados a 360°C apresentaram vida à fadiga superior aos tratados a 300°C, sob amplitudes de tensão constante e variável, próximas de 500 MPa; os materiais tratados a 360°C, apresentaram menores taxas de propagação de trinca que o tratado a 300°C; maior volume de austenita e menor teor de carbono propiciaram maior resistência à iniciação de trincas por fadiga; a taxa de propagação de trinca do material do segundo lote, sob fator cíclico de intensidade de tensão constante, foi menor que sob o variável; as leis de dano linear e bilinear não forneceram resultados satisfatórios na previsão da vida à fadiga do ADI; efeitos benéficos do primeiro bloco de carga, na vida à fadiga, foram observados em materiais do segundo lote somente quando aplicou-se amplitudes de tensão acima do limite de fadiga.

Palavras-chave: ferro fundido nodular austemperado; fadiga; mecânica da fratura; dano

ABSTRACT

An investigation was carried out to verify the influence of austempering temperature and time on the fatigue behavior of Austempered Ductile Iron (ADI), under variable amplitude loading. ADI specimens with 0,5% of copper and of nickel were used in fatigue propagation, rotating and reciprocating bending fatigue tests. The fatigue life results under variable amplitude loading have been analyzed by linear and double linear damage rules. The fatigue crack growth rate was estimated by Paris's law. Samples were machined from 13 mm casting blocks. Three set of samples were prepared, all of them austenitized at 900°C for 1,5 hour and then austempered at two different temperatures and three different times: the first set was austempered at 360°C for 1,5 hours; the second at 360°C for 0,6 hour and the third at 300°C for 2,5 hours. The material was characterized and analyzed by means of optical and scanning electron microscopy, X-Ray diffraction and mechanical tests. Unnotched samples were tested in rotating bending fatigue using different cyclic stress amplitudes. The reciprocating bending fatigue tests were performed using strain control. Fatigue crack growth tests were performed under constant and variable amplitude cyclic stress intensity. The materials austempered at 360°C showed greater rates of austenite and ductility, and smaller tensile stress and hardness than the materials austempered at 300°C. The carbon contents in the austenite in the second set were smaller than the contents in the first set. Among the observations made, the most important ones are: (i) the materials austempered at 360°C showed longer fatigue live than the ones austempered at 300°C, under both constant and variable amplitude loading, near 500 MPa; (ii) materials treated at 360°C, showed smaller crack growth rate than those austempered at 300°C; (iii) bigger rates of austenite and smaller rates of carbon provided the material with bigger nucleation fatigue resistance; (iv) the rate of crack growth of the material in the second set, under constant cyclic stress intensity factor was smaller than under variable stress; (v) the linear and double linear damage rules did not offer satisfactory results in predicting fatigue life of ADI; (vi) beneficial effects from the first set were observed in the second set only when stress amplitude beyond the fatigue limit was applied.

Keywords: austempered ductile iron; fatigue; fracture mechanics; damage

1

INTRODUÇÃO

O ferro fundido nodular austemperado, mundialmente conhecido por *Austempered Ductile Iron* (ADI), é um ferro fundido ligado e tratado termicamente. A sua estrutura é composta de nódulos ou esferóides de grafita e uma matriz que consiste de ferrita acicular e austenita estável devido ao alto teor de carbono. Nos últimos 30 anos, o ADI passou de uma curiosidade de laboratório para um competitivo material de engenharia. Atualmente é utilizado na indústria automotiva, ferroviária e bélica, além de aplicado em equipamentos para mineração, terraplenagem, construção civil e agricultura. Sua produção mundial ficou acima de 100 mil toneladas em 2005 e estima-se que chegará a 300 mil em 2010 e a 500 mil toneladas em 2020. No Brasil, a produção e o interesse acadêmico pelo material são incipientes, apesar de se ter excelentes condições para a fabricação do ADI, devido à disponibilidade de matéria-prima e à capacidade de produzirem fundidos de qualidade.

Atualmente duas grandes barreiras culturais, no Brasil e em vários países, impedem que este material seja utilizado de forma mais ampla. A primeira é o desconhecimento pelos engenheiros das atrativas vantagens técnicas e econômicas do ADI em relação a outros materiais. A segunda diz respeito à utilização do ferro fundido como material de engenharia. A primeira pode ser atribuída à falta de divulgação do setor de fundição

junto aos usuários em potencial, enquanto a segunda barreira está relacionada à formação acadêmica do engenheiro.

Apesar do grande potencial deste material, existe uma grande carência de informações sobre o seu comportamento à fadiga, principalmente sob carregamentos cíclicos de amplitude variável e sobre a influência de defeitos internos nesta situação de carregamento. Também não se sabe quais teorias de dano seriam mais adequadas ao ADI. Esta falta de informações tem restringido significativamente a aplicação desse material de forma mais ampla. Sabe-se que existe grande interesse das indústrias automobilística e de máquinas na sua utilização, porém, para tanto é fundamental a determinação das suas propriedades e o estudo de seu comportamento à fadiga.

A influência da temperatura e do tempo de austêmpera no comportamento à fadiga do ADI sob carregamento de amplitude constante, já foi razoavelmente estudada. No entanto, nenhuma publicação foi encontrada sobre o seu comportamento à fadiga sob carregamentos de amplitude variável, que é o carregamento usual da maioria das peças utilizadas pelas indústrias automobilísticas e de máquinas.

As pesquisas realizadas para se estudar o comportamento à fadiga do ADI, normalmente utilizam tempos de austêmpera que produzem uma austenita estável à temperatura ambiente. No entanto, reduzindo-se o tempo de austêmpera pode-se ter economia de energia, menor impacto ambiental, aumento da produção e conseqüentemente redução de custo. Em contrapartida, as peças assim produzidas irão apresentar austenita metaestável com suscetibilidade ao encruamento e transformação de fase durante operações de usinagem e durante a sua utilização. Ensaio preliminares indicaram que a interrupção do tempo de austêmpera foi benéfica para a fase de nucleação de trincas de fadiga. No entanto, não se sabe quais seriam os efeitos sobre a fase de propagação de trincas de fadiga. Também não foram encontrados estudos publicados sobre as vantagens e desvantagens da redução do tempo de austêmpera, relativamente às propriedades à fadiga do ADI, seja sob amplitude constante ou variável.

Os objetivos deste trabalho são: (i) contribuir para ampliação do conhecimento sobre o comportamento à fadiga do ADI; (ii) avaliar o comportamento à fadiga do ADI em corpos-de-prova sujeitos a carregamentos de amplitude variável; (iii) avaliar a influência da temperatura e do tempo de austêmpera na vida à fadiga sob carregamentos com amplitude variável; (iv) identificar vantagens e desvantagens da interrupção da reação de austêmpera nas propriedades à fadiga em amplitude constante e variável; (v) identificar teorias de dano mais adequadas para estimar a vida à fadiga de corpos-de-prova em ADI, sujeitos a carregamentos de amplitude variável.

Para a realização deste trabalho foi necessário o envolvimento de centros de pesquisa, universidades e empresas de fundição. Espera-se que o trabalho conjunto de docentes, discentes, engenheiros, técnicos e empresários tenha contribuído para a redução de barreiras culturais com relação aos ferros fundidos e à divulgação das grandes potencialidades desse material para a indústria nacional, especialmente para o Estado de Minas Gerais.

O trabalho foi realizado com a convicção de que o incremento da utilização do ADI poderá ter grande repercussão no parque industrial de Minas Gerais, onde se situam inúmeras fundições. Essa repercussão em termos econômicos e sociais é representada pelos seguintes aspectos: (i) aumento do valor agregado às peças fundidas produzidas em Minas Gerais; (ii) aumento da demanda de peças fundidas; (iii) aumento da competitividade da indústria de fundição mineira e brasileira; (iv) aumento de exportações e redução de importações, aumento do superávit primário, (v) geração de empregos e renda; (vi) economia de energia e contribuição para o desenvolvimento sustentado.

Para alcançar os objetivos propostos estruturou-se este trabalho em oito capítulos. No primeiro capítulo, Introdução, apresentou-se, sucintamente, o ADI dentro do contexto mundial e nacional. Em seguida, abordou-se e delimitou-se o tema da pesquisa, assim como as barreiras e potencialidades do ADI. Procurou-se mostrar as lacunas existentes em termos de conhecimento sobre o comportamento à fadiga do ADI, explicitando-se os

principais problemas. Finalizou-se com as justificativas, objetivos e motivações para a realização deste trabalho.

Na Revisão Bibliográfica, segundo capítulo, após um breve histórico sobre o ADI, apresentaram-se os resultados mais relevantes sobre o seu comportamento à fadiga sob carregamento com amplitude constante; obtidos através da Mecânica da Fratura e das abordagens em tensão e em deformação. Incluiu-se um tópico sobre a influência de defeitos e descontinuidades no comportamento à fadiga em função da presença da grafita na microestrutura do ADI e de características do processo de fundição. Finalizou-se esse capítulo apresentando-se o referencial teórico que trata da fadiga sob carregamento com amplitude variável e de teorias de dano em geral, pois não se encontraram informações específicas sobre o ADI.

Em Materiais e Métodos, terceiro capítulo, descreveu-se como foi obtido o material fundido e como foram realizados os ciclos térmicos planejados tendo em vista os objetivos a serem alcançados e as hipóteses de trabalho. Após a descrição de como os materiais foram caracterizados, são detalhados os procedimentos metodológicos utilizados nos ensaios de fadiga por flexão rotativa, flexão alternada e propagação de trinca de fadiga.

No quarto capítulo, Apresentação e Discussão dos Resultados, apresentaram-se, inicialmente, os resultados relativos à caracterização do material. Em seguida apresentaram-se e discutiram-se os resultados de propagação de trinca por fadiga sob amplitude constante e variável; e posteriormente, os resultados de ensaios de fadiga por flexão rotativa e alternada sob amplitude constante e variável. Finalizou-se fazendo uma análise conjunta dos resultados dos ensaios de iniciação e propagação de trincas por fadiga.

No quinto capítulo, foram apresentadas as conclusões sobre o trabalho e no sexto capítulo as sugestões de continuidade do mesmo.

O sétimo capítulo traz as referências bibliográficas utilizadas na fundamentação teórica, no planejamento experimental e na análise e discussão dos resultados. O oitavo capítulo apresenta no APÊNDICE A, detalhes sobre os ensaios e resultados obtidos por dilatométrica. Os APÊNDICES B e C apresentam resultados e relatórios de análise estatística dos ensaios de fadiga por flexão rotativa e alternada, respectivamente.

2

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Considerações iniciais

A importância do estudo do fenômeno de fadiga em componentes estruturais ou mecânicos sob carregamentos com amplitude constante ou variável tem sido amplamente divulgada e justificada. O assunto, indiretamente, ganha destaque na mídia quando ocorrem acidentes com perda de vidas humanas ou desastres ecológicos de grandes proporções.

Estima-se que a fadiga seja responsável por 50 a 90% das falhas em serviço de componentes mecânicos ou estruturais causando prejuízos econômicos, ambientais e sociais. DOWLING (1999) cita que nos EUA, o custo relacionado com a fadiga dos materiais é de aproximadamente 3% do PIB e estima-se que valores similares são esperados para outros países industrializados. DOWLING (1999) afirma que estes custos devem aumentar ainda mais com a prevenção de falha por fadiga e na estimativa da vida útil de componentes estruturais e mecânicos.

Os objetivos principais do estudo do fenômeno de fadiga dos materiais podem ser encarados segundo duas perspectivas: desenvolvimento de materiais econômicos

possuindo a máxima resistência à fadiga e o desenvolvimento de métodos de concepção, cálculo e previsão de vida útil de elementos sujeitos à fadiga.

A primeira área tem sido do âmbito da ciência dos materiais, enquanto que a segunda área é do âmbito da engenharia. Mas, os problemas relacionados à fadiga exigem o esforço conjunto de equipes interdisciplinares em que se conjuguem as aptidões de diferentes especialistas: físicos, metalurgistas, químicos, engenheiros de materiais, engenheiros de projeto de estruturas e de equipamentos mecânicos.

A natureza interdisciplinar da investigação nessa área do conhecimento faz com que apareçam naturalmente diferentes concepções dos problemas, tornando por vezes inconsistentes as aplicações da teoria. Por exemplo, uma das principais dificuldades, e que tem exigido maior esforço, é enquadrar os modelos atomísticos com os da mecânica do contínuo (BRANCO, 1985; FATEMI e YANG, 1988).

O estudo do fenômeno da fadiga no ferro fundido nodular austemperado (ADI) é um exemplo típico desta interdisciplinaridade, devido às particularidades do processo de produção da peça fundida, do tratamento térmico e de sua microestrutura que refletem diretamente no seu comportamento mecânico, principalmente às cargas cíclicas.

O ADI possui matriz metálica, esferóides de grafita e defeitos típicos do processo de fundição. Portanto, investigar o fenômeno da fadiga de componentes em ADI, significa propor-se a estudar o comportamento à fadiga de elementos estruturais ou mecânicos levando em consideração defeitos decorrentes do processo de fabricação. Além disto existe a possibilidade dos esferóides de grafita nuclearem trincas durante a utilização do componente em serviço. Estas trincas poderão crescer com uma certa velocidade por trajetos controlados por um conjunto de variáveis.

Em função da complexidade do tema, a revisão bibliográfica evitará abordar assuntos básicos da fadiga, exhaustivamente tratados nas referências citadas. Também tentar-se-á evitar a abordagem de aspectos específicos da metalurgia dos ferros fundidos nodulares

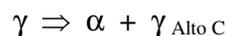
austemperados, pois um trabalho de revisão já foi publicado por CARMO e DIAS, (2001) e será utilizado neste texto.

2.2 Ferro fundido nodular austemperado (ADI)

O ADI é uma moderna geração de ferro fundido nodular tratado termicamente pelo processo de austêmpera. Apresenta uma extensa aplicação industrial devido à combinação de elevada resistência mecânica, ductilidade, tenacidade, resistência à fadiga e resistência ao desgaste, associadas a um baixo custo, quando comparado com os ferros fundidos convencionais, os aços forjados e até ligas de alumínio. As suas propriedades mecânicas são resultantes da qualidade da peça fundida, do controle da composição química e de um tratamento térmico cuidadoso.

A composição química do ADI é similar à de um ferro fundido nodular convencional, sendo que peças com espessuras maiores que 12 mm são fabricadas com a introdução de Cu, Ni, e Mo individualmente ou combinados. Esses elementos são adicionados somente para aumentar a temperabilidade da liga e não para aumentar a resistência ou a dureza.

O tratamento térmico é realizado através dos ciclos de austenitização e austêmpera, como indicado na FIG. 2.1. Inicialmente a peça é aquecida, usualmente, entre 825 e 950 °C (A-B), permanecendo nesta temperatura por um intervalo de 1 a 3 horas. Durante este tempo a matriz metálica transforma-se totalmente em austenita saturada de carbono, denotada por γ . Em seguida a peça é resfriada rapidamente até a temperatura de austêmpera desejada (C-D) e permanece a esta temperatura, num intervalo que varia entre 230 e 400 °C, por um tempo de 0,5 a 4 horas (D-E). Finalmente, a peça é resfriada até a temperatura ambiente (E-F), antes do início da reação bainítica; resultando na microestrutura composta de ferrita acicular, denotada por α , e austenita estabilizada devido ao alto teor de carbono, denotada por $\gamma_{\text{Alto C}}$. A reação, acima descrita, pode ser representada da seguinte forma:



A estrutura resultante foi denominada de ausferrita, pela American Society for Testing and Materials (ASTM) desde 1990 (ASTM A897). Mas, ainda existe controvérsia entre os metalurgistas sobre o termo ausferrita.

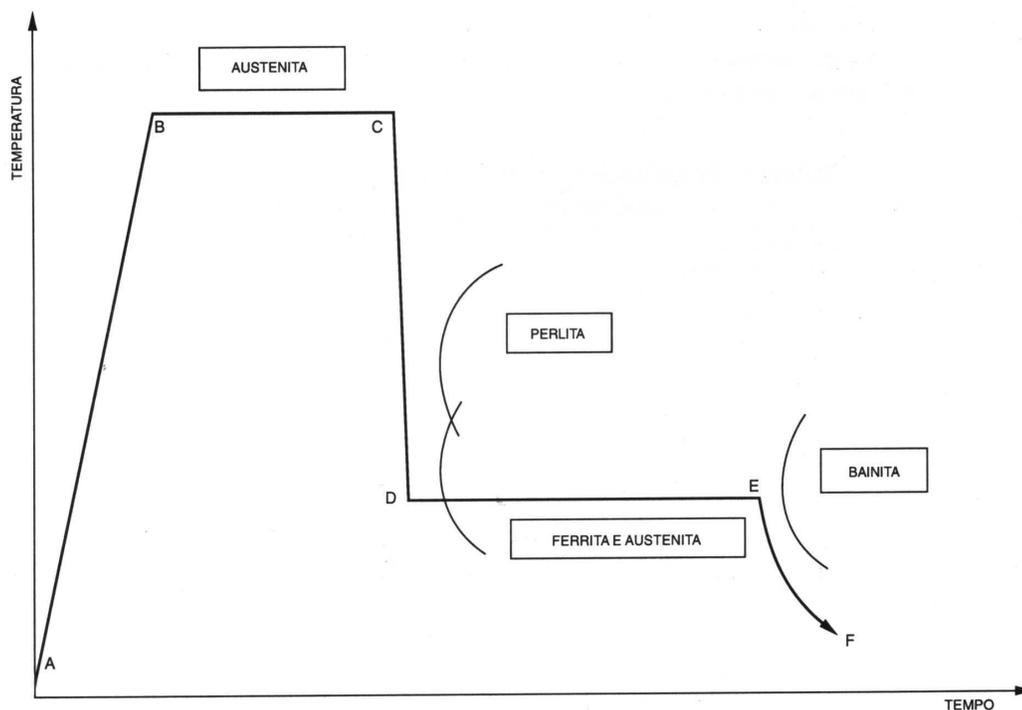


FIGURA 2.1 - Ciclo de tratamento térmico para obtenção do ferro fundido nodular austemperado, superposto a um diagrama tempo, temperatura, transformação (TTT).

Adaptado de KOVACS (1986).

A presença de austenita retida ou metaestável no ADI o torna susceptível ao encruamento e à transformação de fase induzida por deformação. A transformação parcial da austenita em martensita produz, ainda, aumento local de volume, criando tensões compressivas no material transformado. Estas tensões inibem a formação de trincas, o que leva a uma melhoria significativa na resistência à fadiga. Esta deformação pode ocorrer quando o material é usinado ou submetido a tratamentos de superfície. Este endurecimento prejudica a usinabilidade, mas, por outro lado, esta é facilitada no ADI pela presença de grafita, o que lhe garante melhor usinabilidade que aços de dureza similar.

GARIN e MANNHEIM (2003) investigaram a transformação da austenita retida em martensita em nodulares austemperados deformados a frio, confirmando-a por difração de raios-X. A FIG. 2.2a mostra o difratograma de estrutura bruta de fundição e a FIG. 2.2b o difratograma do material após 20% de deformação à frio. É evidente, a redução da intensidade relativa do pico correspondente ao plano (111) da austenita na amostra deformada.

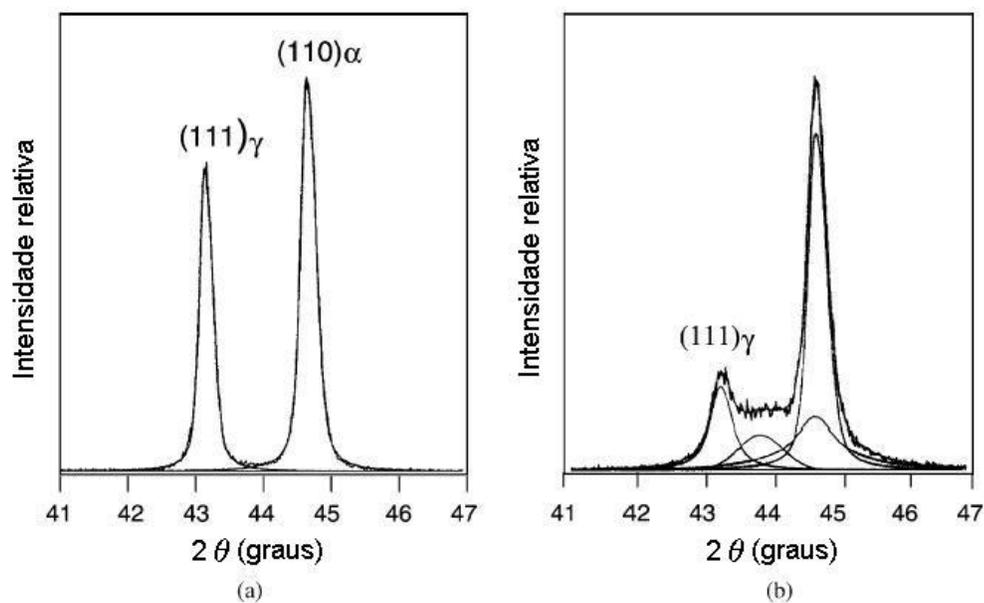


FIGURA 2.2 – Difratogramas de (a) ausferrita sem trabalho a frio, (b) ausferrita com 20% de deformação a frio. Os picos inferiores sem identificação correspondem à martensita induzida.

Fonte: GARIN e MANNHEIM (2003).

Uma das grandes vantagens do ADI está na conjugação de elevada resistência mecânica e ductilidade. É possível obter, nos ferros nodulares convencionais, limite de resistência à tração (LR) de 420 MPa com alongamento de 12% e para valores mais elevados de LR, da ordem de 800 MPa, o alongamento cai para somente 1 a 2%. Como se pode ver na TAB. 2.1, no ADI, é possível se obter valores de LR de 800 a 1 600 MPa e limite de escoamento (LE) variando de 500 a 1 300 MPa, com alongamento caindo de 10% para

valores desprezíveis nas classes de maior resistência. Nos aços carbono forjados é possível se obter em sua seção longitudinal, após têmpera e revenido, LR variando de 500 a 724 MPa (conforme o teor de carbono), LE de 305 a 414 e alongamento variando de 19 a 35%.

TABELA 2.1 - Propriedades do ferro fundido nodular austemperado (ADI), obtidas à temperatura ambiente.

Propriedade	Valores
Limite de resistência [MPa]	800 – 1 600
Limite de escoamento a 0,2% [MPa]	500 – 1 500
Alongamento [%]	1 - 16
Módulo de elasticidade longitudinal [GPa]	150 - 162
Dureza [Brinell]	250 - 550
Limite de resistência à fadiga [MPa]	310 - 690 ¹
Resistência ao impacto [J/cm ²]	25 - 170

Nota: 1) Valor que pode ser obtido, mediante encruamento localizado.

Fonte: CARMO e DIAS (2001, p. 14).

A FIG. 2.3 compara o ADI com ferros fundidos nodulares convencionais e aços, em termos de propriedades mecânicas de tração. Conclui-se então que o ADI supera o ferro nodular comum tanto em resistência quanto em alongamento. Com relação aos aços carbono forjados, o nodular convencional de matriz ferrítica pode ser competitivo com os aços de baixa resistência. Com relação aos aços de média resistência, a maioria das classes do ADI são competitivas. Porém, em relação aos aços de alta resistência, o ADI não é tão competitivo, em função do aspecto ductilidade. Sua utilização provavelmente estará restrita a componentes que requerem somente uma moderada ductilidade. As classes de baixa resistência do ADI equiparam-se às classes de alta resistência do aço fundido. As propriedades à tração tornam-se mais atrativas quando se leva em conta que o ADI é 10% menos denso que o aço.

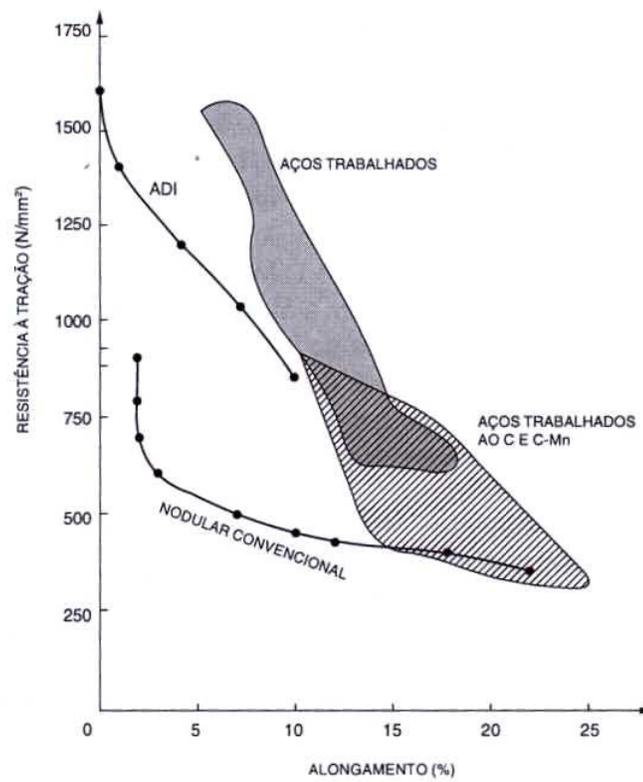


FIGURA. 2.3 – Comparação de propriedades mecânicas especificadas para o ADI (ASTM A897M/90) com nodular convencional e aços.
 FONTE: FULLER (1993).

Outro aspecto interessante do ADI é sua competitividade com ligas leves. A produção das ligas de alumínio tem crescido significativamente devido a uma grande vantagem apresentada por estas ligas que é o baixo peso específico associado a elevada condutividade térmica, o que torna esta liga extremamente interessante para muitas aplicações na indústria automobilística e aeronáutica. O ADI pode substituir componentes fabricados em alumínio forjado, fundido e soldado com equivalência ou redução de peso. Apesar de ele ter uma densidade 2,5 vezes maior que o alumínio, possui módulo de elasticidade 2,3 vezes maior; limite de escoamento três ou quatro vezes maior; limite de fadiga (em 10 milhões de ciclos) cinco vezes maior e maior capacidade à absorção de vibrações (KEOUGH, 2002).

2.2.1 Breve histórico e exemplos de aplicações do ADI

O processo de austêmpera foi desenvolvido na década de 30 do século passado e desde então é aplicado em larga escala em aços. A invenção do ferro fundido nodular foi anunciada em 1948 e os primeiros experimentos com o nodular austemperado ocorreram na década de 60. A produção comercial do ADI ocorreu na década de 70, inicialmente na Alemanha, nos Estados Unidos da América e Finlândia.

Uma das primeiras aplicações do ADI em componentes sujeitos à fadiga foi realizada nos Estados Unidos. Em 1972 fabricaram-se eixos virabrequins para compressor, FIG. 2.4, e em 1977, a General Motors inicia a fabricação de engrenagens para diferencial (KEOUGH, 2002). Desde então milhões de virabrequins e engrenagens em ADI tem sido produzidos no mundo.



FIGURA 2.4 – Eixo virabrequim para compressor de ar, em ADI, fabricado em 1972.

Fonte: KEOUGH (2002).

Atualmente o ADI possui múltiplas e variadas aplicações, caracterizando-o como um material bastante eclético. Recentes aplicações do ADI apresentados por KEOUGH (2002), incluem: (i) gancho do reboque para camionetas, FIG. 2.5, selecionado pelo baixo custo, durabilidade e alta resistência ao impacto; (ii) componentes para suspensão, FIG. 2.6, que evoluíram de peças forjadas, usinadas e fundidas até chegarem ao ADI que proporcionou peso mínimo, isto é, maior redução de peso; (iii) componentes para a suspensão de tratores, FIG. 2.7.

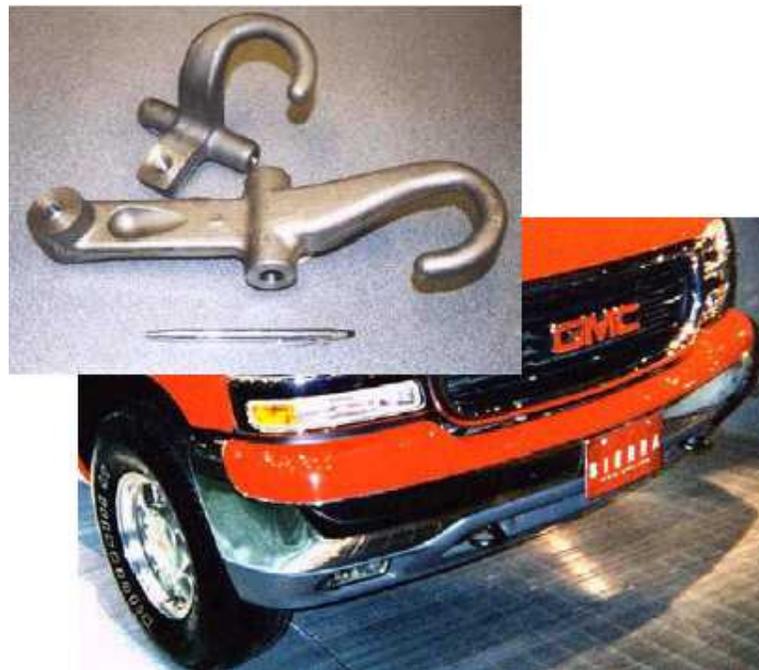


FIGURA 2.5 – Gancho do reboque de camionetas, General Motors.

Fonte: KEOUGH (2002).

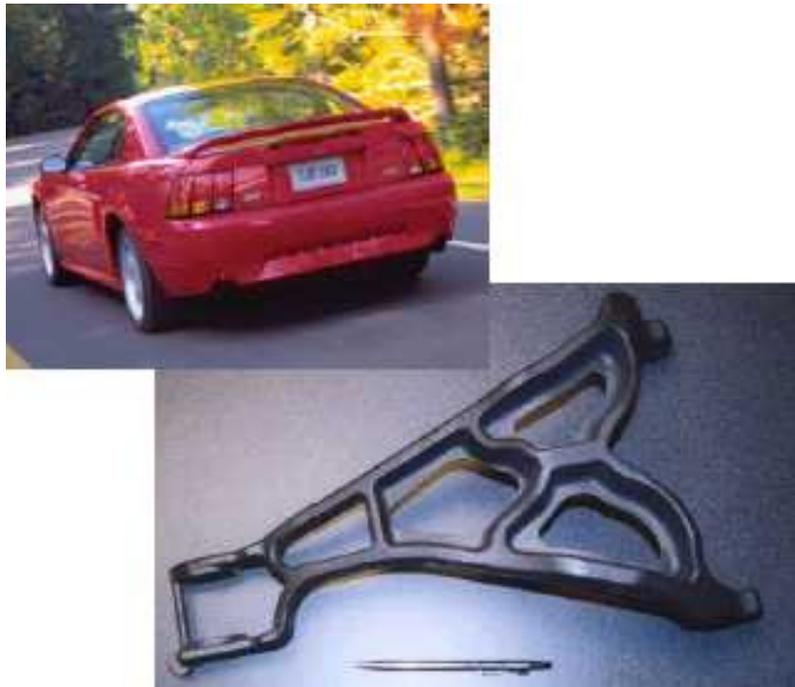


FIGURA 2.6 – Braço de controle superior em ADI do Ford Mustang Cobra.
Fonte: KEOUGH (2002).



FIGURA 2.7 – Braço de suspensão em ADI para trator hidráulico.
Fonte: KEOUGH (2002).

Atualmente, o maior produtor mundial do ADI é os Estados Unidos. A produção atual do ADI nos E.U.A é em torno de 70 mil toneladas e estima-se que chegue a 200 mil toneladas até o fim desta década, enquanto a produção mundial é estimada em 500 mil toneladas. No Brasil, sabe-se que são produzidas peças fundidas em ADI, mas os dados não estão disponíveis.

2.3 Comportamento à fadiga do ADI

As propriedades à fadiga do ADI são fortemente influenciadas pela microestrutura, da mesma forma que outras propriedades mecânicas. A microestrutura por sua vez depende do tratamento térmico, que influencia na quantidade, no tamanho e na distribuição das fases presentes. Mas a microestrutura também está intimamente relacionada com a solidificação, a qual define a morfologia da grafita (quantidade, tamanho e distribuição), e defeitos (porosidades, inclusões, segregações, partículas de segunda fase ou eutéticos).

As informações disponíveis sobre propriedades à fadiga do ADI e correlação com a microestrutura são escassas, como destacam GRENO et al. (1998), LIN e PAI (1999), JAMES e WENFONG (1999) e DAI et al. (2001). KEOUGH (2002) chega a afirmar que muitas pesquisas são realizadas, mas não chegam a ser publicadas. Os autores são unânimes em afirmar que a utilização do ADI em elementos de máquinas e estruturais sujeitos à fadiga, dependem da disponibilidade e confiabilidade das informações sobre o seu comportamento.

Verificou-se que o comportamento do ADI à fadiga foi estudado, até então, utilizando as abordagens em tensão, deformação e pela Mecânica da Fratura. Não foram encontradas referências sobre o estudo do fenômeno da fadiga do ADI através da energia de deformação.

2.3.1 Fadiga de alto ciclo – Abordagem em tensão

LIN et al. (1996) investigaram a influência da microestrutura nas propriedades à fadiga de alto ciclo de diversos tipos de ferros fundidos austemperados, destacando a

influência da quantidade e morfologia da grafita e da quantidade de austenita retida. Os autores concluem que o mecanismo de falha por fadiga de alto ciclo dos ferros fundidos nodulares, com e sem tratamento de austêmpera, envolve a decoesão dos nódulos de grafita, surgimento de microtrincas a partir dos nódulos, união de determinadas microtrincas com a trinca principal e propagação da trinca pela conexão entre os nódulos. A nucleação de trincas também foi observada nos defeitos de fundição, tais como inclusões, microrrechupes e grafitas degeneradas.

As propriedades à fadiga do ADI são iguais ou superiores aos aços forjados como mostra a FIG. 2.8. Quando submetidos a tratamentos de superfície, a resistência à fadiga do ADI aumenta significativamente, como pode ser observado através da comparação entre os limites de fadiga dos materiais 2 e 6 ou 4 e 7, FIG. 2.8.

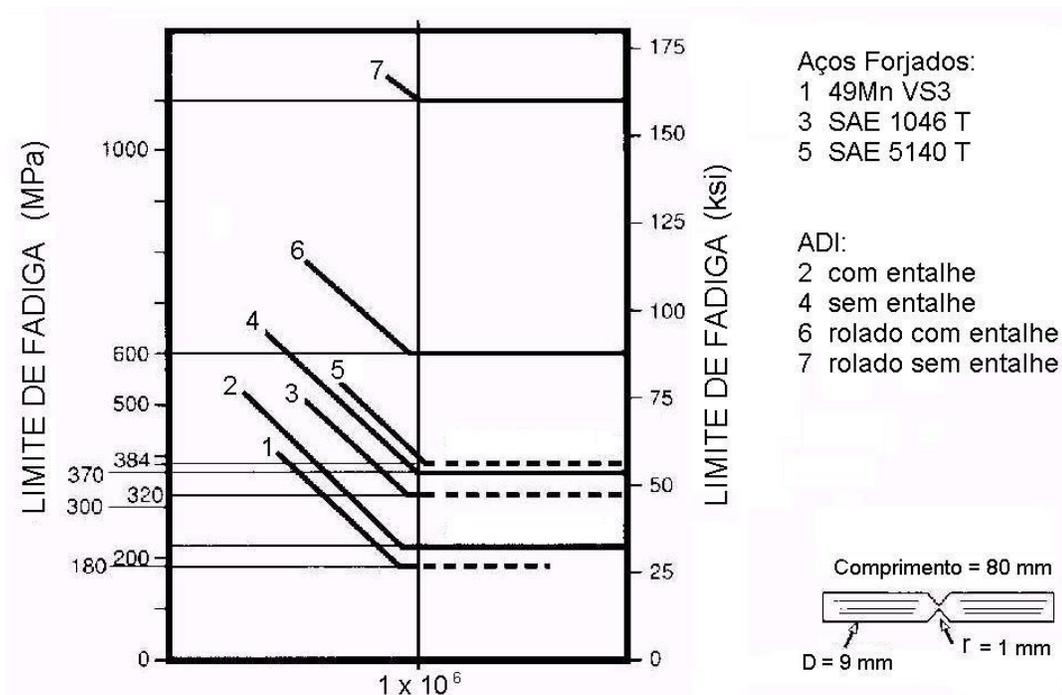


FIGURA 2.8 – Comparação entre o limite de fadiga do ADI e aços forjados com influência de tratamentos superficiais e entalhe.

Adaptado de DUCTILE IRON DATA (1998).

A FIG. 2.9 mostra a influência da temperatura de austêmpera no limite de resistência à fadiga em corpos de prova em ADI. Observa-se que os valores máximos para a

resistência à fadiga, determinada por flexão rotativa, são obtidos para temperaturas de austêmpera em torno de 360°C.

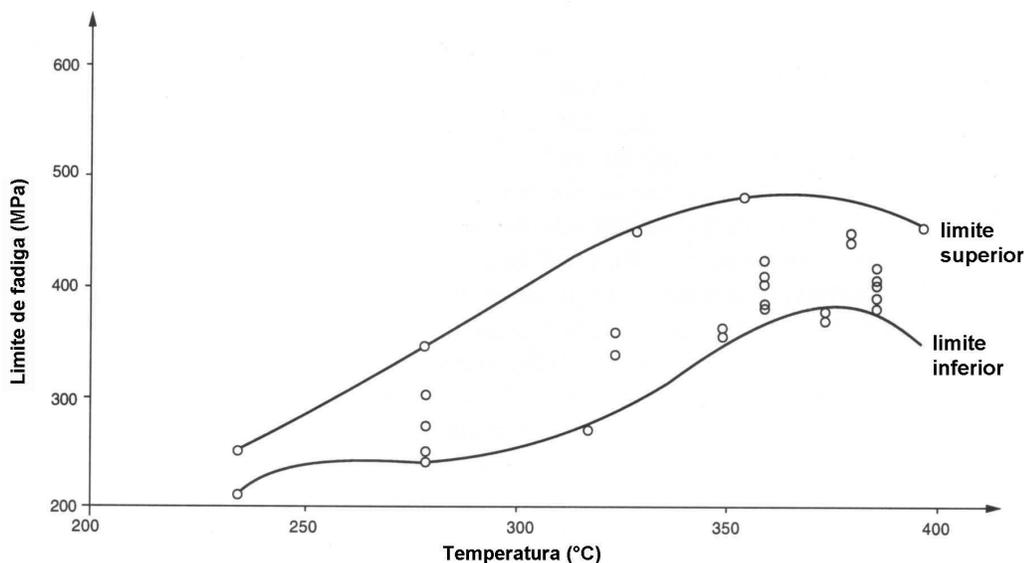


FIGURA 2.9 – Influência da temperatura de austêmpera no limite de resistência à fadiga por flexão rotativa, em corpos-de-prova sem entalhe.

Fonte: HARDING (1993).

Estudos sobre a influência da temperatura de austêmpera no limite de resistência à fadiga, em ADI submetidos a tratamentos superficiais, mostram o aumento acentuado do limite de fadiga para temperaturas de austêmpera acima de 315°C. Sabe-se que a estabilidade mecânica da austenita presente no ADI depende basicamente do teor de carbono e do nível de tensão ou deformação. Considerando que a austenita no ADI se apresenta com diferentes teores de carbono, é razoável considerar que a mesma possa transformar-se em martensita, quando sujeita à deformações elevadas provocadas por tratamentos superficiais ou usinagem. A transformação de fase ocorrida nestas regiões é acompanhada por deformação plástica, atuando benéficamente sobre a etapa de iniciação de trincas.

Acredita-se que a propagação da trinca por fadiga possa ser retardada pela ocorrência da transformação da austenita em martensita na região próxima da trinca, favorecendo o fenômeno de fechamento da trinca por transformação de fase e provocando o

relaxamento das tensões na ponta da trinca. Desta forma, os tratamentos superficiais neste material têm duplo efeito, ou seja, o ADI beneficia-se das tensões compressivas geradas pelo tratamento superficial e das tensões geradas pela transformação da austenita em martensita.

2.3.2 Fadiga de baixo ciclo – Abordagem em deformação

LIN e HUNG (1996) estudaram a influência da microestrutura no comportamento à fadiga de baixo ciclo de quatro ligas de ferro fundido nodular, austemperadas a 300°C e 360 °C. Os autores verificaram que resultados obtidos para o comportamento à fadiga de alto ciclo do ADI não podem ser utilizados quando os componentes são solicitados à fadiga de baixo ciclo.

LIN e HUNG (1996) e LIN e PAI (1999) analisando as curvas de fadiga com controle por deformação, para três diferentes valores de razão de deformações, R, verificaram que o ADI quando carregado ciclicamente, independente do valor de R, apresenta amolecimento. Observaram também, redução da vida à fadiga com o aumento da razão de deformação, devido ao efeito da deformação média. Segundo os autores, a intensidade do efeito da deformação média, na vida à fadiga, é função da temperatura de austêmpera. O material tratado a 300°C é mais susceptível aos efeitos da deformação média que o tratado a 360°C, porque a matriz ausferrítica é menos dúctil.

LIN e PAI (1999) verificaram que as equações, propostas por Morrow e por Smith, Watson e Topper (SWT), superestimam o número de ciclos necessários à falha por fadiga de baixo ciclo, para materiais tratados a 300°C por 3 horas. Os autores verificaram ainda, que uma modificação da equação SWT, proposta por FASH e SOCIE (1982), apresentou melhores resultados para o ADI tratado nas duas condições citadas:

$$\sigma_{m\acute{a}x} \epsilon_a = 19,7 \cdot N_f^{-0,248} \quad (2.1)$$

onde:

$\sigma_{m\acute{a}x}$: tensão máxima em MPa;

ε_a : amplitude de deformação;

N_f : número de ciclos previstos para ocorrer a falha.

2.3.3 Tenacidade à fratura e propagação de trincas por fadiga – Abordagem pela Mecânica da Fratura

A utilização da Mecânica da Fratura no estudo do comportamento à fadiga dos ferros fundidos nodulares austemperados é particularmente interessante porque além das vantagens oferecidas por esta abordagem, ela permite ainda determinar a influência da quantidade, da dimensão e da forma dos defeitos de fundição na resistência à fadiga de componentes mecânicos ou estruturais. O comportamento do componente fundido em serviço pode ser previsto através de métodos que permitam considerar defeitos existentes (BERETTA et al., 1997).

PUTATUNDA e GADICHERLA (1999), PUTATUNDA (2001) e RAO e PUTATUNDA (2003) mostram que a tenacidade à fratura do ADI depende do volume de austenita na matriz e do teor de carbono na austenita, controlados durante o tratamento térmico. A tenacidade à fratura do ADI fica no intervalo de 45 a 110 MPa.m^{1/2}, os valores máximos são obtidos em temperaturas próximas à 360°C.

BARTOSIEWICS et al. (1992) investigaram a influência da microestrutura na propagação de trincas de fadiga e observaram que o limiar ΔK_{th} (*threshold*), cresce com o aumento do volume de austenita na matriz.

YANG e PUTATUNDA (2005) verificaram que para temperaturas de austêmpera entre 315°C a 385°C, os valores de ΔK_{th} aumentam a medida que se eleva a temperatura de austêmpera, como ilustra a FIG. 2.10. Observaram ainda que a taxa de propagação de trinca na região próxima ao limiar ΔK_{th} é influenciada pelas seguintes variáveis microestruturais: volume de austenita na matriz, teor de carbono na austenita, tamanho da célula ferrítica e do produto entre o volume de austenita pelo teor de carbono na matriz. As influências destas variáveis microestruturais no limiar ΔK_{th} são ilustradas nas FIG. 2.11a a 2.11d.

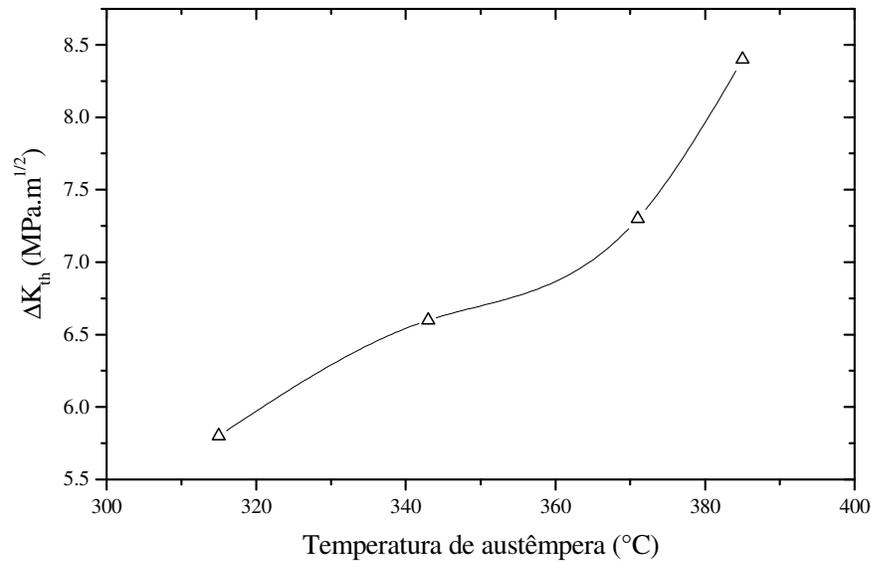


FIGURA 2.10 – Influência da temperatura de austêmpera no limiar ΔK_{th} do ADI.

Fonte: YANG e PUTATUNDA (2005).

PUTATUNDA e GADICHERLA (1999) e RAO e PUTATUNDA (2003) denominam “ d ” como sendo a dimensão da partícula de ferrita, *particle size of ferrite*, já PUTATUNDA (2001) e YANG e PUTATUNDA (2005), utilizam o termo dimensão da célula ferrítica, *ferrite cell size*. Mas, infelizmente, nenhum dos autores apresentam um desenho ou esquema mostrando a célula ferrítica e sua dimensão d . Os autores se referem ao parâmetro d como sendo uma estimativa do tamanho médio da célula ou partícula de ferrita e também como uma medida do caminho livre médio do movimento de discordâncias dentro da fase ferrítica. Optou-se por adotar neste trabalho a expressão “dimensão da célula ferrítica”, pois este é o termo utilizado pelo trabalho mais recente (YANG e PUTATUNDA, 2005). Considerou-se que os autores ao utilizarem a dimensão “ d ” estejam se referindo à espessura das subunidades que compõem a agulha de ferrita.

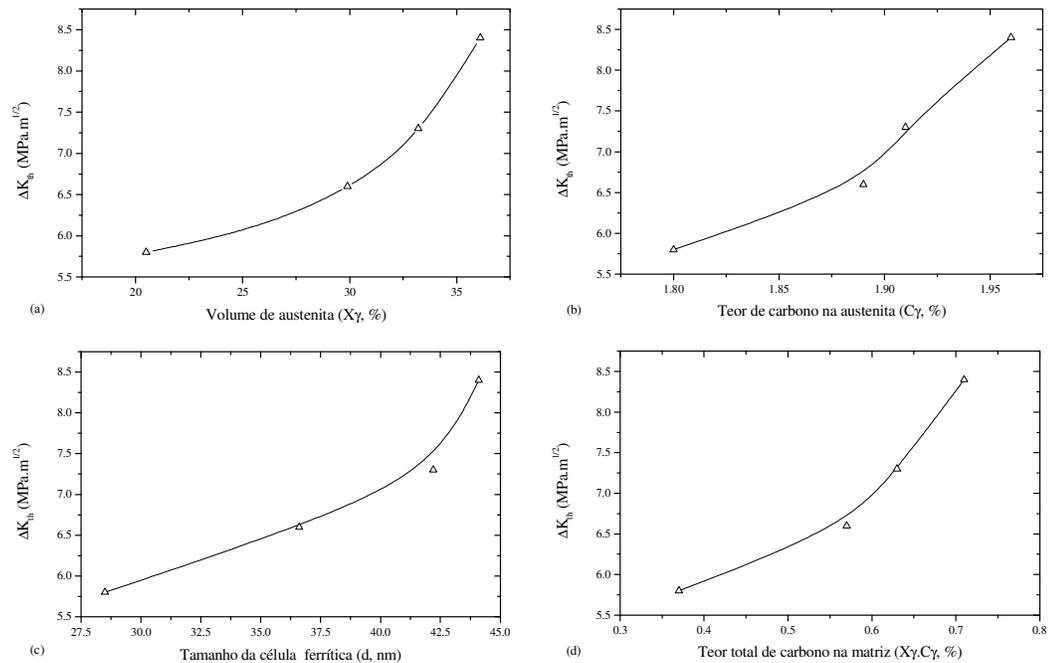


FIGURA 2.11 – Influência de parâmetros microestruturais no limiar ΔK_{th} do ADI:

(a) fração volumétrica de austenita ($X\gamma$) ; (b) teor de carbono na austenita ($C\gamma$,%); tamanho da célula ferrítica (d, nm); teor de carbono na austenita vezes a fração volumétrica de austenita (teor total de carbono) ($X\gamma\cdot C\gamma$).

Fonte: YANG e PUTATUNDA (2005).

A partir dos resultados de ΔK_{th} e de propagação de trinca por fadiga na região I, obtidos para temperaturas de austêmpera entre 315°C e 385°C, YANG e PUTATUNDA (2005) concluem que em temperaturas de austêmpera mais elevadas a taxa de propagação de trinca por fadiga é menor, resultando em maiores valores de ΔK_{th} . Segundo os autores, quando se utiliza altas temperaturas de austêmpera, obtêm-se materiais com tenacidade à fratura mais elevada devido: (i) a maior quantidade de austenita na matriz; (ii) ao maior teor de carbono da austenita; (iii) a maior ductilidade do material. Os autores observaram ainda que o limiar ΔK_{th} diminui a medida que o limite de escoamento aumenta, como ilustra a FIG. 2.12.

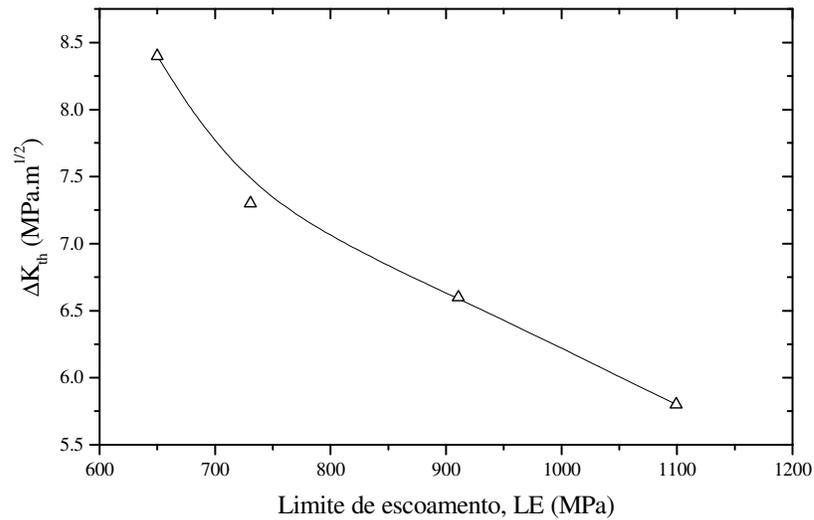


FIGURA 2.12 – Relação entre o limite de escoamento e o limiar ΔK_{th} do ADI.

Fonte: YANG e PUTATUNDA (2005).

YANG e PUTATUNDA (2005) verificaram que a velocidade de propagação de trinca por fadiga na região I e o limiar ΔK_{th} são afetados pelo tamanho da célula ferrítica, d , e pelo limite de escoamento, LE . Os autores afirmam, tendo como base a FIG. 2.13, que existe uma relação aproximadamente linear entre o parâmetro $\Delta K_{th} / (LE \cdot d^{1/2})$ e a temperatura de austêmpera.

Como a velocidade de propagação de trinca por fadiga na região I diminui para valores crescentes de tamanho de célula ferrítica, d , YANG e PUTATUNDA (2005) concluíram que a velocidade das discordâncias dentro da célula ausferrítica é um fator mais preponderante que o contorno de grão no controle da velocidade de propagação de trinca por fadiga para o ADI.

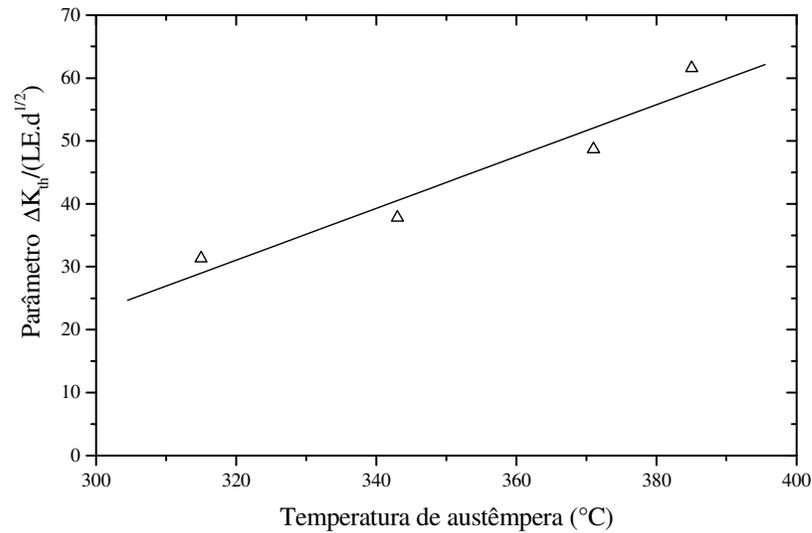


FIGURA 2.13 – Relação entre o parâmetro $\Delta K_{th} / (LE \cdot d^{1/2})$ e a temperatura de austêmpera.

Adaptado de YANG e PUTATUNDA (2005).

PUTATUNDA e GADICHERLA (1999), PUTATUNDA (2001), RAO e PUTATUNDA (2003) e YANG e PUTATUNDA (2005), determinaram o valor de d utilizando a fórmula de Scherrer:

$$d = \frac{0,9\lambda}{\beta \cos \theta} \quad (2.2)$$

onde:

d : tamanho médio da célula ferrítica (nm);

λ : comprimento de onda (nm);

β : largura do pico (211) da ferrita correspondente à metade da altura do pico (radianos);

θ : ângulo de Bragg.

Os valores de ΔK_{th} determinados por BARTOSIEWICS et al. (1992); GRENO et al. (1999) e YANG e PUTATUNDA (2005) ficaram entre 4,2 e 8,4 MPa.m^{1/2}.

GRENO et al. (1998 e 1999) investigaram o comportamento à fadiga das cinco classes de ADI normalizadas pela ASTM A897(1990) e sua correlação com a microestrutura. Curvas de propagação de trincas no regime da lei de Paris foram obtidas para amostras com grafita de diferentes tamanhos e quantidade, e diferentes matrizes metálicas, cujos resultados são apresentados na FIG. 2.14. Os autores concluíram que a taxa de propagação de trincas, dos materiais analisados, não é muito dependente da quantidade e do tamanho das grafitas. O resultado obtido para o ADI é similar a outros materiais, pois se trata da região II de propagação de trinca por fadiga. As equações de Paris que limitam os dados apresentados na FIG. 2.13 são:

$$\begin{aligned} \frac{da}{dN} &= 2,8910^{-11} (\Delta K)^{2,74} \\ \frac{da}{dN} &= 8,8610^{-11} (\Delta K)^{2,74} \end{aligned} \quad (2.3)$$

GRENO et al. (1999), analisando a morfologia das trincas de fadiga através de metalografia quantitativa, mostram que a trajetória da trinca intercepta, preferencialmente, os nódulos de grafita. Eles também observaram que a nucleação de microtrincas ocorre nas regiões de alta concentração de tensões, localizadas em torno da ponta das macrotrincas. Estas microtrincas emanam de irregularidades e extremidades pontiagudas localizadas na interface grafita-matriz. Segundo ORTIZ et al. (2001), a formação de múltiplas microtrincas subcríticas nos nódulos de grafita tem sido relatada por outros autores mesmo em níveis de tensão próximas do limite de resistência à fadiga. GRENO et al. (1999) e ORTIZ et al. (2001) utilizaram o Método dos Elementos de Contorno para validar o mecanismo de propagação de trinca citado. Recentemente YANG e PUTATUNDA (2005) confirmaram o mecanismo de propagação proposto por GRENO et al. (1999).

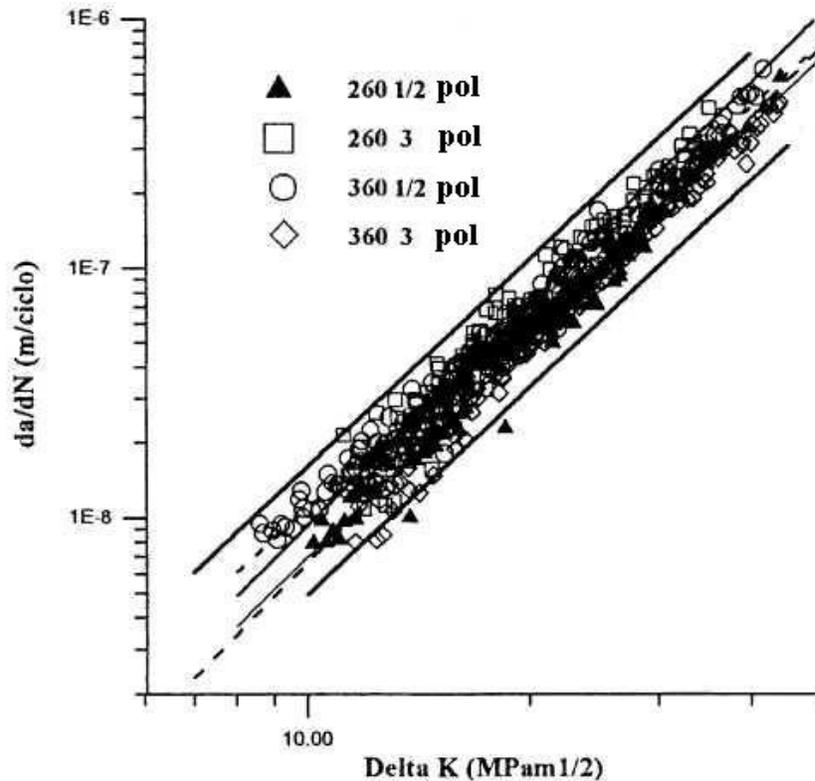


FIGURA 2.14 – Dados experimentais de propagação de trincas de fadiga para ADI.
Fonte: GRENO et al. (1999).

GRENO et al. (1999) mostram ainda que a superfície de fratura é influenciada pelo valor do ΔK aplicado. Para valores de ΔK próximos do limiar ΔK_{th} , a superfície de fratura apresenta estriações típicas do mecanismo de fratura dúctil, FIG. 2.15a. Para valores de ΔK correspondendo à região de propagação regida pela lei de Paris, a superfície de fratura apresenta estriações e planos de clivagem, caracterizando o mecanismo de fratura denominado de “quase-clivagem” (*quasi-cleavage*), FIG. 2.15b e 2.15c. YANG e PUTATUNDA (2005) confirmaram os mecanismos de falha citados.

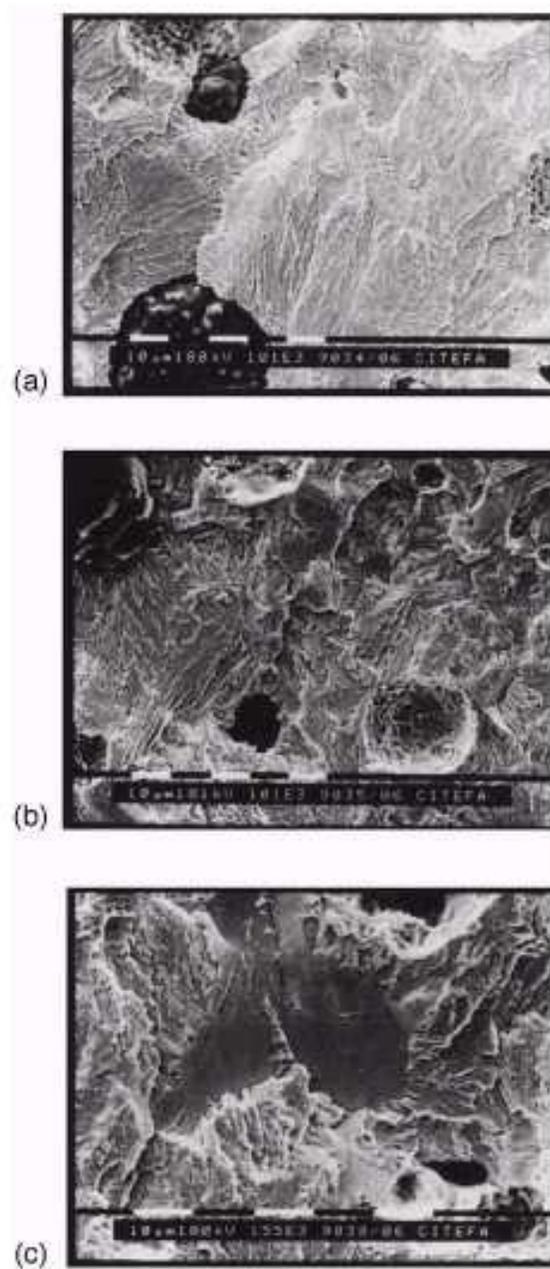


FIGURA 2.15 – Microfractografias de ferro fundido nodular austemperado: (a) predomínio das estrias de fadiga; (b) estrias de fadiga crescendo com facetas de clivagem isoladas adjacentes aos nódulos de grafita; (c) propagação da trinca por fadiga em planos de clivagem próximos do nódulo de grafita.

Fonte: GRENO et al. (1999).

2.4 Fadiga em componentes estruturais contendo defeitos

A previsão da resistência à fadiga de componentes estruturais contendo defeitos tem sido objeto de estudo de engenheiros e pesquisadores, utilizando diferentes critérios e abordagens (MURAKAMI e ENDO, 1983,1994; BERETTA et al., 1997; SURESH, 2001; REED et al., 2003).

MURAKAMI e ENDO (1994) verificaram a existência de dezoito critérios de previsão. Atualmente, critérios de projeto que buscam prever determinada propriedade mecânica, levando em conta a microestrutura e possíveis defeitos de fabricação, continuam sendo objeto de interesse tanto de cientistas, quanto de indústrias, visando a redução da fase de desenvolvimento e a otimização do processo de fabricação de vários tipos de componentes estruturais e mecânicos. Segundo BERETTA et al. (1997), entre os critérios existentes destacam-se os propostos por Kazinczy, El-Haddad e Murakami e Endo, pela facilidade de aplicação; sendo este último, o mais completo na previsão do limite de fadiga de componentes contendo defeitos, inclusões e heterogeneidades.

As Eq.(2.4) a (2.6) apresentam o critério empírico proposto por MURAKAMI e ENDO (1994), onde se observa que os autores adotam a área projetada do defeito como parâmetro geométrico. Segundo eles, a escolha da $\sqrt{\text{área}}$ como parâmetro geométrico do defeito originou-se de observações e análise numérica, tendo como base o fator de intensidade de tensão.

$$\Delta K_{\max} \cong c_1 \cdot \Delta\sigma \sqrt{\pi \sqrt{\text{área}}} \quad (2.4)$$

$$\Delta K_{th} = c_2 \cdot (H_v + 120) (\sqrt{\text{área}})^{1/3} \quad (2.5)$$

$$\sigma_w = \frac{c_3 \cdot (H_v + 120)}{(\sqrt{\text{área}})^{1/6}} \cdot \left(\frac{1-R}{2} \right)^{0,226+H_v \cdot 10^{-4}} \quad (2.6)$$

onde:

ΔK_{max} : máximo fator cíclico de intensidade de tensão na região do defeito;

c_1 : constante (0,65 para defeitos superficiais e 0,5 para defeitos internos);

- $\Delta\sigma$: intervalo de variação da tensão normal ao plano do defeito;
- área* : área projetada do defeito em um plano perpendicular à máxima tensão normal;
- ΔK_{th} : fator cíclico limiar de intensidade de tensão (limite inferior de ΔK , abaixo do qual não ocorre o crescimento da trinca);
- c_2 : constante ($3,3 \times 10^{-3}$ para defeitos superficiais e $2,77 \times 10^{-3}$ para defeitos internos);
- σ_w : limite de resistência à fadiga;
- c_3 : constante (1,43 para defeitos superficiais e 1,56 para defeitos internos);
- H_V : dureza Vickers;
- R : razão entre tensões.

Este critério tem sido utilizado em problemas de fadiga de componentes metálicos com pequenas trincas, pequenos furos, ranhuras superficiais, rugosidade superficial, inclusões não-metálicas, pontos de corrosão, carbonetos em aços ferramenta, partículas de segunda fase em ligas Al-Si e grafita esferoidal em ferros fundidos nodulares convencionais (MURAKAMI e ENDO, 1994).

DIAS et al. (2003) avaliaram o fundamento do critério de Murakami e Endo e a Eq. (2.4), utilizando métodos computacionais que ainda não estavam disponíveis na época que o mesmo foi proposto e verificaram que a diferença observada foi de $\pm 10\%$, ficando dentro da margem de erro determinada experimentalmente por MURAKAMI e ENDO (1994).

A eficiência do critério proposto por MURAKAMI e ENDO (1994) é atribuída primeiramente à possibilidade de calcular ΔK em defeitos com formas complexas, em duas e três dimensões, utilizando equações simples e também ao fato do efeito da microestrutura do material sob análise estar condensado na dureza do material, como se se observa nas Eq. (2.5) e (2.6).

CARMO et al. (2004) adaptou a Eq. (2.6) para ser utilizada na estimativa do limite de fadiga por flexão rotativa do ADI. A principal modificação foi na constante associada à dureza, onde $(HV + 120)$ foi substituído por $(C_1 - HV)$ uma vez que a resistência à

fadiga do ADI não é diretamente proporcional à dureza do material (DUCTILE IRON DATA, 1998). Então, a Eq. (2.6) com $R=-1$ ficou da forma mostrada na Eq. (2.7).

$$\sigma_w = \frac{c_3 \cdot (C_1 - H_v)}{(\sqrt{\text{área}})^{1/6}} \quad (2.7)$$

Para determinar, experimentalmente, o valor da constante C_1 para o ADI, CARMO et al. (2004) utilizaram os resultados de ensaios de fadiga por flexão rotativa de 30 corpos-de-prova, realizados por MENESES et al. (2003). O limite de fadiga foi determinado para $n \geq 5 \times 10^6$ ciclos. Para determinar o parâmetro $\sqrt{\text{área}}$ os autores utilizaram a área máxima da grafita, observada na periferia da seção transversal dos corpos-de-prova e encontram um valor médio para $C_1 = 910 HV$.

2.5 Fadiga sob carregamento com amplitude variável

As informações obtidas sobre o comportamento à fadiga do ADI estão limitadas a carregamentos com amplitude constante. No entanto, a maioria dos elementos estruturais e de máquinas são solicitados a carregamentos com amplitude variável durante a sua vida em serviço, justificando portanto a necessidade de se estudar o assunto tanto do ponto de vista do projeto mecânico quanto do metalúrgico.

O processo de fadiga sob carregamento variável, da mesma forma que sob carregamento constante, pode ser subdividido em várias fases: nucleação de microtrincas; crescimento de microtrincas; crescimento da macrotrinca e ruptura (SCHIJVE,1996). Deve-se destacar que antes da nucleação de microtrincas, pode ocorrer a produção de dano cíclico, na forma de endurecimento ou amolecimento do material. As fases citadas com exceção da ruptura, podem ser resumidas em dois estágios: o primeiro denominado de iniciação da trinca, que compreende o dano cíclico e as duas fases iniciais, o segundo refere-se à propagação da trinca.

A nucleação da trinca está associada com bandas de escorregamento cíclica e é controlada pela concentração local de tensão e deformação. NEWMAN (1998) lembra

que o mecanismo de formação de trincas por bandas de escorregamentos ocorre em metais puros, mas em materiais de engenharia, a presença de heterogeneidades, inclusões, vazios, rugosidade superficial e outros defeitos afetam o processo de nucleação de trincas; suprimindo esta fase. Efeito semelhante é esperado para o ADI porque é um material que apresenta esferóides de grafita, além de defeitos inerentes ao processo de fundição. O efeito da grafita nodular no processo de iniciação de trincas foi estudado por STARKEY e IRVING (1979). DAI et al. (2001) observaram os processos de iniciação e propagação de trincas no ADI sob carregamento estático. Não se encontraram estudos sobre o processo de iniciação de trinca no ADI e sobre a influência da grafita e da microestrutura ausferrítica em carregamentos com amplitude variável.

Segundo SCHIJVE (1996) resultados de testes específicos sobre o processo de iniciação da trincas são raros para a maioria dos materiais. Mas, ensaios com amplitude variável em amostras com e sem entalhe podem fornecer informações do período de iniciação através da comparação do número de ciclos necessários para a falha por fadiga, porque a fase de iniciação, em amostras com entalhe, é relativamente curta. O estudo das fases de nucleação e crescimento de microtrincas, atualmente denominada de trincas curtas, exige equipamento e técnicas sofisticados.

A fase de propagação de macrotrincas, denominadas atualmente de trincas longas, sob carregamento variável tem recebido a atenção de muitos pesquisadores (NEWMAN, 1998), mas pesquisas específicas sobre o ADI não foram encontradas.

O estudo do comportamento à fadiga do ADI sob carregamento com amplitude variável pode ser feito através das abordagens em tensão, deformação, energia e pela mecânica da fratura. A abordagem em tensão é aplicada em casos específicos, mas apresenta limitações já conhecidas e divulgadas (BANNANTINE et al., 1990; COLLINS, 1993; SCHIJVE, 1996). A abordagem em deformação tem sido aplicada juntamente com métodos de contagem de ciclos, mas restringe-se à fase de iniciação da trinca (COLLINS, 1993; BANNANTINE et al., 1990; SCHIJVE, 1996; SURESH, 2001; DOWLING, 1999). A mecânica da fratura é o método mais utilizado na análise do comportamento à fadiga sob carregamento com amplitude variável (BROEK, 1986;

ANDERSON, 1990; BANNANTINE et al., 1990; SCHIJVE, 1996; SURESH, 2001), mas restringe-se à fase de propagação da trinca. A energia de deformação pode ser utilizada em todas as fases do processo de fadiga como mostram TCHANKOV e VESSELINOV (1998) e LAGODA (2001).

Para prever a vida à fadiga de componentes sujeitos a um histórico de carregamento variável é necessário transformá-lo em um número de eventos que podem ser comparados a dados obtidos sob amplitude constante. O processo de redução de um histórico de carga complexa em um número de eventos com amplitude constante é denominado de contagem de ciclos. Várias técnicas de contagem de ciclos estão disponíveis para a análise de carregamento com amplitude variável através da mecânica da fratura e pelas abordagens em deformação ou energia (BANNANTINE et al., 1990; PAVLOU, 2000; SURESH, 2001; LAGODA, 2001; MIRANDA et al., 2003). TCHANKOV e VESSELINOV (1998) utilizando a abordagem pela energia de deformação, desenvolveram um método que dispensa o uso de qualquer processo de contagem de ciclos.

2.6 Propagação de trincas por fadiga sob carregamento com amplitude variável

2.6.1 Similitude na fadiga

Ensaio de propagação de trinca para o ADI sob carregamento constante fornecem informações valiosas sobre o seu comportamento à fadiga, mas os resultados não podem ser diretamente aplicados quando a amplitude do carregamento é variável, o que tem sido confirmado por uma grande quantidade de resultados experimentais para diversos tipos de materiais. A justificativa para o fato citado está relacionada com o conceito de similitude que é a base teórica da mecânica da fratura. Similitude implica que as condições da ponta da trinca são unicamente definidas por um simples parâmetro de carga como o fator de intensidade de tensão. Duas trincas estacionárias, carregadas com o mesmo fator de intensidade de tensão, como ilustra a FIG. 2.16, apresentam pelo conceito de similitude condições idênticas na ponta da trinca, desde que a zona plástica

seja pequena comparada com todas as dimensões relevantes da amostra e da estrutura. Consequentemente ambas falharão com o mesmo valor crítico K (ANDERSON, 1991).

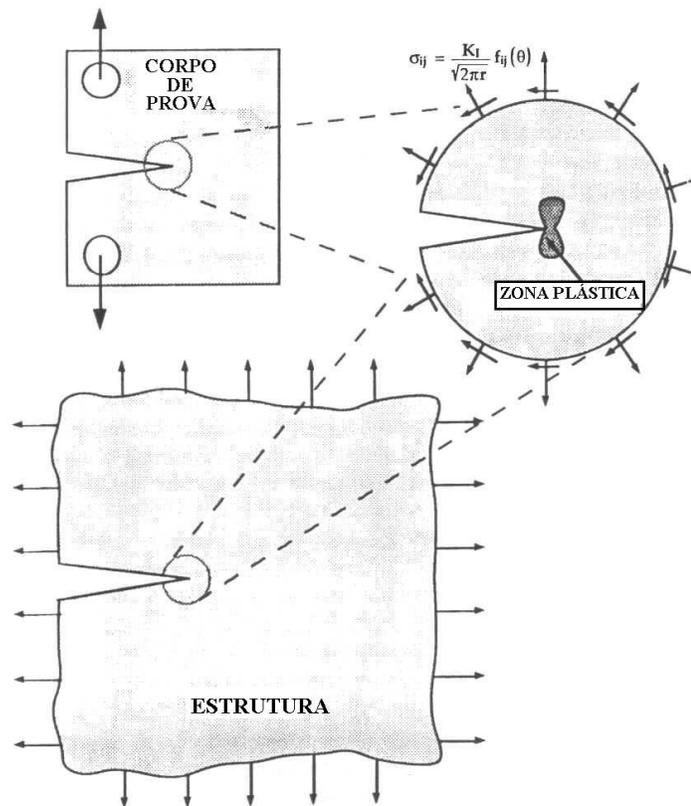


FIGURA 2.16 – Representação esquemática do conceito de similitude de duas trincas estacionárias. O corpo-de-prova e a estrutura são carregados com o mesmo fator de intensidade de tensão K , apresentando portanto idênticas condições na ponta da trinca.

Fonte: ANDERSON (1991, p. 102).

A utilização de ΔK na previsão da velocidade de propagação da trinca foi proposta inicialmente por PARIS e ERDOGAN (1963). Para uma trinca crescendo na presença de um certo ΔK constante, uma zona plástica cíclica se forma na ponta da trinca, e a trinca crescente vai deixando para trás uma “esteira” de plasticidade. Se esta zona plástica for suficientemente pequena, sendo envolvida dentro de uma região de singularidade elástica as condições na ponta da trinca serão definidas pelo valor

crescente de K , e a velocidade da trinca é caracterizada por K_{max} e K_{min} . A relação entre o crescimento da trinca e o valor de ΔK pode ser expressa pela Eq. (2.8):

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, R) \quad (2.8)$$

onde:

ΔK : $K_{máx} - K_{mín}$;

R : K_{max} / K_{min} ;

da/dN : taxa de propagação da trinca.

A influência da zona plástica e da “esteira” de plasticidade na velocidade de crescimento da trinca está implícita na Eq. (2.8), uma vez que o tamanho da zona plástica depende somente dos valores de K_{max} e K_{min} (ANDERSON, 1991). Diversas expressões para f têm sido propostas, empíricas na maioria. A Eq. (2.8) pode ser integrada para estimar a vida sob fadiga com amplitude constante.

O conceito de similitude das condições da ponta da trinca por fadiga, implicando em uma relação única entre da/dN , ΔK e R , é válida somente para carregamento com amplitude constante, ou seja, quando $dK/da = 0$. Elementos estruturais ou de máquinas, no entanto, estão sujeitos a espectro de carregamento durante a sua vida útil onde ocorrerá variação nos valores de K_{max} , K_{min} ou em ambos. Em tais casos, a taxa de crescimento da trinca num dado ciclo dependerá do histórico de carregamento anteriormente aplicado e dos valores instantâneos de K_{max} e K_{min} (ANDERSON, 1991):

$$\frac{da}{dN} = f_1(\Delta K, R, H) \quad (2.9)$$

onde H representa a dependência com o histórico de carregamento, ligado à deformação plástica resultante na região da trinca. A Eq. (2.9) viola a consideração de similitude pois dois elementos carregados ciclicamente com valores idênticos de ΔK e R não apresentarão a mesma taxa de crescimento de trinca se o histórico de carregamento for

diferente (ANDERSON, 1991). A FIG. 2.17 mostra três tipos de carregamento variável onde o conceito de similitude é violado. Em cada tipo, o histórico de carregamento anterior influencia as condições da ponta da trinca.

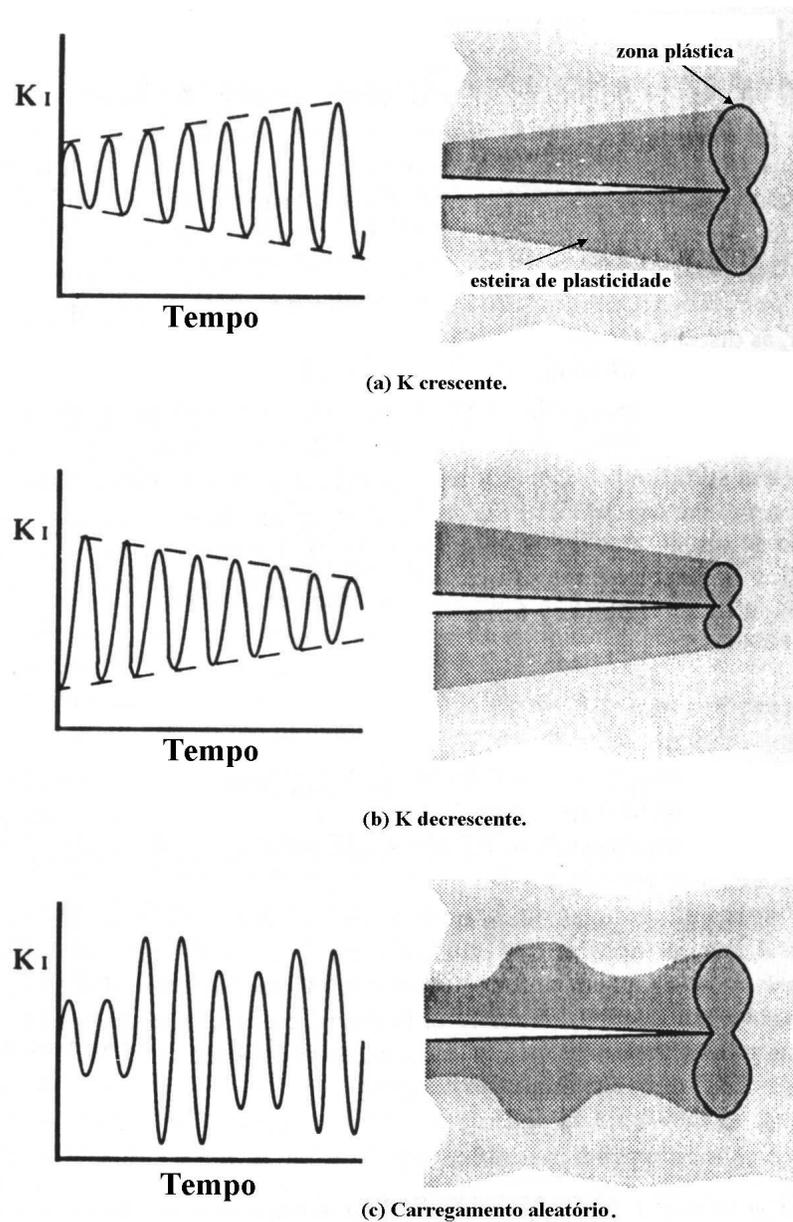


FIGURA 2.17 – Exemplos de carregamentos com amplitude variável que violam o conceito de similitude na fadiga.

Fonte: ANDERSON (1991, p. 601).

Se o processo de fadiga promover excessiva plasticidade, a similitude também será violada; portanto, o fator ΔK não poderá ser utilizado para caracterizar as condições na ponta da trinca. Vários pesquisadores, enumerados por ANDERSON (1991) e GODEFROID (1999), têm aplicado a Integral J para acompanhar o processo de fadiga com escoamento em larga escala.

2.6.2 Efeitos de interação de cargas

Os efeitos de interação de cargas foram observados no início da década de 60. Atualmente sabe-se que qualquer que seja o histórico de carregamento considerado, o espectro de cargas induz diferentes efeitos de interação de cargas, dos quais o retardamento da propagação de trinca é o mais importante (GODEFROID, 1999).

Inúmeras variáveis influenciam na magnitude do retardamento, GODEFROID (1999) cita como sendo as mais importantes: microestrutura; tipo de corpo de prova; espessura do corpo de prova; ambiente; temperatura; tamanho da trinca (ΔK); magnitude da sobrecarga; número de picos de sobrecarga; distância entre sobrecargas; frequência do carregamento; tempo de permanência da sobrecarga; modo de carregamento; razão R ; tração/compressão.

Diversos mecanismos têm sido propostos nos últimos 30 anos para explicar os efeitos de interação de cargas. Estes mecanismos envolvem conceitos baseados nos seguintes aspectos: embotamento (*blunting*) plástico na ponta da trinca; tensões residuais compressivas na ponta da trinca, ou próximas da ponta da trinca; fechamento de trinca gerado pela deformação plástica na região em volta da trinca; endurecimento por deformação, monotônico ou cíclico, do material na região da zona plástica à frente da trinca; orientação incompatível da frente da trinca; ramificação da trinca; e microrrugosidades das superfícies da trinca.

Segundo GODEFROID (1999), os mecanismos mais utilizados para explicar os efeitos de interação de cargas são as tensões compressivas residuais e o fechamento de trinca. SURESH (2001) apresenta na FIG. 2.18 oito mecanismos de fechamento de trinca por

fadiga que podem atuar em carregamentos constantes e variáveis. YANG e PUTATUNDA (2005) consideram que, no ADI, o mecanismo de fechamento de trinca importante é o induzido por plasticidade, FIG. 2.18a. No entanto, outros mecanismos podem atuar com menor intensidade, como os induzidos por obstáculos, FIG. 2.18f, e por rugosidade, FIG. 2.18c. Apesar de ser razoável, considerar que o mecanismo de fechamento de trinca induzido por transformação de fase, possa atuar no ADI, nenhum dos trabalhos consultados mencionaram esta possibilidade.

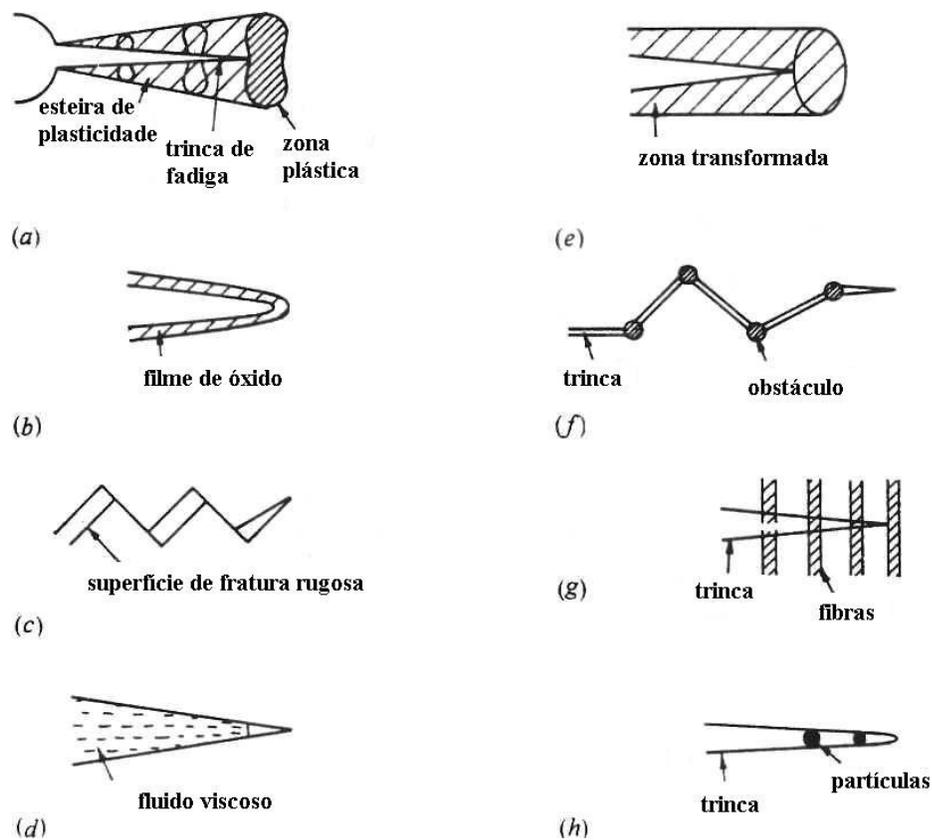


FIGURA 2.18 – Mecanismos de fechamento de trinca por fadiga.

Fonte: SURESH (2001, p.485).

O fechamento de trinca induzido por plasticidade foi proposto por Elber em 1970 após observar anomalias na flexibilidade elástica de diversos materiais solicitados à fadiga (BANNANTINE et al., 1990; ANDERSON, 1991). Elber concluiu que a mudança na flexibilidade das amostras era devido ao contato entre as superfícies da trinca, ou seja,

devido ao fechamento de trinca, para cargas bem baixas, porém maiores do que zero. Elber supôs que o fechamento de trinca reduzia a taxa de crescimento, através da redução do fator cíclico efetivo de intensidade de tensão. A FIG. 2.19 ilustra o conceito do fechamento de trinca para carregamento com amplitude constante. Quando uma amostra é carregada entre K_{max} e K_{min} , as faces da trinca estão em contato abaixo de K_{op} , o fator de intensidade de tensão para o qual a trinca se abre. Elber assumiu que a porção do ciclo de fadiga abaixo de K_{op} não contribui para o crescimento de trinca. Ele definiu um fator cíclico efetivo de intensidade de tensão, ΔK_{ef} , da seguinte forma:

$$\Delta K_{ef} = K_{max} - K_{op} \quad (2.10)$$

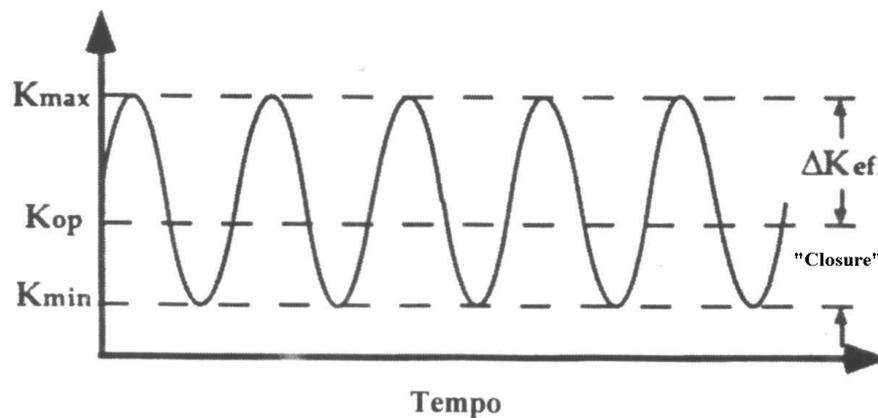


FIGURA 2.19 – Definição do fator cíclico efetivo de intensidade de tensão.

Fonte: ANDERSON (1991, p. 607).

Elber introduziu uma relação U entre os fatores de intensidade de tensão, $U = \Delta K_{ef} / \Delta K$ e propôs uma modificação na equação de Paris e Ergodan, válida para carregamento com amplitude constante:

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K_{ef})^m \quad (2.11)$$

Os critérios que utilizam o mecanismo de fechamento de trinca para carregamento com amplitude variável consideram que o retardamento e a aceleração da taxa de propagação

são provocados pelos efeitos deste mecanismo. Tais critérios são capazes de prever a aceleração da propagação da trinca em carregamentos tipo alto-baixo (*high-low*) e o retardamento em carregamentos tipo baixo-alto (*low-high*). A FIG. 2.20 mostra que em ambas as seqüências citadas ocorrem os efeitos de aceleração e retardamento e em seguida a estabilização. BANNANTINE et al. (1990) descrevem em detalhes estes dois casos.

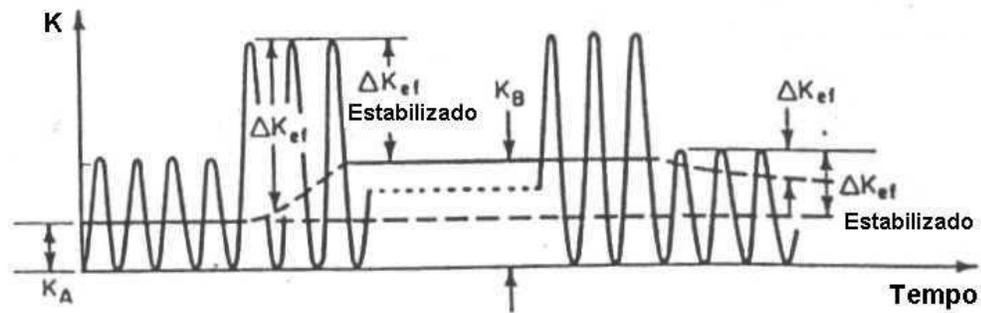


FIGURA 2.20 – Variações no fator de intensidade de tensão, devido ao mecanismo de fechamento de trinca, e no fator cíclico efetivo de intensidade de tensão, devido à variação da amplitude de carga.

Fonte: BANNANTINE et al. (1990, p. 201).

2.6.3 Previsão de vida à fadiga sob carregamento com amplitude variável

Um dos principais objetivos do estudo da fadiga é o desenvolvimento de critérios quantitativos de previsão da vida útil de elementos estruturais e mecânicos sujeitos a carregamentos cíclicos. De forma geral a taxa de propagação da trinca é governada por um ou mais parâmetros que descrevem as condições da ponta da trinca, podendo ser representada pela equação:

$$\frac{da}{dN} = f(P_i) \quad (2.12)$$

onde P_i representa de maneira geral os parâmetros da ponta da trinca. NEWMAN (1998) relaciona as diversas equações propostas para a propagação de trincas de fadiga

e os parâmetros P_i utilizados, sendo a grande maioria aplicáveis a carregamentos com amplitude constante e algumas delas aplicáveis também a espectro de cargas. A maior parte utiliza, como parâmetro, o conceito do fator de intensidade de tensão.

Pela integração da Eq. (2.12), a partir de um tamanho inicial até uma dimensão crítica, pode-se calcular o número de ciclos e prever a vida útil. Segundo SURESH (2001), atualmente, somente critérios semi-empíricos são capazes de fornecer razoável estimativa de elementos sujeitos à fadiga sob carregamento com amplitude variável.

Os métodos disponíveis para prever a vida à fadiga podem ser classificados em dois grandes grupos: os métodos que utilizam a abordagem ciclo-por-ciclo e a abordagem estatística. Na ciclo-por-ciclo a extensão do dano ou o avanço da trinca associado com cada ciclo é somada para prever a vida à fadiga. O método ciclo-por-ciclo mais conhecido é a lei de dano linear proposta por Palmgren-Miner. A abordagem ciclo-por-ciclo pode ser estendida ao crescimento de trinca por fadiga sob carregamento com amplitude variável, utilizando métodos de contagem de ciclo e critérios que levam em conta os efeitos de interação de cargas. Exemplos recentes são encontrados em MIRANDA et al. (2003). Na simulação de carregamentos com amplitude variável através de métodos numéricos, o ciclo de fadiga é representado por um avanço pré-determinado da trinca em vez de flutuações no parâmetro P_i (SURESH, 2001).

2.6.4 Métodos baseados no conceito de zona de escoamento

No critério de retardamento de Willenborg, Engle e Wood (BANNANTINE et al., 1990; SURESH, 2001) a redução da taxa de propagação da trinca é atribuída ao aumento no nível de tensões residuais de compressão à frente da trinca por fadiga, induzido pelas sobrecargas. Estas tensões residuais compressivas causam uma redução no fator de intensidade de tensão de uma quantia K_{red} . Esta redução em K é função do tamanho da zona plástica anterior, associada com a carga cíclica corrente de um espectro de cargas aleatório, e do tamanho máximo da zona plástica criada pelas sobrecargas. O retardamento da propagação ocorrerá, por este método, se o fator de intensidade de tensão mínimo, K_{min} , da carga cíclica corrente for menor que K_{red} .

Segundo SURESH (2001) alguns dos aspectos básicos deste critério vão contra o entendimento atual do mecanismo de fechamento de trinca. Segundo o método da zona de escoamento, a queda na taxa de crescimento da trinca é devida à redução no K_{max} , em vez de uma redução no K_{ef} .

Wheeler introduziu um critério simples de retardamento utilizando considerações similares (BANNANTINE et al.,1990; SURESH, 2001). Na sua abordagem, a taxa de propagação de trinca por fadiga sob carregamento com amplitude variável, é relacionada com a taxa de propagação de trinca equivalente, sob carregamento constante, a um valor nominal ΔK , através de um fator de retardamento, β , tal que:

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{AV} = \beta \left(\frac{da}{dN}\right)_{AC}, \quad \beta = \left(\frac{r_{pi}}{\lambda}\right)^k \quad (2.13)$$

onde:

$(da/dN)_{AV}$: taxa de propagação de trinca por fadiga sob carregamento com amplitude variável;

$(da/dN)_{AC}$: taxa de propagação de trinca por fadiga sob carregamento com amplitude constante

r_{pi} : raio da zona plástica;

λ : distância entre a ponta da trinca anterior à sobrecarga e o contorno da zona plástica produzida por esta sobrecarga;

k : parâmetro a ser determinado empiricamente.

2.6.5 Critérios de engenharia baseados no conceito de fechamento de trinca

SURESH (2001) cita vários pesquisadores que utilizaram o conceito de fechamento de trinca associado com vários métodos de contagem de ciclos para prever a vida à fadiga sob carregamento de amplitude variável, envolvendo cargas aleatórias e blocos programados.

O principal atrativo deste método é poder deduzir o comportamento de abertura da trinca sob carregamento de amplitude variável através do acompanhamento da propagação da trinca por fadiga sob carregamento com amplitude constante.

2.7 Teorias de dano

A análise de danos acumulados desempenha um papel fundamental na previsão de vida à fadiga de componentes submetidos a históricos de carregamentos porque o dano cresce com o número de ciclos de carga aplicada de forma cumulativa.

Neste trabalho, dano será considerado como a deterioração progressiva dos materiais sob ação de sollicitação mecânica. Dano é um processo bem diferente da deformação plástica, embora as causas iniciais dos dois fenômenos sejam idênticas: movimento e acúmulo de discordâncias no metal. MANSUR (2003) destaca que o dano possui um caráter de irreversibilidade muito pronunciado, de tal maneira que os tratamentos termomecânicos clássicos não os fazem desaparecer totalmente.

FATEMI e YANG (1998), através de um excelente trabalho de revisão mostram que o problema do acúmulo de danos apesar de ser bastante estudado desde 1945. Mas, ainda hoje não foi totalmente resolvido. Desde a introdução do conceito de acumulação de dano por Palmgren há aproximadamente 75 anos atrás, e da lei de dano linear por Miner há 55 anos atrás, o tratamento de dano cumulativo por fadiga tem recebido cada vez mais atenção. Como resultado, várias teorias de dano têm sido desenvolvidos. FATEMI e YANG (1988) verificaram a existência de mais de 50 modelos.

Embora as primeiras teorias sobre dano cumulativo por fadiga tenham sido reavaliadas por diversos pesquisadores, nenhum relato completo mostrando os esforços consideráveis desenvolvidos desde o início da década de 70, sobre o assunto foi publicado, conforme enfatizado por FATEMI e YANG (1998). Neste trabalho os autores apresentam uma revisão completa das teorias de dano cumulativo para metais e

suas ligas, incluindo as pesquisas realizadas no período de 1970 até o início da década de 90. Estas teorias são agrupadas em seis categorias, a saber: (i) leis de dano linear; (ii) curva de dano não-linear e métodos de linearização em dois estágios; (iii) métodos de modificação da curva de vida; (iv) métodos baseadas na Mecânica da Fratura por meio dos conceitos de crescimento de trincas; (v) critérios baseados na mecânica do dano contínuo; (f) teorias baseadas em energia.

Apresentam-se a seguir as duas teorias de dano que serão utilizadas na análise dos resultados: teoria de dano linear e teoria de dano bilinear. Para introduzir o assunto será apresentada sucintamente a curva de dano não-linear.

2.7.1 Teorias de dano cumulativo – Curva de dano

Segundo MANSUR (2003) a definição de uma variável que caracterize o dano é um problema complexo. É necessário identificar uma variável representativa do estado de deterioração do componente. Como exemplo destas variáveis tem-se as microtrincas e as cavidades na microestrutura do material, as grandezas físicas globais tais como a densidade e a resistividade elétrica do material, as grandezas mecânicas elasticidade, plasticidade, e viscoplasticidade (MANSUR, 2003).

Considerando que o acúmulo de dano de um componente possa ser expresso em termos do comprimento de trinca, toma-se como exemplo, um corpo-de-prova sem entalhe com uma trinca de comprimento , a_0 , que falha quando a trinca alcança o comprimento a_f . Se este corpo-de-prova for submetido a uma carga cíclica, a trinca crescerá até um comprimento a . A quantidade de dano, D , a uma tensão S_1 , poderá ser avaliada através da razão entre a e a_f . Para ilustrar o conceito de dano, LEE et al. (2005) sugerem a utilização da equação de propagação de trinca desenvolvida por Manson e Halford:

$$a = a_0 + (a_f - a_0) \left(\frac{n}{N_f} \right)^{\alpha_f} \quad (2.14)$$

onde n é o número de ciclos necessários para a trinca alcançar o comprimento a . O valor de N_f representa o número de ciclos aplicados ao corpo-de-prova para que a trinca alcance o comprimento a_f . O expoente α_f é determinado empiricamente. O dano acumulado, D , pode ser expresso pela Eq. (2.15):

$$D = \frac{a}{a_f} = \frac{1}{a_f} \left[a_0 + (a_f - a_0) \left(\frac{n}{N_f} \right)^{\alpha_f} \right] \quad (2.15)$$

Esta equação de dano implica que a falha por fadiga irá ocorrer quando D for igual à unidade, isto é, $a = a_f$.

Para exemplificar as teorias de dano a serem apresentadas, considere-se como exemplo uma seqüência de carregamento em dois blocos, tipo *high-low*, apresentada na FIG. 2.21, onde os índices 1 e 2 referem-se ao primeiro e ao segundo bloco de carga, respectivamente. No exemplo citado, n_1 denota o número de ciclos do bloco de carga inicial e $n_{2,f}$ representa o número de ciclos remanescentes que irão provocar a eventual falha do corpo-de-prova, a um determinado nível de carga. A curva S-N é utilizada para determinar para a vida à fadiga sob os carregamentos S_1 e S_2 , denotada por $N_{1,f}$ e $N_{2,f}$.

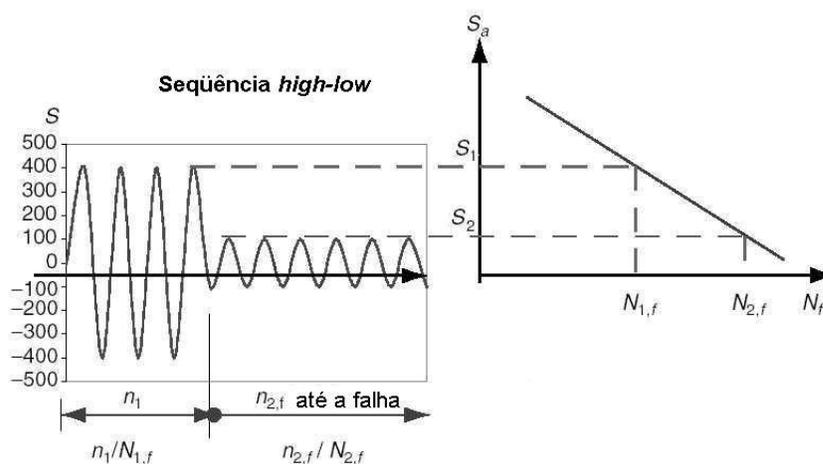


FIGURA 2.21 – Exemplo de carregamento em bloco tipo *high-low* com determinação de vida à fadiga através de curva S-N.

Fonte: LEE et al. (1990, p. 61).

Curvas de dano não-linear para os carregamentos S_1 e S_2 da FIG. 2.21, são apresentadas esquematicamente nas FIG. 2.22a e 2.22b. Na FIG. 2.22a se utiliza $N_{i,f}$ no eixo das abscissas e na FIG. 2.22b se utiliza a razão entre ciclos $n_i/N_{i,f}$. Em ambos os casos, as curvas mostradas podem ser descritas por uma equação do tipo potência como a Eq. (2.15). Se o corpo-de-prova é submetido ao primeiro bloco de carga até o ciclo n_1 , equivalente à razão $n_1/N_{1,f}$, então o dano é representado por segmento OA, ao longo da curva de dano S_1 da FIG 2.22. Para representar a introdução do segundo bloco de carga, desloca-se do ponto A, mantendo-se o mesmo nível de dano, até alcançar a curva de dano relativa ao carregamento S_2 , isto é, até atingir o ponto A'. Mantendo-se este carregamento, a falha irá ocorrer quando se atingir o ponto B', ou seja, $D = 1$.

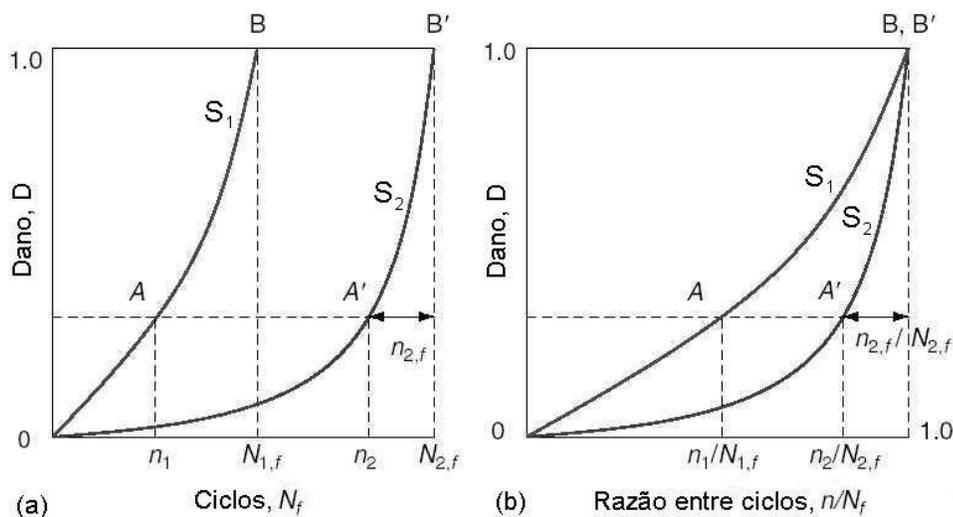


FIGURA 2.22 – Curvas de acúmulo de dano não-linear, referentes ao carregamento da FIG. 2.21.

Fonte: LEE et al. (1990, p. 62).

2.7.2 Teoria de acúmulo de dano de Palmgren-Miner

Se as curvas de dano, FIG. 2.22, relativas aos carregamentos mostrados na FIG. 2.21, forem linearizadas, obtêm-se duas retas quando se utiliza $N_{i,f}$ no eixo das abscissas, FIG. 2.23a, e uma única reta quando se utiliza a razão entre ciclos $n_i/N_{i,f}$, FIG. 2.23b.

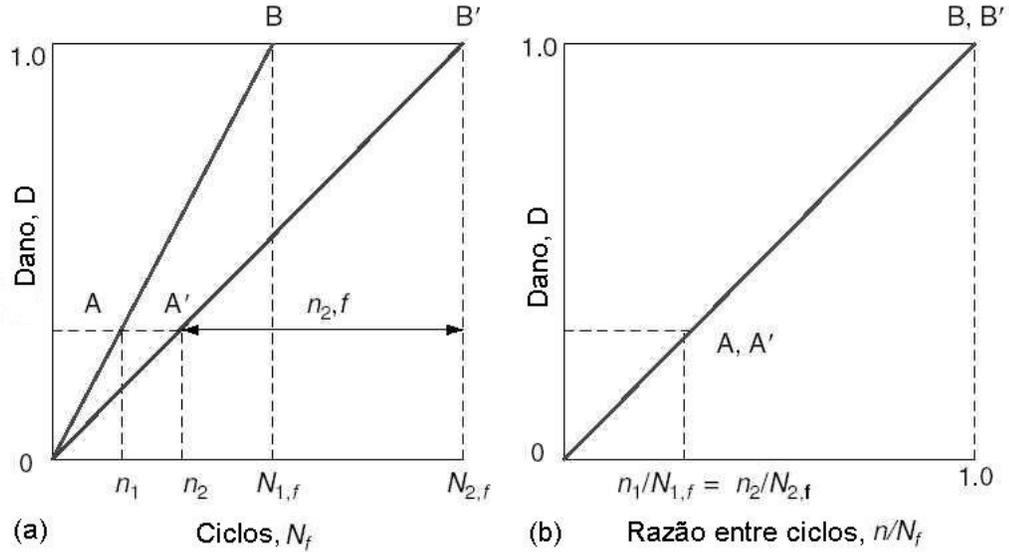


FIGURA 2.23 – Representação gráfica da teoria linear de dano para o carregamento mostrado na FIG. 2.21.

Fonte: LEE et al. (1990, p. 66).

Neste último caso, o dano por fadiga terá uma relação linear única, independente do nível de carregamento. Portanto, para um dado nível de dano, a razão entre ciclos, $n_i/N_{i,f}$, será a mesma, como ilustrado na FIG. 2.23b. Matematicamente, a lei de dano linear pode ser expressa da seguinte forma:

$$D = \sum_{i=1}^n \frac{n_i}{N_{i,f}} \quad (2.16)$$

onde:

D : dano acumulado;

n_i : número de ciclos aplicados sob o carregamento i ;

$N_{i,f}$: total de ciclos necessários para ocorrer a falha sob o carregamento i ;

a falha irá ocorrer quando $D \geq 1$. Conclui-se, de modo geral, que um determinado ciclo sob amplitude de tensão variável é seguro quando $D < 1$. A margem de segurança do espectro ou bloco de carga será igual a $(1-D)$.

A teoria de dano linear foi inicialmente proposta por Palmgren em 1924. Miner, em 1945, apresentou esta teoria na forma matemática e aplicou-a para prever a vida de componentes sujeitos à fadiga (COLLINS, 1993; LEE et al., 2005). A teoria de dano linear é mais conhecida como lei ou regra de Miner.

Resultados experimentais obtidos em muitos estudos, como exemplificam SCHIJVE (1979), SCHIJVE (1996), FATEMI e YANG (1988), LEE et al. (2005), indicam que os valores dos danos acumulados que provocam a falha são muitas vezes diferentes do valor unitário. Valores diferentes da unidade ocorrem porque a lei de Miner não leva em consideração importantes aspectos, cuja influência na duração do componente à fadiga já foram comprovadas experimentalmente, tais como: (i) nível de carga; (ii) seqüência de carregamento; (iii) interação das cargas, desprezando assim o fenômeno de aceleração ou retardo da velocidade de propagação da trinca.

Apesar de todas as imprecisões descritas, a lei de Miner continua sendo largamente utilizada na prática e em vários trabalhos científicos, devido à sua simplicidade matemática e ao fato de fornecer resultados com uma certa margem de segurança. Por este motivo ela é incorporada nos procedimentos de verificação à fadiga de várias normas de projeto de elementos estruturais e mecânicos.

2.7.3 Teoria bilinear de acúmulo de dano

A aplicação da teoria não linear na previsão de vida à fadiga de componentes sujeitos a carregamentos de amplitude variável, exige que se considere um dos carregamentos como referência. A partir daí os valores de dano provocados por cada carregamento são convertidos para valores equivalentes ao dano de referência, através de um tedioso processo iterativo, exemplificado por LEE et al. (2005). A teoria de dano linear, é simples de se aplicar mas mostrou-se deficiente para prever a vida à fadiga de componentes sujeitos a carregamento variáveis.

Com o objetivo de encontrar uma teoria de previsão de vida à fadiga mais adequada, pesquisadores propuseram a teoria de dano bilinear, baseados na observação de que a falha por fadiga ocorre basicamente em duas fases: iniciação e propagação da trinca. Exemplo de aplicação da teoria bilinear proposta por Manson e Halford, ao carregamento em blocos do tipo *high-low*, são apresentados na FIG.24a e 2.24b (LEE et al. 2005). A FIG. 2.24b mostra a curva de dano não-linear, linha tracejada, superposta aos dois segmentos de reta da teoria bilinear. A FIG. 2.24a mostra que o dano total é decomposto em duas fases: fase de dano I, denotada por D_I , e fase de dano II, denotada por D_{II} , representada matematicamente pela Eq. (2.17).

$$D = D_I + D_{II} \quad (2.17)$$

Devido às dificuldades de se determinar o final da fase de iniciação e o início da de propagação, os autores optaram por não denominar as fase I de iniciação e a fase II de propagação da trinca.

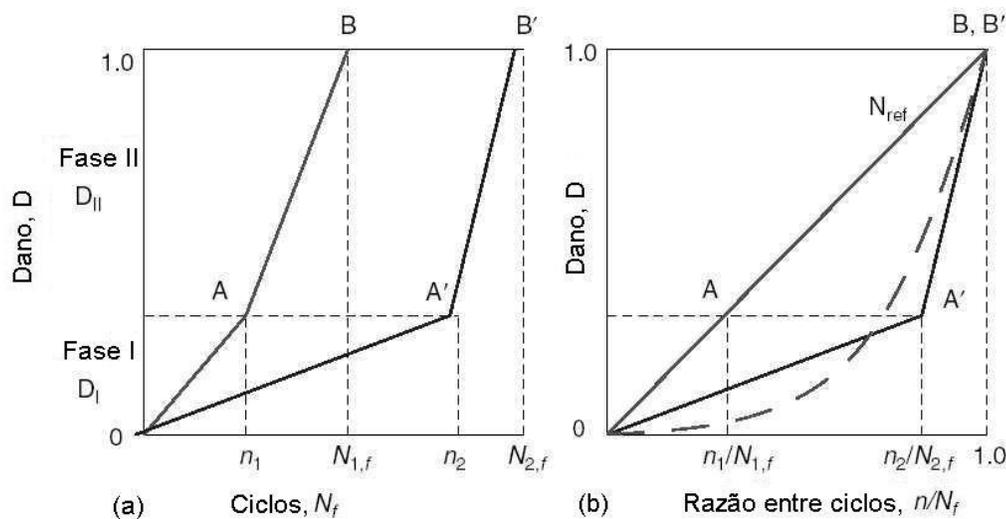


FIGURA 2.24 – Representação gráfica da teoria de dano bilinear para carregamentos em blocos tipo *high-low*, superposta a curva de dano não-linear.

Fonte: LEE et al. (1990, p. 69).

O critério para determinar o ponto de interseção entre as retas relativas às fases I e II, denominado *knee point* (ponto joelho), referido neste trabalho por ponto *knee*, foi

desenvolvido por Manson e Halford (LEE et al., 2005). As equações empíricas das coordenadas do ponto *knee* para a fase I são apresentadas nas Eq. (2.18) e (2.19) e na Eq. (2.20) para a fase II:

$$\left[\frac{n_1}{N_{1,f}} \right]_{knee} = 0,35 \times \left(\frac{N_{1,f}}{N_{2,f}} \right)^{0,25} \quad (2.18)$$

$$D_{knee} = D_I = 0,35 \times \left(\frac{N_{1,f}}{N_{2,f}} \right)^{0,25} \quad (2.19)$$

$$\left[\frac{n_{2,f}}{N_{2,f}} \right]_{knee} = 0,65 \times \left(\frac{N_{1,f}}{N_{2,f}} \right)^{0,25} \quad (2.20)$$

onde:

n_1 : número de ciclos que o material foi submetido sob o carregamento 1;

$N_{i,f}$: total de ciclos necessários para ocorrer a falha sob o carregamento i ;

$[n_1 / N_{1,f}]_{knee}$: abscissa do ponto *knee* para a fase I;

D_{knee} : ordenada do ponto *knee* para a fase I;

$n_{2,f}$: número de ciclos restantes para ocorrer a falha sob o carregamento 2;

$[n_{2,f} / N_{2,f}]_{knee}$: abscissa do ponto *knee* para a fase II.

LEE et al. (2005) comentam que Manson e Halford, depois de vários experimentos com o aço maraging 300 CVM, aço SAE 4130 e liga de titânio Ti-6Al-4V, observaram que as coordenadas do ponto *knee* dependem somente da razão $N_{1,f} / N_{2,f}$, ou seja, não dependem do tipo de material e sim da relação de vida à fadiga entre os dois carregamentos.

A FIG. 2.25 ilustra a aplicação da regra de dano bilinear aos carregamentos apresentados na FIG. 2.21. Nesta figura destacam-se as coordenadas do ponto *knee* das fases I e II. O acúmulo de dano inicialmente é descrito pelo segmento de reta *AB*, pertencente à reta relativa ao carregamento 1, após o final da fase I inicia-se a fase II no ponto *C* e a previsão de dano, daí por diante, segue a reta relativa ao carregamento 2. Novamente, apresenta-se superposta a equação de dano prevista pela teoria não-linear.

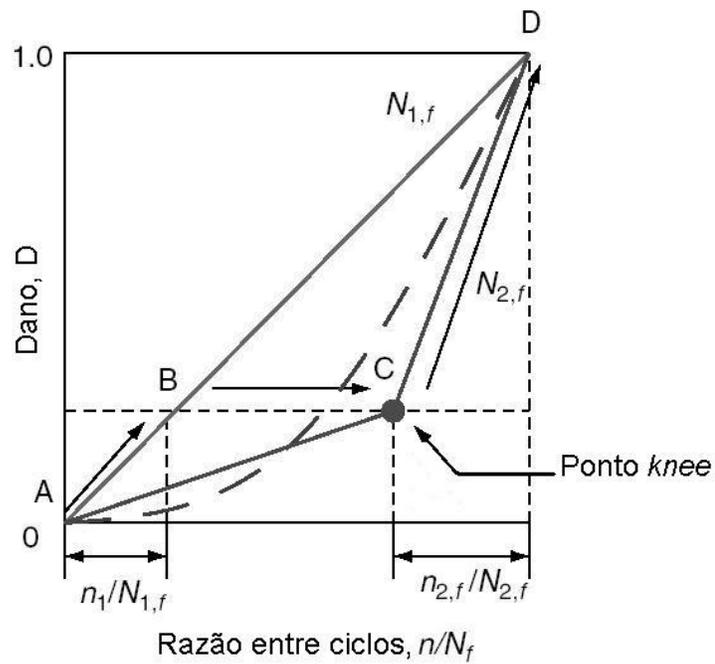


FIGURA 2.25 – Aplicação da teoria de dano bilinear ao carregamento mostrado na FIG. 2.21, superposta à curva de dano não-linear.

Fonte: LEE et al. (1990, p. 70).

As equações necessárias para o cálculo de dano das fases I e II são apresentadas nas Eq. (2.21) a (2.26):

$$D_I = \left(\frac{n_{I1}}{N_{I1,f}} + \frac{n_{I2}}{N_{I2,f}} \right) \times D_{knee} \quad (2.21)$$

$$D_{II} = \left(\frac{n_{II1}}{N_{II1,f}} + \frac{n_{II2}}{N_{II2,f}} \right) \times (1 - D_{knee}) \quad (2.22)$$

$$N_{I1,f} = D_{knee} \times N_{1,f} \quad (2.23)$$

$$N_{II1,f} = N_{1,f} - N_{I1,f} \quad (2.24)$$

$$N_{II2,f} = \left[\frac{n_{2,f}}{N_{2,f}} \right]_{knee} \times N_{2,f} \quad (2.25)$$

$$N_{12,f} = N_{2,f} - N_{112,f} \quad (2.26)$$

onde:

n_{ij} : número de ciclos que o material foi submetido na fase i , sob o carregamento j ;

$N_{ij,f}$: número de ciclos previstos para o material “falhar” na fase i ; sob o carregamento j ;

2.7.4 Considerações finais

A regra bilinear proposta por Manson e Halford é recomendada em projeto de engenharia para cálculo de durabilidade de componentes, por causa do tedioso processo de aplicação da teoria não-linear e das deficiências da teoria de dano linear (LEE et al., 2005). No entanto, ainda não se sabe se as equações empíricas da regra bilinear seriam adequadas ao ADI; apesar das equações mostrarem que os pontos *knee* deverão ser os mesmos para todos os materiais.

Conclui-se, enfatizando que não foram encontrados estudos sobre teorias de dano aplicadas ao ADI e que o desconhecimento sobre as teorias de dano mais adequadas ao ADI limita o seu campo de utilização, retardando a sua aplicação em componentes solicitados a carregamentos de amplitude variável.

3

MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Obtenção do material no estado bruto de fusão

O comportamento à fadiga do ADI sob carregamentos de amplitude variável foi estudado em corpos-de-prova extraídos de blocos Y de 13 mm de espessura, FIG. 3.1, padronizado pela norma ASTM A897, e produzidos em condições industriais pela Intercast S/A. A fusão foi realizada em forno de indução de 1,5 toneladas, potência de 800 kW e frequência de 500 Hz. A carga foi constituída de sucata de aço, retorno, carburante e elementos de liga. A inoculação foi feita no jato do metal, durante a transferência para a panela de nodulização. A temperatura do tratamento de nodulização foi 1555°C e a de vazamento foi de 1420°C.

Os moldes para obtenção dos blocos Y foram fabricados com areia fenólica pelo processo *coldbox* em uma máquina sopradora de machos, marca Redford, modelo HP44. Para reduzir o tempo de vazamento e manter constante o tempo entre a nodulização e o vazamento para um grupo de blocos Y, projetou-se um sistema de enchimento que permitiu o vazamento simultâneo de 7 moldes, como mostram as FIG. 3.2 e 3.3. A caixa de moldação, onde foram posicionados os 7 moldes, foi produzida

com areia aglomerada com bentonita em uma máquina da marca Gazzola, modelo 5588, modificado.

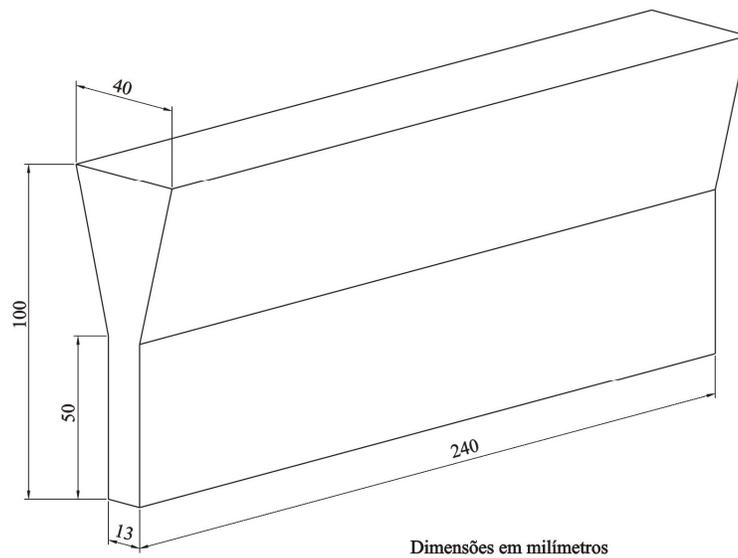


FIGURA 3.1 – Dimensões do bloco Y fundido, padronizado pela ASTM A897 (2005).

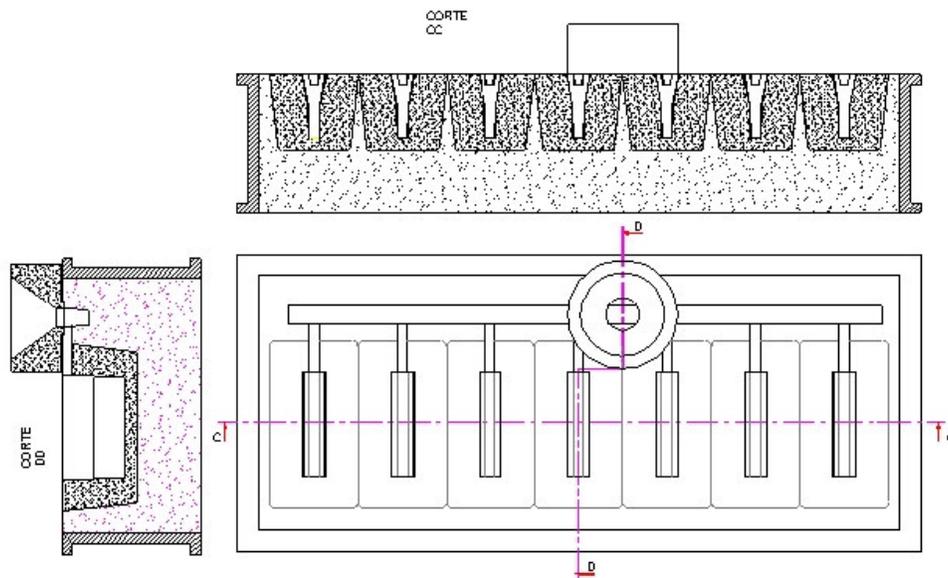


FIGURA 3.2 – Sistema de moldação e enchimento para um conjunto de sete blocos Y.



FIGURA 3.3 – Preenchimento dos moldes com metal líquido.

A FIG. 3.4 mostra as barras retiradas dos blocos Y que após o tratamento térmico foram utilizadas na confecção dos corpos-de-prova para ensaio de propagação de trinca por fadiga (barras A e B), fadiga por flexão alternada (barra C), ensaio de tração, impacto, fadiga por flexão rotativa (barra D). Antes do tratamento térmico, confirmou-se a composição química realizada no momento do vazamento dos moldes e verificou-se a microestrutura bruta de fusão.

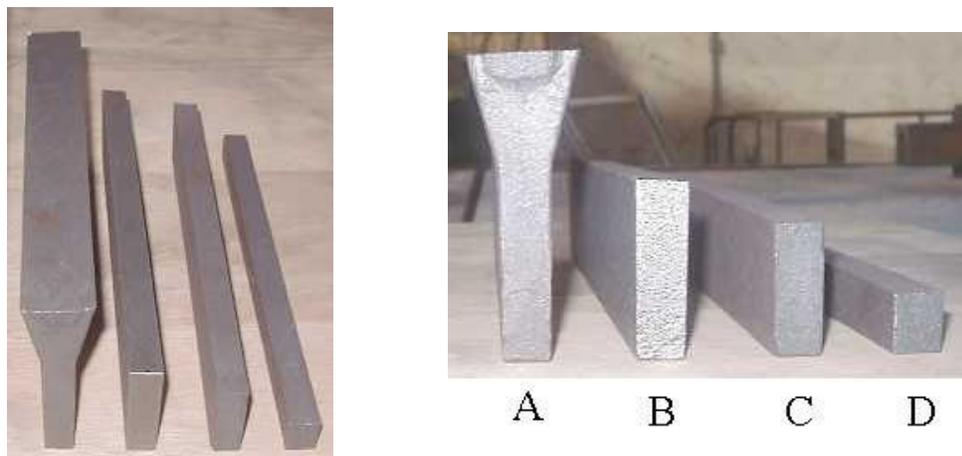


FIGURA 3.4 – Barras extraídas dos blocos Y para confecção de corpos-de-prova.

3.2 Tratamento térmico

No tratamento térmico do ADI, manteve-se constante o ciclo de austenitização e variaram-se os parâmetros do ciclo de austêmpera, possibilitando avaliar a influência da temperatura e do tempo, nas propriedades à fadiga através da produção de três lotes de materiais. Na seleção das temperaturas de austêmpera utilizaram-se como referência a bibliografia citada e trabalhos já realizados (COSTA E DIAS, 1995; MENEZES et al., 2003; CARMO et al., 2004).

Para avaliar a influência da temperatura de austêmpera no comportamento à fadiga sob carregamento variável, foram utilizadas duas temperaturas de austêmpera para produzir materiais com dois diferentes teores de ferrita e austenita e duas diferentes morfologias de ferrita acicular. Selecionou-se 360°C, para o ciclo de alta temperatura de austêmpera, visando obter ferrita acicular grossa e teores elevados de austenita. Para o ciclo de baixa temperatura, que produz ferrita acicular fina e baixos teores de austenita, optou-se pela temperatura de 300°C.

Para estudar a influência do tempo de austêmpera a 360°C, e conseqüentemente, o efeito da estabilidade da austenita no comportamento à fadiga, foram realizados dois ciclos com tempos diferentes. Segundo KOVACS (1986), se após o ciclo de austenitização, trecho AB da FIG. 3.5, o resfriamento for suficientemente rápido, a nucleação da ferrita acicular acontece em E e a transformação total da matriz ocorre entre E e T. Se a reação de austêmpera for encerrada no ponto T, o carbono na austenita atinge 1,2 a 1,6%, tornando a austenita apenas metaestável. A austenita poderia persistir à temperatura ambiente mas não está necessariamente estabilizada. Se o material for resfriado à temperatura abaixo da ambiente ou se for deformado, a austenita metaestável pode transformar-se em martensita (ZIMBA et al., 2003; GARIN e MANNHEIM, 2003). Segundo KOVACS (1986), nenhuma nucleação apreciável de ferrita ocorre entre T e Y. A ferrita existente cresce proporcionando condições para aumentar o teor de carbono na austenita para valores da ordem de 1,8 a 2,2%. Nesta situação a austenita se tornaria estável térmica e mecanicamente.

Em função do exposto anteriormente, um grupo foi tratado a 360°C até o ponto T, produzindo um material com uma austenita menos estabilizada e portanto com maior propensão ao encruamento ou a uma transformação de fase induzida por deformação. Outro grupo foi tratado a 360°C até o ponto Y, constituindo-se em um material com austenita mais estável.

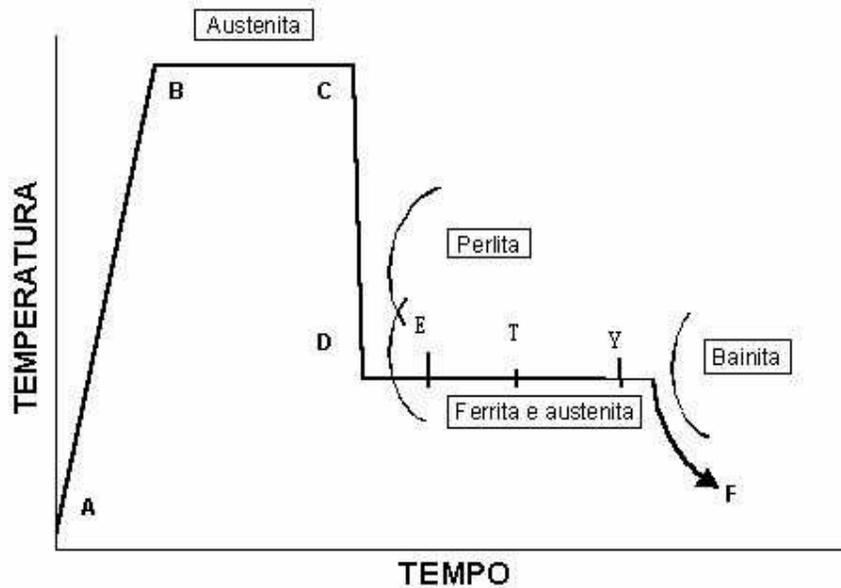


FIGURA 3.5 – Ciclo térmico de austêmpera utilizado na obtenção do ADI.

Adaptado de KOVACS (1986).

A temperatura de austenitização e os tempos correspondentes aos pontos E e T, à temperatura de 360°C, foram definidos com auxílio de um dilatômetro de têmpera, modelo DT1000, marca Adhamel Lhomargy. As curvas dilatométricas utilizadas são apresentadas no APÊNDICE A. A temperatura de término da transformação austenítica na fase de aquecimento ficou entre 845 e 853°C. A FIG. A.3 do APÊNDICE A ilustra o procedimento utilizado para determinar as temperaturas de início e término da transformação da austenita. Através da curva dilatação relativa versus tempo, FIG. A.5, determinou-se o tempo necessário para a reação de austêmpera alcançar o ponto T. Para as três amostras ensaiadas, este tempo variou de 21 a 24 minutos.

Os ciclos térmicos utilizados são apresentados na TAB. 3.1 e ilustrados esquematicamente na FIG. 3.6. Utilizou-se o dilatômetro para simular os três ciclos térmicos, e em nenhum deles se observou transformação martensítica no resfriamento, até a temperatura ambiente.

Tabela 3.1 – Ciclos térmicos realizados.

Material	Austenitização		Austêmpera	
	Temperatura	Tempo	Temperatura	Tempo
ADI – T1	900 °C	1,5 h	360 °C	1,5 h
ADI – T2	900 °C	1,5 h	360 °C	0,6 h
ADI – T3	900 °C	1,5 h	300 °C	2,5 h

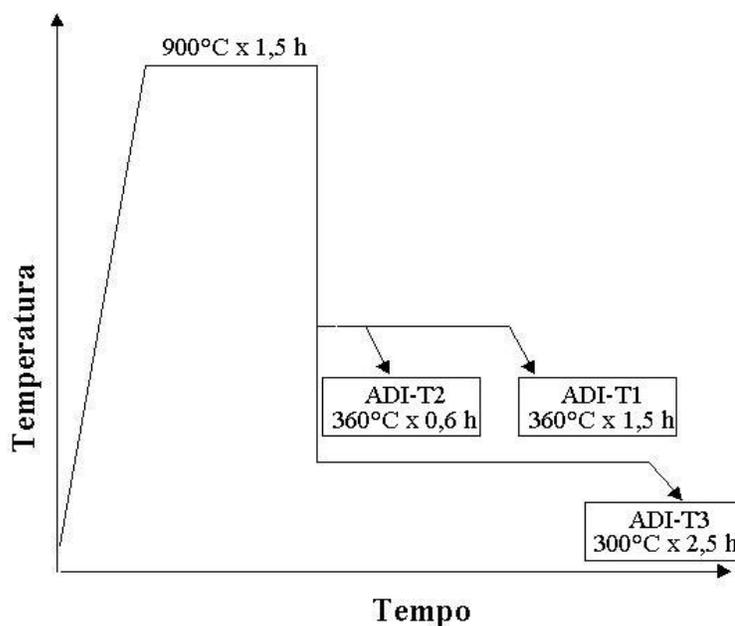


FIGURA 3.6 – Representação esquemática do tratamento térmico dos três materiais utilizados.

As barras cortadas dos blocos Y foram separadas em três lotes idênticos e colocadas em cestos metálicos, como ilustra a FIG. 3.7, possibilitando o manuseio de cada lote durante o tratamento térmico.



FIGURA 3.7 – Cesto metálico com as barras preparadas para o tratamento térmico.

Todos os fornos utilizados no tratamento térmico foram fabricados pela Oriental Engineering, Japão, e disponibilizados pelo Centro Tecnológico de Fundição (CETEF). Utilizou-se para o aquecimento, um forno industrial tipo cadinho, modelo P50120, com diâmetro de 500 mm e altura de 750 mm, com sistema de circulação forçada do ar, para a homogeneização da temperatura no interior do cadinho. No momento em que foi inserido o cesto com as barras, o forno já se encontrava homogeneizado à temperatura de 900°C, o que é uma prática industrial para peças de ferros fundidos nodulares austemperados. Após o carregamento e fechamento do forno, a temperatura caía para valores em torno de 800°C, e em aproximadamente 30 minutos a temperatura retornava a 900°C. As barras permaneceram nesta temperatura por um período de 1,5 horas, FIG. 3.8, sendo transferidos para o forno de resfriamento em banho de sais como mostram as FIG. 3.9 e 3.10.

O forno a banho de sais, modelo SPE 50120, possui cadinho de diâmetro de 1200 mm e 800 mm de profundidade, dotado de sistema de circulação do banho de sal e refrigeração, proporcionando um controle de temperatura de $\pm 5^{\circ}\text{C}$.



FIGURA 3.8 – Retirada do cesto do forno de austenitização à temperatura de 900°C.



FIGURA 3.9 – Imersão do cesto no forno a banho de sais à temperatura de 360°C.



FIGURA 3.10 – Término da imersão do cesto no forno de austêmpera.



FIGURA 3.11 – Retirada do cesto do forno após a austêmpera.

O cesto, depois de retirado do forno a banho de sais, FIG. 3.11, foi transferido para limpeza em um tanque com água à 60°C agitada por sopro de ar comprimido, FIG. 3.12, tendo permanecido nesta condição por aproximadamente 10 a 15 minutos. Em seguida o cesto era suspenso e ficava nesta condição até secar e alcançar a temperatura ambiente. Antes de usar os corpos-de-prova, foram verificadas as propriedades mecânicas e a microestrutura obtidas após o tratamento térmico.



FIGURA 3.12 – Resfriamento e limpeza das barras em tanque de água à 60°C com agitação por ar comprimido.

3.3 Caracterização do material por microscopia ótica e ensaios mecânicos

As propriedades mecânicas foram determinadas de acordo com a norma ASTM A 897 (2005), que também especifica as dimensões de corpos-de-prova para ensaio de tração e resistência ao impacto.

As propriedades à tração foram determinadas em uma máquina universal de ensaios marca Emic com capacidade de 100 kN, eletromecânica e microprocessada, modelo DL 10000. Em função da espessura do bloco Y, da capacidade da máquina e do limite de resistência à tração, previsto para o ADI, utilizou-se corpo-de-prova com 9,07 mm de diâmetro e 35,6 mm de base de medida para determinação do alongamento percentual

(ASTM A 897, 2005). Foram realizados, no mínimo, seis ensaios de tração, sendo três utilizando extensômetro eletrônico e três utilizando o deslocamento da garra, acompanhado por um transdutor de deslocamento linear. Nos ensaios realizados com extensômetro, o mesmo era retirado quando se atingia 4% de deformação total. Os ensaios realizados, através do monitoramento do deslocamento da garra móvel, possibilitaram coletar dados até a ruptura do corpo-de-prova. Em ambos os casos, determinaram-se o limite de escoamento convencional a 0,2% de deformação plástica.

Os dados de força e alongamento, obtidos nos ensaios realizados com extensômetro eletrônico, permitiram determinar o módulo de elasticidade longitudinal dos materiais. O valor do módulo de elasticidade foi obtido através de regressão linear de aproximadamente 200 pontos, referentes aos valores de tensão e deformação. A equação da reta foi obtida com um fator de correlação $R^2 \geq 0,999$.

Os ensaios de impacto foram realizados em uma máquina de ensaio Charpy. Os corpos-de-prova foram usinados com uma seção transversal quadrada de 10 mm por 55 mm de comprimento e sem entalhe, conforme norma ASTM A 897 (2005). Para cálculo da resistência ao impacto, a norma citada especifica que se deve fazer quatro ensaios e que o resultado seja obtido pela média dos três maiores valores.

Foram feitas ensaios de dureza Brinell (HB), utilizando carga de 29,43 kN (3000 kgf) e esfera de 10 mm de diâmetro, e dureza Rockwell C (HRC).

As amostras para exame metalográfico e microdureza Vickers, foram extraídas da região útil dos corpos-de-prova rompidos em tração, mas fora da região de estrição. As amostras, seção transversal de 9,05 mm de diâmetro, foram lixadas até a granulometria 600 e em seguida polidas com pasta de diamante.

A quantidade e morfologia dos nódulos de grafita foram determinadas através dos dados obtidos através do software de análise de imagem HImage2001. A descrição detalhada do tratamento matemático dos dados foi apresentada por ARAÚJO (2006). Foram

examinados cinco campos localizados na periferia da seção circular, considerado o local mais provável de iniciação de trincas por fadiga.

3.4 Estimativa do limite de fadiga

Para selecionar as tensões a serem utilizadas nos ensaios de fadiga com amplitude constante e variável foi necessário estimar o limite de fadiga ou *endurance* dos materiais ADI-T1, ADI-T2 e ADI-T3, através da Eq. (3.1) já apresentada no item 2.4.

$$S_e = \frac{1,43(910 - HV)}{(\sqrt{A})^{1/6}} \quad (3.1)$$

Onde:

S_e : limite de resistência à fadiga em MPa;

HV : dureza Vickers;

A : área projetada da grafita, em μm^2 , em um plano perpendicular à máxima tensão normal.

Os valores estimados para o limite de fadiga são apresentados na TAB. 3.2. A área máxima da grafita, representa a grafita de maior área, observada nos cinco campos de seis amostras, determinada através do software de análise de imagem HLImage2001.

TABELA 3.2 – Resultados da estimativa para o limite de fadiga, utilizando a Eq. (3.1).

Material	Área máxima da grafita, A	Microdureza, HV	Limite de fadiga, S_e (MPa)	
	(μm^2)	(HV 0,5)	Eq. (3.1)	Adotado
ADI-T1	3000	342	417	420
ADI-T2	3000	300	448	450
ADI-T3	3000	425	355	360

3.5 Parâmetros utilizados nos ensaios de fadiga

Para avaliar a influência da seqüência de carregamento utilizou-se ensaios com carregamento em blocos dos tipos “alto-baixo” e “baixo-alto” denominados por Hi-Lo e Lo-Hi, respectivamente, e apresentados esquematicamente nas FIG. 3.13 e 3.14. Em ambos os tipos, no primeiro bloco de carga, o corpo-de-prova é submetido a uma amplitude de tensão durante um determinado número de ciclos cujo valor é menor que o necessário para a sua falha, àquela amplitude de tensão. No segundo bloco de carga a amplitude de tensão é reduzida, tipo Hi-Lo, ou aumentada, tipo Lo-Hi. No segundo bloco de carga o ensaio termina quando ocorre a falha do corpo-de-prova. Os resultados são avaliados através de determinadas teorias de dano.

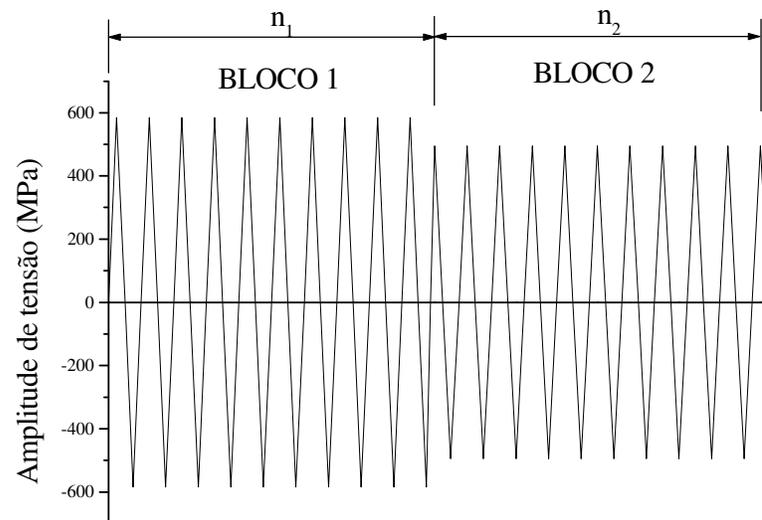


FIGURA 3.13 – Ensaio de fadiga com amplitude variável, carregamento em blocos tipo Hi-Lo.

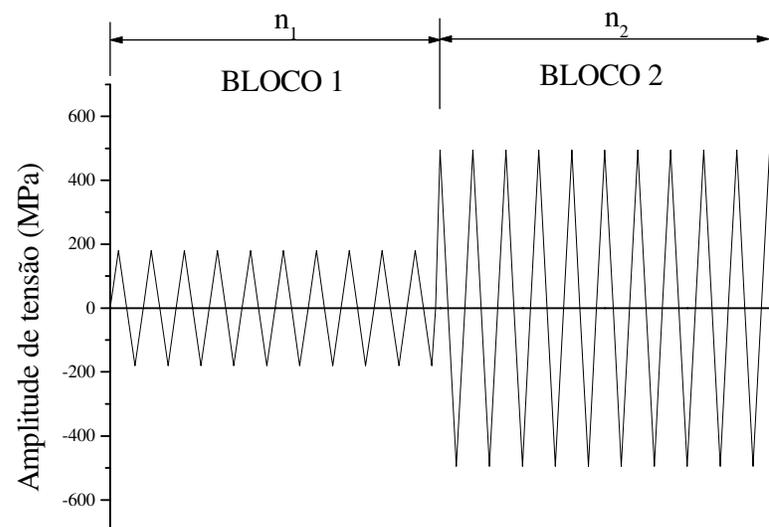


FIGURA 3.14 – Ensaio de fadiga com amplitude variável, carregamento em blocos tipo Hi-Lo.

Para planejar e analisar os ensaios de fadiga do ADI com amplitude variável foi necessário, primeiramente, determinar a vida à fadiga do material sob amplitude constante. Para definir os valores para a amplitude de tensão que seriam utilizados nos testes, tomou-se como referência o limite de fadiga do material ADI-T2, $S_e = 450$ MPa. Adotaram-se dois valores acima do limite de fadiga, para que a ocorrência da falha do corpo-de-prova, no segundo bloco de cargas, fosse altamente provável. Para alguns ensaios tipo Lo-Hi, adotou-se para o primeiro bloco de cargas, valores de amplitude de tensão abaixo do limite de fadiga de referência. A TAB. 3.3 resume os valores adotados.

TABELA 3.3 – Valores de amplitude de tensão utilizados nos ensaios de fadiga, tendo como referência o limite de fadiga do material ADI-T2, $S_e = 450$ MPa.

Amplitude de tensão	Valor (MPa)
$S_a = 1,3 S_e$	585
$S_a = 1,1 S_e$	495
$S_a = 0,9 S_e$	405
$S_a = 0,7 S_e$	315
$S_a = 0,6 S_e$	270
$S_a = 0,4 S_e$	180

Para determinar a vida média à fadiga com amplitude constante, a 495 MPa e 585 MPa, optou-se pela distribuição de probabilidade que melhor se ajustou aos dados. Avaliaram-se as distribuições de probabilidade normal, log-normal, exponencial e Weibull, utilizando o teste de Anderson-Darling, através do programa de computador Minitab.

3.6 Ensaio de fadiga por flexão rotativa com controle de tensão

Os ensaios de fadiga de alto ciclo por flexão rotativa com amplitude constante e variável foram realizados nos laboratórios do CETEF na máquina fabricada pela Fatigue Dynamics Inc., Estados Unidos, modelo RBF-200, apresentada nas FIG. 3.15 e 3.16.



FIGURA 3.15 – Máquina de ensaio de fadiga por flexão rotativa, RBF-200.

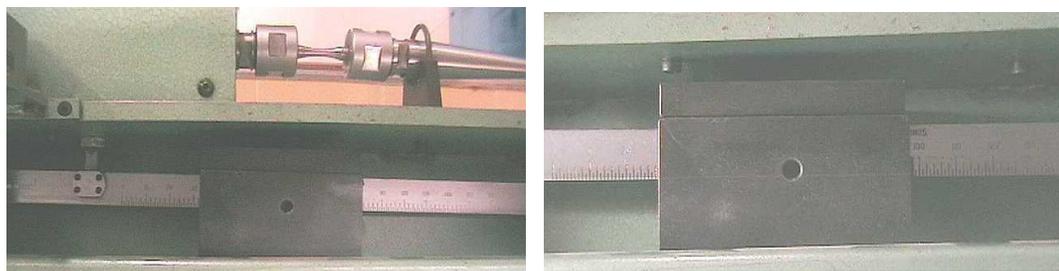


FIGURA 3.16 – Destaques para o corpo-de-prova, o peso e o braço graduado.

Os corpos-de-prova foram usinados a partir da barra D, FIG. 3.4, de acordo com o desenho apresentado na FIG. 3.17. Em seguida foram lixados longitudinalmente até a granulometria 600.

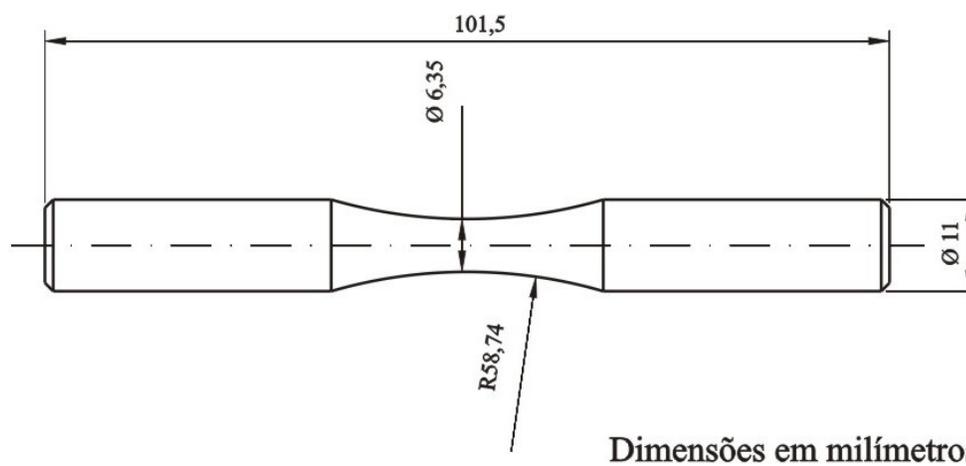


FIGURA 3.17 – Desenho do corpo-de-prova utilizado no ensaio de fadiga por flexão rotativa.

O ensaio consiste em aplicar no corpo-de-prova em rotação o esforço de flexão simples. O momento máximo que pode ser aplicado é de 200 lb.in que equivale a 22,60 N.m. A rotação é constante e pode variar de 500 a 10000 rotações por minuto. No modelo RBF-200 o corpo-de-prova encontra-se engastado numa das extremidades com a outra extremidade livre, FIG 3.15 e 3.16, onde se aplica a carga controlada pela posição do peso, como ilustra a FIG. 3.16. Deslocando-se o peso ao longo do braço graduado, varia-se o momento fletor aplicado na amostra. Devido à rotação imposta, o ciclo de tensões aplicado é alternado segundo uma onda senoidal. A tensão normal máxima ocorre nas fibras extremas, sendo calculada pela Eq. (3.2). Neste caso a amplitude de tensão é constante e igual à tensão normal máxima ($S_a = S_{max}$), a tensão média é nula ($S_m = 0$) e a razão entre tensões $R = -1$.

$$S_a = S_{max} = \pm \frac{M}{W}; \quad W = \frac{\pi \cdot d^3}{16} \quad (3.2)$$

Onde:

S_a : amplitude de tensão

S_{max} : tensão normal máxima;

M : momento fletor, determinado pela posição do peso no braço graduado;

W : módulo de resistência à flexão na seção crítica;

d : diâmetro do corpo-de-prova, sendo $d = 6,35$ mm.

Os parâmetros dos ensaios de fadiga com amplitude constante e variável são apresentados nas TAB. 3.4 e 3.5, respectivamente.

TABELA 3.4 - Parâmetros dos ensaios de fadiga por flexão rotativa com amplitude constante.

Amplitude de tensão	Número de corpos-de-prova		
	ADI-T1	ADI-T2	ADI-T3
495 MPa	8	8	5
585 MPa	8	8	5

TABELA 3.5 – Parâmetros utilizados nos ensaios de fadiga com amplitude variável

Tipo de ensaio	Parâmetros dos blocos de carga				
	Amplitude de tensão (MPa)	Bloco 1			Bloco 2
		Número de ciclos			Amplitude de tensão (MPa)
	ADI-T1	ADI-T2	ADI-T3		
Hi – Lo	585	0,25 N _f	0,25 N _f	0,25 N _f	495
Lo – Hi	495	0,25 N _f	0,25 N _f	–	585
Lo – Hi	180	1 x 10 ⁵	1 x 10 ⁵	1 x 10 ⁵	495
Lo – Hi	270	1 x 10 ⁵	1 x 10 ⁵	–	495
Lo – Hi	315	1 x 10 ⁵	1 x 10 ⁵	1 x 10 ⁴	495
Lo – Hi	405	1 x 10 ⁴	1 x 10 ⁴	–	495

N_f : número de ciclos até a fratura, determinados em amplitude constante

Os ensaios com amplitude constante e variável foram realizados a uma frequência de 100 Hz que, segundo SOUZA (1982), é o limite máximo para que a velocidade não interfira nos resultados à fadiga. Os ensaios foram iniciados sem carga e a medida que o equipamento alcançava a rotação desejada deslocava-se o peso para a posição correspondente ao momento calculado. Nos testes com amplitude variável o corpo-de-prova foi ensaiado até atingir o número de ciclos previstos para o primeiro bloco de cargas, TAB. 3.5. No bloco subsequente, alterava-se a amplitude de tensão com a máquina em movimento, deslocando-se o peso para a posição correspondente ao momento, previamente calculado através da Eq. (3.2). O ensaio prosseguia até a falha do material que ocorria com separação total ou parcial do corpo-de-prova.

3.7 Ensaio de fadiga por flexão alternada com controle de deformação

Para realizar os ensaios de fadiga por flexão alternada foi necessário importar uma máquina produzida pela Fatigue Dynamics Inc., EUA, modelo LFE-150, apresentada na FIG. 3.18. O equipamento é constituído de uma base de altura regulável onde é fixada a célula de carga e uma das extremidades da amostra a ser ensaiada, FIG. 3.19. A outra extremidade do corpo-de-prova é fixada a uma base oscilante ligada a uma biela,

FIG. 3.19, que por sua vez é conectada a um excêntrico regulável. O sistema de oscilação permite obter deslocamentos verticais no corpo-de-prova de 0 a 50,8 mm e aplicar forças de até 150 libras, equivalente a 667,23 N. O equipamento foi projetado para não provocar força normal no elemento a ser ensaiado, ficando o mesmo sujeito somente à flexão simples. O sistema de oscilação e a base de altura regulável possibilitam realizar ensaios com tensão média diferente de zero. O sistema de controle, FIG. 3.20, permite variar a velocidade do ensaio entre 200 a 3000 ciclos por minuto. O contador de ciclos é digital com opção de interromper o ensaio a um determinado número de ciclos.

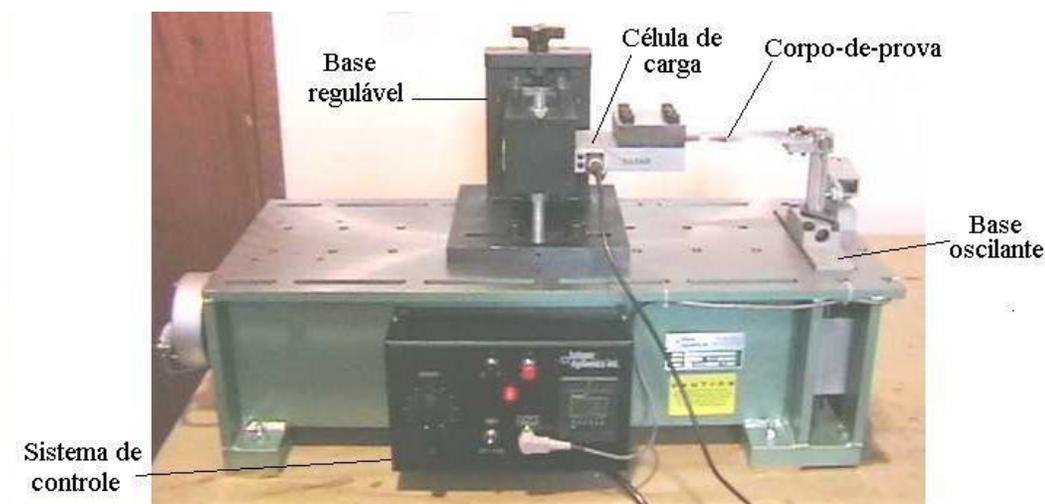


FIGURA 3.18 – Máquina de fadiga por flexão alternada.



FIGURA 3.19 – Célula de carga, corpo-de-prova e base oscilante durante um ensaio.



FIGURA 3.20 – Sistema de controle da rotação e do número de ciclos.

O controle do deslocamento vertical do corpo-de-prova é feito através de uma escala graduada no excêntrico regulável. O momento aplicado no corpo-de-prova durante o ensaio é continuamente monitorado pela célula de carga e visualizado através do indicador apresentado na FIG. 3.21, o qual permite a leitura do valor do momento aplicado, tanto no sentido horário quanto no anti-horário. O mostrador apresenta três dígitos, devendo-se multiplicar o valor indicado por dez para se obter o valor real do momento fletor na célula de carga, em libras vezes polegada.



FIGURA 3.21 – Indicador digital da célula de carga.

Os corpos-de-prova, FIG. 3.22, foram usinados a partir de barras “C” extraídas do bloco Y e mostradas na FIG.3.4. O momento aplicado nos ensaios foi calculado utilizando a Eq. (3.3). O módulo de resistência à flexão, Eq. (3.3), foi determinado na seção onde ocorre a tensão máxima, indicada na FIG. 3.23 a . O valor inicial do deslocamento vertical aplicado no corpo-de-prova através do excêntrico regulável, foi calculado através da Eq. (3.4) utilizando o módulo de elasticidade longitudinal do ADI. No entanto, devido à flexibilidade da célula de carga e do sistema de fixação do corpo-de-prova, foi necessário aumentar a excentricidade até atingir o momento desejado.

$$M_{CC} = \frac{S_a \cdot W}{L_{CP}} \cdot L_{CC}; \quad W = \frac{b \cdot h^2}{6} = \frac{15,13 \cdot 7,00^2}{6} = 123,52 \quad mm^3 \quad (3.3)$$

Onde:

M_{CC} : momento fletor aplicado na célula de carga;

L_{CP} : distância do ponto de aplicação da carga até a seção no corpo-de-prova onde ocorre a tensão normal máxima, $L_{CP} = 142,7$ mm, como mostram as FIG. 3.23 a e b;

L_{CC} : distância do ponto de aplicação da carga até a célula de carga, $L_{CP} = 234,5$ mm, FIG. 3.23 b.

$$v = \frac{PL_{cp}^3}{3EI}; \quad P = \frac{M_{cc}}{L_{cc}}; \quad I = \frac{bh^3}{12} \quad (3.4)$$

Onde:

v : deslocamento vertical do corpo-de-prova,

P : carga aplicada na extremidade do corpo-de-prova;

I : momento de inércia da seção;

E : módulo de elasticidade longitudinal do corpo-de-prova, determinado durante os ensaios de tração.

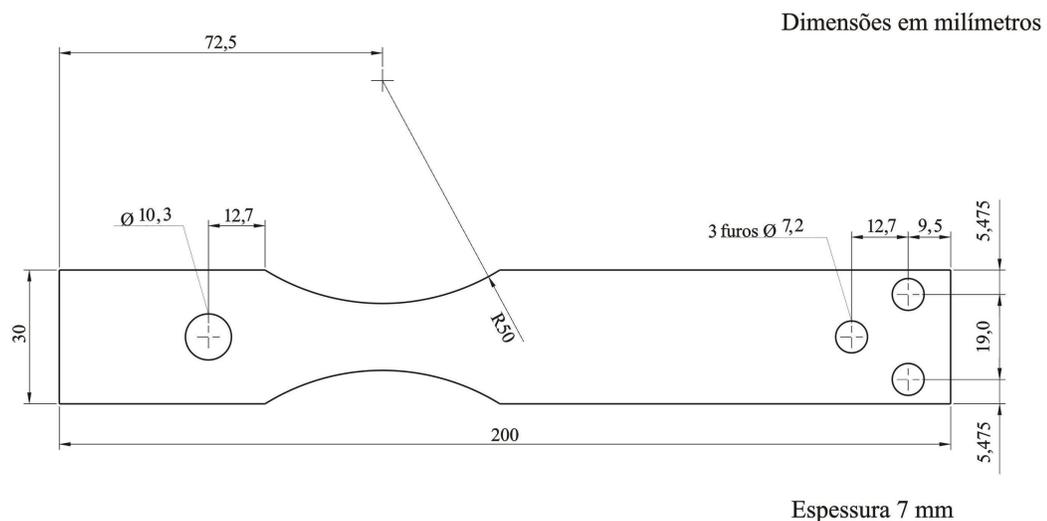


FIGURA 3.22 – Dimensões do corpo-de-prova para ensaio de fadiga por flexão alternada.

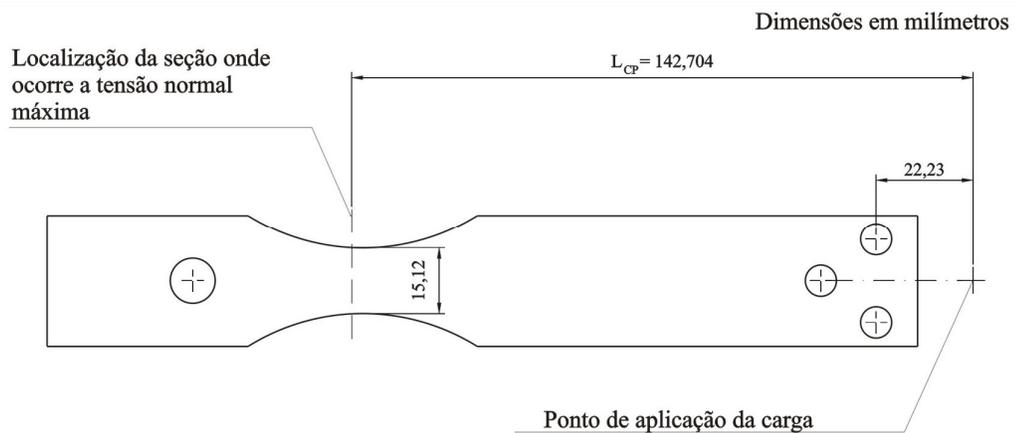


FIGURA 3.23 a – Localização da seção onde ocorre a tensão normal máxima devida à flexão, em relação ao ponto de aplicação da carga.

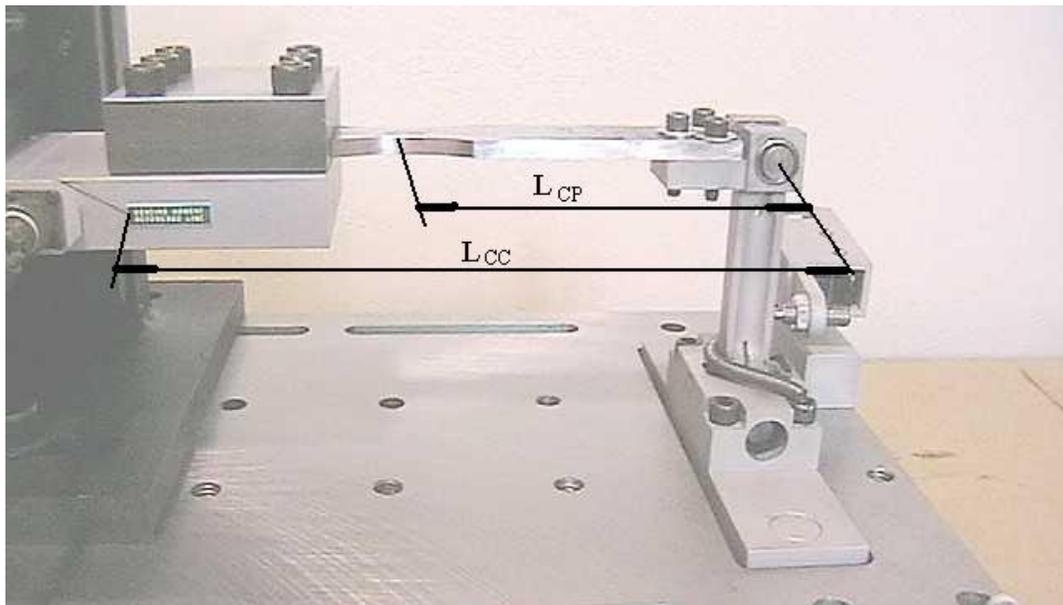


FIGURA 3.23 b – Representação esquemática das distâncias utilizadas no cálculo da tensão normal máxima e do momento fletor na célula de carga.

A TAB. 3.6 resume os valores de amplitude de tensões, os momentos e os deslocamentos verticais correspondentes, para os ensaios com amplitude constante. Na TAB. 3.7 são apresentados os parâmetros dos ensaios de amplitude variável tipo Lo-Hi. Foram utilizados cinco corpos-de-prova em cada condição. Os testes foram realizados com a frequência máxima permitida pelo equipamento, em torno de 40 Hz para a amplitude de 495 MPa e 30 Hz para a amplitude de 585 MPa.

TABELA 3.6 - Parâmetros dos ensaios de fadiga por flexão alternada com amplitude constante.

Amplitude de tensão (MPa)	Momento fletor (célula de carga)		Deslocamento vertical		Número de corpos-de-prova		
	N.m	lb.pol	mm	pol	ADI-T1	ADI-T2	ADI-T3
495	±100,48	±889,28	±13,21	±0,52	5	5	–
585	±118,75	±1051,07	±15,75	±0,62	5	5	5

TABELA 3.7 – Parâmetros utilizados nos ensaios de fadiga por flexão alternada com amplitude variável, tipo Lo-Hi.

Parâmetros dos blocos de carga			
Bloco 1			Bloco 2
Amplitude de tensão (MPa)	Número de ciclos		Amplitude de tensão (MPa)
	ADI-T1	ADI-T2	
495	0,5 N _f	0,5 N _f	585

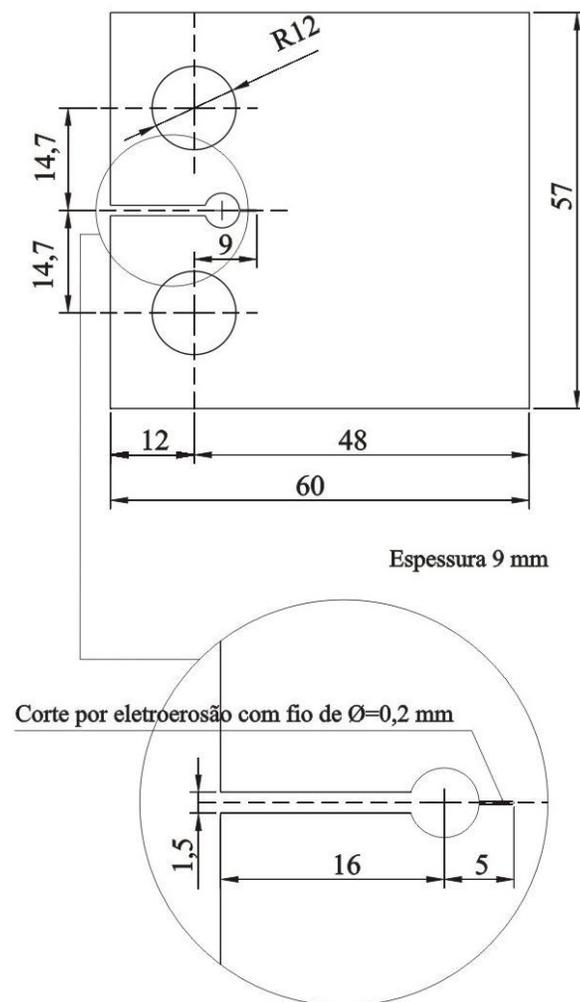
N_f : número de ciclos até a fratura, determinados em amplitude constante

3.8 Ensaio de propagação de trinca por fadiga

Para avaliar a influência do ciclo de austêmpera na fase de propagação estável de trincas por fadiga com carregamento variável, realizou-se dois grupos de ensaios. O primeiro com amplitude de carga, ΔP , constante, onde $\Delta P = P_{max} - P_{min}$, resultando numa propagação de trinca onde o fator cíclico de intensidade de tensões, ΔK , foi crescente, sendo $\Delta K = K_{max} - K_{min}$. O segundo grupo foi realizado com ΔK constante, por consequência, a amplitude de carga, ΔP , foi decrescente com o avanço da trinca por fadiga.

Todos os ensaios foram realizados à temperatura ambiente, utilizando uma máquina servo-hidráulica de 250 kN, marca Instron, modelo 8802 do Laboratório de Ensaio do Centro de Desenvolvimento da Tecnologia Nuclear (CDTN). Os testes foram realizados

a uma frequência de 15 Hz e a uma razão $R = 0,3$, onde $R = P_{min} / P_{max}$ ou $R = K_{min} / K_{max}$. Os valores utilizados para a frequência e a razão R foram determinados em função da carga aplicada e de condições de funcionamento do equipamento. Utilizou-se corpos-de-prova tipo compacto de tração (CT), FIG. 3.24, padronizado pela norma ASTM E-647. Para evitar encruamento e transformação de fase na ponta do entalhe, optou-se pelo processo eletroerosão a fio. A FIG. 3.25 mostra a localização de onde foram retirados os corpos-de-prova CT nas barras “A” extraídas dos blocos Y.



Dimensões em milímetros

FIGURA 3.24 – Dimensões do corpo-de-prova para ensaio de propagação de trinca por fadiga, tipo compacto de tração (CT).

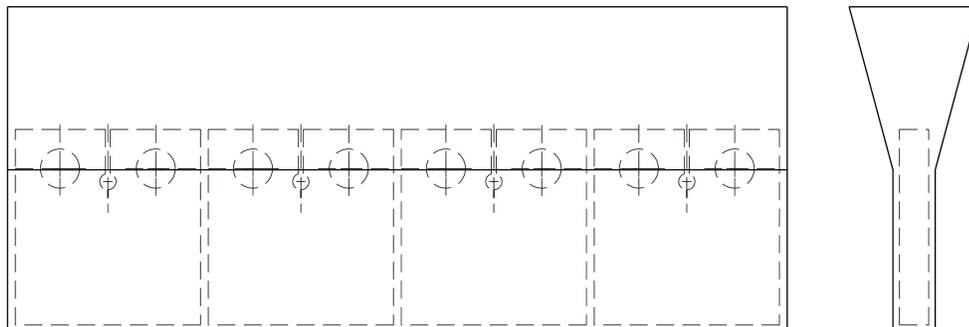


FIGURA 3.25 – Localização dos corpos-de-prova tipo CT na barra extraída do bloco Y.

Durante os ensaios, o comprimento da trinca foi automaticamente monitorado utilizando o método da flexibilidade, *compliance*, através de extensômetro, *clip gauge*, fixado no corpo-de-prova como mostra a FIG. 3.26. Os ciclos de fadiga e o comprimento da trinca foram continuamente armazenados durante os ensaios.



FIGURA 3.26 – Garras da máquina de ensaio Instron (CDTN) preparada para ensaio de propagação de trinca por fadiga, com *clip gauge* fixado ao corpo-de-prova tipo CT, em ADI.

Os parâmetros dos ensaios de propagação de trinca por fadiga com ΔP constante e ΔK constante são apresentados nas TAB. 3.8 e 3.9, respectivamente. Os parâmetros utilizados foram calculados de tal forma a se ter a propagação da trinca sempre no regime linear-elástico, tendo como referência a norma ASTM E-647. A pré-trinca foi executada de acordo com a ASTM E-647. Após os ensaios de propagação de trinca os corpos-de-prova foram rompidos em uma máquina de ensaio de tração EMIC de 100 kN.

TABELA 3.8 - Parâmetros dos ensaios de propagação de trinca por fadiga com amplitude de carga, ΔP , constante e $R = 0,3$.

Amplitude de carga, ΔP (N)	Número de corpos-de-prova		
	ADI-T1	ADI-T2	ADI-T3
5400	3	3	2

TABELA 3.9 - Parâmetros dos ensaios de propagação de trinca por fadiga com fator cíclico de intensidade de tensões, ΔK , constante e $R = 0,3$.

Bloco de carga	Fator cíclico de intensidade de tensões, ΔK (MPa.m ^{1/2})	Número de corpos-de-prova		
		ADI-T1	ADI-T2	ADI-T3
1	15,0	3	5	2
2	19,5	3	5	2
3	22,5	3	5	2
4	27,0	3	3	2
5	30,0	3	3	2
6	33,0	3	3	2
7	36,0	3	3	2

3.9 Caracterização estrutural dos materiais por difratometria de raios-X

A difração de raios-X foi utilizada para estimar o volume de austenita na matriz metálica, o teor de carbono da austenita e a dimensão média da célula ferrítica, dos três materiais obtidos por tratamento térmico de austêmpera. Foram usinadas de cada material, três amostras de 30 mm de diâmetro e 5 mm de espessura, representativas dos corpos-de-prova destinados aos ensaios de flexão alternada e propagação de trinca. A superfície a ser analisada foi preparada com a mesma técnica utilizada nos exames metalográficos.

As amostras foram analisadas em um difratômetro de raios-X, marca Philips-PANalytical, modelo PW 1710, do Laboratório de raios-X do Departamento de Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal de Minas Gerais (UFMG). As amostras foram varridas no intervalo, $10,01^\circ \leq 2\theta \leq 109,99^\circ$ com incremento de $0,020^\circ$. O comprimento de onda da radiação foi $K\alpha_1 = 0,154056$ nm.

Os difratogramas foram analisados através do programa Origin, utilizando o módulo *Peak Fitting*, para obter a posição, áreas e intensidades integradas dos picos relativos aos planos (111), (200), (220), (311) e (222) da austenita e (110), (200), (211) e (220) da ferrita. Para estimar o volume de austenita e ferrita utilizaram-se as áreas integradas dos planos citados. O teor de carbono foi estimado, seguindo o procedimento descrito por PUTATUNDA (2001), que utilizou a seguinte equação:

$$a_\gamma = 0,3548 + 0,0044 \cdot C_\gamma \quad (3.5)$$

onde:

a_γ : parâmetro de rede da austenita em nanômetros;

C_γ : teor de carbono na austenita, porcentagem em peso.

Os planos (111), (220) e (311) foram utilizados por PUTATUNDA (2001) para estimar o parâmetro de rede da austenita.

A dimensão da célula ferrítica, d , foi determinada através da fórmula de Scherrer, Eq. (2.2), utilizando o plano (211) da ferrita.

Considerou-se que a dimensão d seja a espessura das subunidades que compõem o feixe ou molho de ferrita, como ilustram as FIG. 3.27a e 3.27B. Como nenhum dos autores (PUTATUNDA E GADICHERLA, 1999; PUTATUNDA, 2001; RAO E PUTATUNDA, 2003; YANG e PUTATUNDA, 2005), que utilizam o parâmetro d , em seus trabalhos, apresentam ilustrações, utilizou-se como referência, para elaborar a FIG. 3.27, ilustrações esquemáticas apresentadas por BHADESHIA (2000); que mostra o processo de formação de um feixe de ferrita bainítica a partir do contorno de grão da austenita. As figuras de referência representam a formação da bainita superior em aços e foram adaptadas neste trabalho para o ADI.

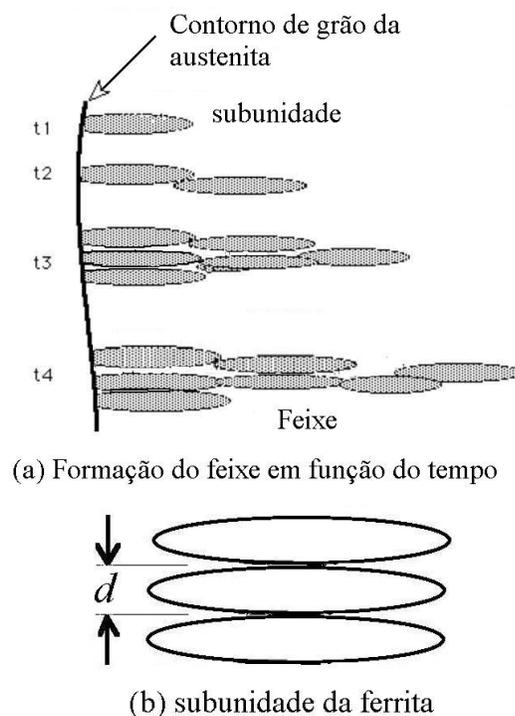


FIGURA 3.27 – Representação esquemática do início de formação da estrutura “ausferrítica” do ADI. (a) Formação do feixe de ferrita em função do tempo; (b) representação da espessura d da subunidade da ferrita. Adaptado de BHADESHIA (2000).

4

APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

4.1 Caracterização dos materiais

A composição química do material dos corpos-de-prova em ADI é apresentada na TAB. 4.1. Os elementos Cu e Ni foram adicionados para proporcionar a austemperabilidade necessária. A análise da microestrutura quanto à forma, quantidade e tamanho da grafita, TAB. 4.2, foi realizada através de um tratamento matemático dos dados obtidos através do software de análise de imagem HImage2001. As microestruturas obtidas nos três ciclos térmicos são apresentadas nas FIG. 4.1 e 4.2. Exames com diferentes ampliações mostraram que a matriz ausferrítica do material austemperado a 360°C, ADI-T1 e ADI-T2, é mais grossa que a do material tratado a 300°C, ADI-T3, e a proporção de austenita dos ciclos T1 e T2 é maior que no ciclo T3.

TABELA 4.1 - Composição química do material (porcentagem em peso)

C	Si	Mn	S	P	Cu	Ni	Mg
3,744	2,792	0,205	0,014	0,043	0,597	0,606	0,042

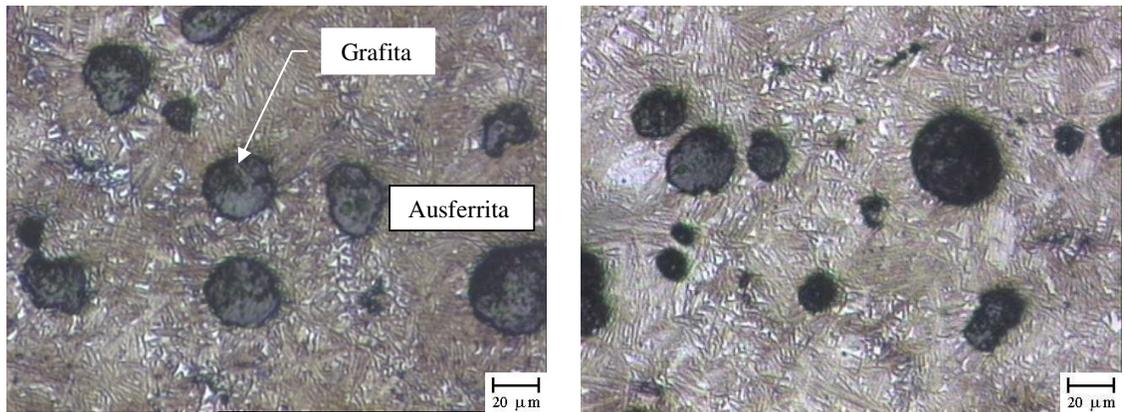


FIGURA 4.1a – Microestrutura do material após tratamento térmico de austêmpera a 360°C por 1,5 horas (ADI – T1). Reativo: Nital 2%.

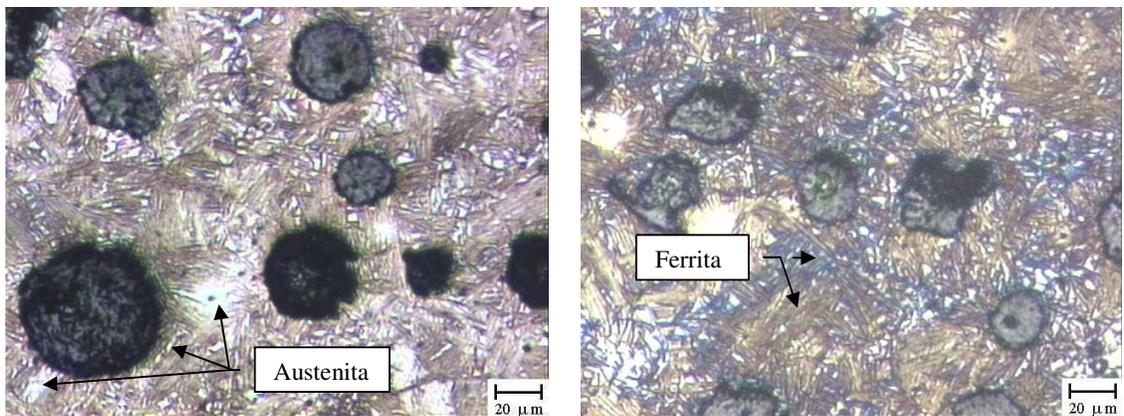


FIGURA 4.1b – Microestrutura do material após o tratamento térmico de austêmpera a 360°C por 0,6 horas (ADI – T2). Reativo: Nital 2%.

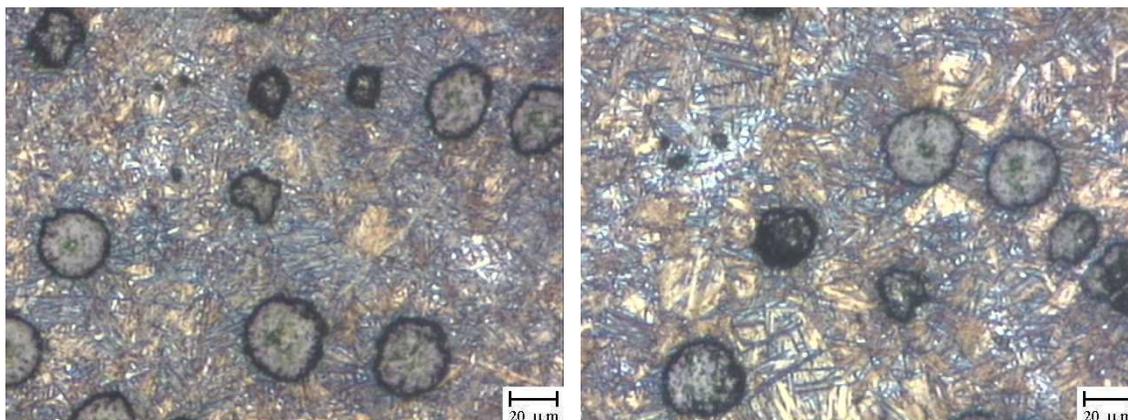


FIGURA 4.2 – Microestrutura do material após o tratamento térmico de austêmpera a 300°C por 2,5 horas (ADI – T3). Reativo: Nital 2%.

TABELA 4.2 – Resultados da análise da grafita.

Item		Valores médios
Nódulos de grafita por mm ²		162
Nodularidade ASTM (%)		96,2
Tamanho da grafita (ASTM A 247)	4 (80 a 160 µm)	0,5 %
	5 (40 a 80 µm)	19,1 %
	6 (20 a 40 µm)	43,0 %
	7 (10 a 20 µm)	23,4 %
	8 (< 10 µm)	14,0 %

A proporção das fases presentes na matriz metálica e o teor de carbono da austenita foram determinados por difração de raios-X e os resultados são apresentados na TAB. 4.3. Observa-se que os materiais tratados a 360°C apresentaram maior proporção de austenita que o tratado a 300°C, como indicaram os exames micrográficos. O teor de carbono do material ADI-T2 foi menor que o do ADI-T1, ficando ambos dentro dos valores previstos por KOVACS (1986). Conclui-se então, que os tempos de austêmpera, determinados com ajuda da dilatométrica, foram efetivos na obtenção de dois materiais com quantidades muito próximas de austenita, mas com teor de carbono diferente.

Tabela 4.3 – Matriz metálica e teor de carbono na austenita após tratamento térmico de austêmpera.

Item	Material		
	ADI-T1	ADI-T2	ADI-T3
Ferrita, α (%)	66,7	63,6	78,1
	64,6	63,8	81,2
	66,0	62,0	83,2
Volume médio de ferrita, α (%)	65,8	63,1	80,8
Austenita, γ (%)	33,3	36,4	21,9
	35,4	36,2	18,8
	34,0	38,0	16,8
Volume médio de austenita, γ (%)	34,2	36,9	19,2
Teor de carbono na austenita, C_{γ} (%)	2,00	1,48	2,04
	1,79	1,91	2,26
	2,34	1,61	2,36
Teor médio de carbono na austenita, C_{γ} (%)	2,04	1,67	2,22
Teor de carbono na austenita, C_{γ} (%), segundo KOVACS (1986)	1,8 a 2,2	1,2 a 1,6%	1,8 a 2,2

Os resultados de dureza, resistência ao impacto e ensaio de tração dos corpos-de-prova são apresentados nas FIG. 4.3 a 4.5 e os valores médios na TAB. 4.4.

TABELA 4.4 – Propriedades mecânicas dos materiais após tratamento térmico de austêmpera (valores médios).

Propriedade	Material		
	ADI-T1	ADI-T2	ADI-T3
Limite de resistência à tração (MPa)	1115,1	1134,5	1433,9
Limite de escoamento a 0,2% (MPa)	871,6	854,4	1092,2
Alongamento A (%)	14,0	12,5	6,9
Módulo de elasticidade (GPa)	155,4	153,2	156,8
Dureza Rockwell C (HRC)	28,0	28,9	40,3
Dureza Brinell (HB) mínimo/máximo	311/321	321/341	401/415
Resistência ao impacto – Charpy (J)	103,8	97,8	92,8

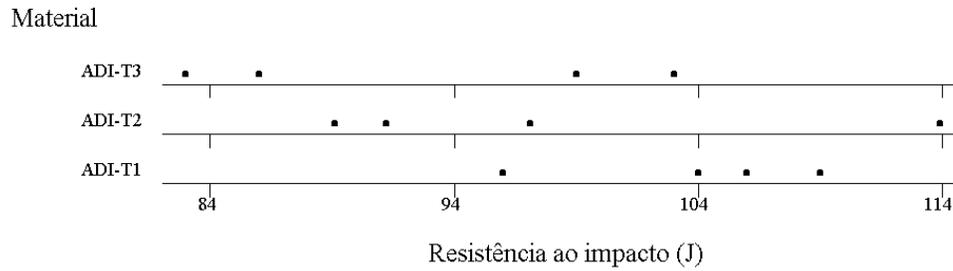


FIGURA 4.3 – Resistência ao impacto dos materiais após o tratamento térmico de austêmpera, obtidos por ensaio Charpy em corpos-de-prova sem entalhe, conforme norma ASTM A897 (2005).

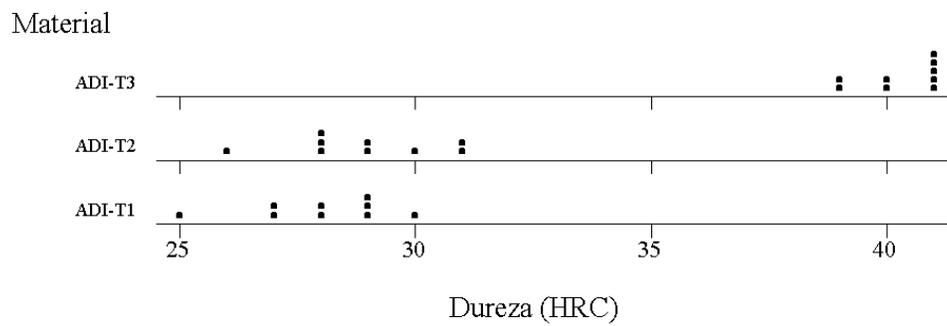


FIGURA 4.4 – Dureza Rockwell C dos materiais após o tratamento térmico de austêmpera.

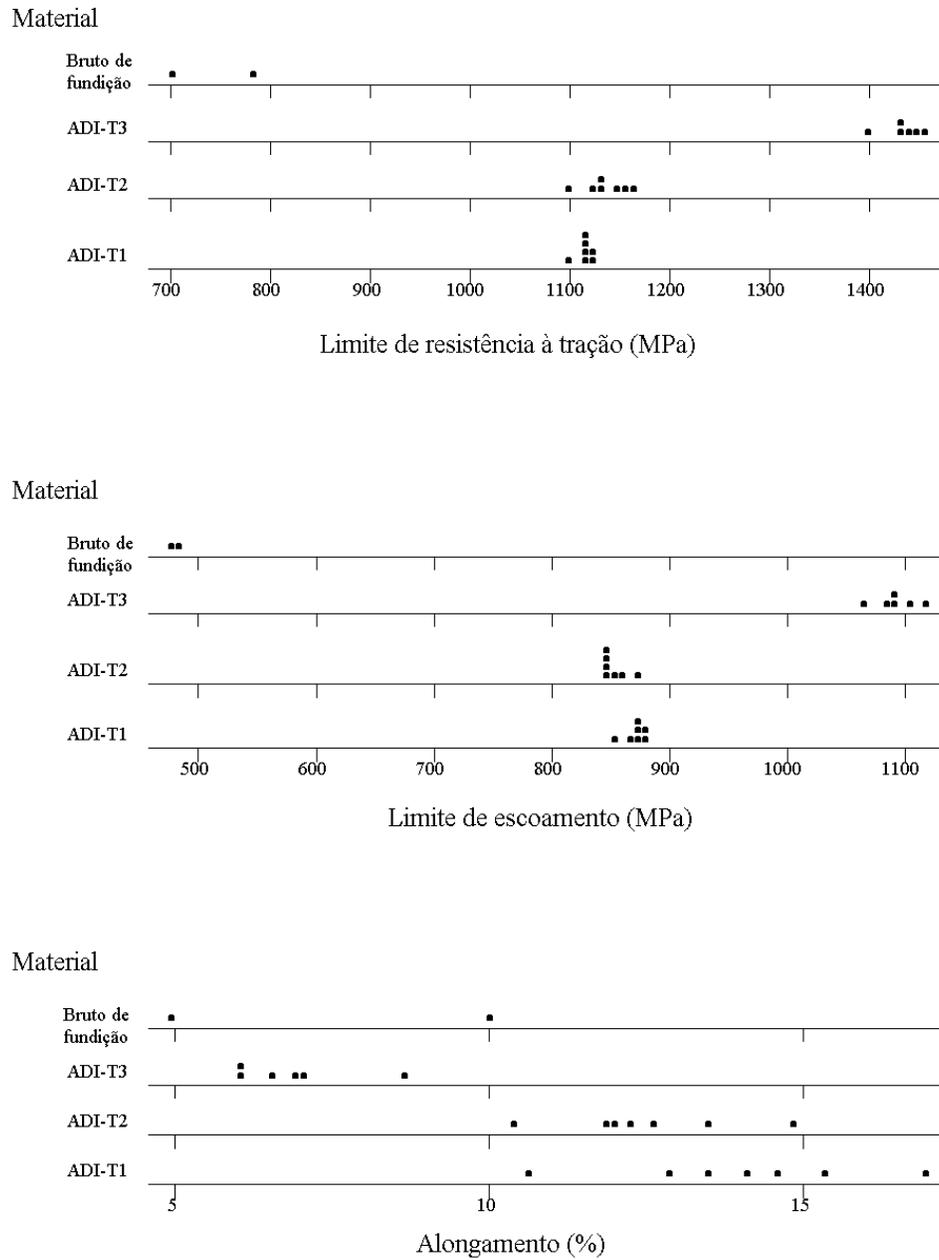


FIGURA 4.5 – Resultados dos ensaios de tração dos materiais no estado bruto de fundição e após tratamento térmico de austêmpera.

As propriedades mecânicas do ADI são fortemente influenciadas pelo tamanho médio da célula ferrítica, d , e pelo produto entre o volume de austenita e o teor de carbono, $X_{\gamma}C_{\gamma}$ (PUTATUNDA, 2001, YANG e PUTATUNDA, 2005). Segundo YANG e PUTATUNDA (2005), existe uma relação aproximadamente linear entre o parâmetro $\Delta K_{th}/LE.d^{1/2}$ e a temperatura de austêmpera (FIG. 2.13). Para os materiais utilizados, os produtos $X_{\gamma}C_{\gamma}$ e $LE.d^{1/2}$, foram determinados utilizando os valores médios das TAB. 4.3 e 4.4, respectivamente. O valor de d foi estimado utilizando a fórmula de Scherrer, Eq. (2.2), repetida na Eq. (4.1) por conveniência. Os resultados são apresentados na TAB. 4.5.

$$d = \frac{0,9\lambda}{\beta \cos\theta} \quad (4.1)$$

Onde:

d : tamanho médio da célula ferrítica (nm);

λ : comprimento de onda (nm);

β : largura do pico (211) da ferrita correspondente à metade da altura (radianos);

θ : ângulo de Bragg.

TABELA 4.5 – Parâmetros dos materiais após tratamento térmico de austêmpera.

Parâmetro	Material		
	ADI-T1	ADI-T2	ADI-T3
Tamanho médio da célula ferrítica, d (nm)	17,84	17,18	12,30
	19,39	17,78	14,10
	19,30	19,22	13,86
Média, d (nm)	18,84	18,06	13,42
Produto, $LE.d^{1/2}$ (MPa.m ^{1/2})	16,42	15,43	14,66
Produto, $X_{\gamma} . C_{\gamma}$ (%)	0,64	0,62	0,42

Os valores obtidos para a célula ferrítica, estão dentro da faixa obtida por PUTATUNDA (2001) para as temperaturas de austêmpera utilizadas. Observa-se que os valores dos parâmetros, $X_{\gamma}C_{\gamma}$ e $LE.d^{1/2}$, dos materiais ADI-T1 e ADI-T2 foram muito

próximos, confirmando o que o exame da microestrutura e os resultados das propriedades mecânicas indicaram. Comparando os valores de d com o limite de escoamento, observa-se que o limite de escoamento é dependente do tamanho da partícula de ferrita, como mostrou a FIG. 2.12.

Conclui-se então que se produziram dois materiais, ADI-T1 e ADI-T2, com microestrutura bastante semelhante, com exceção do teor de carbono na austenita e um terceiro material, ADI-T3, com maior resistência mecânica, menores ductilidade e tenacidade, como planejado no procedimento experimental.

Comparando as propriedades obtidas com valores previstos por normas, verificam-se que os materiais ADI-T1 e ADI-T2 atendem aos graus 900/650/09 e 1050/750/07 da norma ASTM A 897M (2005), apresentada na TAB. 4.6. Tratam-se de graus de maior ductilidade, correspondendo às especificações típicas para peças em ADI submetidas à fadiga. O material ADI-T3 atende ao grau 1200/850/04, adequada para peças de maior resistência e menor ductilidade.

TABELA 4.6 – Propriedades mecânicas para o ADI segundo a norma ASTM A 897M

Grau	Limite de resistência [MPa]	Limite de escoamento [MPa]	Alongamento [%]	Resistência ao Impacto [J]	Dureza Brinell [HB]
900/650/09	900	650	9	100	269 – 341
1050/750/07	1050	750	7	80	302 – 375
1200/850/04	1200	850	4	60	341 – 444
1400/1100/02	1400	1100	2	35	388 – 477
1600/1300/01	1600	1300	1	20	402 – 512

Fonte: ASTM A 897M (2005).

4.2 Apresentação e discussão dos resultados de propagação de trinca por fadiga

A taxa de propagação de trinca por fadiga na região I e o limiar ΔK_{th} não foram determinados experimentalmente. Mas, utilizando-se a relação entre a temperatura de austêmpera e o parâmetro $\Delta K_{th}/LE.d^{1/2}$, FIG. 2.13, proposta por YANG e PUTATUNDA (2005), pode-se inferir que o limiar ΔK_{th} dos materiais ADI-T1 e ADI-T2 são muito próximos e maiores que o limiar ΔK_{th} do ADI-T3. Segundo YANG e PUTATUNDA (2005), um comportamento similar é esperado para a taxa de propagação de trinca por fadiga na região I. Portanto, o ADI-T1 e o ADI-T2 teriam, na região I, taxas de propagação de trinca por fadiga muito próximas e menores que a do ADI-T3.

4.2.1 Propagação de trinca com amplitude de carga, ΔP , constante

Os valores de da/dN foram determinados pelo método da secante, sendo um dos três métodos recomendados pela norma ASTM E 647. As curvas da/dN versus ΔK , obtidas para os três corpos-de-prova de cada material são apresentadas nas FIG. 4.6 a 4.8. Segundo ASHOK e MUHLSTEIN (2000) a dispersão dos dados é devida ao método utilizado no cálculo de da/dN . ASHOK e MUHLSTEIN (2000) afirmam que o método de cálculo de da/dN pouco influencia na curva média de da/dN versus ΔK . Como a amplitude de carga foi constante, o ensaio de propagação de trinca foi realizado com o fator de intensidade de tensões, ΔK , crescente. Os ensaios foram interrompidos antes que ocorresse a ruptura do corpo-de-prova.

Observaram-se, em todos os materiais ensaiados, as regiões de propagação II e III. A região II é caracterizada por uma relação linear entre $\log(da/dN)$ e $\log(\Delta K)$ e a região III pelo estágio final da propagação da trinca, quando K_{max} aproxima-se de K_{Ic} do material.

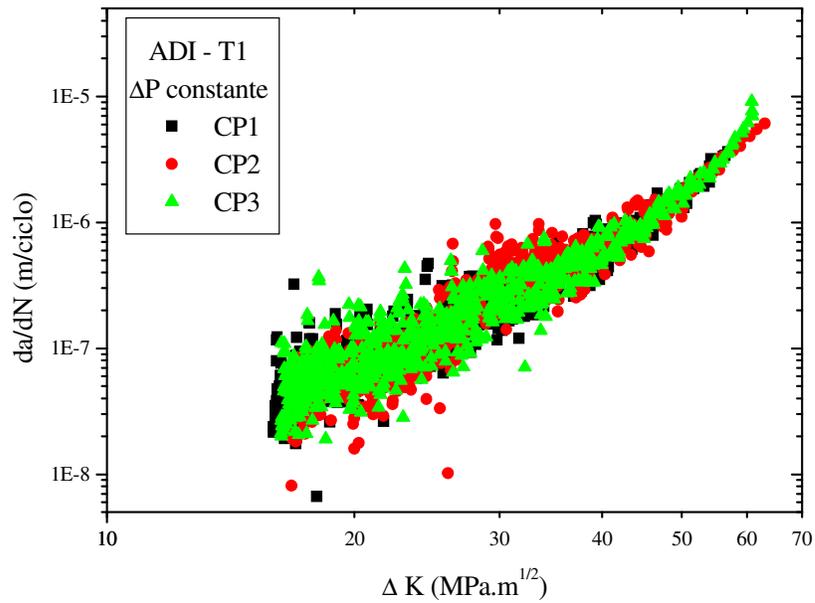


FIGURA 4.6 – Curvas de propagação de trinca por fadiga do ADI – T1. $\Delta P_{cte.} = 5,4$ kN.
 $R = 0,3$.

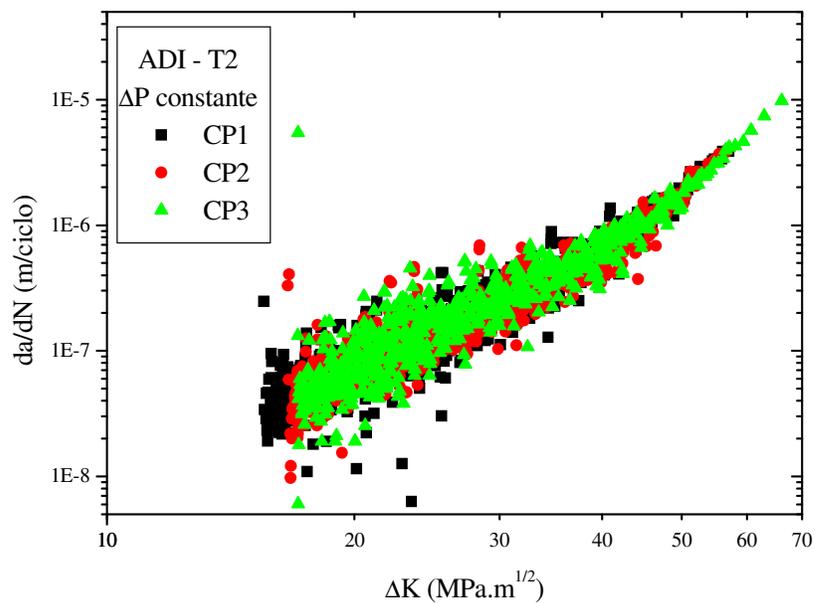


FIGURA 4.7 – Curvas de propagação de trinca por fadiga do ADI – T2. $\Delta P_{cte.} = 5,4$ kN.
 $R = 0,3$.

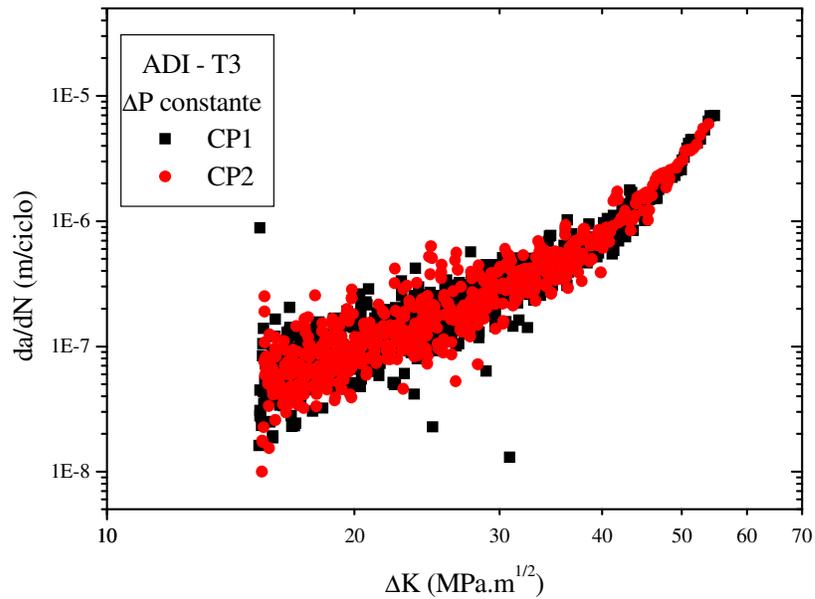


FIGURA 4.8 – Curvas de propagação de trinca por fadiga do ADI – T3. $\Delta P_{cte.} = 5,4 \text{ kN}$.
 $R = 0,3$.

4.2.1.1 Equações para o crescimento de trinca com amplitude de carga, ΔP , constante

A exemplo de GRENO et al. (1999) utilizou-se a equação de PARIS e ERDOGAN (1963) para prever a taxa de crescimento de trinca na região II, apresentada na forma logarítmica pela Eq. (4.2):

$$\log\left(\frac{da}{dN}\right) = \log(C) + m \cdot \log(\Delta K) \quad (4.2)$$

onde:

da/dN : taxa de propagação da trinca;

ΔK : fator cíclico de intensidade de tensão ($\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$);

C, m : constantes do material.

Os valores de C e m , para ΔK até $36 \text{ MPa.m}^{1/2}$, foram obtidos através de um modelo de regressão entre $\log(da/dN)$ e $\log(\Delta K)$, utilizando-se o programa Origin e apresentados na TAB. 4.7. Na FIG. 4.9a são apresentadas as curvas de propagação para cada material, construídas a partir dos valores médios apresentados na TAB. 4.7. Os dados obtidos estão dentro da faixa de taxas de propagação para a região II do ADI, observadas por GRENO et al. (1999) para temperaturas de austêmpera entre 260° e 360°C .

TABELA 4.7 – Estatística de regressão e valores obtidos para os coeficientes C e os expoentes m da lei de Paris, com intervalo de 95% de confiança.

$$\Delta P_{\text{constante}} = 5,4 \text{ kN}; R = 0,3; \Delta K_{\text{max}} = 36 \text{ MPa.m}^{1/2}$$

Valores	Material		
	ADI – T1	ADI – T2	ADI – T3
Coeficiente C			
Média	7,1433E-12	9,7730E-12	39,0580E-12
Limite superior	7,2245E-12	10,0418E-12	39,4013E-12
Limite inferior	7,0632E-12	9,5117E-12	38,7196E-12
Expoente m			
Média	3,0753	2,9748	2,6050
Limite superior	3,0828	2,9769	2,6146
Limite inferior	3,0679	2,9727	2,5953
Estatística de regressão			
R	0,8477	0,8502	0,8370
R^2 ajustado	0,7184	0,7227	0,7003
Nº de dados	1683	1725	1185

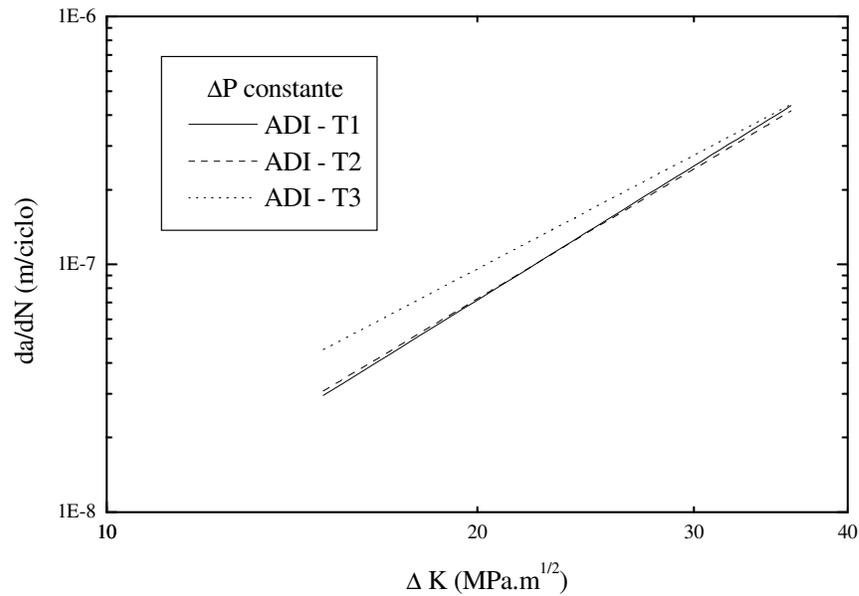


FIGURA 4.9a – Comparação da taxa de propagação de trinca por fadiga na região II, entre os três materiais, utilizando a Lei de Paris. $\Delta P_{\text{constante}} = 5,4 \text{ kN}$; $R = 0,3$.

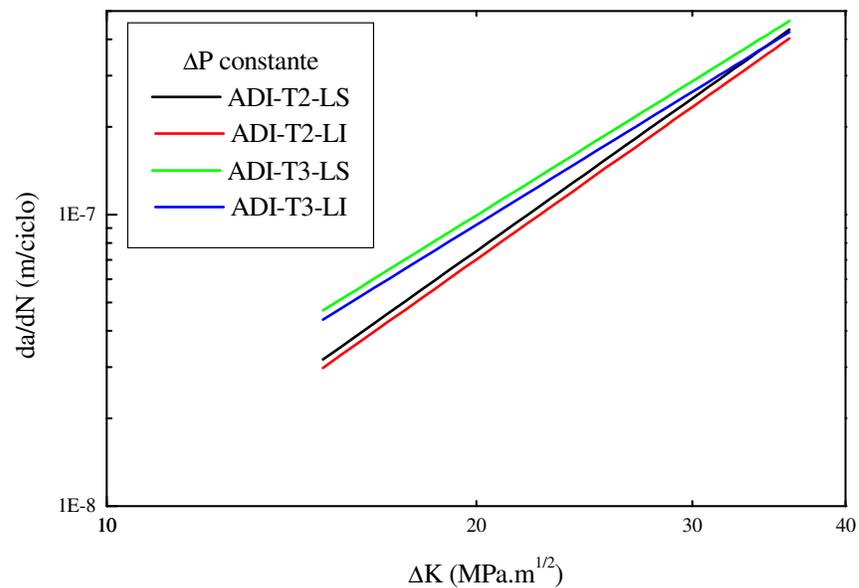


FIGURA 4.9b – Comparação da taxa de propagação de trinca entre ADI-T2 e ADI-T3 utilizando os limites superior (LS) e inferior (LI) do intervalo de 95% de confiança.

Analisando os resultados mostrados na TAB. 4.7 e na FIG. 4.9 verificam-se que o ADI-T1 e o ADI-T2 apresentaram taxas de propagação de trinca praticamente iguais. Para possibilitar a inferência estatística entre as curvas de propagação de trinca por fadiga entre o ADI-T2 e o ADI-T3, plotaram-se na FIG. 4.9b as curvas referentes aos limites superior e inferior do intervalo de 95% de confiança. Verificou-se que o ADI-T3 apresentou taxas de propagação superiores ao ADI-T2, e por consequência, ao ADI-T1. Fato semelhante foi observado também por GRENO et al. (1999) e YANG e PUTATUNDA (2005).

YANG e PUTATUNDA (2005) atribuíram a menor resistência à propagação de trincas de materiais austemperados em torno de 300°C, ao fato de que eles possuem menor proporção de austenita, menor ductilidade e limite de escoamento mais elevado, fazendo com que a contribuição do mecanismo de fechamento de trinca induzido por plasticidade seja menor nos materiais austemperados em torno de 300°C do que nos materiais austemperados em torno de 360°C. Os autores acreditam que o fator de intensidade de tensão para o qual a trinca se abre, K_{op} , seja menor nos materiais tratados a 300°C fazendo com o fator cíclico efetivo de intensidade de tensão, K_{ef} , seja maior, estando os dois materiais carregados entre os mesmo valores de K_{max} e K_{min} .

4.2.1.2 Fractografias dos corpos-de-prova

As FIG. 4.10 a 4.12 mostram a superfície de fratura onde se observam três zonas: pré-trinca, propagação da trinca por fadiga e rasgamento.



FIGURA 4.10 – Superfície de fratura de corpos-de-prova tipo CT utilizados em ensaios de propagação de trinca por fadiga do ADI-T1 sob carregamento de amplitude de carga constante.



FIGURA 4.11 – Superfície de fratura de corpos-de-prova tipo CT utilizados em ensaios de propagação de trinca por fadiga do ADI-T2 sob carregamento de amplitude de carga constante.

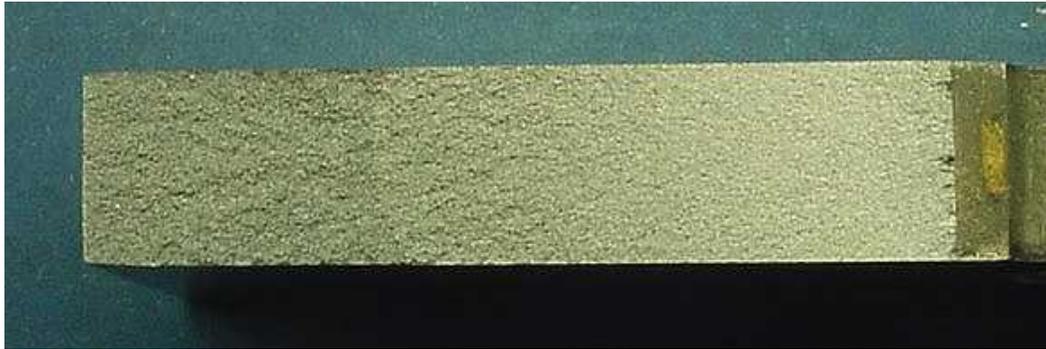


FIGURA 4.12 – Superfície de fratura de corpos-de-prova tipo CT utilizados em ensaios de propagação de trinca por fadiga do ADI-T3 sob carregamento de amplitude de carga constante.

As FIG. 4.13 a 4.15 apresentam as microfractografias da região de propagação estável da trinca, regida pela lei de Paris. Em todos os três materiais e ao longo de toda a superfície da trinca por fadiga, observaram-se estriações e planos de clivagem, caracterizando o mecanismo de fratura denominado por “quase-clivagem” (*quasi-cleavage*) proposto inicialmente por GRENO et al. (1999) para o ADI e confirmado por YANG e PUTATUNDA (2005). Observou-se maior proporção de planos de clivagem no material austemperado a 300°C.

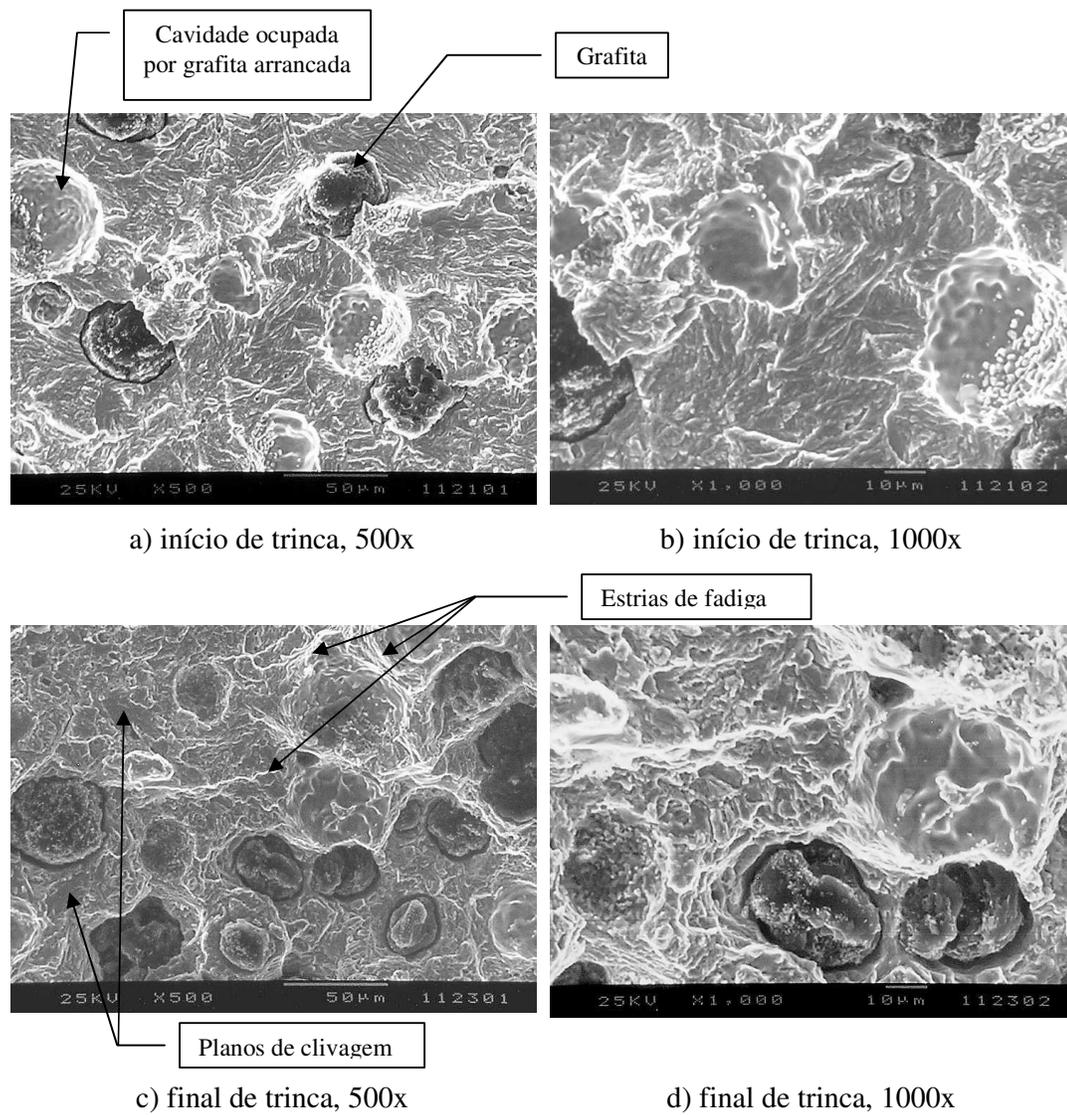


FIGURA 4.13 – Microfractografias da região de propagação estável da trinca por fadiga. Amplitude de carga constante. ADI-T1, corpo-de-prova CT n^o2.

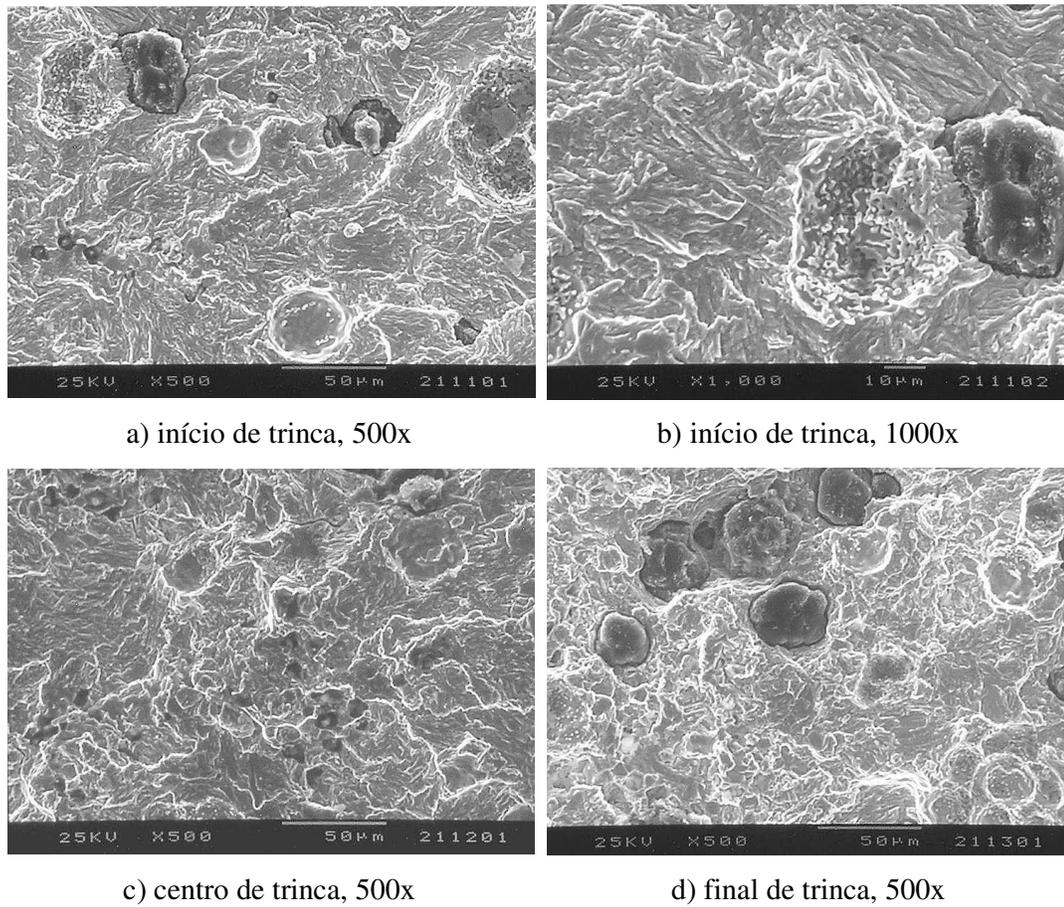


FIGURA 4.14 – Microfractografias da região de propagação estável da trinca por fadiga. Amplitude de carga constante. ADI-T2, corpo-de-prova CT n°1.

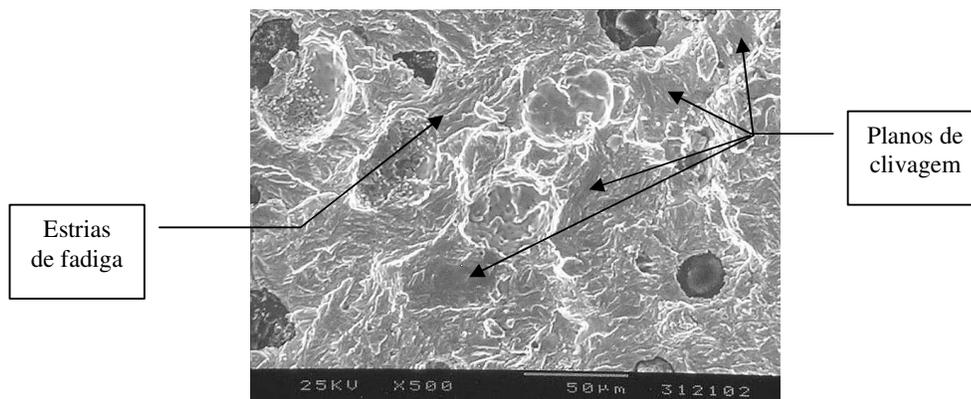


FIGURA 4.15 – Microfractografia do início da região de propagação estável da trinca por fadiga. Amplitude de carga constante. ADI-T3, corpo-de-prova CT n°2.

4.2.2 Propagação de trinca por fadiga com ΔK constante

Iniciaram-se os ensaios com três blocos de cargas, com ΔK variando de 15 a 22,5 MPa.m^{1/2}. Comparando-se os resultados de taxa de propagação de trinca com os valores correspondentes aos obtidos com ΔP constante, verificou-se que era necessário ampliar o valor de ΔK até 36 MPa m^{1/2}, possibilitando uma faixa mais ampla de comparação entre os dois tipos de carregamento. O método tradicional utilizado para apresentar os resultados dos ensaios e determinar a taxa de propagação de trinca utilizando a curva da/dN versus ΔK não pôde ser aplicado nos ensaios com ΔK constante. O histórico de carregamento e a evolução da trinca são apresentados nas FIG. 4.16 a 4.21.

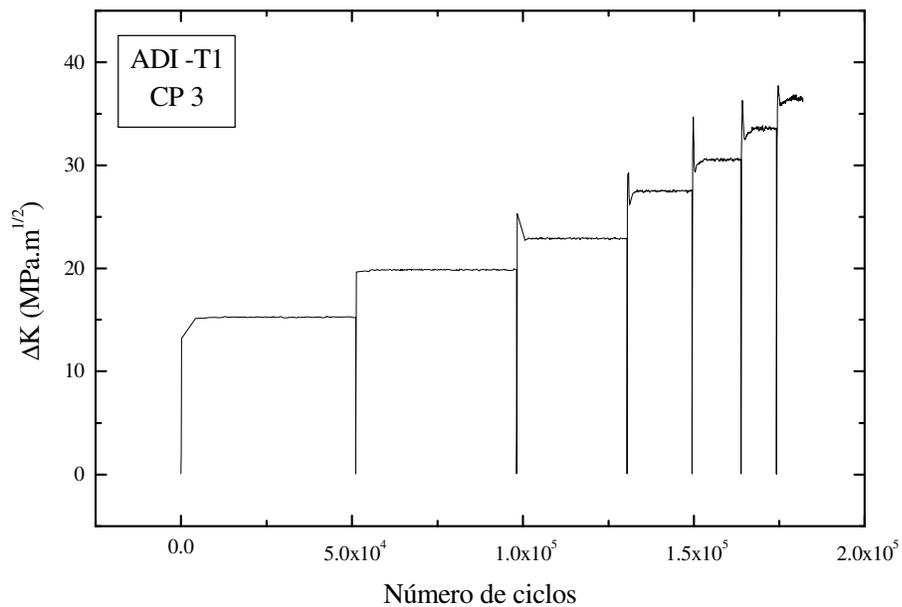


FIGURA 4.16 – Histórico de carregamento do ADI-T1, R = 0,3.

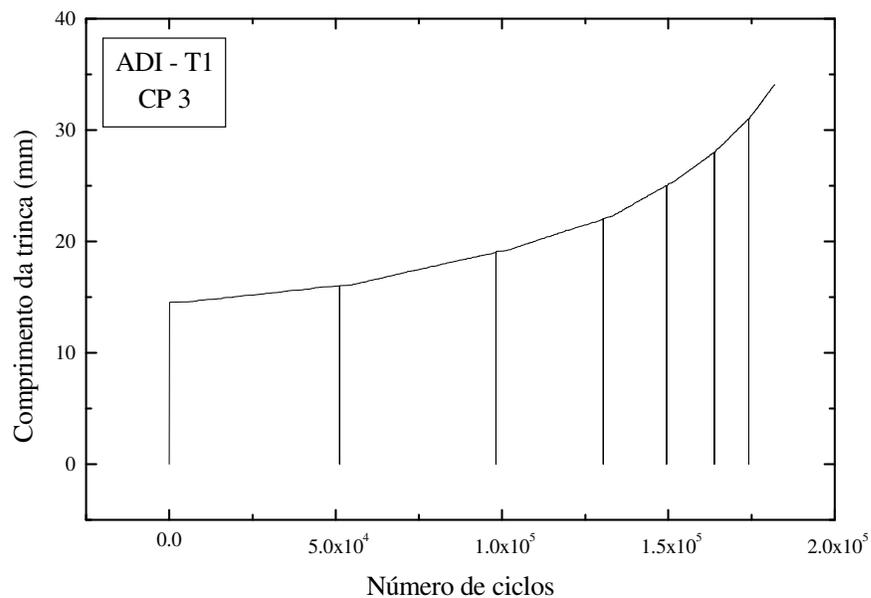


FIGURA 4.17 – Curva de propagação da trinca por fadiga para o ADI-T1 carregado conforme FIG. 4.16.

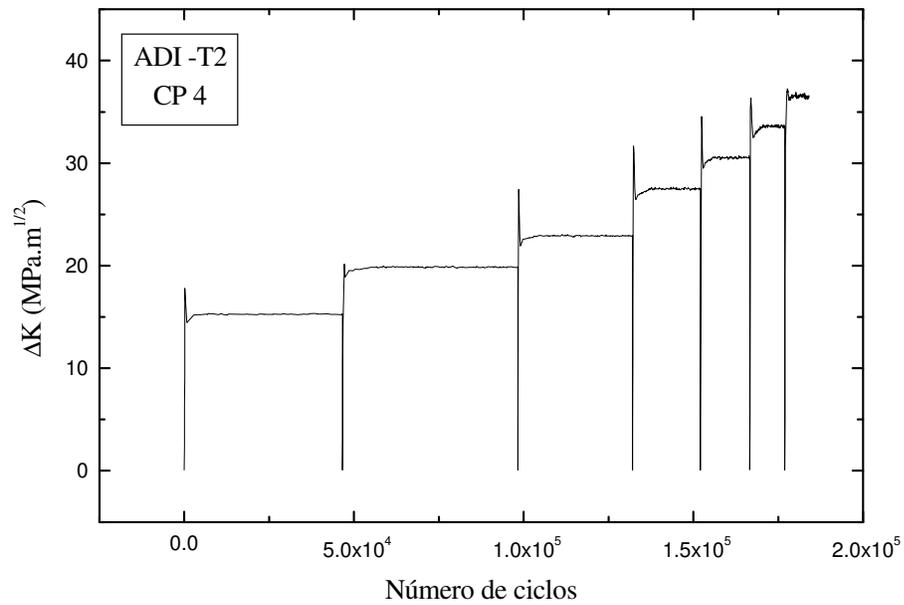


FIGURA 4.18 – Histórico de carregamento do ADI-T2, R = 0,3.

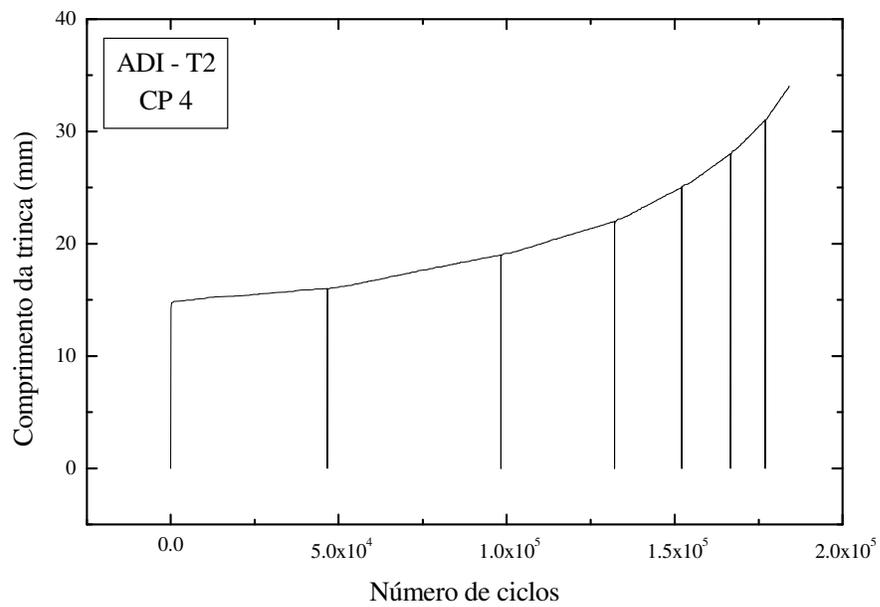


FIGURA 4.19 – Curva de propagação da trinca por fadiga para o ADI-T2 carregado conforme FIG. 4.18.

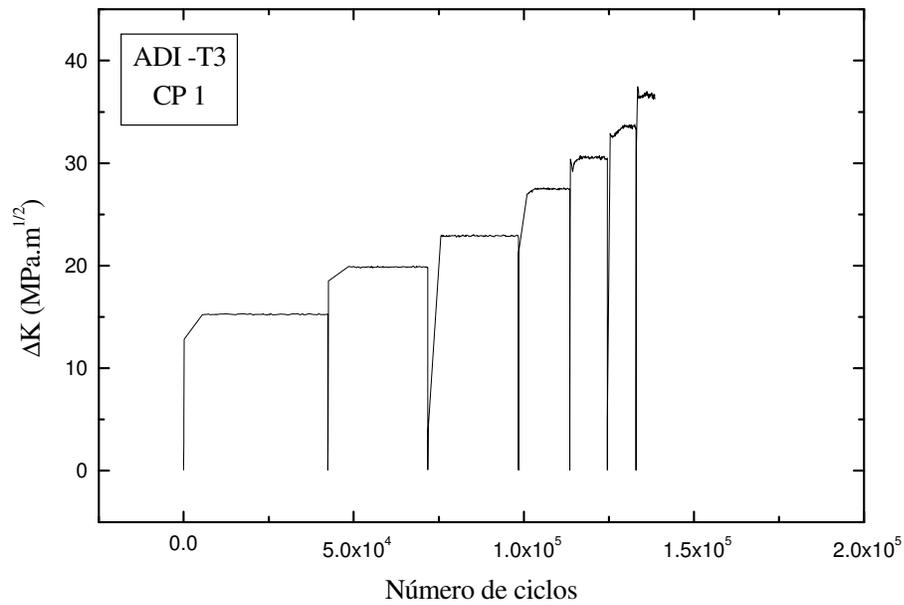


FIGURA 4.20 – Histórico de carregamento do ADI-T3, R = 0,3.

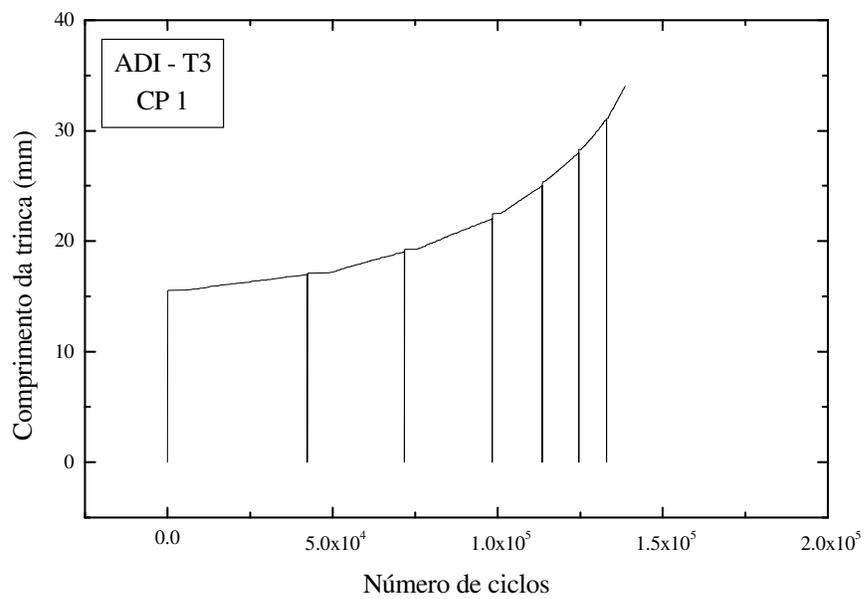


FIGURA 4.21 – Curva de propagação da trinca por fadiga para o ADI-T3, carregado como mostra a FIG. 4.20.

Os gráficos de propagação da trinca por fadiga em função do número de ciclos, mostram regiões lineares que se iniciam após o término dos efeitos transientes gerados na mudança de cada bloco de carga. Determinou-se a taxa de propagação de trinca utilizando os dados da região linear de cada bloco, através da curva tamanho de trinca versus número de ciclos de fadiga, como exemplificam as FIG. 4.22 a 4.24. Utilizou-se regressão linear para ajuste dos dados, obtendo-se a equação de uma reta, cujo coeficiente angular representa a taxa de propagação de trinca (da/dN). Os resultados obtidos são apresentados nas TAB. 4.8 a 4.10.

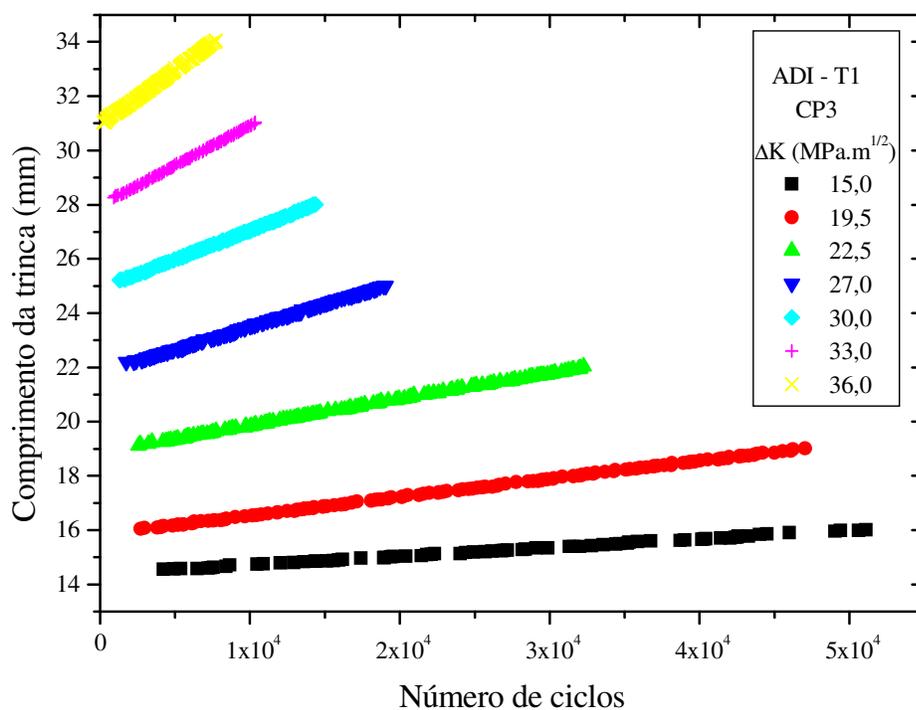


FIGURA 4.22 – Regiões lineares da curva de propagação de trinca por fadiga. Material: ADI- T1.

TABELA 4.8 – Taxa de propagação de trinca por fadiga do ADI-T1 determinada sob amplitude de carregamento constante em cada bloco de carga. R = 0,3.

Corpo-de-prova n° 2			Corpo-de-prova n° 3		
ΔK (MPa.m ^{1/2})	Taxa de propagação (m/ciclo)		ΔK (MPa.m ^{1/2})	Taxa de propagação (m/ciclo)	
15,2842	3,3781E-08	± 2,4816E-10	15,26254	3,1927E-08	± 1,6149E-10
19,8676	7,4014E-08	± 2,4505E-10	19,8547	6,7314E-08	± 1,1841E-10
22,9105	1,0523E-07	± 3,1409E-10	22,89908	9,6726E-08	± 2,2136E-10
27,4909	1,7279E-07	± 4,3472E-10	27,4916	1,6790E-07	± 3,4348E-10
30,5025	2,3196E-07	± 5,7234E-10	30,49784	2,1553E-07	± 4,3414E-10
33,3679	3,0563E-07	± 1,1768E-09	33,44917	2,9472E-07	± 6,5000E-10
36,5218	4,3045E-07	± 1,0799E-09	36,38754	4,0188E-07	± 9,0300E-10

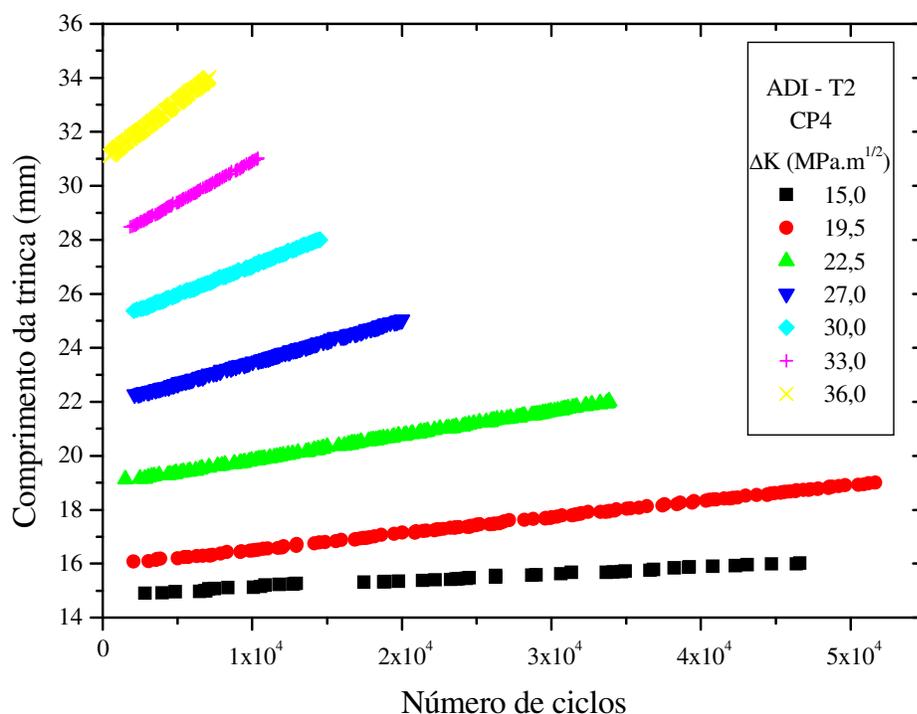


FIGURA 4.23 – Regiões lineares da curva de propagação de trinca por fadiga. Material: ADI – T2.

TABELA 4.9 – Taxa de propagação de trinca por fadiga do ADI-T2 determinada sob amplitude de carregamento constante em cada bloco de carga. R = 0,3.

Corpo-de-prova n° 4			Corpo-de-prova n° 5		
ΔK (MPa.m ^{1/2})	Taxa de propagação (m/ciclo)		ΔK (MPa.m ^{1/2})	Taxa de propagação (m/ciclo)	
15,2633	2,4851E-08	± 3,8811E-10	15,2640	2,8801E-08	± 4,9349E-10
19,8347	6,0150E-08	± 1,2283E-10	19,8529	6,7993E-08	± 2,0396E-10
22,8928	9,0830E-08	± 1,6704E-10	22,8838	1,0189E-07	± 1,8995E-10
27,4524	1,5701E-07	± 2,6717E-10	27,4565	1,6802E-07	± 3,8684E-10
30,5109	2,1545E-07	± 4,3965E-10	30,4537	2,1950E-07	± 7,3806E-10
33,4599	3,0067E-07	± 6,7126E-10	33,4154	3,1058E-07	± 1,1944E-09
36,5261	4,2921E-07	± 9,6035E-10	36,5006	4,1610E-07	± 1,0359E-09

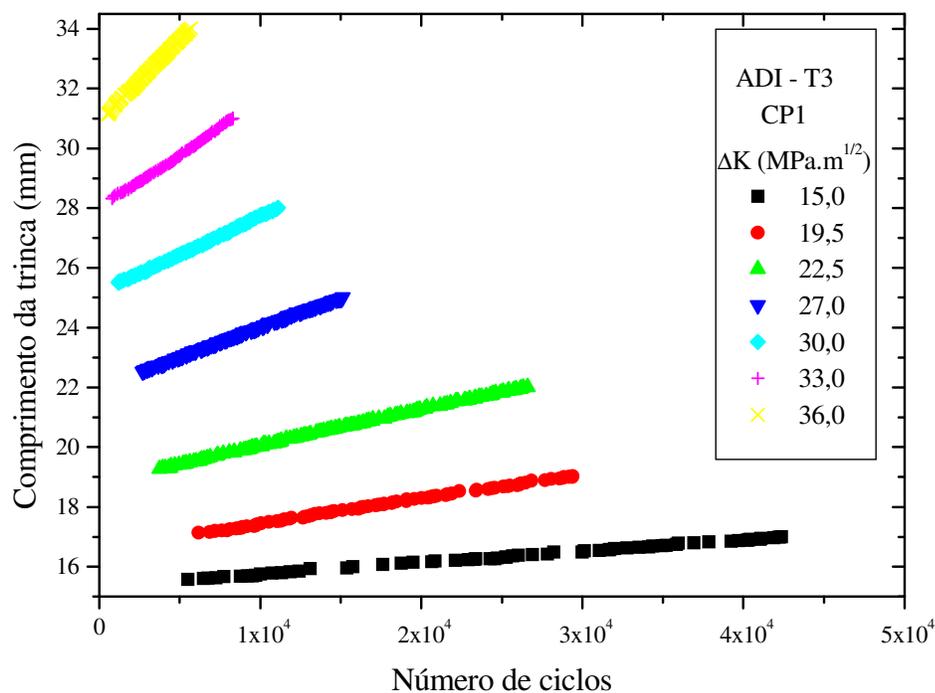


FIGURA 4.24 – Regiões lineares da curva de propagação de trinca por fadiga. Material: ADI – T3.

TABELA 4.10 – Taxa de propagação de trinca por fadiga do ADI-T3 determinada sob amplitude de carregamento constante em cada bloco de carga. $R = 0,3$.

Corpo-de-prova n° 1			Corpo-de-prova n° 2		
ΔK (MPa.m ^{1/2})	Taxa de propagação (m/ciclo)		ΔK (MPa.m ^{1/2})	Taxa de propagação (m/ciclo)	
15,2548	3,8297E-08	± 2,3246E-10	15,2799	4,4179E-08	± 2,2436E-10
19,8632	8,3183E-08	± 4,3078E-10	19,8553	9,2709E-08	± 2,6473E-10
22,9031	1,2092E-07	± 2,9258E-10	22,8788	1,2924E-07	± 3,3229E-10
27,4473	1,9949E-07	± 4,7110E-10	27,4431	2,0348E-07	± 4,1321E-10
30,4857	2,5484E-07	± 7,4201E-10	30,4913	2,6516E-07	± 5,4146E-10
33,2853	3,6067E-07	± 1,4200E-09	33,4774	3,6588E-07	± 7,6033E-10
36,6109	5,5295E-07	± 1,7130E-09	36,4835	5,2286E-07	± 1,5246E-09

Para prever a taxa de crescimento de trinca na região II, através da equação de PARIS e ERDOGAN (1963), Eq. (4.2), utilizaram-se a média dos valores de ΔK , registrados durante o ensaio e as taxas de propagação, apenas dos corpos-de-prova com sete blocos de carga, TAB. 4.8 a 4.10. Os valores de C e m foram obtidos através de um modelo de regressão entre $\log (da/dN)$ e $\log (\Delta K)$, utilizando-se o programa Origin, levando-se em conta os erros associados à velocidade de cada bloco. Os resultados obtidos são apresentados na TAB. 4.11.

TABELA 4.11 – Estatística de regressão e valores obtidos para os coeficientes C e os expoentes m da equação de Paris, com intervalo de 95% de confiança. ΔK constante; $R = 0,3$.

Valores	Material		
	ADI – T1	ADI – T2	ADI – T3
Coeficiente C			
Média	15,4237E-12	7.1200E-12	24,5443E-12
Limite superior	14,3364E-12	6.8267E-12	22,2121E-12
Limite inferior	16,5935E-12	7.4261E-12	27,1213E-12
Expoente m			
Média	2.8079	3.0339	2.7289
Limite superior	2.8446	3.0718	2.7815
Limite inferior	2.7712	2.9960	2.6762
Estatística de regressão			
R	0.9982	0.9936	0.9960
R ² ajustado	0.9961	0.9862	0.9913
Nº de dados	14	14	14
Nº de dados associados	1600	1600	1500

Nas FIG 4.25 a 4.27, apresentam-se as taxas de propagação obtidas em cada bloco de carga, superpostas com a reta que representa a previsão da taxa de crescimento de trinca do material, através da lei de Paris.

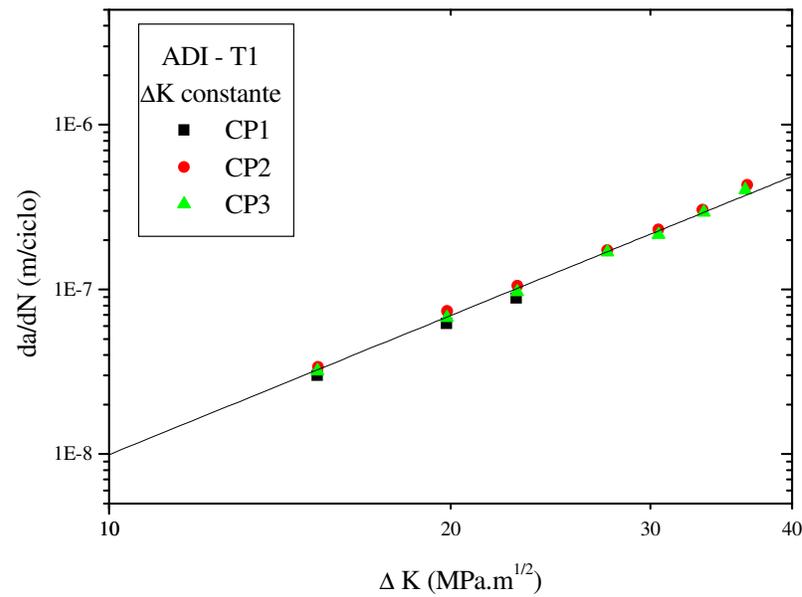


FIGURA 4.25 – Taxa de propagação de trinca por fadiga na região II, prevista pela Lei de Paris, superposta aos valores obtidos em cada bloco. Material: ADI-T1. Intervalo de ΔK : 15 a 36 MPa.m^{1/2}; R = 0,3.

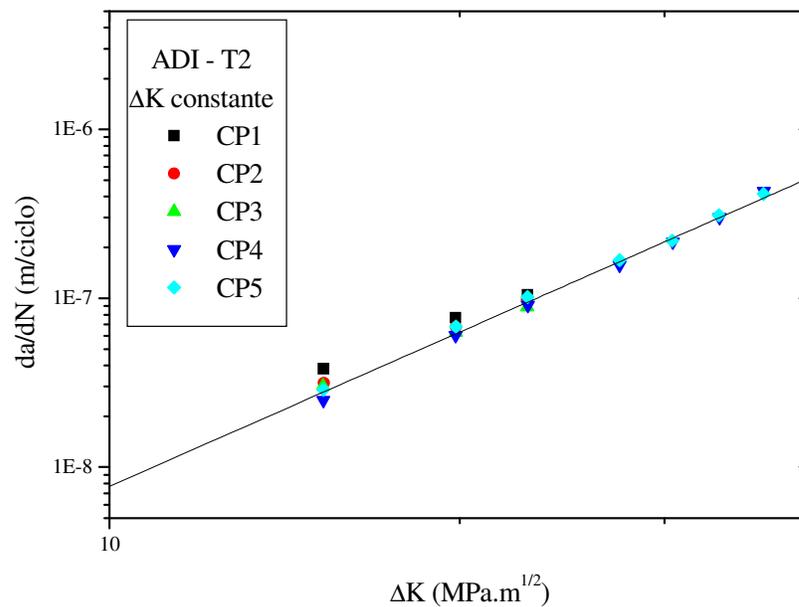


FIGURA 4.26 – Taxa de propagação de trinca por fadiga na região II, prevista pela Lei de Paris, superposta aos valores obtidos em cada bloco. Material: ADI-T2. Intervalo de ΔK : 15 a 36 MPa.m^{1/2}; R = 0,3.

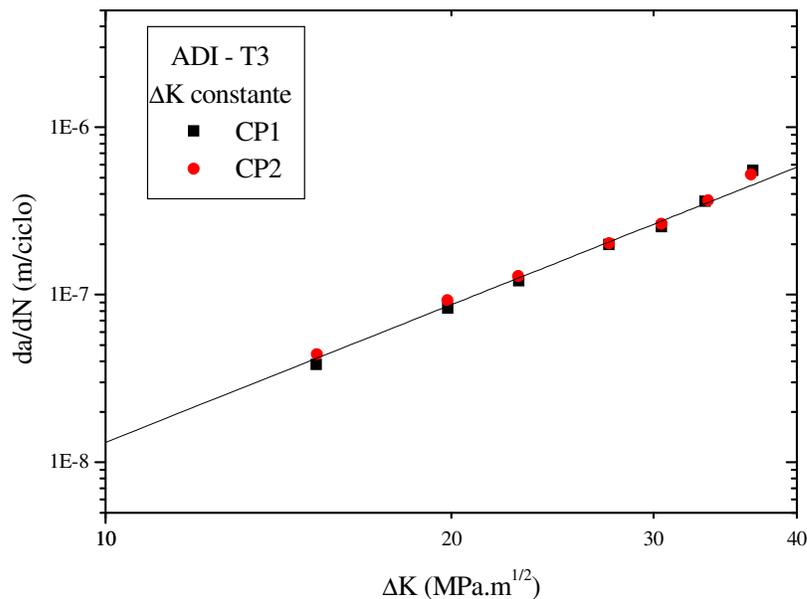


FIGURA 4.27 – Taxa de propagação de trinca por fadiga na região II, prevista pela Lei de Paris, superposta aos valores obtidos em cada bloco. Material: ADI-T3. Intervalo de ΔK : 15 a 36 MPa.m^{1/2}; R = 0,3.

Na FIG. 4.28, são apresentadas as curvas de propagação para cada material, construídas a partir dos valores médios, TAB. 4.11. Na FIG. 4.29 são apresentadas as curvas de propagação do ADI-T1 e ADI-T2, utilizando-se os limites superior e inferior do intervalo de 95% de confiança, mostrados na TAB. 4.11. Entre os materiais analisados o ADI-T3 apresentou a menor resistência à propagação de trinca por fadiga, resultado semelhante aos obtidos com ΔP constante.

Novamente os materiais austemperados a 360°C, apresentaram taxas de propagação de trinca muito próximas, sendo que o ADI-T2 apresentou menores taxas de propagação no intervalo ΔK de 15 a 30 MPa.m^{1/2}, sugerindo a presença de outro mecanismo de fechamento de trinca. O mecanismo mais provável seria o de fechamento de trinca induzido pela transformação da austenita em martensita, pois no ADI-T2 o teor de carbono da austenita é menor que no ADI-T1. Sabe-se que austenita com menor teor de carbono está mais propensa à transformação para martensita.

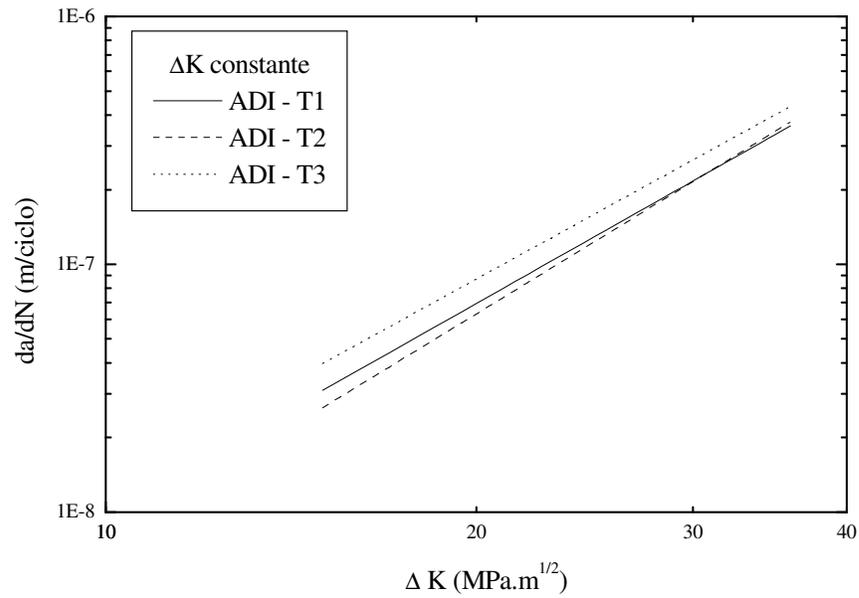


FIGURA 4.28 – Comparação da taxa de propagação de trinca por fadiga na região II, entre os três materiais, utilizando a Lei de Paris. $\Delta K_{\text{constante}}$; $R = 0,3$.

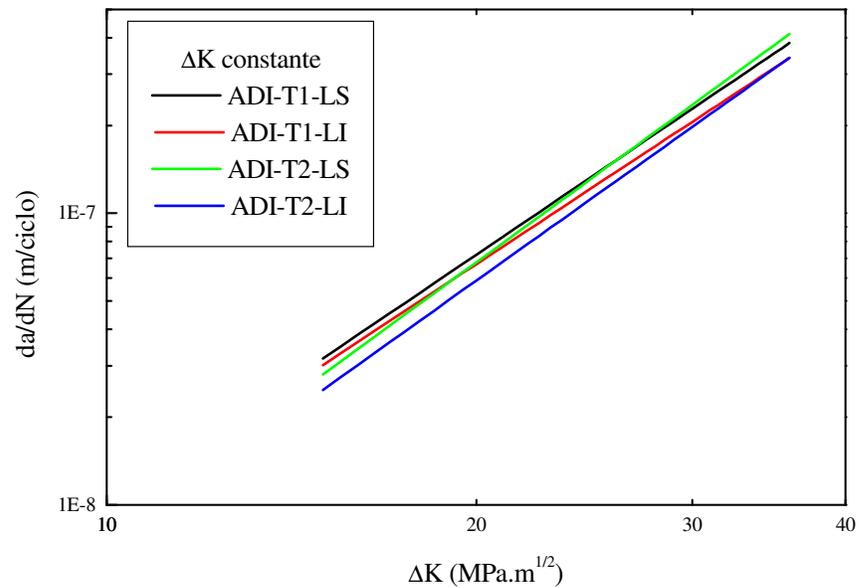


FIGURA 4.29 – Comparação da taxa de propagação de trinca entre o ADI-T1 e ADI-T2 utilizando os limites superior (LS) e inferior (LI) do intervalo de 95% de confiança.

No entanto, observando-se as curvas de propagação, referentes aos limites superior e inferior do intervalo de 95% de confiança, FIG. 4.29, verifica-se que não se pode afirmar que as taxas dos materiais ADI-T1 e ADI-T2 sejam diferentes. Desta forma, as conclusões sobre uma possível existência do mecanismo de fechamento de trinca induzido pela transformação da austenita em martensita e sua contribuição para a menor taxa de propagação dos materiais austemperados a 360°C, principalmente no ADI-T2 devido ao menor teor de carbono da austenita, não puderam ser confirmadas. A constatação da presença de martensita por metalografia, na esteira de plasticidade e na ponta da trinca, e a garantia de que ela realmente surgiu devida, exclusivamente, à propagação da trinca por fadiga, apresentaram dificuldades experimentais que tornaram os resultados pouco confiáveis e por esta razão não foram apresentados.

4.2.2.1 Fractografias dos corpos-de-prova

As superfícies de fratura dos corpos-de-prova ensaiados com ΔK constante são apresentadas nas FIG. 4.30 a 4.32. Observam-se as seguintes zonas: pré-trinca, propagação estável e rasgamento. A zona de propagação da trinca apresentou “marcas de praia” coincidentes com os locais de descarregamentos e recarregamentos, ocorridos na mudança de cada bloco de carga, indicadas nas FIG. 4.30 e 4.32.

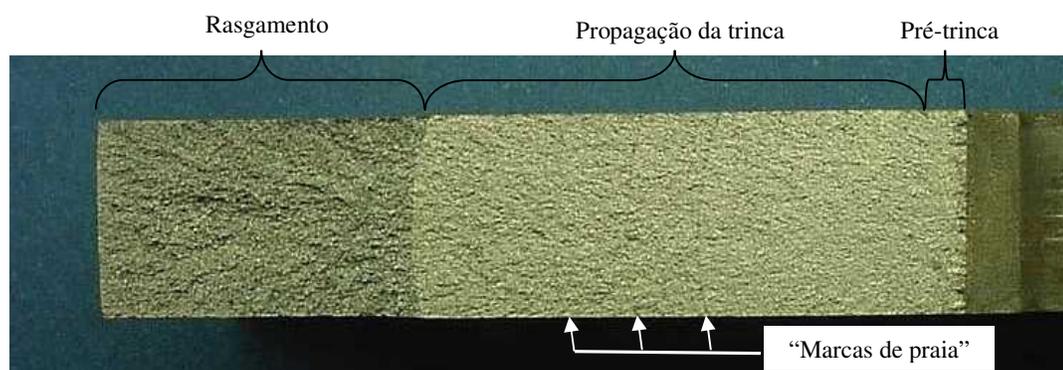


FIGURA 4.30 – Superfície de fratura de corpos-de-prova tipo CT utilizados em ensaios de propagação de trinca por fadiga do ADI-T1. Carregamento em blocos, conforme FIG. 4.16.



FIGURA 4.31 – Superfície de fratura de corpos-de-prova tipo CT utilizados em ensaios de propagação de trinca por fadiga do ADI-T2. Carregamento em blocos, conforme FIG. 4.18.

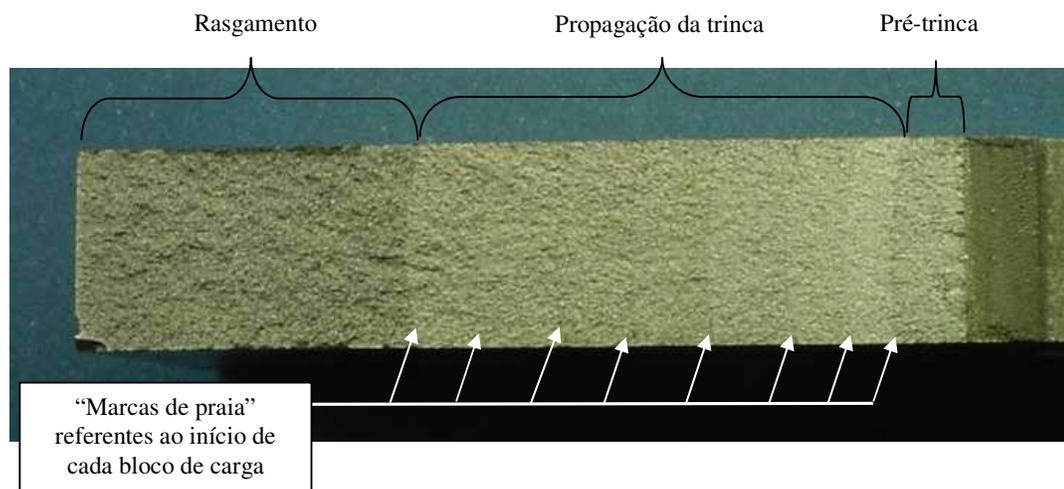


FIGURA 4.32 – Superfície de fratura de corpos-de-prova tipo CT utilizados em ensaios de propagação de trinca por fadiga do ADI-T3. Carregamento em blocos, conforme FIG. 4.20.

As FIG. 4.33 a 4.35 apresentam microfractografias referentes à zona de propagação estável da trinca, regida pela lei de Paris. Em todos os três materiais e entre as “marcas de praia”, observaram-se estriações e planos de clivagem, caracterizando o mecanismo de fratura denominado por “quase-clivagem” (*quasi-cleavage*). Não foram observadas diferenças entre a superfície de fratura dos materiais ensaiados com ΔP constante e ΔK constante.

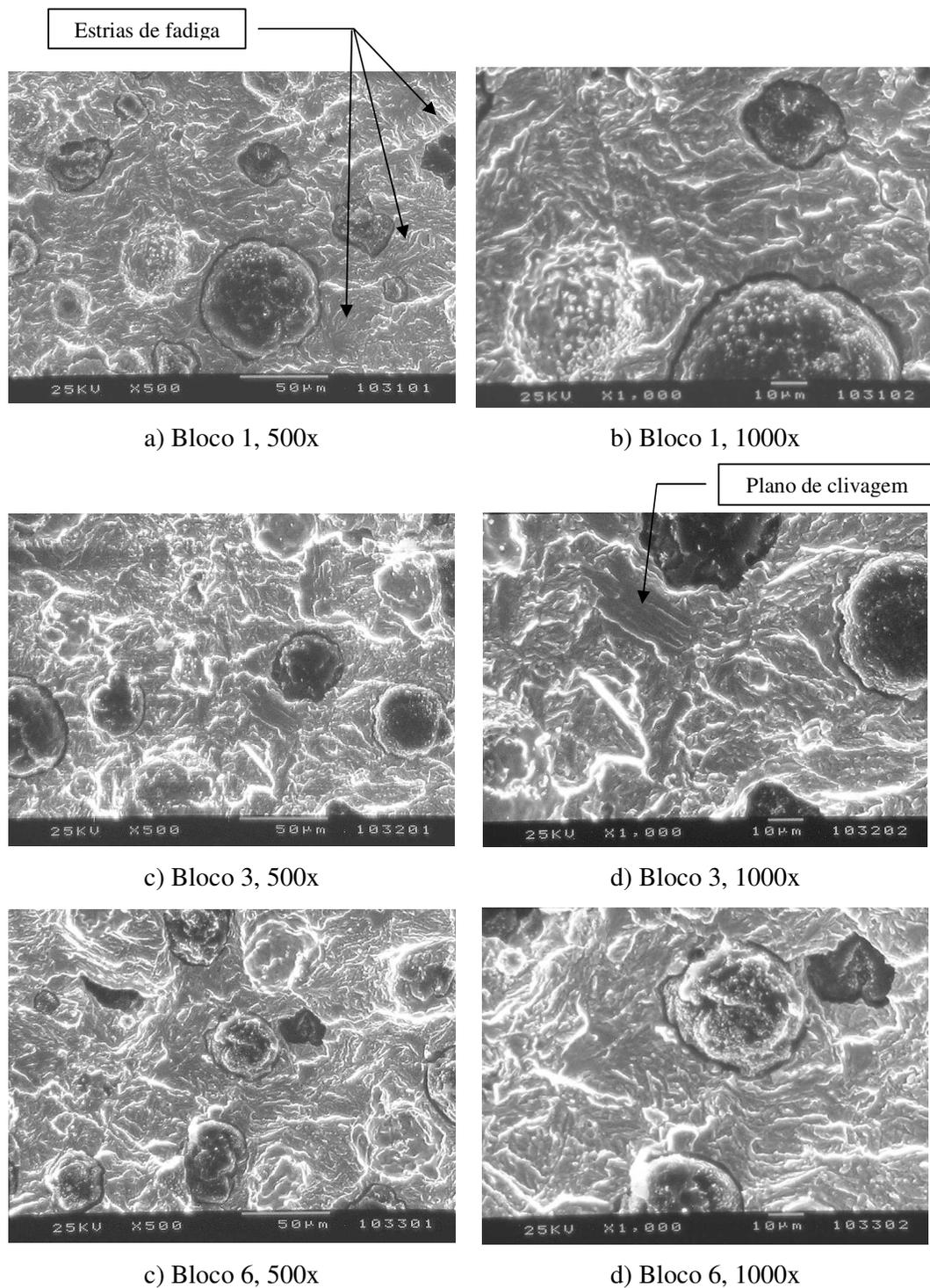


FIGURA 4.33 – Microfractografias da região de propagação estável da trinca por fadiga, com ΔK constante em cada bloco de carga. ADI-T1, corpo-de-prova CT n°3.

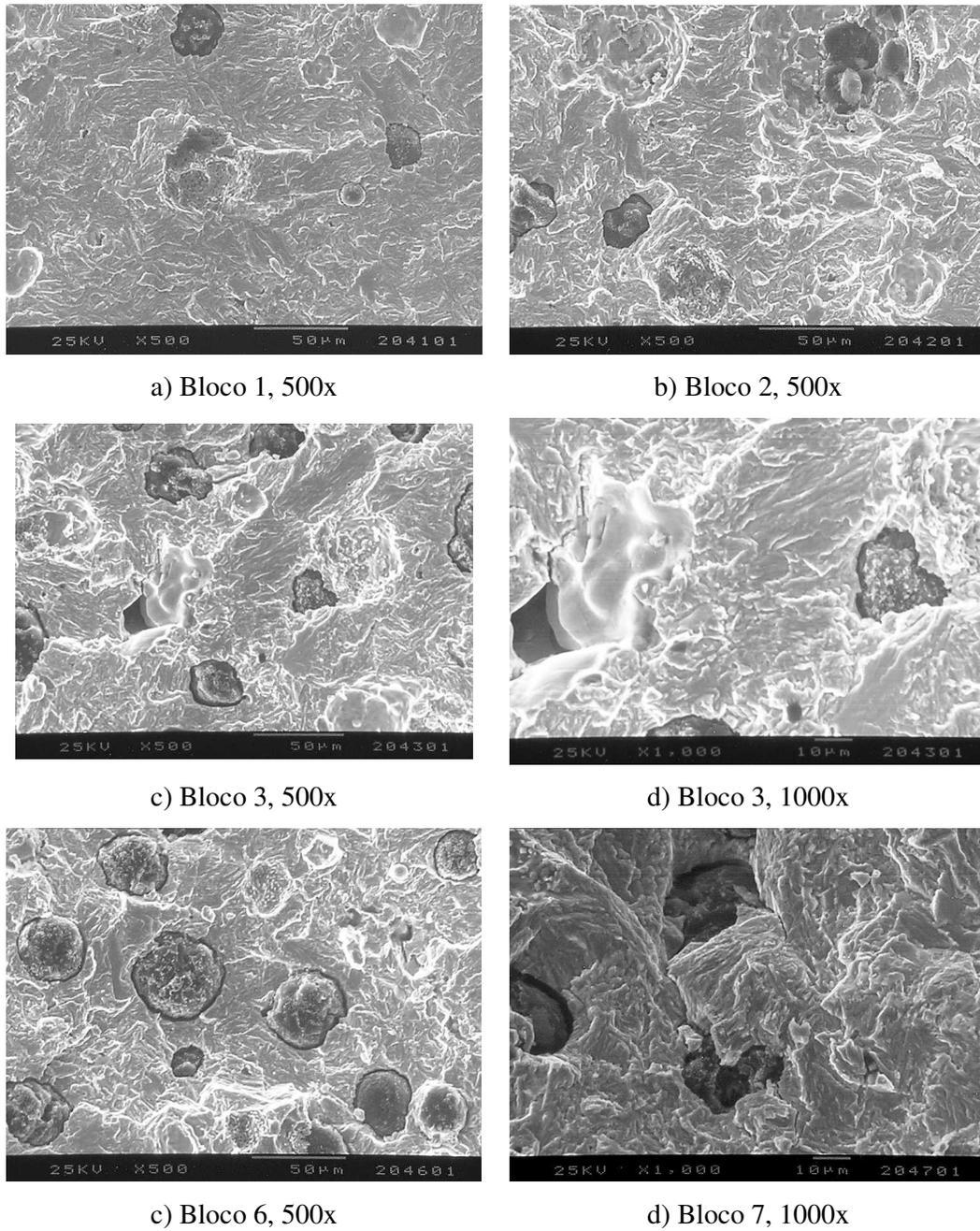


FIGURA 4.34 – Microfractografias da região de propagação estável da trinca por fadiga, com ΔK constante em cada bloco de carga. ADI-T2, corpo-de-prova CT n°4.

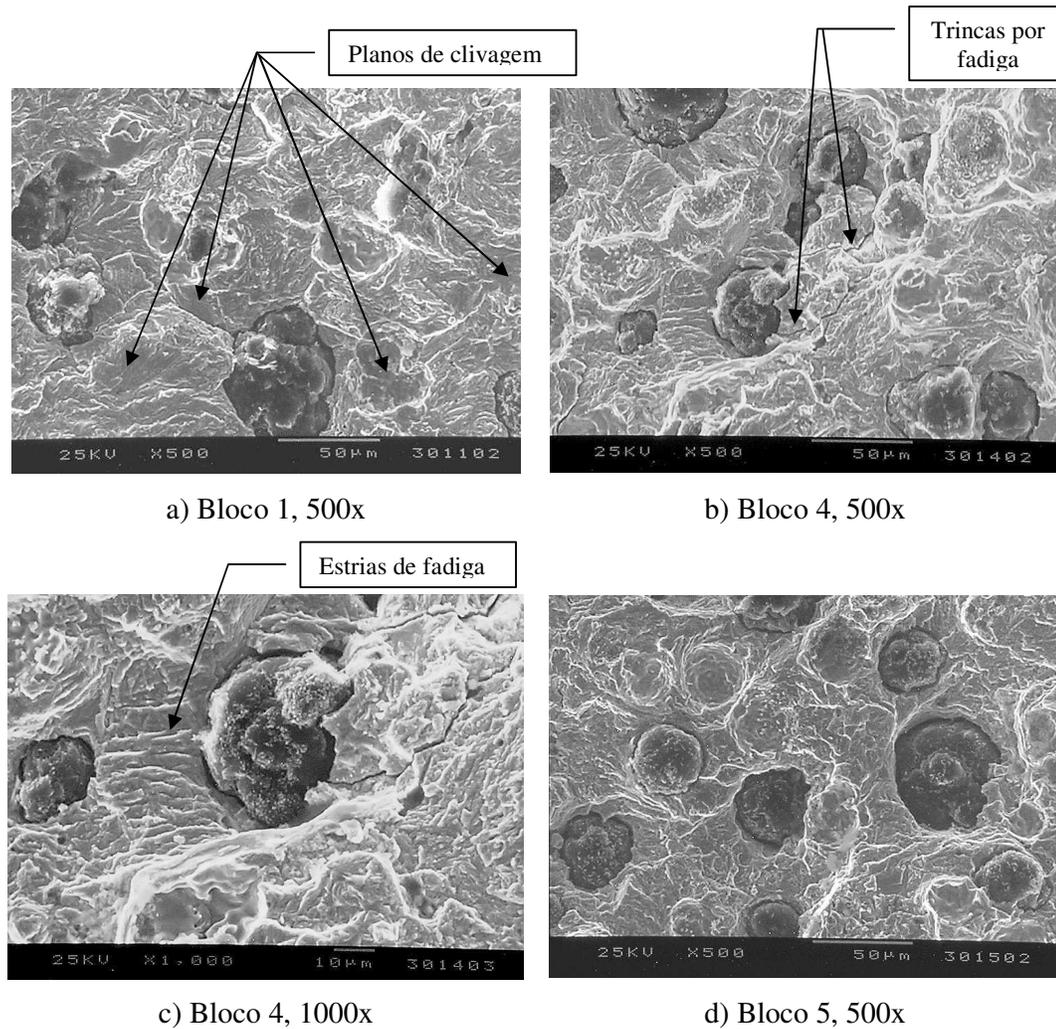
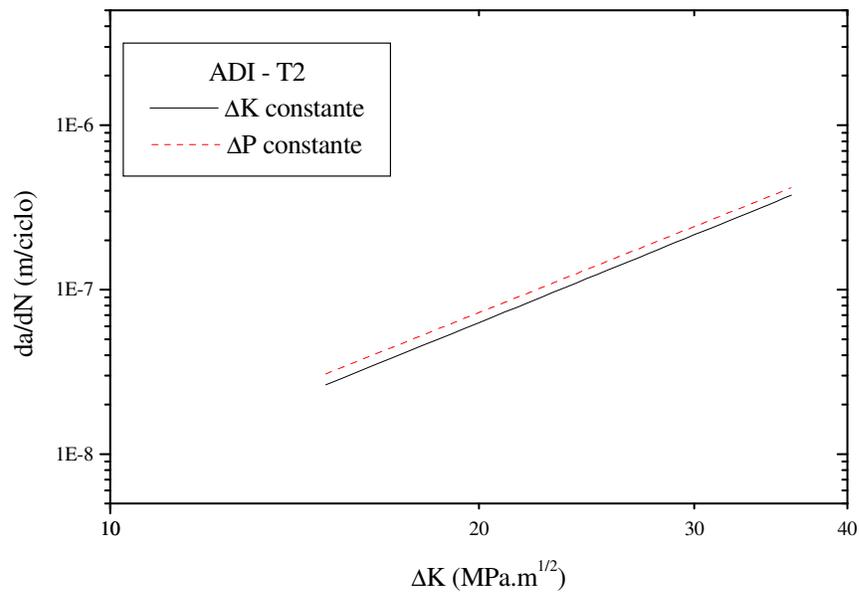


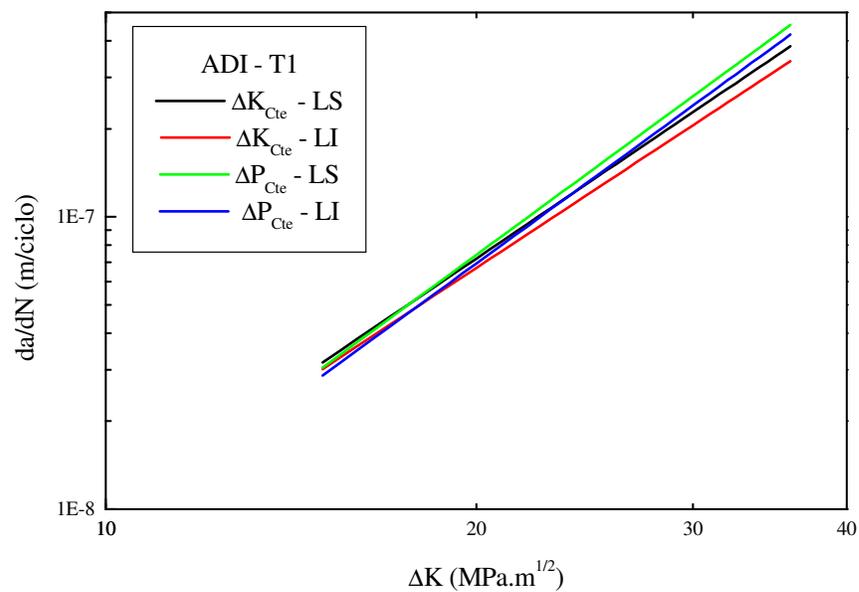
FIGURA 4.35 – Microfractografias da região de propagação estável da trinca por fadiga, com ΔK constante em cada bloco de carga. ADI-T3, corpo-de-prova CT n°1.

4.2.3 Comparação dos resultados de propagação de trinca por fadiga, obtidos com ΔP constante e ΔK constante.

Para possibilitar uma comparação entre as taxas de propagação, determinadas com carregamento constante e variável, agruparam-se as curvas (da/dN) versus ΔK de cada material, resultando nas FIG. 4.36a; 4.37a e 4.38a. Os resultados mostraram que a taxa de propagação da trinca por fadiga na região II do ADI, submetido a ΔK constante é menor que com ΔP constante. Mas, como as curvas de previsão das taxas ficaram muito próximas, plotaram-se as curvas referentes aos limites superior e inferior do intervalo de 95% de confiança, possibilitando uma inferência estatística. Observou-se então, que a taxa de propagação de trinca do ADI-T2, determinada com ΔK constante, é menor que a obtida com ΔP constante, FIG. 4.37b. Já, os resultados obtidos para o ADI-T1 e ADI-T3, FIG. 4.36b e 4.38b, não permitem afirmar que exista uma diferença significativa na taxa de propagação obtida com os dois tipos de carregamento, ao longo de toda a faixa de ΔK investigada.

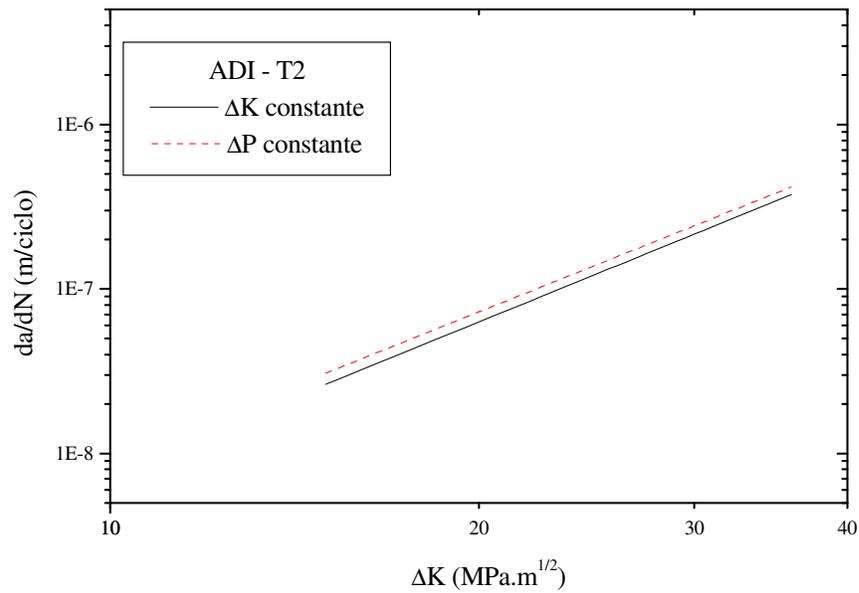


a) Comparação da taxa de propagação de trinca utilizando valores médios

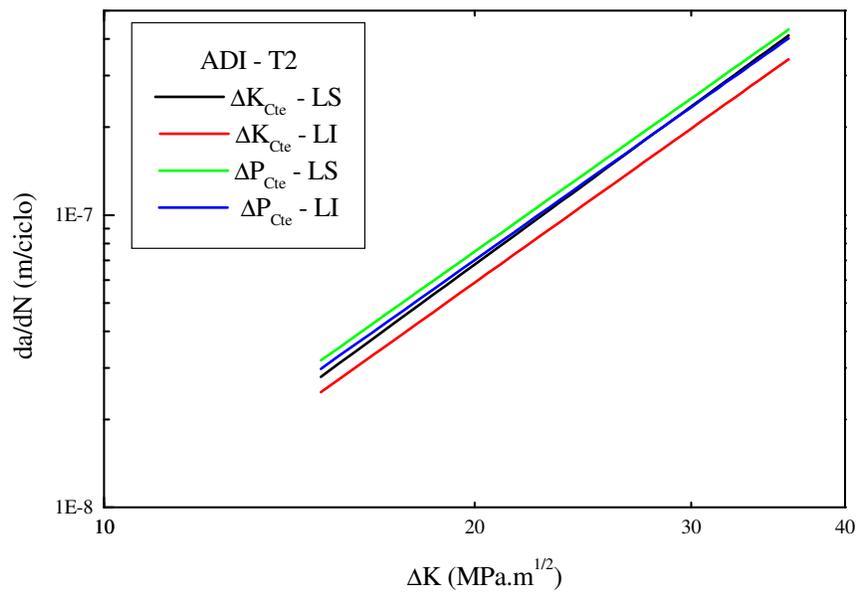


b) Comparação da taxa de propagação de trinca por fadiga utilizando os limites superior (LS) e inferior (LI) do intervalo de 95% de confiança

FIGURA 4.36 – Comparação da taxa de propagação de trinca por fadiga com $\Delta K_{\text{constante}}$ e $\Delta P_{\text{constante}}$ utilizando a Lei de Paris. Material: ADI-T1.

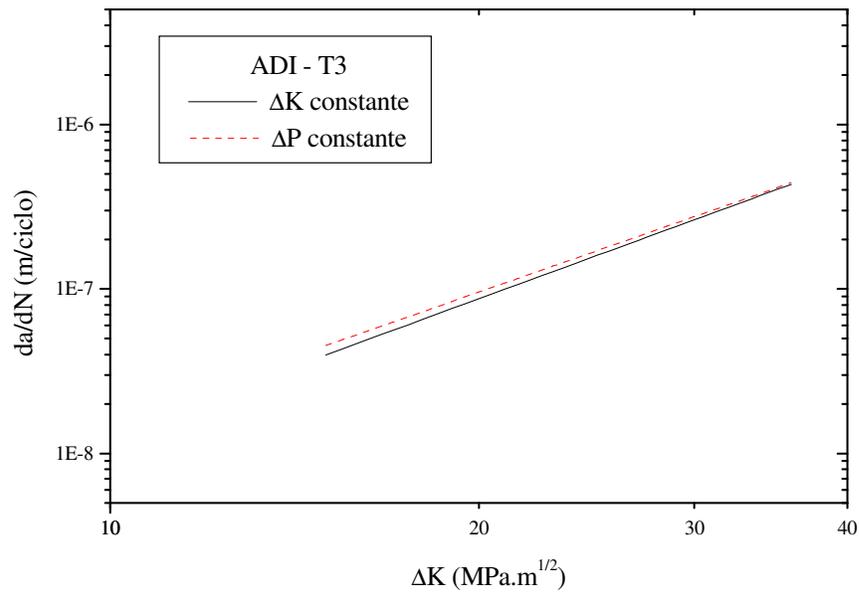


a) Comparação da taxa de propagação de trinca utilizando valores médios

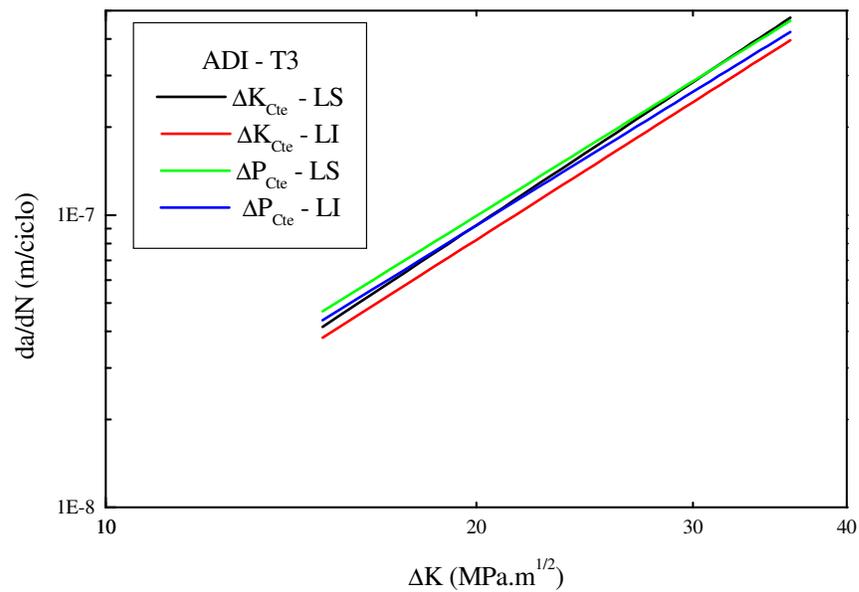


b) Comparação da taxa de propagação de trinca por fadiga utilizando os limites superior (LS) e inferior (LI) do intervalo de 95% de confiança

FIGURA 4.37 – Comparação da taxa de propagação de trinca por fadiga com $\Delta K_{constante}$ e $\Delta P_{constante}$ utilizando a Lei de Paris. Material: ADI-T2.



a) Comparação da taxa de propagação de trinca utilizando valores médios



b) Comparação da taxa de propagação de trinca por fadiga utilizando os limites superior (LS) e inferior (LI) do intervalo de 95% de confiança

FIGURA 4.38 – Comparação da taxa de propagação de trinca por fadiga com $\Delta K_{\text{constante}}$ e $\Delta P_{\text{constante}}$ utilizando a Lei de Paris. Material: ADI-T3.

4.2.4 Previsão da taxa de propagação de trinca por fadiga sob carregamento com amplitude variável

Segundo SURESH (2001), atualmente, somente critérios semi-empíricos são capazes de fornecer razoável estimativa de elementos sujeitos à fadiga sob carregamento com amplitude variável. Os efeitos de interação entre carregamentos em blocos com variação na amplitude podem ser quantificados através do parâmetro denominado de *fator de aceleração*, ρ (SURESH, 2001). Para o estudo em questão, este fator é definido pela Eq. (4.4):

$$\rho = \frac{\left(\frac{da}{dN}\right)_{AV}}{\left(\frac{da}{dN}\right)_{AC}} = \frac{\left(\frac{da}{dN}\right)_{\Delta P \text{ constante}}}{\left(\frac{da}{dN}\right)_{\Delta K \text{ constante}}} \quad (4.4)$$

onde $(da/dN)_{AV}$ representa a taxa de propagação de trinca por fadiga com amplitude variável, ou seja, ΔP constante e $(da/dN)_{AC}$ representa a taxa de propagação de trinca por fadiga determinada com amplitude de ΔK constante. Se $\rho = 1$ significa que não há efeitos de interação, caso se tenha $\rho > 1$, significa aumento da taxa de propagação da trinca por fadiga devido às variações no carregamento, enquanto $\rho < 1$ indica diminuição da taxa de propagação.

Calculando-se o fator ρ para as taxas de propagação do ADI-T2, onde foi observada uma diferença entre as taxas determinadas, com ΔP constante e ΔK constante, obtiveram-se as Eq. (4.5) relativas à curva média e aos limites superior e inferior do intervalo de 95% de confiança apresentadas na FIG. 4.39. Observa-se $\rho > 1$ para a toda a faixa de ΔK analisada, indicando que ocorre aumento da taxa de propagação da trinca quando o material é submetido a um carregamento com ΔK crescente. Nota-se ainda que o fator de aceleração diminui com a evolução de ΔK .

$$\begin{aligned}
 \rho_{m\acute{e}dia} &= 1,372619 \cdot \Delta K^{-0,05912} \\
 \rho_{limite\ superior} &= 1,280855 \cdot \Delta K^{-0,02330} \\
 \rho_{limite\ inferior} &= 1,470957 \cdot \Delta K^{-0,09494}
 \end{aligned}
 \tag{4.5}$$

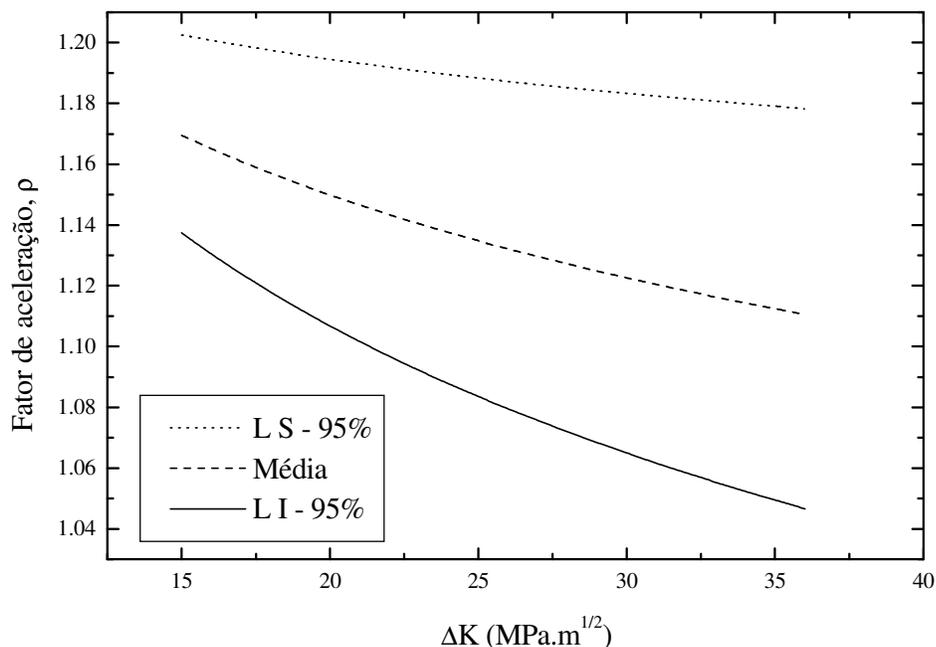


FIGURA 4.39 – Variação do fator de aceleração, ρ , versus ΔK para o ADI-T2, mostrando a curva média e os limites superior (LS) e inferior (LI) do intervalo de 95% de confiança.

A diferença encontrada para as taxas de propagação de trinca entre os dois tipos de carregamento pode ser atribuída à violação do conceito de similitude na fadiga, pelo carregamento com ΔP constante. Segundo ANDERSON (1991), o conceito de similitude das condições da ponta da trinca por fadiga, implicando em uma relação única entre da/dN , ΔK e R , é válida somente para carregamento com amplitude constante, ou seja, quando $dK/da = 0$. A zona plástica, na ponta e no trajeto da trinca, depende do histórico de carregamento anteriormente aplicado e dos valores instantâneos de K_{max} e K_{min} (ANDERSON, 1991). Portanto, apesar de em ambos os carregamentos os valores de ΔK serem os mesmos, as esteiras de plasticidade são diferentes influenciando as condições da ponta da trinca, como ilustram as FIG. 4.40 e 4.41; justificando a

diferença observada entre as taxas de propagação de trinca por fadiga. Possivelmente esta diferença só foi observada no ADI-T2 devido a menor estabilidade da austenita deste material.

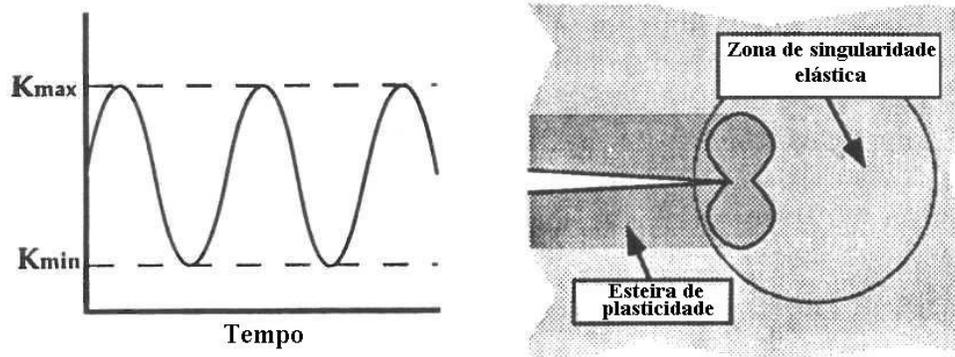


FIGURA 4.40 – Crescimento de trinca por fadiga sob carregamento com amplitude constante, sob condições de deformação plástica em pequena escala. Adaptado de ANDERSON (1991, p. 599).

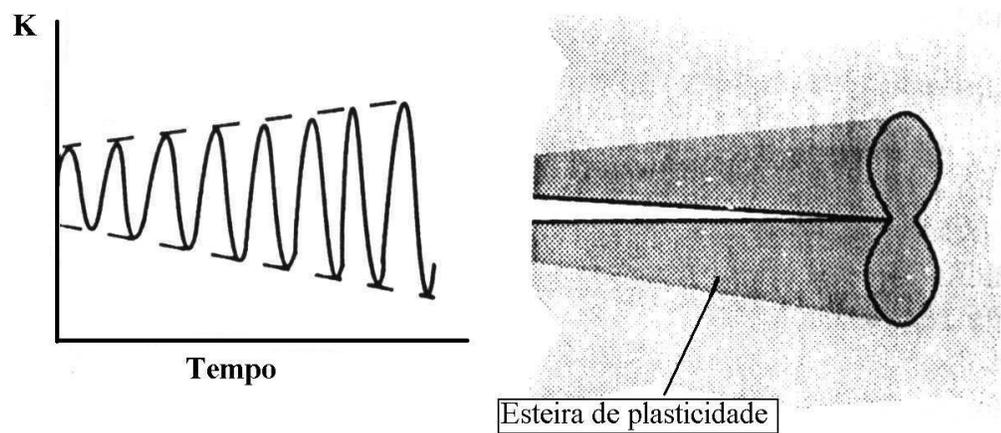


FIGURA 4.41 – Crescimento de trinca por fadiga sob carregamento com amplitude variável, ΔK crescente. Adaptado de ANDERSON (1991, p. 601).

4.3 Apresentação e discussão dos resultados de fadiga por flexão rotativa

4.3.1 Fadiga por flexão rotativa com amplitude constante

Os resultados de fadiga por flexão rotativa com amplitude constante a 495 MPa e 585 MPa são apresentados na TAB. B.1 (APÊNDICE B). Para escolher a distribuição de probabilidade que melhor descreveu o comportamento à fadiga por flexão, utilizou-se o teste de Anderson-Darling através do programa computacional Minitab. Avaliaram-se as distribuições de probabilidade normal, log-normal, exponencial e Weibull. O melhor ajuste foi proporcionado pela distribuição de Weibull, cujos resultados são apresentados nas FIG. 4.42 a 4.44. A TAB. 4.12 apresenta a estatística descritiva, calculada através da distribuição de Weibull, apesar do pequeno número de amostras.

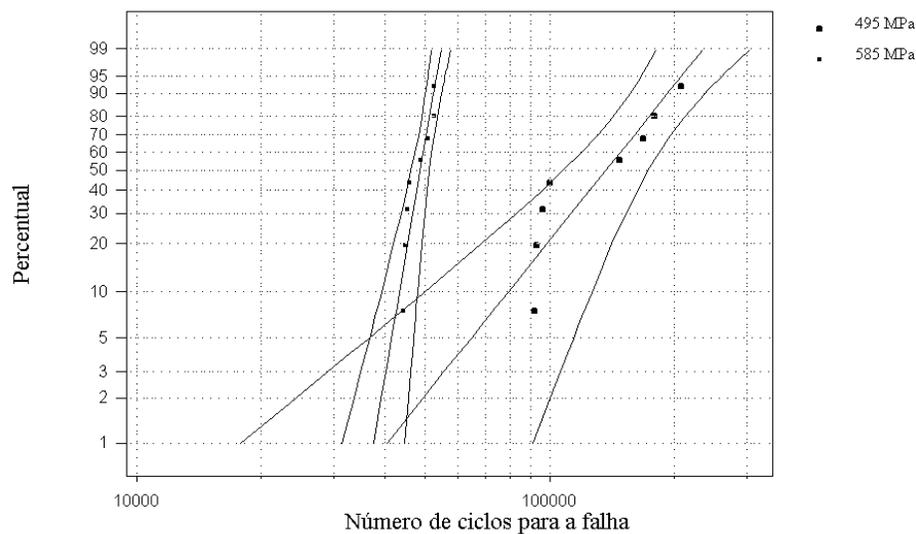


FIGURA 4.42 – Gráfico de distribuição de probabilidade de Weibull com intervalo de 95% de confiança para os resultados de ensaio à fadiga por flexão rotativa. Amplitude constante a 495 e a 585 MPa. ADI-T1.

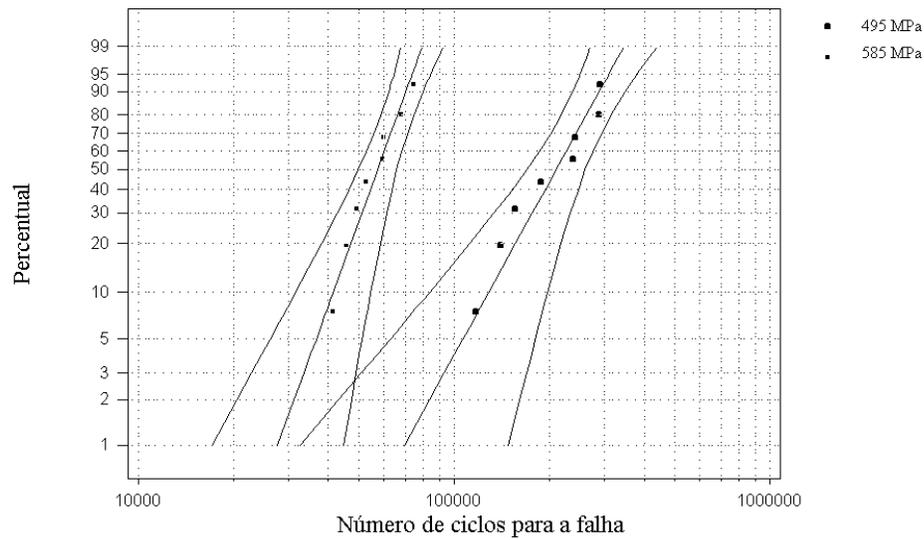


FIGURA 4.43 – Gráfico de distribuição de probabilidade de Weibull com intervalo de 95% de confiança para os resultados de ensaio à fadiga por flexão rotativa. Amplitude constante a 495 e a 585 MPa. ADI-T2.

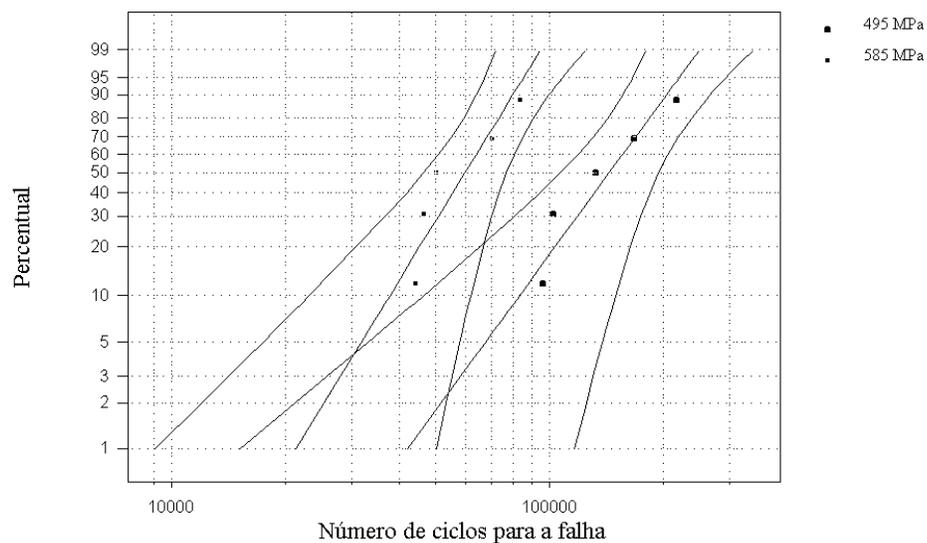


FIGURA 4.44 – Gráfico de distribuição de probabilidade de Weibull com intervalo de 95% de confiança para os resultados de ensaio à fadiga por flexão rotativa. Amplitude constante a 495 e a 585 MPa. ADI-T3.

TABELA 4.12 – Estatística descritiva dos resultados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa, utilizando a distribuição de Weibull.

Amplitude de tensão	Parâmetros	ADI-T1	ADI-T2	ADI-T3
495 MPa	Média (ciclos)	136 065,8	208 661,7	143 462,7
	Variância (ciclos)	43 343,8	60 894,8	46 044,3
	N° de dados	8	8	5
585 MPa	Média (ciclos)	48 033,5	56 342,9	59 126,1
	Variância (ciclos)	3 631,1	11 236,7	16 170,4
	N° de dados	8	8	5

Para verificar se havia diferenças significativas entre as médias, utilizou-se análise de variância (COLLINS, 1993; MONTGOMERY, 1997). Os resultados da estatística inferencial são apresentados em ANOVA - B1 (APÊNDICE B). Verificou-se, considerando o nível de significância de 5%, que um dos materiais apresentou vida média à fadiga diferente dos outros dois materiais para uma amplitude de tensão de 495 MPa. A análise estatística indicou o ADI-T2 como o material que apresentou vida média à fadiga diferente. Não se observou diferença entre a vida média à fadiga dos materiais ADI-T1 e ADI-T3, considerando o nível de significância de 5%.

Observa-se, que a vida à fadiga a 495 MPa foi mais elevada para o material ADI-T2, em torno de 50% maior que os materiais ADI-T1 e ADI-T3. A diferença entre o ADI-T2 e ADI-T3 pode ser atribuída ao maior volume de austenita metaestável do ADI-T2. No entanto, a diferença básica entre o ADI-T1 e o ADI-T2, é o tempo de austêmpera, o que pode ter levado a uma menor estabilidade da austenita do material ADI-T2 devido ao menor teor de carbono, proporcionando uma maior susceptibilidade à deformação e ou transformação de fase. Os resultados confirmam a afirmativa de LIN et al. (1996) a respeito do benefício das tensões residuais sobre a resistência à fadiga de alto ciclo, provocadas pela deformação da austenita ou pela transformação para martensita.

Não se observou, em nível de significância de 5%, diferenças entre a vida média à fadiga dos três materiais para uma amplitude de tensão de 585 MPa (ANOVA - B2, APÊNDICE B).

Os resultados à fadiga de alto ciclo para os dois níveis de tensão ensaiados indicam que a influência do volume e da estabilidade da austenita é preponderante ou mais importante na fase de iniciação da trinca, do que na fase de propagação. Pois os ensaios de propagação de trinca revelaram que as diferenças nas taxas de propagação foram muito menores que nos ensaios de fadiga por flexão rotativa. Esta hipótese foi verificada quando se analisaram em conjunto os resultados dos ensaios de propagação de trinca e fadiga por flexão rotativa.

Foi necessário estimar a vida à fadiga do material para amplitudes de tensão entre 180 e 495 MPa, pois estes valores seriam necessários no cálculo do dano à fadiga do ADI sob carregamento variável. Considerou-se que existe para o ADI, como nos aços, uma relação entre os coeficientes de resistência para a equação de Basquim (Eq. 4.6) (LEE et al., 2005; BANANTINE et al., 1990) para amplitudes de tensão, abaixo e acima do limite de fadiga ou *endurance* (S_e), como ilustra a FIG. 4.45. A relação entre as inclinações das retas é conhecida por fator de Haibach e o ponto de interseção é o limite de fadiga (LEE et al., 2005). Apesar do ADI não apresentar limite de fadiga, manteve-se esta terminologia para definir o ponto de interseção.

$$S_a = S_f' (2N_f)^b = A(N_f)^b, \text{ onde } A = (S_f' \times 2^b) \quad (4.6)$$

onde:

- S_a : amplitude de tensão;
- S_f' : coeficiente de resistência à fadiga;
- N_f : número de ciclos necessários para ocorrer a falha;
- b : expoente de resistência à fadiga;
- A : coeficiente.

Através dos resultados dos ensaios de fadiga e do limite de resistência à tração (LEE et al., 2005; BANANTINE et al., 1990), estimou-se a curva S-N para amplitudes acima do limite S_e , utilizando-se os valores indicados nas TAB. 4.13 e B.1. Os valores de A e b , Eq. (4.6), foram obtidos através de um modelo de regressão entre $\log(S_a)$ e $\log(N_f)$, utilizando-se o programa Origin. Os resultados são apresentados nas FIG. 4.46 a 4.48 e na TAB. 4.14.

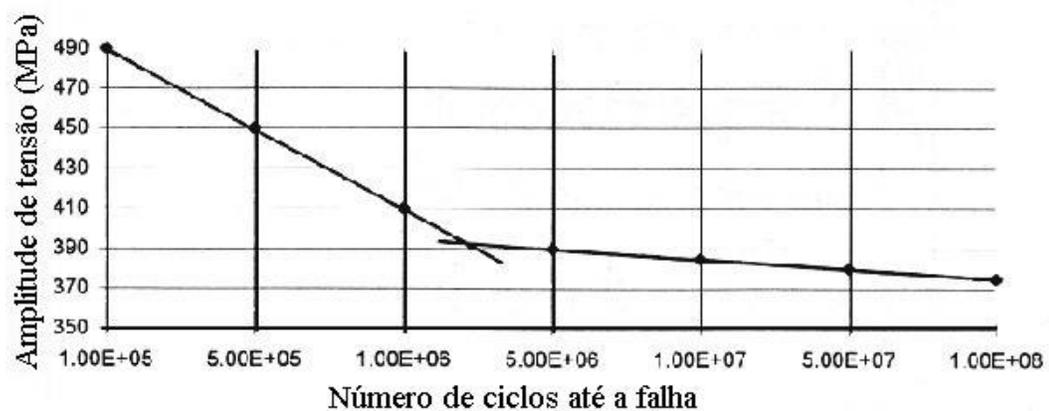


FIGURA 4.45 – Curva S-N para o ADI.

Adaptado de DUCTILE IRON DATA, 1998, p. 4.18.

TABELA 4.13 – Valores utilizados na construção da curva S-N para amplitudes de tensão acima do limite de fadiga.

Número de ciclos	Amplitude de tensão
1 000	90% do limite de resistência à tração (0,9 x LR)
Resultados da TAB. B.1	495 MPa
Resultados da TAB. B.1	585 MPa

TABELA 4.14 – Resultados obtidos na estimativa das curvas S-N para amplitudes de tensão acima do limite de fadiga, apresentadas nas FIG. 4.46 a 4.48.

Material	Parâmetros da Eq. (4.6)		Estatística de regressão		
	A (MPa)	b	R	R ² ajustado	N° de dados
ADI – T1	2 686,46	- 0,14262	0,99498	0,98952	23
ADI – T2	2 647,73	- 0,13759	0,99505	0,98970	24
ADI – T3	4 857,69	- 0,19289	0,99419	0,98753	15

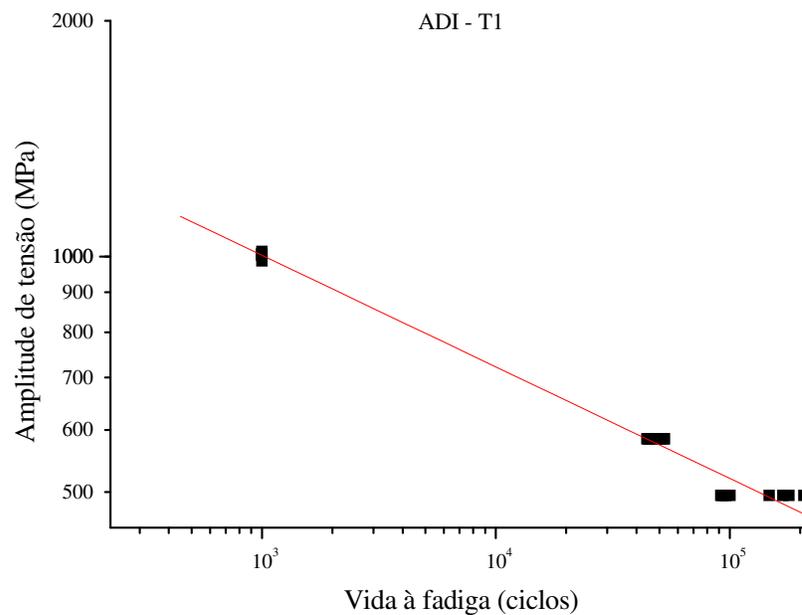


Figura 4.46 – Vida à fadiga por flexão rotativa com amplitude constante. ADI-T1.

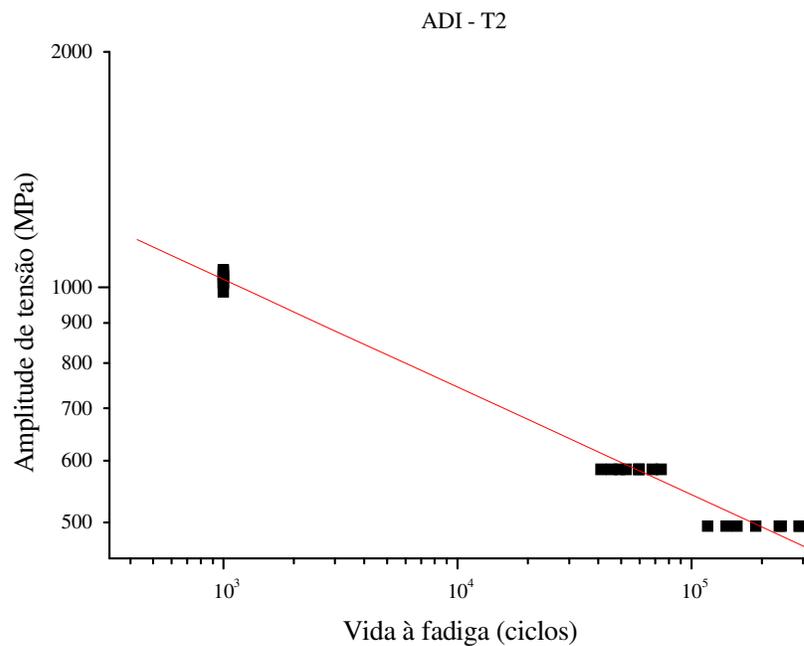


Figura 4.47 – Vida à fadiga por flexão rotativa com amplitude constante. ADI-T2.

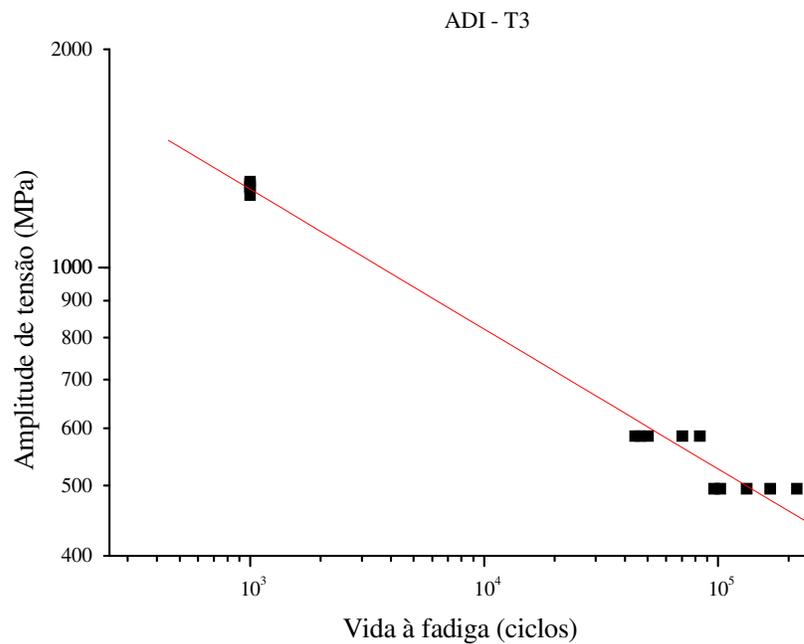


Figura 4.48 – Vida à fadiga por flexão rotativa com amplitude constante. ADI-T3.

Em seguida estimou-se a vida à fadiga para amplitudes abaixo do limite de fadiga, tomando como referência a relação entre os coeficientes de fadiga calculados a partir dos dados da FIG. 4.45, onde se obteve que $b_{S_a > S_e} / b_{S_a < S_e} = 4,13$. Os resultados para as curvas S-N sob amplitudes de tensão abaixo do limite S_e são apresentados na TAB. 4.15. As FIG. 4.49 a 4.52 apresentam os resultados obtidos nos ensaios de fadiga por flexão rotativa com amplitude constante, superpostos a curva S-N estimada para a região de fadiga de baixo ciclo, válida para o intervalo: $S_a \geq 0,9 \times LR$; e para a região de fadiga de alto ciclo, válida para o intervalo: $S_a \leq 0,9 \times LR$.

TABELA 4.15 – Resultados obtidos na estimativa das curvas S-N para amplitudes de tensão abaixo do limite de fadiga S_e .

Material	Parâmetros da Eq. (4.6)	
	A (MPa)	b
ADI – T1	658,01	- 0.0345
ADI – T2	690,95	- 0,0333
ADI – T3	690,13	- 0,0467

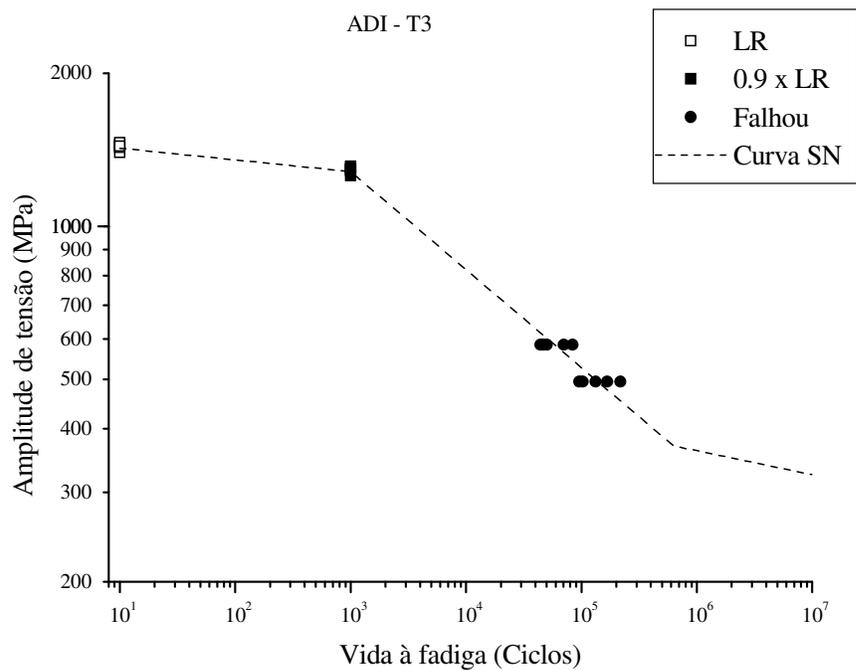


Figura 4.51 – Estimativa de curvas S-N superpostas aos resultados dos ensaios de tração e fadiga por flexão rotativa com amplitude constante para o ADI-T3.

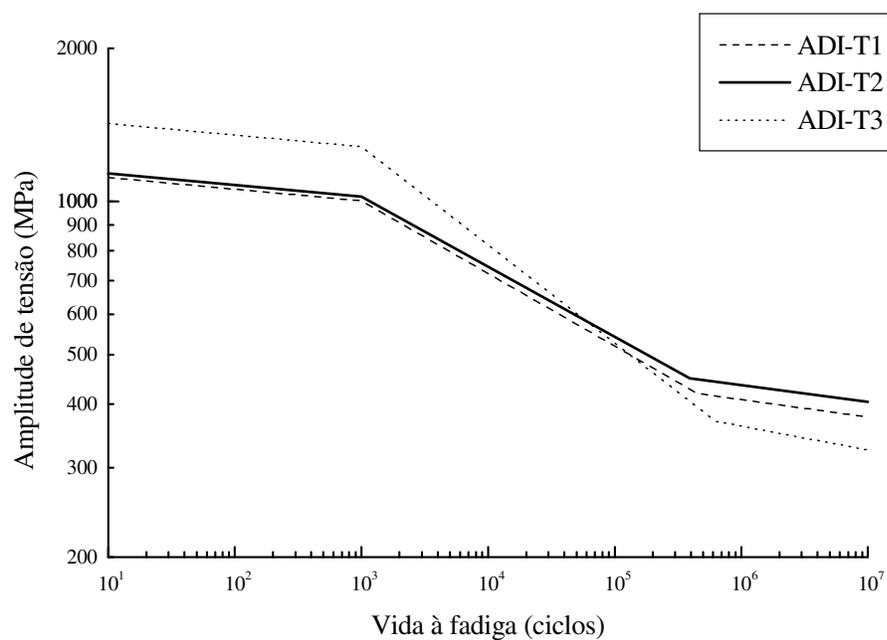


Figura 4.52 – Comparação das curvas S-N estimada para descrever a vida à fadiga por flexão rotativa para os três materiais.

Analisando a FIG. 4.52, observa-se que ADI-T1 e ADI-T2 apresentaram comportamento à fadiga similar para tensões elevadas. Para tensões próximas ao limite de fadiga, o ADI-T2 apresentou maior resistência, provavelmente devido à menor estabilidade da austenita que ao encruar ou transformar para martensita, provoca tensões residuais, atuando beneficemente na fase de nucleação da trinca, como já comentado anteriormente. O ADI-T3 apresentou maior resistência à fadiga sob amplitudes de tensões acima de 500 MPa. Resultado semelhante foi observado por LIN e PAI (1999). Os autores atribuíram a maior resistência à fadiga dos materiais austemperados a 300°C do que o austemperado a 360°C, à menor quantidade de austenita instável e portanto, menor quantidade de martensita transformada.

4.3.2 Fadiga por flexão rotativa com amplitude variável – Carregamento tipo Hi - Lo

Os resultados obtidos para os ensaios de fadiga com carregamento em blocos tipo Hi-Lo são apresentados na TAB. 4.16. Para possibilitar o cálculo do acúmulo de dano, apresenta-se na TAB. 4.17 o número médio de ciclos para ocorrer a falha, N_f , relativo a cada bloco de carga, extraídos da TAB. 4.12.

TABELA 4.16 – Resultados de ensaios de fadiga por flexão rotativa com amplitude variável tipo Hi-Lo. Amplitude de tensão: 585 MPa no bloco 1 e 495 MPa no bloco 2.

Corpo-de-prova	ADI - T1		ADI - T2		ADI - T3	
	Número de ciclos		Número de ciclos		Número de ciclos	
	Bloco 1	Bloco 2	Bloco 1	Bloco 2	Bloco 1	Bloco 2
	n ₁	n ₂	n ₁	n ₂	n ₁	n ₂
1	24 000	26 500	14 000	115 600	14 800	52 700
2	24 000	36 300	14 000	55 500	14 800	61 050
3	24 000	47 500	14 000	120 500	14 800	60 950
4	26 000	54 500	14 000	71 500	23 800	57 200
5	24 000	50 450	14 000	81 050	14 800	61 000

TABELA 4.17 – Número médio de ciclos esperados para ocorrer a falha em cada bloco de carga, calculados através da distribuição de Weibull.

Bloco de carga	Amplitude de tensão (MPa)	Número médio de ciclos para ocorrer a falha			
		Material	ADI - T1	ADI - T2	ADI - T3
1	585	$N_{1,f}$	48 033,5	56 342,9	59 126,1
2	495	$N_{2,f}$	136 065,8	208 661,7	143 462,7

Para prever o comportamento à fadiga do ADI sob carregamentos com amplitude variável utilizaram-se as teorias de dano linear e bilinear.

Na TAB. B.2, APÊNDICE B, são apresentados os resultados obtidos através do modelo linear de acúmulo de danos, calculados utilizando a Eq. (4.7):

$$D_i = \frac{n_i}{N_{i,f}} \quad (4.7)$$

$$\sum D_i = D_1 + D_2 = \frac{n_1}{N_{1,f}} + \frac{n_2}{N_{2,f}}$$

onde:

D_i : dano linear relativo ao bloco de carga;

n_i : número de ciclos que o corpo-de-prova foi submetido ou suportou;

$N_{i,f}$: vida média à fadiga do material quando solicitado àquela amplitude de tensão.

Para comparar os resultados obtidos com dados compilados por LEE et al. (2005) apresentados na TAB. 4.18, calculou-se parâmetros estatísticos de D utilizando-se as distribuições normal, lognormal e Weibull, apresentada na TAB. 4.19.

Observa-se na TAB 4.19, que a média dos valores de dano dos três materiais foi $D_{médio} = 0,73$. Sendo, portanto, menor que 1 ($D < 1$), evidenciando que a teoria de dano linear é não-conservadora, não sendo portanto adequada para prever a falha à fadiga do ADI, sujeito a carregamento com blocos de cargas tipo Hi-Lo.

TABELA 4.18 – Estatística descritiva de valores de dano linear de vários autores.

Descrição	Mediana	Coefficiente de variação	Distribuição estatística
Miner: trabalho original	0,95	0,26	Lognormal
Schutz: Iniciação de trinca em:			
Ensaio com seqüências aleatórias	1,05	0,55	Lognormal
Ensaio com larga variação da carga média	0,60	0,60	Lognormal
Entalhes com deformação plástica	0,37	0,78	Lognormal
Eixo de motor de automóveis	0,15	0,60	Lognormal
Shin e Lukens: Muitos ensaios randômicos	0,90	0,67	Lognormal
Gurney: Ensaio em juntas soldadas	0,85	0,28	Lognormal
Lee: Efeito da tensão média – Ensaio SAE	1,06	0,47	Normal

Fonte: LEE et al. (2005, p. 67).

TABELA 4.19 – Estatística descritiva dos resultados de dano linear D para os três materiais.

Distribuição estatística	Teste de Anderson-Darling	Média	Variância	Mediana	Coefficiente de variação
Normal	0,9654	0,7292	0,1145	0,7292	0,1451
Lognormal	0,9591	0,7294	0,1176	0,7201	0,1612
Weibull	0,9738	0,7288	0,1206	0,7394	0,1655

Comparando os resultados obtidos, TAB. 4.19, com os dados compilados por LEE et al. (2005) observa-se que a mediana ficou dentro da extensa faixa já observada para os valores de D ($0,15 < 0,73 < 1,06$), mas o coeficiente de variação foi nitidamente menor do que os apresentados na TAB. 4.18.

Utilizando a análise de variância para comparar a média dos valores de dano linear entre os materiais, FIG. 4.53, verificou-se que não há evidência estatística de que as médias sejam diferentes considerando o nível de significância de 5%, (ANOVA - B.3, APÊNDICE B).

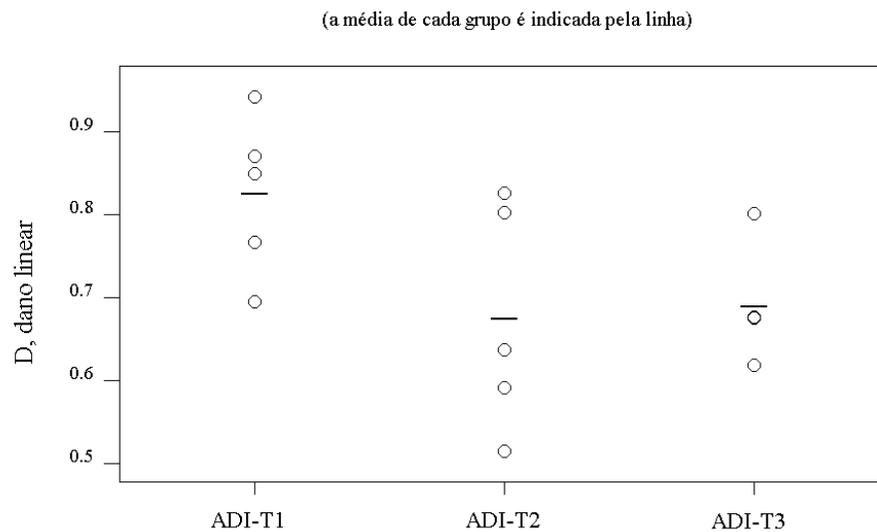


FIGURA 4.53 – Diagrama de pontos dos resultados de dano linear para o carregamento em blocos tipo Hi-Lo, destacando o dano médio de cada material.

A teoria de dano linear mostrou-se deficiente para prever a vida à fadiga do ADI sujeito a carregamento variável. Com o objetivo de encontrar uma teoria de previsão de vida à fadiga mais adequada ao ADI, utilizou-se o modelo bilinear proposto por Manson e Halford (LEE et al. 2005) e apresentado no item 2.7.3; as Eq. (2.17) a (2.26) serão apresentadas novamente para maior comodidade. Segundo esta teoria, o fenômeno da fadiga ocorre em duas fases conforme Eq. (4.8) a (4.10):

$$D = D_I + D_{II} \quad (4.8)$$

$$D_I = \left(\frac{n_{I1}}{N_{I1,f}} + \frac{n_{I2}}{N_{I2,f}} \right) \times D_{knee} \quad (4.9)$$

$$D_{II} = \left(\frac{n_{II1}}{N_{II1,f}} + \frac{n_{II2}}{N_{II2,f}} \right) \times (1 - D_{knee}) \quad (4.10)$$

Inicialmente calcularam-se as coordenadas do ponto *knee* para a fase I através das Eq. (4.11) e (4.12):

$$\left[\frac{n_1}{N_{1,f}} \right]_{knee} = 0,35 \times \left(\frac{N_{1,f}}{N_{2,f}} \right)^{0,25} \quad (4.11)$$

$$D_{knee} = 0,35 \times \left(\frac{N_{1,f}}{N_{2,f}} \right)^{0,25} \quad (4.12)$$

A abcissa do ponto *knee* para a fase II foi determinada pelas Eq. (4.13).

$$\left[\frac{n_{2,f}}{N_{2,f}} \right]_{knee} = 0,65 \times \left(\frac{N_{1,f}}{N_{2,f}} \right)^{0,25} \quad (4.13)$$

As FIG. 4.54 a 4.56 apresentam graficamente o modelo bilinear para cálculo do acúmulo de dano por fadiga dos três materiais, evidenciando o ponto de interseção *knee* e as duas fases da falha por fadiga. Os números de ciclos para a falha, previstos para as fases I e II, foram calculados pelas Eq. (4.14) a (4.17), apresentadas a seguir, e utilizadas nas Eq. (4.9) e (4.10).

$$N_{I1,f} = D_{knee} \times N_{1,f} \quad (4.14)$$

$$N_{II1,f} = N_{1,f} - N_{I1,f} \quad (4.15)$$

$$N_{II2,f} = \left[\frac{n_{2,f}}{N_{2,f}} \right]_{knee} \times N_{2,f} \quad (4.16)$$

$$N_{I2,f} = N_{2,f} - N_{II2,f} \quad (4.17)$$

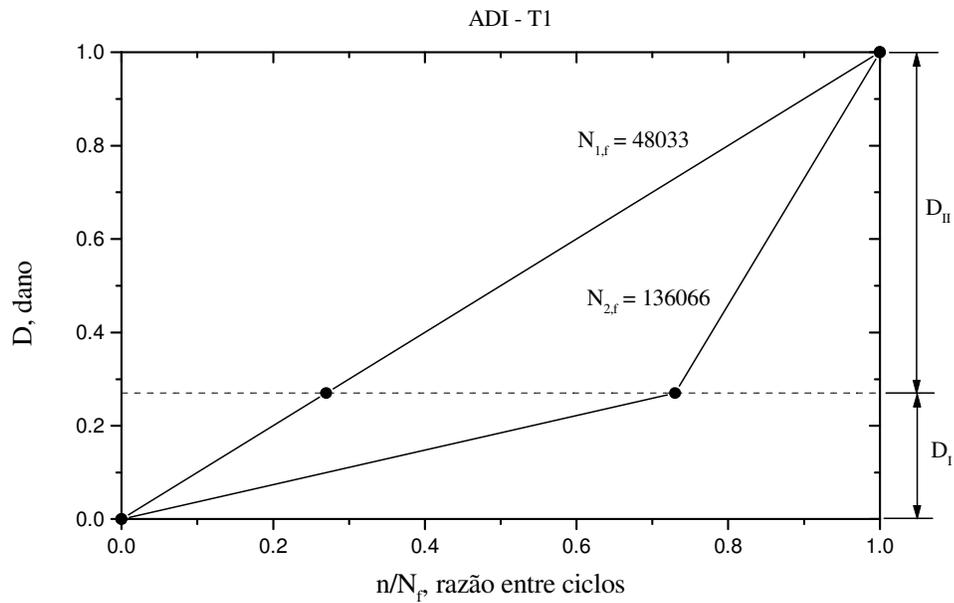


FIGURA 4.54 – Representação gráfica da teoria bilinear para cálculo de acúmulo de dano por fadiga, com carregamento em 2 blocos tipo Hi-Lo. ADI-T1.

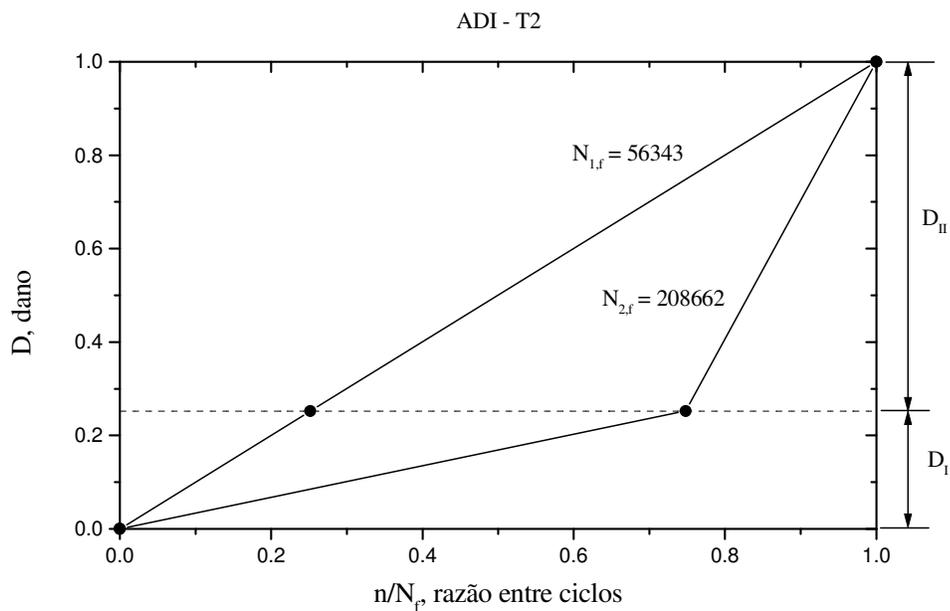


FIGURA 4.55 – Representação gráfica da teoria bilinear para cálculo de acúmulo de dano por fadiga, com carregamento em 2 blocos tipo Hi-Lo. ADI-T2.

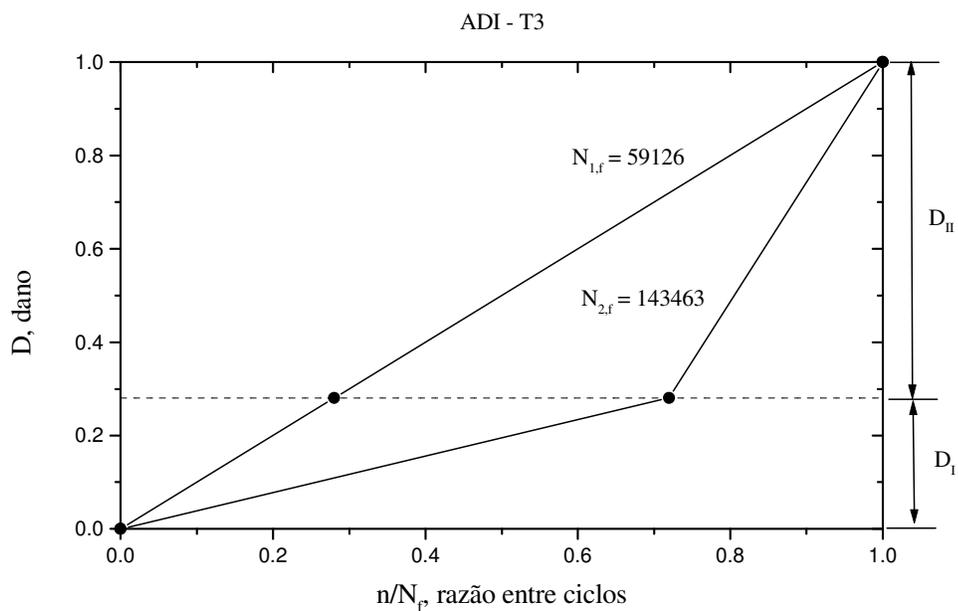


FIGURA 4.56 – Representação gráfica da teoria bilinear para cálculo de acúmulo de dano por fadiga, com carregamento em 2 blocos tipo Hi-Lo. ADI-T3.

O resumo dos cálculos para a teoria de dano bilinear são apresentados na TAB. B.3, APÊNDICE B, e na FIG. 4.57.

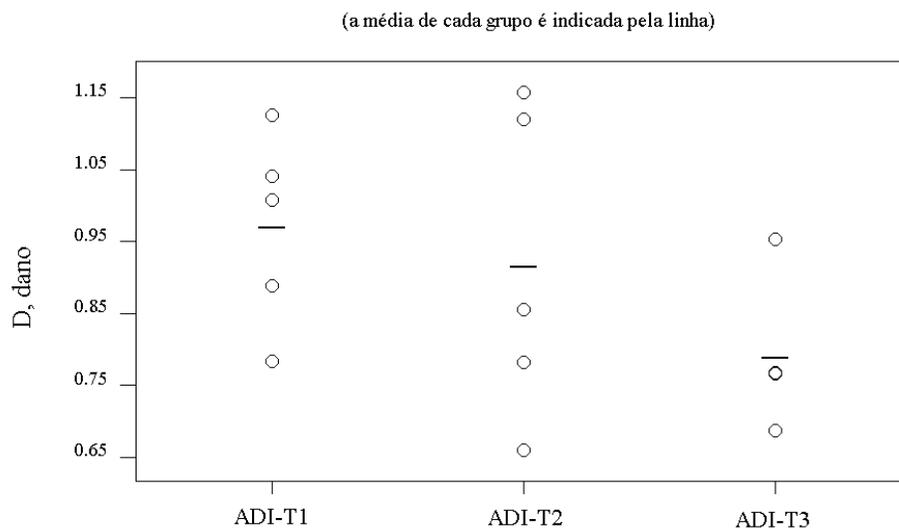


FIGURA 4.57 – Diagrama de pontos dos resultados de dano bilinear para o carregamento em blocos tipo Hi-Lo, destacando o dano médio.

Utilizando-se a análise de variância para comparar a média dos valores de dano bilinear entre os materiais, verificou-se que não há evidência estatística, em nível de significância de 5%, de que as médias sejam diferentes (ANOVA - B.4, APÊNDICE B). Para permitir uma análise da influência da temperatura de austêmpera na vida à fadiga agruparam-se os materiais de acordo com a temperatura de austêmpera, conforme ilustrado na FIG. 4.58, ou seja, materiais tratados a 300°C (ADI-T3) e a 360°C (ADI-T1 e ADI-T2). Para verificar se havia diferença entre as médias dos valores de dano, utilizou-se o teste t , distribuição de Student, e concluiu-se que existe evidência estatística, considerando o nível de significância de 5%, de que a temperatura de austêmpera influi na vida à fadiga do ADI sob carregamento de amplitude variável tipo Hi-Lo (TESTE t - B.1, APÊNDICE B). Os resultados indicam ainda que a austêmpera à temperatura de 300°C reduz a vida à fadiga do ADI, FIG. 4.58.

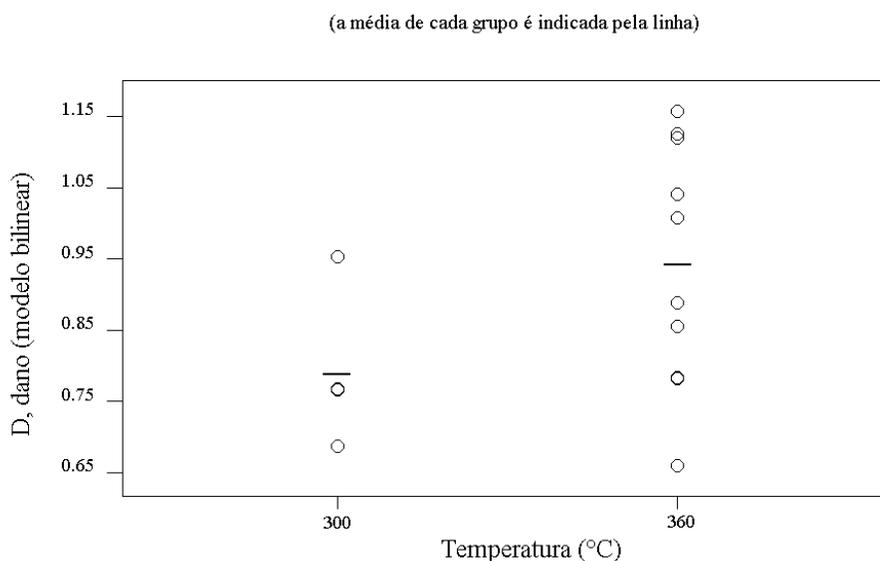


FIGURA 4.58 – Diagrama de pontos dos resultados de dano bilinear para o carregamento em blocos tipo Hi-Lo, destacando o dano médio por temperatura de austêmpera.

A estatística descritiva dos valores de D , utilizando-se a distribuição estatística lognormal, TAB. 4.20, mostra que a média obtida é superior à média determinada através da teoria de dano linear. Se analisam-se os materiais austemperados a 360°C,

observa-se que a teoria bilinear apresenta $D_{m\u00e9dio} = 0,94$, ficando muito pr\u00f3ximo de 1. Conclui-se ent\u00e3o que a teoria bilinear \u00e9 mais eficiente que a linear, na previs\u00e3o da vida \u00e0 fadiga do ADI sob carregamento vari\u00e1vel tipo Hi-Lo. Acredita-se que a teoria bilinear pode se adequar melhor ao ADI se as equa\u00e7\u00f5es forem reformuladas a partir de dados experimentais relativos a este material.

TABELA 4.20 – Estat\u00edstica descritiva dos resultados de dano bilinear D, apresentados na TAB. B.3 e analisados por grupos utilizando a distribui\u00e7\u00e3o estat\u00edstica lognormal.

Grupo	N\u00b0 de dados	M\u00e9dia	Vari\u00e2ncia	Coefficiente de varia\u00e7\u00e3o
ADI-T1				
ADI-T2	15	0,8905	0,1598	0,1794
ADI-T3				
ADI-T3 300 \u00b0C	5	0,7879	0,0844	0,1071
ADI-T1 360 \u00b0C	10	0,9423	0,1708	0,1813
ADI-T2 360 \u00b0C				

4.3.3 Fadiga por flex\u00e3o rotativa com amplitude vari\u00e1vel – Carregamento tipo Lo - Hi

Os resultados obtidos para os ensaios de fadiga com carregamento em blocos tipo Lo-Hi s\u00e3o apresentados nas TAB. B.4 a B.6 (AP\u00cANDICE B) . Para possibilitar o c\u00e1lculo do ac\u00famulo de dano, apresentam-se nas TAB. 4.21 a 4.23 o n\u00famero m\u00e9dio de ciclos para ocorrer a falha, N_f , relativo a cada bloco de carga, extra\u00eddos da TAB. 4.12 e estimados atrav\u00e9s de curvas S-N.

TABELA 4.21 - Número de ciclos para a falha utilizados no cálculo de dano do material ADI - T1, carregamento em blocos tipo Lo-Hi.

Amplitude de tensão (MPa)	Número de ciclos N_f	Método de cálculo
180	2,078E+16	Estimado pela Equação $S_a = 658,01 \cdot N^{-0,0345}$
270	1,635E+11	
315	1,876E+09	
405	1,287E+06	
495	136 066	Média dos resultados experimentais
585	48 033	(Distribuição de Weibull)

TABELA 4. 22 - Número de ciclos para a falha utilizados no cálculo de dano do material ADI – T2, carregamento em blocos tipo Lo-Hi.

Amplitude de tensão (MPa)	Número de ciclos N_f	Método de cálculo
180	3,490E+17	Estimado pela Equação $S_a = 690,95 \cdot N^{-0,0333}$
270	1,798E+12	
315	1,755E+10	
405	9,263E+06	
495	208 662	Média dos resultados experimentais
585	56 343	(Distribuição de Weibull)

TABELA 4.23 - Número de ciclos para a falha utilizados no cálculo de dano do material ADI – T3, carregamento em blocos tipo Lo-Hi.

Amplitude de tensão (MPa)	Número de ciclos N_f	Método de cálculo
180	3,148E+12	Estimado pela Equação $S_a = 690.13 \cdot N^{-0.0467}$
315	1,967E+07	
370	6,269E+05	
495	143 463	Média dos resultados experimentais
585	59 126	(Distribuição de Weibull)

4.3.3.1 Ensaios realizados com amplitude entre 180 e 315 MPa, no primeiro bloco

Os resultados dos cálculos de dano linear para os materiais ADI-T1 e ADI-T2 são apresentados nas FIG. 4.59 e 4.60. Foram incluídos nos diagramas de pontos, os resultados dos ensaios realizados com amplitude constante de 495 MPa, simulando o grupo que foi ensaiado no primeiro bloco de carga, com uma amplitude de tensão nula. O cálculo do dano deste grupo foi obtido pela divisão entre o número de ciclos até a falha pelo número médio de ciclos obtidos através da distribuição de Weibull, ou seja, $D = n_i / N_f$. Desta forma foi possível levar em consideração a variabilidade do fenômeno, permitindo realizar a análise de variância para comparar a média dos valores de dano linear entre os ensaios realizados com amplitude de “0”, 180, 270 e 315 MPa, no primeiro bloco de carga.

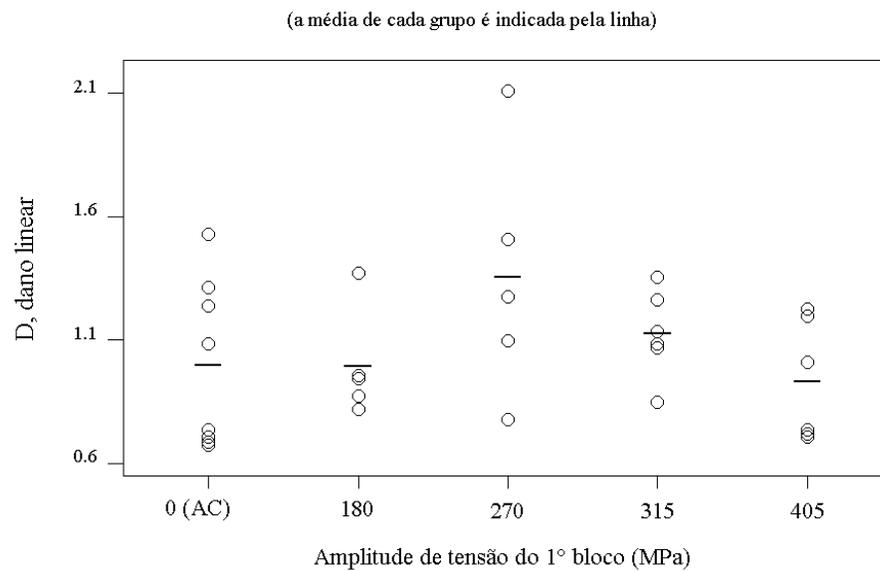


FIGURA 4. 59 – Diagrama de pontos dos resultados de dano linear para o carregamento em blocos tipo Lo-Hi, para amplitudes de tensão menores que limite de fadiga. ADI-T1.

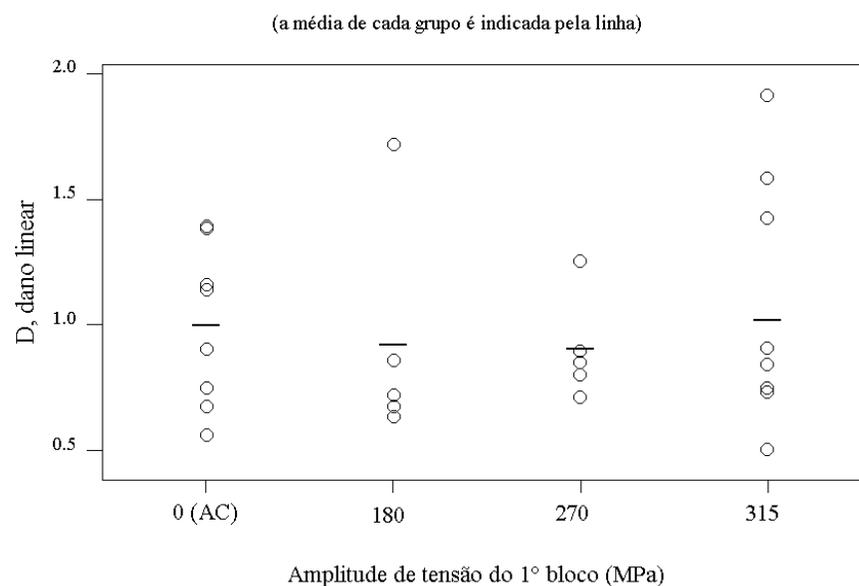


FIGURA 4. 60 – Diagrama de pontos dos resultados de dano linear para o carregamento em blocos tipo Lo-Hi, para amplitudes de tensão menores que limite de fadiga. ADI-T2.

A análise estatística mostrou que não há evidência de que as médias sejam diferentes, considerando o nível de significância de 5%, (ANOVA - B.5 e B.6, APÊNDICE B). A maioria dos ensaios resultaram em $D \leq 1$, indicando que os efeitos benéficos das tensões residuais, provocadas pela deformação ou transformação da austenita, não ocorreram no primeiro bloco ou não foram suficientes para aumentar a resistência à fadiga, apesar de alguns corpos-de-prova apresentarem valores de $D > 1$, principalmente o ADI-T1.

Os resultados obtidos foram semelhantes aos apresentados por SCHIJVE (1996) para ensaios de fadiga, em liga de alumínio, com amplitude variável tipo Lo-Hi, em corpo-de-prova sem entalhe; como o utilizado neste trabalho, FIG. 4.61. A explicação dada pelo autor, pode ser aplicada ao ADI, ou seja, não se observou aumento de resistência no segundo bloco de carga, devido ao fato de que no primeiro bloco não foram geradas tensões residuais suficientes pois os corpos-de-prova não possuíam entalhe ou concentrador de tensão. Segundo LIN et al. (1996) as tensões residuais, benéficas para o aumento da resistência à fadiga de alto ciclo do ADI, seriam produzidas pelo encruamento da austenita ou transformação da austenita metaestável em martensita ou por ambos.

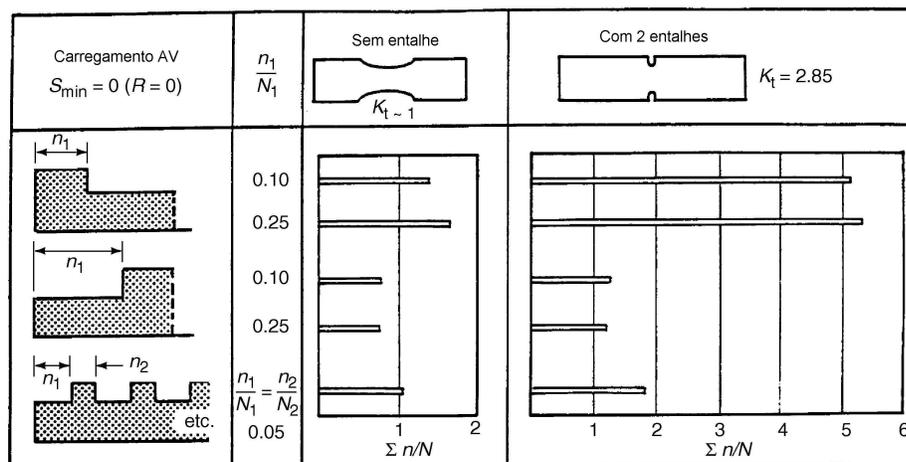


FIGURA 4. 61 – Efeitos da seqüência de carregamento em corpos-de-prova com e sem entalhe na aplicação da teoria de dano linear, em liga de alumínio 2024-T3.

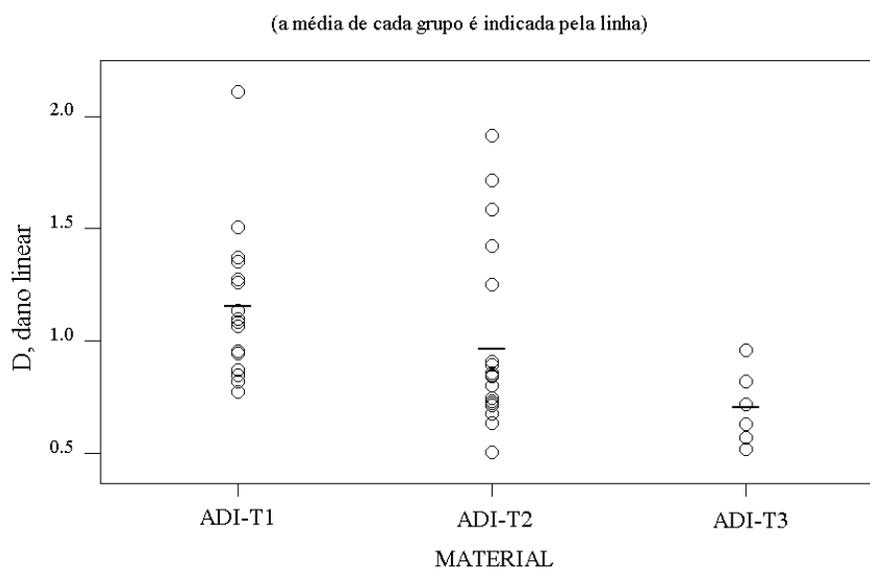
Adaptado de SCHIJVE (1996).

Para avaliar a influência dos parâmetros de austêmpera reuniram-se na FIG. 4.62a os resultados de dano linear dos três materiais ensaiados no primeiro bloco com amplitudes de tensão variando de 180 a 315 MPa. Para evidenciar a influência da temperatura de austêmpera, agruparam-se os resultados de dano como mostrado na FIG. 4.62b. A comparação das médias dos valores de dano linear foi realizada através da análise de variância e concluiu-se que existe evidência estatística, em nível de significância de 5%, de que a temperatura de austêmpera influi na vida à fadiga do ADI sob carregamento de amplitude variável tipo Lo-Hi (TESTE t - B.2, APÊNDICE B). Observa-se também que a austêmpera à temperatura de 300°C, reduz a vida à fadiga do ADI.

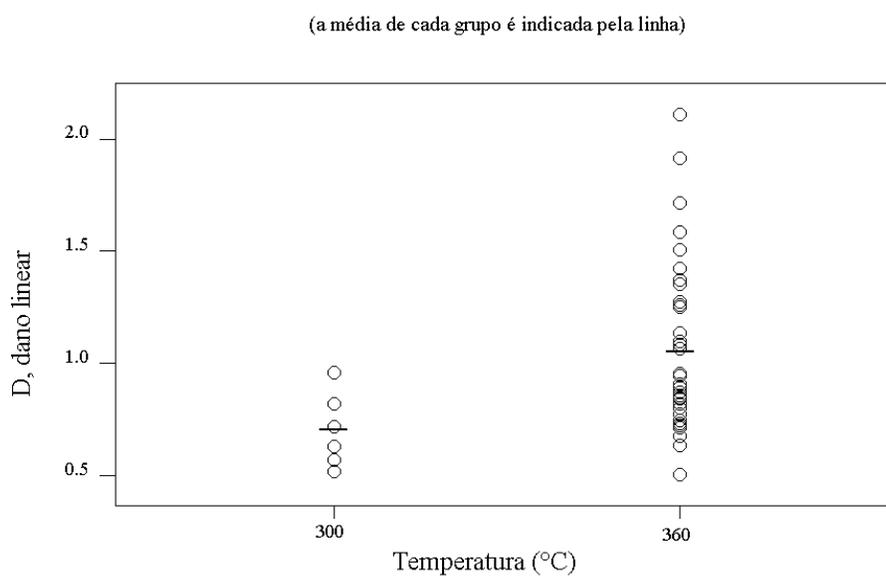
Para avaliar a aplicabilidade da teoria de acúmulo linear de dano por fadiga calculou-se parâmetros estatísticos dos valores de D , TAB. 4.24, utilizando-se a distribuição lognormal, para os ensaios com amplitude de tensão menor que o limite de fadiga. As médias obtidas para os materiais, mostraram que a teoria de dano linear pode ser utilizada para prever a vida à fadiga do ADI tratado à 360°C, $D = 1,03$, mas não pode ser aplicada para o ADI tratado a 300°C, pois $D = 0,7$.

TABELA 4.24 – Estatística descritiva dos resultados de dano linear D , para ensaios tipo Hi-Lo com amplitude de tensão menor que o limite de fadiga, utilizando a distribuição estatística lognormal.

Grupo	Nº de dados	Média	Variância	Mediana	Coefficiente de variação
ADI-T1; ADI-T2	41	1,0320	0,3523	0,9766	0,3414
ADI-T3	6	0,7044	0,1512	0,6887	0,2147



a) Resultados agrupados por material



b) Resultados agrupados por temperatura de austêmpera

FIGURA 4. 62 – Diagrama de pontos dos resultados de dano linear para o carregamento em blocos tipo Lo-Hi, para amplitudes de tensão do 1° bloco entre 180 e 315 MPa.

4.4 Apresentação e discussão dos resultados de fadiga por flexão alternada

4.4.1 Fadiga por flexão alternada com amplitude constante

Os resultados de fadiga por flexão alternada com amplitude de deslocamento constante, a $\pm 13,21$ mm e $\pm 15,75$ mm são apresentados na TAB. C.1 do APÊNDICE C. Dois dos seis corpos-de-prova de ADI-T2, ensaiados a $\pm 13,21$ mm, não romperam após 2,3 milhões de ciclos e o ensaio foi interrompido. O melhor ajuste foi proporcionado pela distribuição de Weibull, cujos resultados são apresentados nas FIG. 4.63 a 4.65 e na TAB. 4.25.

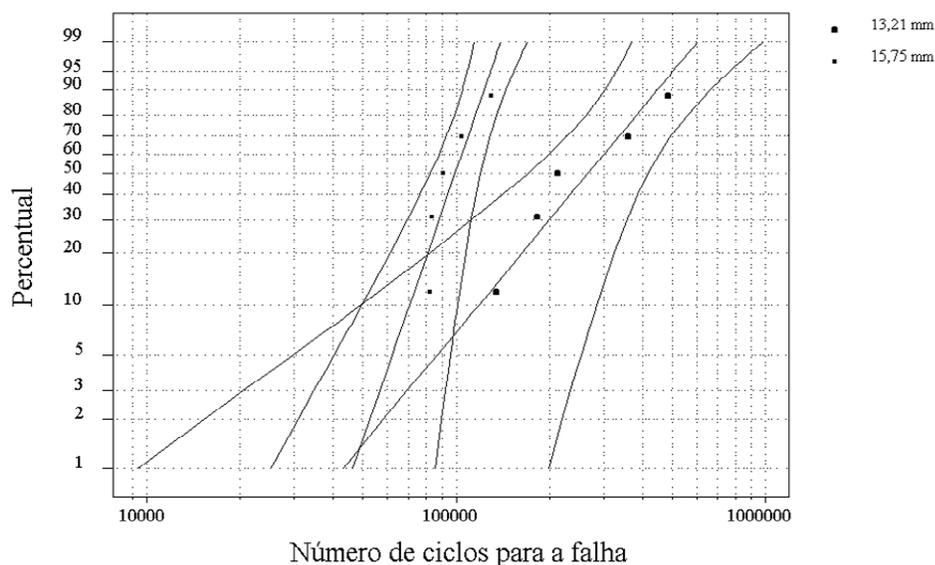


FIGURA 4.63 – Gráficos de distribuição de probabilidade de Weibull, com intervalo de 95% de confiança, para os resultados de ensaio à fadiga por flexão alternada, com deslocamento vertical de amplitude constante a 13,21 e 15,75 mm. ADI-T1.

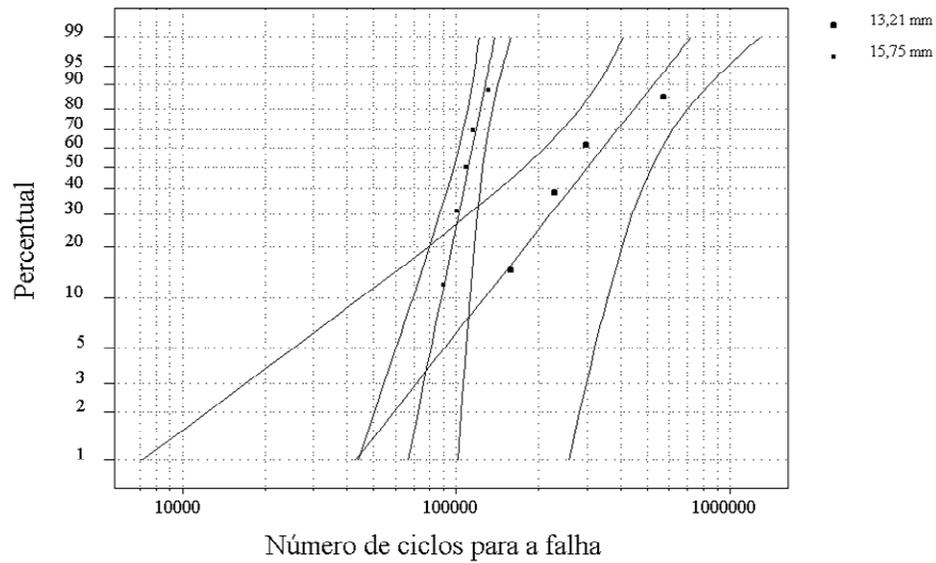


FIGURA 4.64 – Gráficos de distribuição de probabilidade de Weibull, com intervalo de 95% de confiança, para os resultados de ensaio à fadiga por flexão alternada, com deslocamento vertical de amplitude constante a 13,21 e 15,75 mm. ADI-T2.

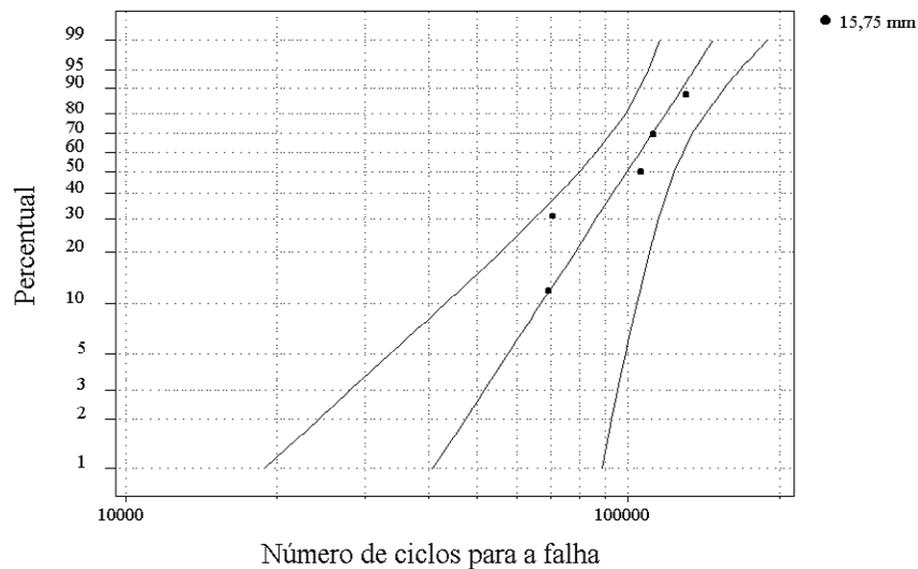


FIGURA 4.65 – Gráfico de distribuição de probabilidade de Weibull, com intervalo de 95% de confiança, para os resultados de ensaio à fadiga por flexão alternada, com deslocamento vertical de amplitude constante a 15,75 mm. ADI-T3.

TABELA 4.25 – Estatística descritiva dos resultados dos ensaios de fadiga por flexão alternada com amplitude constante, utilizando a distribuição de Weibull.

Amplitude do deslocamento vertical	Parâmetros	ADI-T1	ADI-T2	ADI-T3
13,21 mm	Média (ciclos)	277 197,80	316 953,20	
	Variância (ciclos)	126 894,10	154 484,00	-
	Nº de dados	5	4	
15,75 mm	Média (ciclos)	97 969,57	109 014,30	98 406,77
	Variância (ciclos)	20 359,46	15 542,59	23 545,10
	Nº de dados	5	5	5

Apesar do pequeno número de dados, compararam-se as médias dos ensaios com amplitude de 15,75 mm, através da análise de variância e dos ensaios com amplitude de 13,21 mm, utilizando o teste t (ANOVA - C.1, TESTE t - C.1, APÊNDICE C). Os dados obtidos não permitem afirmar que as vidas médias dos materiais sejam diferentes nos ensaios com amplitude de 15,75 mm e 13,21 mm, considerando o nível de significância de 5%. No entanto, os dois corpos-de-prova em ADI-T2, com vida acima de 2,3 milhões de ciclos, ensaiados com amplitude de 13,25 mm, indicam que este material, apresenta vida à fadiga superior ao ADI-T1 como verificado nos ensaios de fadiga por flexão rotativa.

4.4.2 Fadiga por flexão alternada com amplitude variável – Carregamento tipo

Lo - Hi

Os resultados obtidos para os ensaios de fadiga por flexão alternada com carregamento tipo Lo- Hi são apresentados na TAB. C.2 (APÊNDICE C). Para o cálculo do acúmulo de dano, utilizaram-se a Eq. (4.7) e os valores de n_i e $N_{i,f}$ mostrados nas TAB. C.1 do APÊNDICE C e TAB. 4.26, respectivamente.

TABELA 4.26 – Número médio de ciclos, N_f , esperados para ocorrência de falha em cada bloco de carga, calculados através da distribuição de Weibull.

Bloco de carga	Amplitude do deslocamento	Número médio de ciclos	Material	
			ADI - T1	ADI - T2
1	13,21 mm	$N_{1,f}$	277 198	316 953
2	15,75 mm	$N_{2,f}$	97 970	109 014

Para analisar a influência do primeiro bloco de carga na vida à fadiga, compararam-se os resultados dos ensaios realizados com amplitude constante, considerados nas FIG. 4.66 e 4.67 como o grupo que foi ensaiado no primeiro bloco com amplitude nula. A comparação das médias dos valores de dano linear foi realizada através do teste t (TESTE t - C.2, APÊNDICE C).

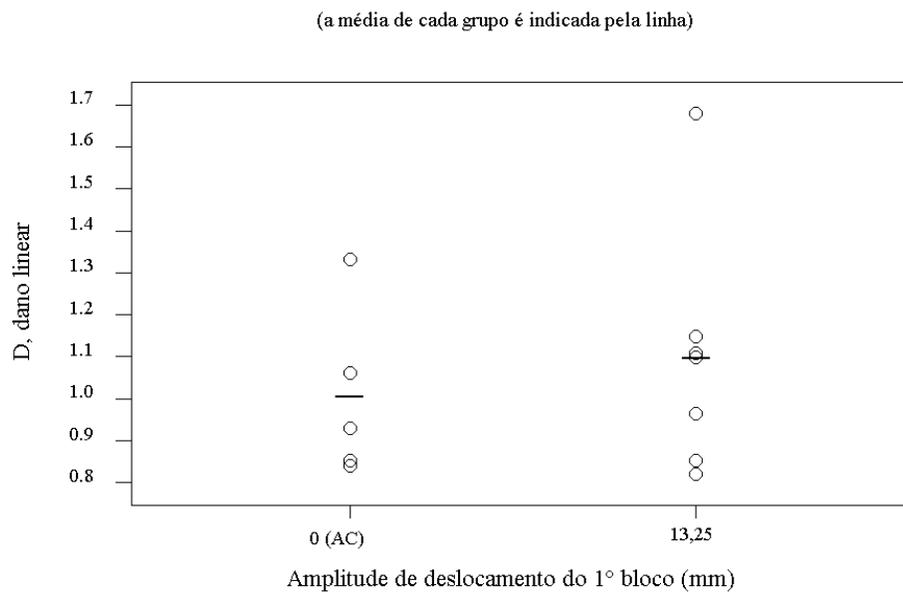


FIGURA 4.66 – Diagrama de pontos dos resultados de dano linear para o carregamento em blocos tipo Lo-Hi, fadiga por flexão alternada. ADI-T1.

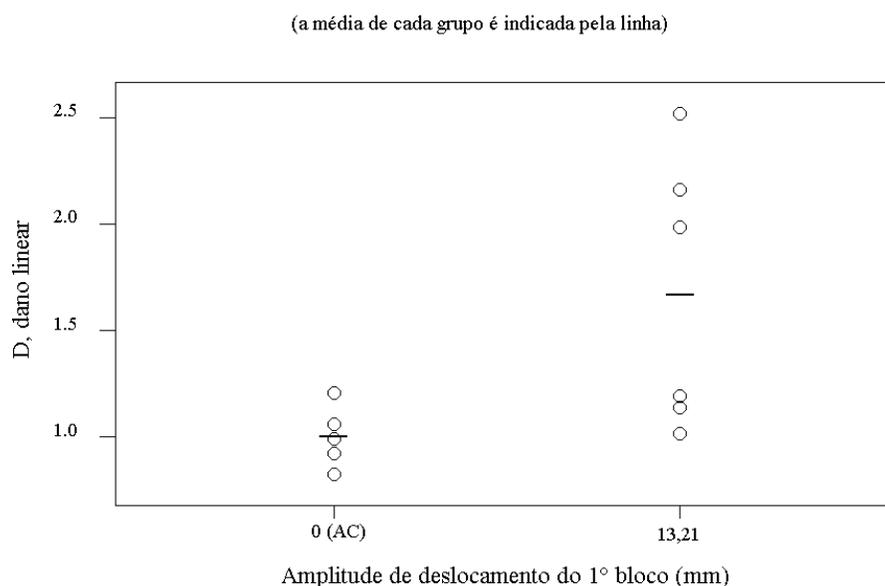


FIGURA 4.67 – Diagrama de pontos dos resultados de dano linear para o carregamento em blocos tipo Lo-Hi, fadiga por flexão alternada. ADI-T2.

A TAB 4.27 apresenta a estatística descritiva dos resultados de dano linear. O teste t mostrou que, para o ADI-T2 existe evidência de que o primeiro bloco de carga aumentou a vida à fadiga. No entanto, o mesmo não foi observado para o ADI-T1.

TABELA 4.27 – Estatística descritiva dos resultados de dano linear D , para ensaios tipo Lo-Hi, fadiga por flexão alternada, apresentados na TAB C.3. Distribuição normal.

Material	Média	Variância	Mediana	Coefficiente de variação
ADI-T1	1,0961	0,2660	1,0961	0,2427
ADI-T2	1,6684	0,5777	1,6684	0,3463

Comparando os valores de dano linear com carregamento variável tipo Lo-Hi, entre ADI-T1 e ADI-T2, verifica-se que o ADI-T2 apresentou um dano médio superior ao ADI-T1, como ilustra a FIG. 4.68.

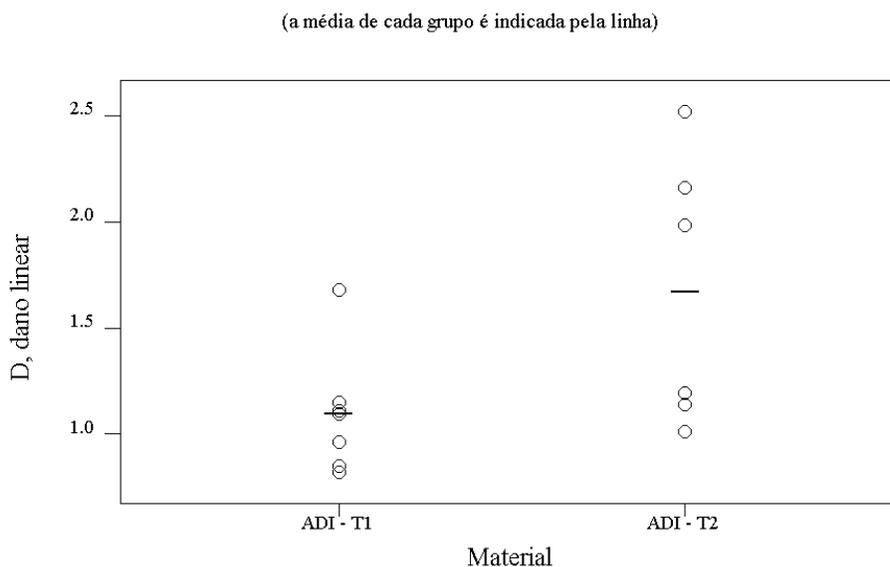


FIGURA 4.68 – Diagrama de pontos dos resultados de dano linear para o carregamento em blocos tipo Lo-Hi, destacando o dano médio de cada material.

Analisando-se os valores de dano linear observa-se que para o ADI-T1 a mediana ficou dentro da faixa já observada para os valores de D compilados por LEE et al (2005), apresentados na TAB. 4.18. O valor obtido para o ADI-T2 foi muito superior a unidade indicando a influência benéfica do menor tempo de austêmpera sobre a vida à fadiga em carregamento variável. Este fato se deve, possivelmente, ao encruamento ou transformação da austenita no primeiro bloco de carga, dificultando a iniciação de trincas.

Comparando-se os valores médios, verifica-se que a teoria de dano linear apresentou resultado esperado para o ADI-T1, mas foi conservadora com os resultados do ADI-T2. O mesmo era esperado para a teoria de dano bilinear proposta por Manson e Halford (LEE et al. 1985), que foi aplicada apenas para possibilitar a comparação com resultados obtidos por flexão rotativa. Para aplicar a teoria de dano bilinear aos resultados de fadiga por flexão alternada, utilizaram-se as Eq. (4.8) a (4.17).

A TAB. 4.28 apresenta as coordenadas do ponto *knee* para as fases I e II, onde se observam que os valores obtidos para a flexão rotativa e alternada são muito próximos,

confirmando que estes pontos são independentes do material, conforme citado por LEE et al (2005). Os resultados indicam também que as coordenadas do ponto *knee* são também independentes do tipo de ensaio.

TABELA 4.28 – Coordenadas dos pontos *knee* utilizado na teoria de dano bilinear para os ensaios de fadiga por flexão, dos materiais ADI-T1 e ADI-T2.

Ensaio de fadiga	Material	Coordenadas do ponto <i>knee</i>			
		Fase I		Fase II	
		Razão entre ciclos	Dano	Razão entre ciclos	Dano
Flexão	ADI-T1	0,270	0,270	0,730	0,270
Rotativa	ADI-T2	0,252	0,252	0,748	0,252
Flexão	ADI-T1	0,270	0,270	0,730	0,270
Alternada	ADI-T2	0,268	0,268	0,732	0,268

Os resultados de dano bilinear para os dois materiais ensaiados são apresentados na FIG. 4.69. Utilizando-se o teste *t*, para comparar as médias dos valores de dano bilinear, obteve-se o mesmo resultado já observado para a teoria de dano linear, ou seja, existe evidência estatística de que o ADI-T2 apresenta um dano médio, $D_{médio} = 1,551$, superior ao ADI-T1, $D_{médio} = 0,982$ (TESTE *t* - C.3, APÊNDICE C).

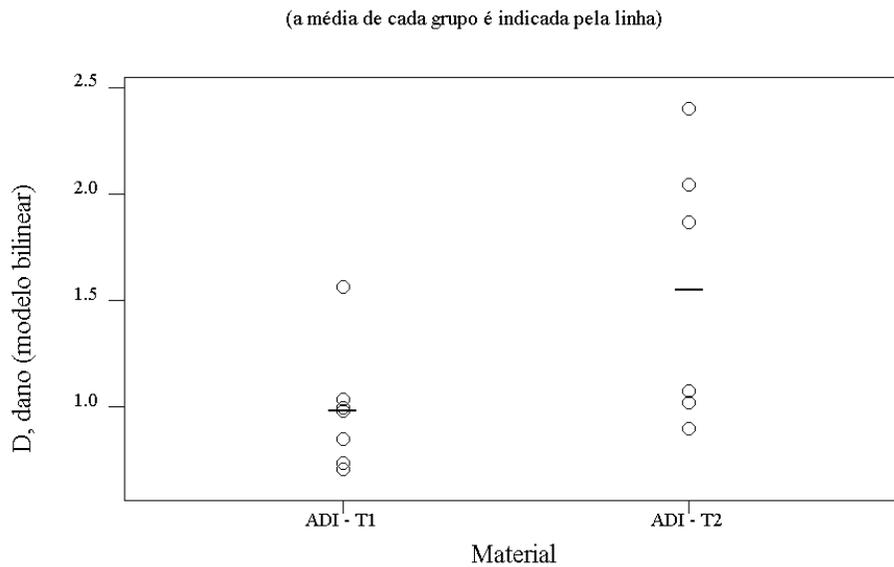


FIGURA 4.69 – Diagrama de pontos dos resultados de dano bilinear para o carregamento em blocos, flexão alternada, destacando o dano médio.

A teoria bilinear apresentou resultados próximos de 1 para o ADI-T1, mas também foi conservadora para o dano à fadiga por flexão alternada dos corpos-de-prova em ADI-T2.

4.5 Curvas S-N de propagação e iniciação de trinca

Para avaliar a influência da temperatura e do tempo de austêmpera no comportamento à fadiga do ADI, foi necessário conhecer os efeitos destas variáveis nas fases de iniciação e propagação. Isto foi possível através da análise em conjunto dos ensaios de fadiga por flexão rotativa e propagação de trinca. Optou-se pelos ensaios de flexão rotativa porque os mesmos foram realizados com carga constante.

Considerando que os ensaios de fadiga por flexão rotativa representem o número de ciclos necessários às fases de iniciação e propagação de trincas, então será possível estimar o número de ciclos referentes à fase de iniciação porque se conhece a taxa de propagação através da equação de Paris. Calcular o número de ciclos necessários para a

trinca se propagar no corpo-de-prova após a sua iniciação é complexo e exige a utilização de métodos numéricos com simulação computacional (DIAS et al., 2003; TEIXEIRA et al., 2004). BRANCO (1985) sugere uma solução simples que atende aos objetivos deste trabalho e permite estimar o número de ciclos das fases de iniciação e propagação de trincas. O método proposto consiste basicamente em traçar num mesmo gráfico a curva S-N total, obtida através de ensaio de fadiga por flexão rotativa, e a curva S-N de propagação, como ilustrado na FIG. 4.70.

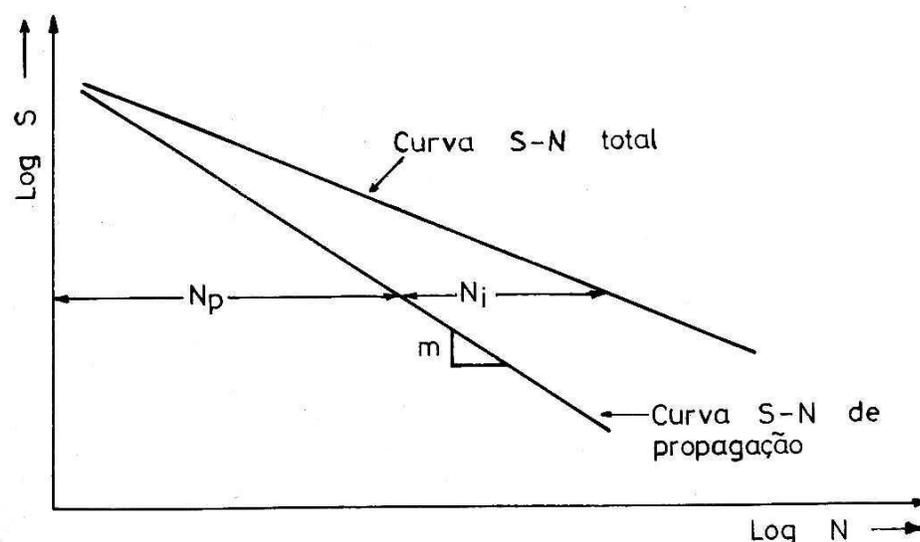


FIGURA 4.70 – Representação esquemática da curva S-N de propagação e curva S-N total. N_i e N_p denotam, respectivamente, o número de ciclos relativos às fases de iniciação e propagação da trinca por fadiga.

Fonte: BRANCO, 1985, p. 1025.

Inicialmente, a equação de propagação de trinca por fadiga proposta por PARIS e ERDOGAN (1963) é escrita na seguinte forma:

$$da = C(Y \cdot S \sqrt{\pi \cdot a})^m dN \quad (4.18)$$

onde Y , representa o fator geométrico e a é o comprimento da trinca. Os outros termos já foram apresentados anteriormente. Integrando e escrevendo-a sob a forma da equação de Basquim, obtém-se:

$$S_a^m N_f = \text{Constante} = \frac{1}{C} \int_{a_i}^{a_f} \frac{da}{(Y\sqrt{\pi \cdot a})^m} \quad (4.19)$$

O segundo membro da Eq. (4.19) terá de ser constante, o que significa que o fator geométrico Y , a_i e a_f serão constantes. Portanto, para cada geometria, comprimento inicial de trinca e comprimento crítico, haverá uma curva S-N de propagação, cuja inclinação pode ser calculada através do expoente m da lei de Paris, da seguinte forma:

$$S_a = A_p N_f^{-1/m} \quad ; \quad A_p = A \cdot (N_f)^{(b+1/m)} \quad (4.20)$$

onde A_p é uma constante determinada para o ponto onde as curvas se interceptam. Adotou-se: $N_f = 1\,000$ ciclos e $S_a = 90\%$ do limite de resistência do material.

Dois problemas surgem na aplicação deste método: o primeiro está na definição do número de ciclos referentes à iniciação da trinca e o segundo é a viabilidade da aplicação da mecânica da fratura às microtrincas que surgem no fim da fase de iniciação (BRANCO, 1985).

Com o intuito de averiguar a aplicabilidade do método proposto por BRANCO (1985), foram usinados, em ADI-T2, 5 corpos-de-prova com entalhe e ensaiados à fadiga por flexão rotativa com uma amplitude de tensão de 495 MPa, FIG. 4.71. Em seguida construíram-se a curva S-N de propagação, as curvas S-N total dos corpos-de-prova com e sem entalhe, FIG. 4.72.

Observa-se que a curva S-N total construída a partir dos corpos-de-prova com entalhe ficou entre a curva S-N total, referente aos corpos-de-prova sem entalhe e a curva S-N de propagação, evidenciando o efeito do entalhe na redução do número de ciclos da fase de nucleação da trinca. Sendo satisfatórios os resultados obtidos, aplicou-se o mesmo procedimento para os materiais ADI-T1 e ADI-T3, FIG. 4.73 e 4.74, respectivamente. Na TAB. 4.29 apresentam-se os coeficientes das curvas S-N de propagação.

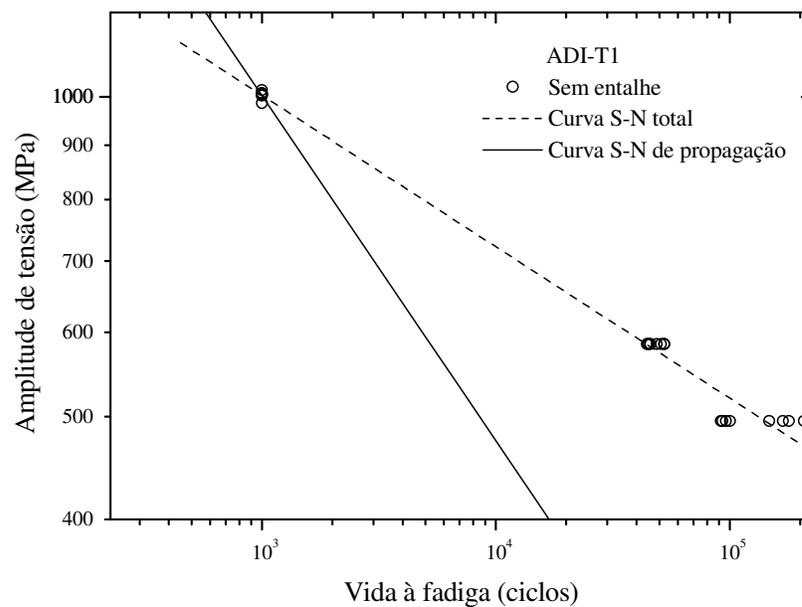


FIGURA 4.73 – Curvas S-N total e curvas S-N de propagação. ADI-T1

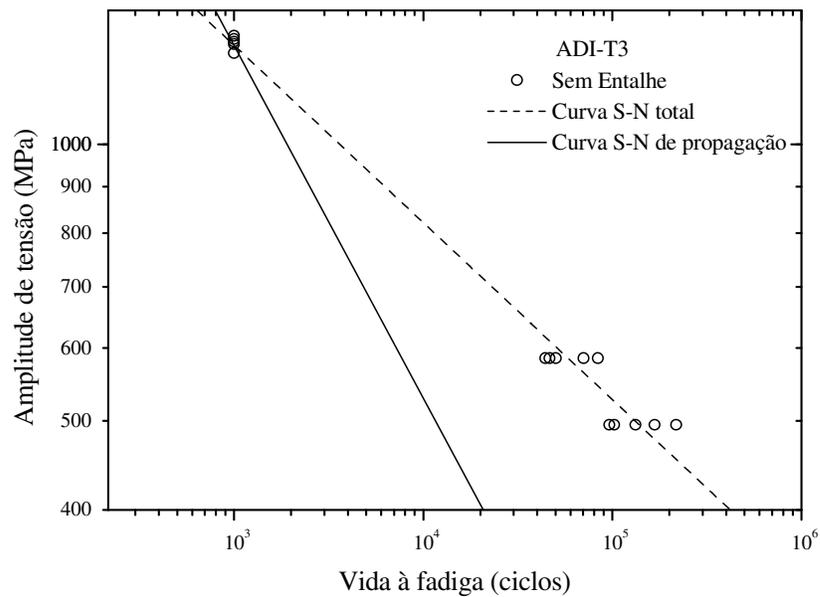


FIGURA 4.74 – Curvas S-N total e curvas S-N de propagação. ADI-T3.

TABELA 4.29 – Resultados obtidos na estimativa das curvas S-N de propagação, para os três materiais, e S-N total para o ADI-T2 em corpos-de-prova com entalhe.

Material e tipo de curva S-N	Parâmetros da equação, $S_a = A \cdot N_f^b$	
	A (MPa)	b
ADI – T1: curva S-N de propagação	9 480,58	-0,32517
ADI – T2: curva S-N de propagação	10 436,98	-0,33616
ADI – T2: curva S-N total com entalhe	6 075,61	-0,25745
ADI – T3: curva S-N de propagação	18 171,52	-0,38388

Os valores estimados para a fase de iniciação de trinca são apresentados na TAB. 4.30.

TABELA 4.30 – Estimativa do número de ciclos necessários para completar a fase de iniciação de trinca por fadiga, através do método proposto por BRANCO (1985).

Amplitude de tensão	Número de ciclos para a fase de iniciação da trinca		
	ADI-T1	ADI-T2	ADI-T3
495 MPa	132 666	187 671	126 730
585 MPa	38 591	53 028	50 603

Verifica-se que para a amplitude de tensão de 495 MPa o número de ciclos estimados para a fase de iniciação do material em ADI-T2 foi 40% maior que os valores estimados para os outros dois materiais. Para a amplitude de 585 MPa o ADI-T2 foi 37% superior ao ADI-T1 e apresentou um número de ciclos equivalente ao ADI-T3.

As diferenças entre os materiais austemperados a 300°C e 360°C já foram justificadas anteriormente. Para os materiais austemperados a 360°C a maior resistência do ADI-T2 observada para a fase de iniciação, reforça o efeito benéfico do menor teor de carbono da austenita e sua susceptibilidade à deformação ou transformação para martensita.

4.6 Fractografias dos corpos-de-prova submetidos a ensaio de fadiga por flexão rotativa e alternada

Os exames das superfícies de fratura dos corpos-de-prova submetidos à fadiga por flexão rotativa e alternada mostraram que a nucleação de trincas ocorreram principalmente em: grafitas degeneradas, inclusões e microrrechupes. Não se observaram diferenças na superfície de fratura de corpos-de-prova submetidos a carregamento constante e variável. Pode-se observar o mecanismo de falha por fadiga de alto ciclo proposto para o ADI por LIN et al. (1996) que envolve a decoesão dos nódulos de grafita, surgimento de microtrincas a partir dos nódulos, união de determinadas microtrincas com a trinca principal e propagação de trinca pela conexão

entre os nódulos. Tal mecanismo foi proposto também por GRENO et al. (1999) a partir de ensaio de propagação de trinca. As superfícies de fratura, independente do tipo de ensaio e carregamento, apresentaram estrias de fadiga e planos de clivagem; indicando que o mecanismo “quase-clivagem”, identificado na superfície dos materiais submetidos a ensaio de propagação de trinca, também esteve presente na fase de propagação da trinca por fadiga dos corpos-de-prova submetidos à flexão rotativa e alternada. As FIG. 4.75 a 4.80 mostram locais de iniciação de trincas e aspectos da superfície de fratura de corpos-de-prova ensaiados à fadiga por flexão rotativa e alternada.

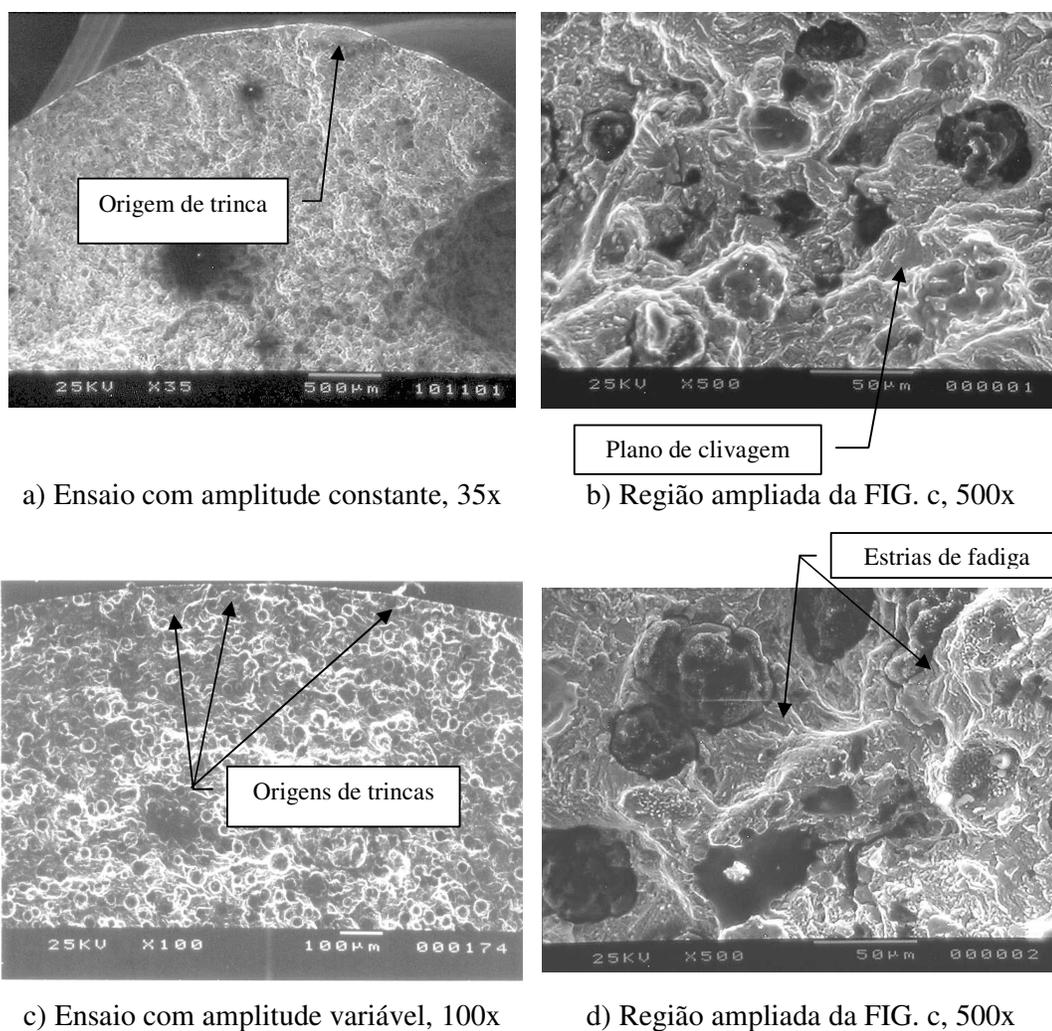
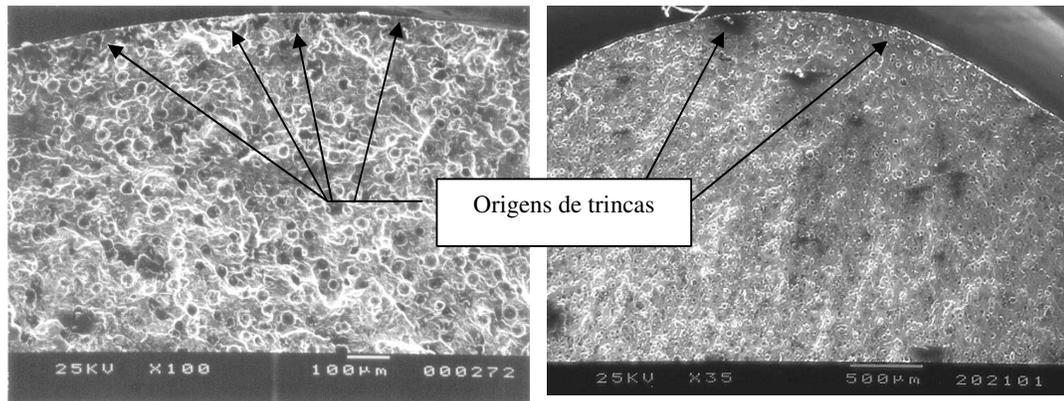
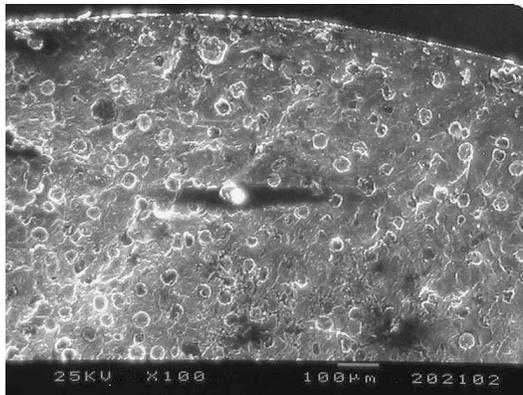


FIGURA 4.75 – Fractografias das superfícies de fratura de corpos-de-prova em ADI-T1 ensaiados à fadiga por flexão rotativa.



a) Ensaio com amplitude variável, 100x

b) Ensaio com amplitude constante, 35x



c) Região ampliada da FIG. b, 100x

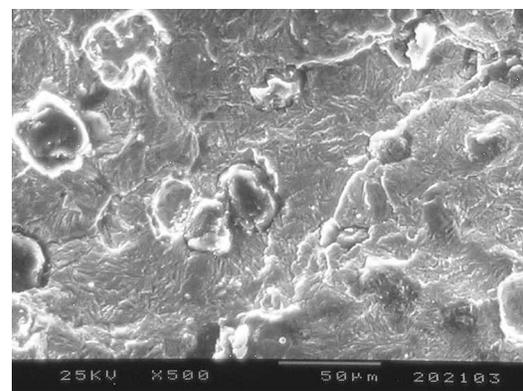
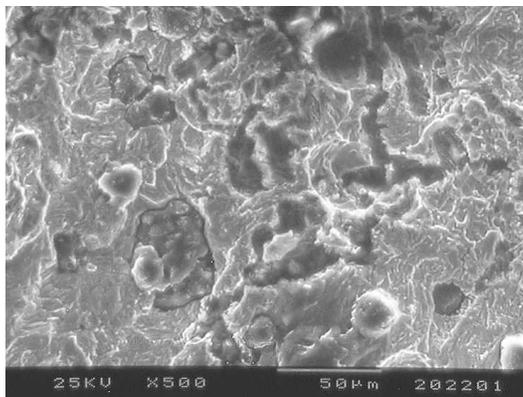
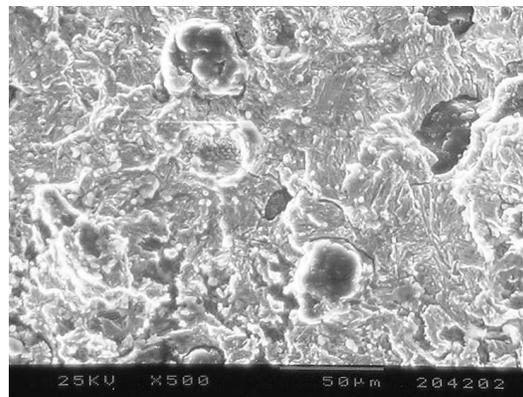
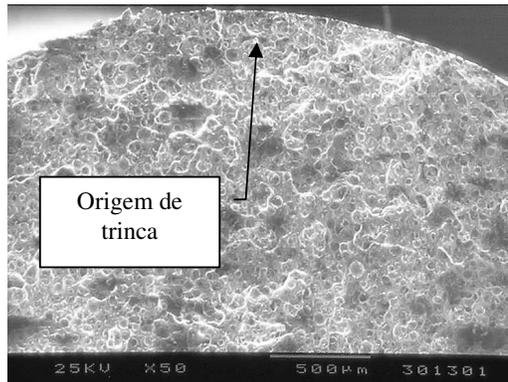
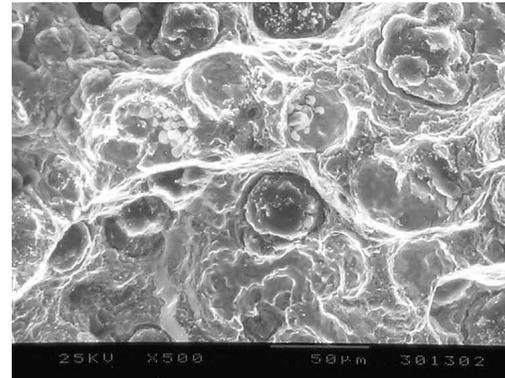
d) Região ampliada da FIG. b, 500x,
mostrando estrias de fadigac) Região ampliada da FIG. b, 500x,
mostrando estrias de fadigad) Ensaio com amplitude variável, 500x,
mostrando estrias de fadiga e raros planos
de clivagem

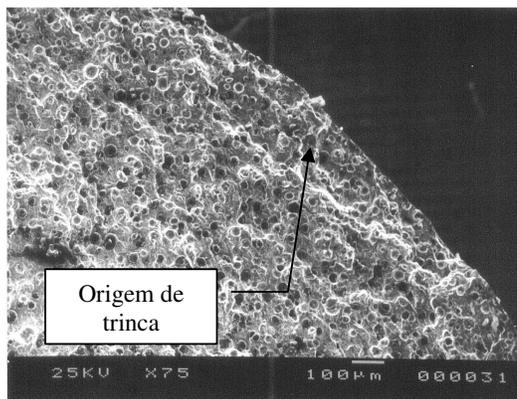
FIGURA 4.76 – Fractografias das superfícies de fratura de corpos-de-prova em ADI-T2 ensaiados à fadiga por flexão rotativa.



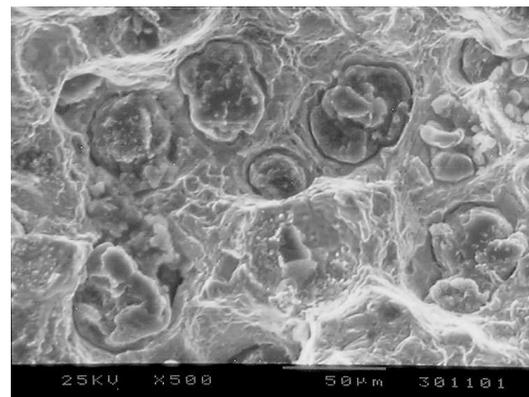
a) Ensaio com amplitude constante, 50x



b) Ampliação da FIG. a, 500x, mostrando região com defeito de fundição



c) Ensaio com amplitude variável, 75x



d) Região ampliada da FIG c, 500x, mostrando estrias de fadiga

FIGURA 4.77 – Fractografias das superfícies de fratura de corpos-de-prova em ADI-T3 ensaiados à fadiga por flexão rotativa.

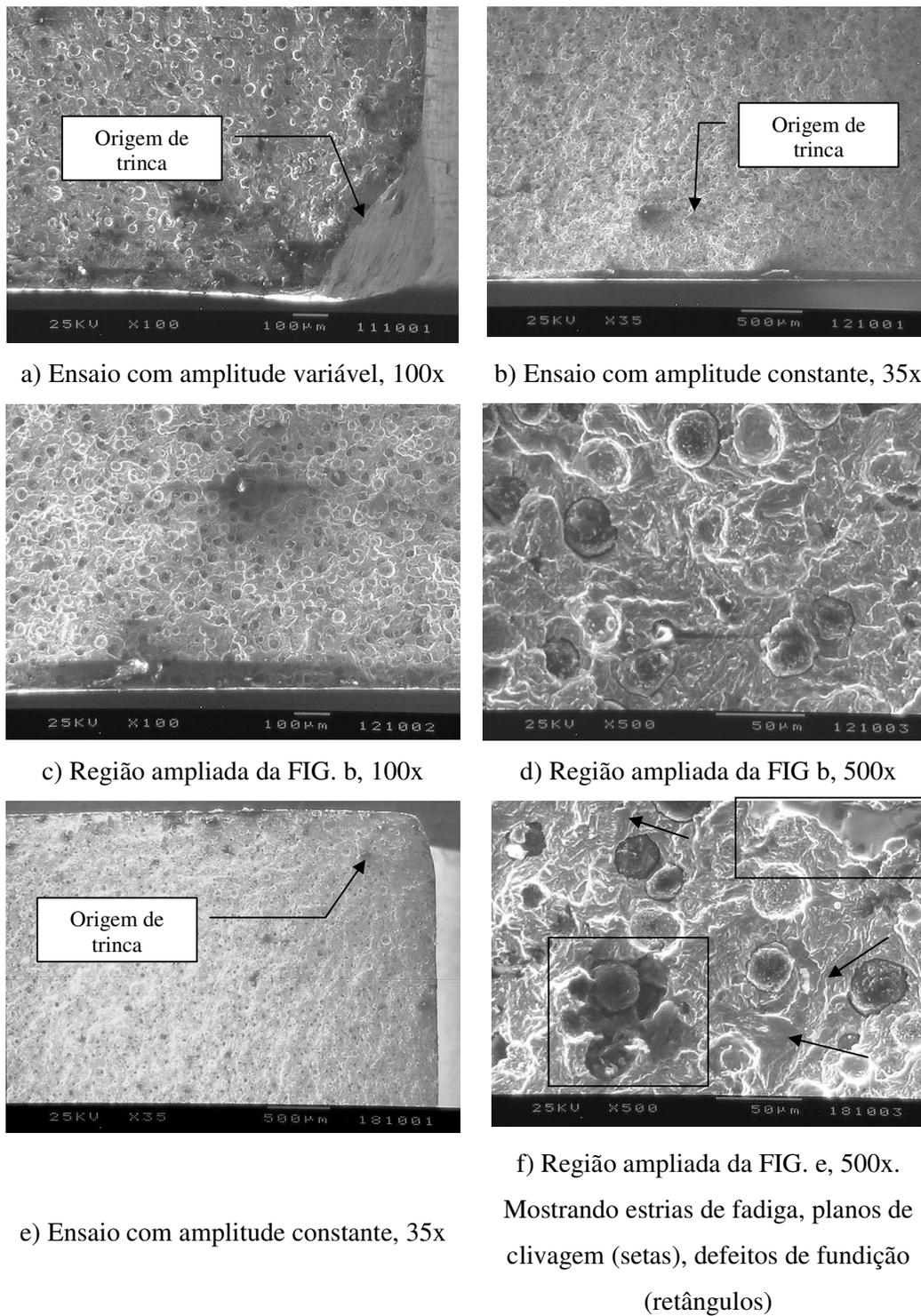
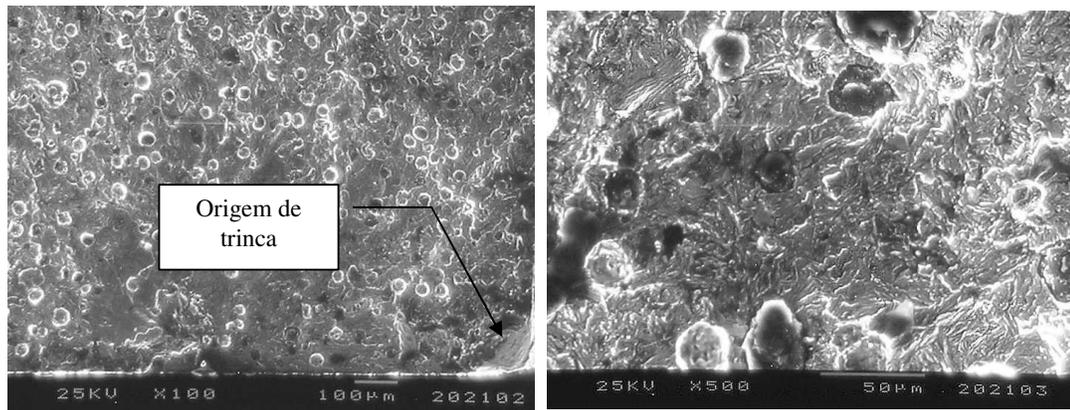
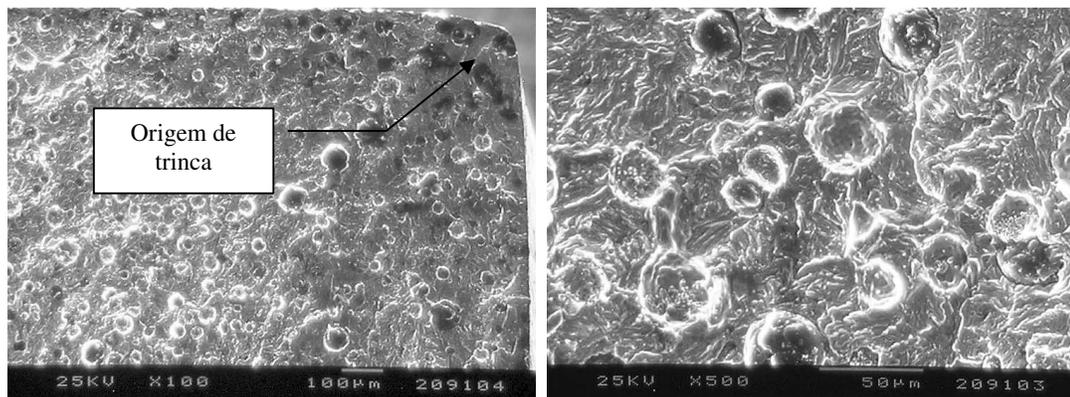


FIGURA 4.78 – Fractografias das superfícies de fratura de corpos-de-prova em ADI-T1 ensaiados à fadiga por flexão alternada.



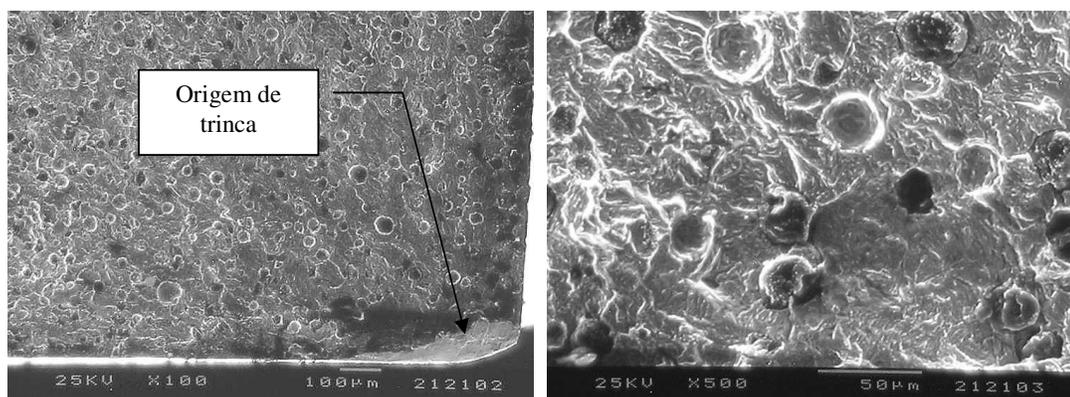
a) Ensaio com amplitude constante, 100x

b) Região ampliada da FIG a, 500x, mostrando estrias de fadiga



c) Ensaio com amplitude constante, 100x

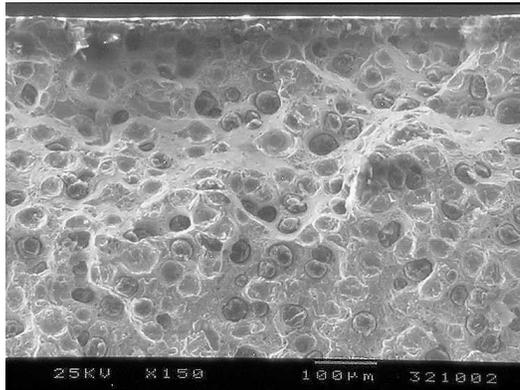
d) Região ampliada da FIG. c, 500x, mostrando estrias de fadiga



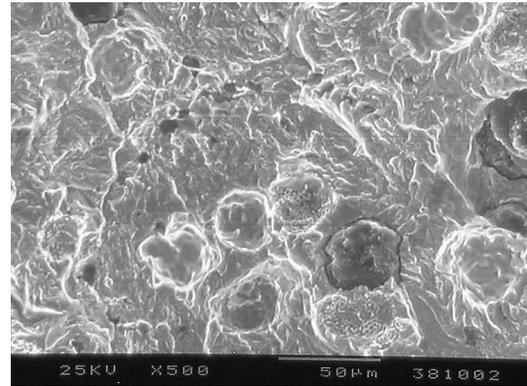
e) Ensaio com amplitude variável, 100x

f) Região ampliada da FIG. e, 500x. Estrias de fadiga e plano de clivagem

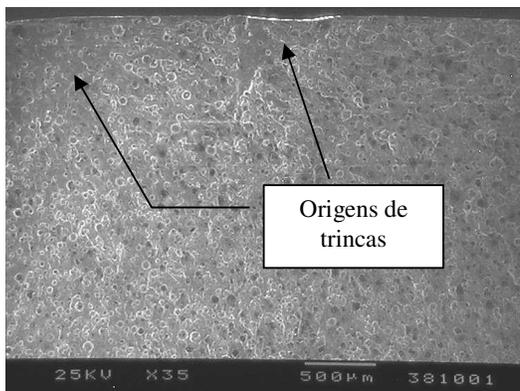
FIGURA 4.79 – Fractografias das superfícies de fratura de corpos-de-prova em ADI-T2 ensaiados à fadiga por flexão alternada.



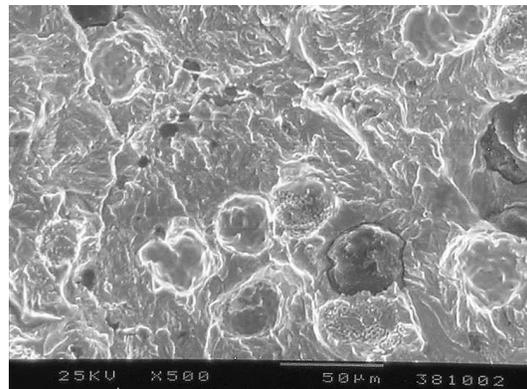
a) Ensaio com amplitude constante, 150x.
Região de iniciação da trinca.



b) Região ampliada da FIG. a, 500x,
mostrando estrias de fadiga e planos de
clivagem



c) Ensaio com amplitude constante, 35x



d) Região ampliada da FIG. c, 500x,
mostrando estrias de fadiga e planos de
clivagem

FIGURA 4.80 – Fractografias das superfícies de fratura de corpos-de-prova em ADI-T3 ensaiados à fadiga por flexão alternada.

5

CONCLUSÕES

Em relação à influência da temperatura de austêmpera no comportamento à fadiga dos materiais ensaiados, pode-se concluir:

1. os materiais austemperados a 360°C apresentaram maior resistência à propagação de trinca por fadiga, na região regida pela equação de Paris, que o material austemperado a 300°C, sob ΔK constante e sob ΔK crescente;
2. os materiais austemperados a 360°C, apresentaram maior vida à fadiga por flexão rotativa que o material austemperado a 300°C, em amplitude de tensão constante de 495 MPa e menor vida à fadiga em amplitudes de tensão acima de 500 MPa;
3. sob carregamentos de amplitude variável tipos Hi-Lo e Lo-Hi, o material austemperado a 300°C apresentou vida à fadiga menor que sob carregamento de amplitude constante;
4. o comportamento à fadiga dos materiais foi fortemente influenciado pelo volume de austenita na matriz. Os materiais tratados a 360°C com maior volume de austenita, ficaram mais susceptíveis ao encruamento e ou mudança de fase durante as etapas de nucleação e propagação de trinca por fadiga que o tratado a 300°C.

Em relação à influência do tempo de austêmpera, à temperatura de 360°C, no comportamento à fadiga dos materiais ensaiados, pode-se concluir:

1. a redução do tempo de austêmpera não diminuiu a resistência à propagação de trincas por fadiga, dentro do intervalo de ΔK analisado, e ainda aumentou em 50% a vida à fadiga por flexão rotativa, em amplitude de tensão constante de 495 MPa;
2. o aumento da vida à fadiga do material austemperado por 0,6 h ocorreu na fase de nucleação da trinca, devido ao menor teor de carbono da austenita, tornando-a mais susceptível à deformação e ou transformação martensítica que a austenita do material tratado por 1,5 h;
3. a taxa de propagação da trinca de fadiga do ADI-T2, sob ΔK constante foi menor que a taxa de propagação sob ΔK crescente. A diferença encontrada para as taxas de propagação de trinca, entre os dois tipos de carregamento pode ser atribuída à violação do conceito de similitude na fadiga, principalmente quanto ao histórico de carregamento, representado pela forma e pelas dimensões da esteira de plasticidade;
4. a diferença entre as taxas de propagação de trinca sob ΔK constante e ΔK crescente só foi observada no material austemperado por 0,6 h, indicando que esta diferença está relacionada com mecanismos de fechamento de trinca, que atuaram com mais intensidade neste material devido ao menor teor de carbono na austenita.

Em relação às teorias de dano por fadiga dos materiais, ensaiados sob carregamento de amplitude variável tipo Hi-Lo, sendo $S_{a1}=585$ MPa e $S_{a2}=495$ MPa, pode-se concluir:

1. a teoria de dano linear resultou em um dano médio, $D_{médio} = 0,73$ e a teoria bilinear forneceu um dano médio, $D_{médio} = 0,94$;
2. a teoria de dano linear é não-conservadora, não sendo portanto adequada para prever a falha à fadiga do ADI quando sujeito ao carregamento em questão;

3. a teoria bilinear pode ser adequada ao ADI se as equações forem reformuladas a partir de dados experimentais.

Em relação às teorias de dano por fadiga dos materiais, ensaiados sob carregamento de amplitude variável tipo Lo-Hi, sendo $S_{a1} < \text{limite de fadiga}$ e $S_{a2} = 495$ MPa, pode-se concluir:

1. a teoria de dano linear resultou em um dano médio, $D_{\text{médio}} = 1,03$, para os materiais austemperados a 360°C e $D_{\text{médio}} = 0,70$ para o ADI-T3;
2. a teoria de dano linear pode ser utilizada para prever a vida à fadiga do ADI tratado à 360°C , mas não pode ser aplicada ao ADI tratado a 300°C ;
3. não se observou aumento de resistência à fadiga no segundo bloco de carga porque no primeiro bloco não foram geradas tensões residuais suficientes para impedir a nucleação de trincas, possivelmente porque os corpos-de-prova não possuíam entalhe ou concentrador de tensão.

Em relação às teorias de dano por fadiga dos materiais, ensaiados sob carregamento de amplitude variável tipo Lo-Hi, sendo $S_{a1} > \text{limite de fadiga}$ e $S_{a2} = 585$ MPa, pode-se concluir:

1. a teoria de dano linear resultou em um dano médio, $D_{\text{médio}} = 1,10$ para o ADI-T1 e $D_{\text{médio}} = 1,67$ para o ADI-T2. A teoria de dano bilinear apresentou resultados similares;
2. a teoria de dano linear apresentou resultado satisfatório para o ADI-T1, mas foi conservadora com os resultados do ADI-T2;
3. o valor obtido para o ADI-T2 foi muito superior à unidade indicando a influência benéfica do menor tempo de austêmpera sobre a vida à fadiga em carregamento variável. Este fato se deve, possivelmente, ao encruamento ou transformação da austenita metaestável em martensita, no primeiro bloco de carga, dificultando a iniciação de trincas no segundo bloco de carga.

De forma geral, podem-se ainda citar as seguintes conclusões:

1. para otimizar as propriedades à fadiga de peças em ADI, sujeitas a carregamentos de amplitude constante ou variável, é fundamental controlar o volume e a estabilidade da austenita. Basicamente, o volume de austenita é determinado pela temperatura de austêmpera e sua estabilidade pelo tempo de austêmpera através do controle do teor de carbono dissolvido na austenita;
2. a fabricação de peças em ADI com redução do tempo de austêmpera, na faixa de 360°C, pode resultar em ganhos de produção, economia de energia, redução do custo de fabricação com ganhos na sua durabilidade ou vida útil;
3. peças em ADI, austemperadas na faixa de 360°C com controle da estabilidade da austenita, poderão ter sua vida à fadiga aumentada se as mesmas forem submetidas a carregamentos cíclicos controlados, antes de serem colocadas em serviço;
4. a teoria de dano bilinear foi a mais indicada para prever a vida à fadiga de componentes em ADI sujeitos a carregamentos de amplitude variável tipos Hi-Lo e Lo-Hi.

6

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

6.1 Análise de resultados dos ensaios de propagação de trinca por fadiga em blocos de carga

Os resultados dos ensaios de propagação de trinca com ΔK constante em blocos de cargas, FIG. 4.16 a 4.21, foram analisados apenas nas regiões onde a taxa de propagação da trinca foi constante. Os trechos onde ocorreram descarregamento, recarregamento e sobrecargas não foram analisados. Sabe-se que estes trechos podem fornecer valiosas e inéditas informações sobre o efeito de interação de cargas no ADI. Destacam-se as mais importantes: (i) influência da temperatura e tempo de austêmpera nos efeitos de interação de cargas no ADI; (ii) influência da temperatura e tempo de austêmpera na magnitude de retardamento e ou aceleração da propagação de trinca no ADI; (iii) influência da magnitude da sobrecarga no retardamento e ou aceleração da propagação de trinca no ADI; (iv) influência do tamanho da trinca na magnitude do retardamento e ou aceleração da propagação de trinca no ADI; (v) possibilidade de averiguar a atuação de mecanismos de fechamento de trinca por transformação de fase; (vi) possibilidade de identificar teorias de previsão de vida à fadiga sob carregamento com amplitude variável, mais adequadas ao ADI.

6.2 Influência do teor de carbono da austenita no limiar de propagação de trinca, ΔK_{th}

Os valores médios da taxa de propagação de trinca por fadiga indicaram uma tendência do material ADI-T2, com menor teor de carbono, em apresentar menor taxa de propagação de trinca que o material ADI-T1. Suspeitou-se que o mecanismo de fechamento de trinca induzido por transformação de fase poderia estar atuando. Esta hipótese poderá ser confirmada através de ensaios de propagação de trinca utilizando valores próximos ao ΔK_{th} do ADI, pois nesse intervalo a influência da microestrutura nesta região I é maior do que na região II, regida pela Lei de Paris.

6.3 Determinação da carga de fechamento de trinca

A comparação da carga de fechamento de trinca dos materiais austemperados a 300 °C e 360°C deverá ser esclarecedora quanto à influência do volume de austenita. Comparando-se a carga de fechamento de trinca entre os dois materiais austemperados a 360°C deverá ser possível também elucidar a influência do teor de carbono na estabilidade da austenita e no mecanismo de fechamento de trinca por transformação de fase. Exame auxiliares como metalografia e difração por raios-X poderão facilitar as conclusões.

6.4 Avaliação da influência do teor de carbono na estabilidade da austenita

Os ensaios com amplitude variável em blocos de carga tipo Lo-Hi indicaram que o efeito benéfico do primeiro bloco de carga não foi observado no segundo bloco porque se utilizou corpos-de-prova sem entalhe. Ensaio com amplitude variável em corpos-de-prova com entalhe permitirão avaliar a influência do teor de carbono e o nível de tensão local na estabilidade da austenita. A utilização de corpos-de-prova com entalhe ou concentrador de tensão permite simular o comportamento de peças como engrenagens e eixos virabrequins.

6.5 Avaliação da influência de altos valores de nódulos de grafita nas propriedades à fadiga do ADI com redução do tempo de austêmpera

Os resultados das propriedades à fadiga do material austemperado a 360°C por 0,6 h apresentaram maior dispersão que o material austemperado por 1,5 h. Em um processo produtivo isto poderá trazer problemas de controle. A dispersão dos resultados pode ser reduzida se for aumentado o número de nódulos de grafita da peça fundida. A obtenção de peças ou corpos-de-prova com diferentes quantidades de nódulos de grafita e austemperados a 360°C pelo tempo mínimo necessário para alcançar o ponto T da FIG. 3.5, permitirão verificar esta hipótese.

6.6 Previsão de vida à fadiga utilizando modelos computacionais

Os resultados dos ensaios de propagação de trinca por fadiga, flexão alternada e rotativa forneceram dados que poderão ser utilizados em programas computacionais, tipo FRANC3D, onde é possível introduzir trincas com dimensões e forma exatamente iguais às observadas nos corpos-de-prova e acompanhar a sua propagação. Os resultados possibilitarão encontrar modelos de previsão de vida à fadiga para o ADI sob carregamentos com amplitude constante e variável.

6.7 Implementação de sistema de aquisição de dados para a máquina de fadiga por flexão rotativa

Observaram-se durante os ensaios de fadiga por flexão alternada que o momento fletor indicado pela célula de carga diminuía quando se iniciava a trinca no corpo-de-prova. Este fato é um forte indicativo de que o equipamento pode ser adequado para se estudar a fase de iniciação de trincas nos mais variados materiais sob diversos tipos de carregamentos. Para que isto seja operacionalizado, é necessário conectar a célula de carga e o contador de ciclos a um microcomputador através placas de aquisição de dados. Desta forma os valores de momento aplicado na célula de carga, tanto horário quanto horário, e o número de ciclos seriam monitorados e armazenados continuamente. De posse dos resultados será possível identificar as fases de iniciação, propagação e ruptura do corpo-de-prova, sob carregamentos de amplitude constante e variável. É importante monitorar, simultaneamente, os momentos positivos quanto negativos, porque a iniciação da trinca pode ocorrer tanto na face superior quanto inferior do corpo-de-prova. Observou-se que o valor do momento relativo à face não trincada, não diminuía.

7

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM A 247-67 (1998). Test Method for Evaluation the Microstructure of Graphite in Iron Castings. West Conshohocken, 2005.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM A 897 (2003). Austempered Ductile Iron Castings. West Conshohocken, 2005.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. ASTM E 647 (1999). Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates. West Conshohocken, 2000.

ANDERSON, T.L. Fracture mechanics. Boca Raton: CRC Press, 1991.792 p.

ARAÚJO, J. C. Desenvolvimento de sistema computadorizado de metalografia quantitativa para a indústria metal-mecânica (Relatório de iniciação científica). Itaúna: Universidade de Itaúna / SENAI-CETEF.

ASHOK, S.; MUHLSTEIN, C.L. Fatigue crack growth testing. In: ASM handbook. Mechanical testing and evaluation. Materials Park: ASM International, 2000, v.8, p. 740-767.

BANNANTINE, J. A.; COMER, J.J.; HANDROCK, J.L. Fundamentals of metal fatigue analysis. Englewood Cliffs: Prentice Hall, 1990. 272 p.

BARTOSIEWICZ, L.; KRAUSE, A. R.; KOVACS, B.; PUTATUNDA, S. K. Fatigue crack growth behavior of austempered ductile cast iron. AFS Transactions. Des Plaines, v. 93, p.135-142, 1992.

BERETTA, S., BLARASIN, A., ENDO, M., GIUNTI, T., MURAKAMI, Y. Defect tolerant design of automotive components. International Journal of Fatigue, v. 19, n. 4, p. 319-333, 1997.

BHADESHIA, H.K.D.H. Bainite in Steels. In: Materials Science & Metallurgy. Part II Course C9, Alloys. 2000. Disponível em:
< <http://www.msm.cam.ac.uk/phase-trans/2000/C9/lecture6.pdf> > Acesso em: 20 ago. 2006.

BRANCO, C. A. G. de Moura. Mecânica dos Materiais. Lisboa: Fundação Calouste Gulbenkian, 1985. 1098 p.

BROEK, D. Elementary engineering fracture mechanics. Dordrecht: Kluwer, 1986. 516 p.

CARMO, D. J.; DIAS, J.F. Ferro fundido nodular austemperado – ADI. Belo Horizonte: Senai-DR.MG, 2001. 110 p.

CARMO, D.J.; DIAS, J.F.; MENEZES, C.G.; TAVARES, F.L. Previsão da resistência à fadiga de eixos virabrequins em ADI. In: SEMINÁRIO DE FUNDIÇÃO, 5, 2004, Salvador. Anais...São Paulo: ABM, 2004.

COLLINS, J.A. Failure of materials in mechanical design: analysis, prediction, prevention. 2nd ed . New York: John Wiley & Sons, 1993. 654 p.

COSTA, E.; DIAS, J.F. Desenvolvimento do processo de obtenção do ADI - Uma experiência vivenciada pelo CETEF. In: CONGRESSO NACIONAL DE FUNDIÇÃO, 1995, São Paulo. Anais... São Paulo: ABIFA, 1995. p. 175-183.

DAI, P.Q.; HE, Z.R.; ZHENG, C.M., MAO, Z.Y. In-situ SEM observation on the fracture of austempered ductile iron. Materials Science and Engineering A, v. 319-321, p.531-534, 2001.

DIAS, J.F.; TEIXEIRA, R.S.; RIBEIRO, G. O. Avaliação numérica do fator de intensidade de tensão em componentes contendo defeitos. In: IBERIAN LATIN-AMERICAN CONGRESS ON COMPUTACIONAL METHODS IN ENGINEERING, 24, 2003, Anais...Ouro Preto: CILAMCE, 2003.

DOWLING, N.E. Mechanical behavior of materials: engineering methods for deformation fracture and fatigue. 2nd ed. Upper Saddle River: Prentice Hall, 1999, 830 p.

DUCTILE IRON DATA FOR DESIGN ENGINEERS, Section IV: Austempered Ductile Iron, 1998. Disponível em: <<http://www.ductile.org/didata/section4>. > Acesso em: 20 jun. 2002.

FASH, J.; SOCIE, D.F. Fatigue behaviour and mean effects in grey cast iron. International Journal of Fatigue, p. 137-141, July. 1982.

FATEMI, A.; YANG, L. Cumulative fatigue damage and life prediction theories: a survey of the state of the art for homogeneous materials. International Journal of Fatigue. v.20 (1), p. 9-34. 1988.

FULLER, A. G. Prospects for ADI. In: CONGRESSO NACIONAL DE FUNDIÇÃO, 1993, São Paulo. Anais... São Paulo: ABIFA, 1993. p. 1-18.

GARIN, J. L.; MANNHEIM, R.L. (2003). Strain-induced martensite in ADI alloys. Journal of Materials Processing Technology, v. 143-144, p. 347-351, december, 2003.

GODEFROID, L. B. Fundamentos de mecânica de fratura. Ouro Preto: ABM, 1999.

GRENO, G. L.; OTEGUI, J.L.; BOERI, R. E. Fatigue of austempered ductile iron. In: AFS CASTING CONGRESS, 1998.

GRENO, G. L.; OTEGUI, J.L.; BOERI, R. E. Mechanisms of fatigue crack growth in austempered ductile iron. International Journal of Fatigue, v.21, p.34-43, 1999.

HARDING, Richard A. Opening up the market for ADI. The Foundryman. Birmingham, v. 86, n.4, p. 197-208, jun., 1993.

HAYRYNEM, K.L. The production of Austempered Ductile Iron (ADI). In: WORD CONFERENCE ON ADI, 2002.

JAMES, M. N.; WENFONG, L. Fatigue crack growth in austempered ductile and grey cast irons – stress ratio effects in air and mine water. Materials Science & Engineering A, v. 265, p.129-139, 1999.

KEOUGH, J.R. ADI developments in North America-Revisited 2002. In: WORD CONFERENCE ON ADI, 2002.

KOVACS, B.V. On the terminology and structure of ADI. AFS Transactions, v. 102, p. 417-420, 1986.

LAGODA, T. Energy models for fatigue life estimation under uniaxial random loading. International Journal of Fatigue, v.23, p. 467-480, 2001.

LEE, Y.; PAN, J.; HATHAWAY, R.; BARKEY, M. Fatigue testing and analysis. Oxford: Elsevier, 2005. 402 p.

LIN, C. K .; PAI, Y. L. Low-cycle fatigue of austempered ductile irons at various strain ratios. International Journal of Fatigue, v.21, p. 45-54, 1999.

LIN, C.K.; HUNG, T.P. Influence of microstructure on the fatigue properties of austempered ductile iron – II. Low-cycle fatigue. International Journal of Fatigue, v.18 (5), p. 309-320, 1996.

LIN, C.K.; LAI, P.K.; SHIH, T.S. Influence of microstructure on the fatigue properties of austempered ductile iron – I. High-cycle fatigue. International Journal of Fatigue, v.18 (5), p. 297-306, 1996.

MANSUR, T. R. Avaliação e desenvolvimento de modelos de determinação de acúmulo de danos por fadiga em um aço estrutural. 2003. 215 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Escola de Engenharia, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, 2003.

MENEZES, C.G.; CARMO, D.J.; TAVARES, F.C.L.; DIAS, J.F.. Análise da resistência à fadiga de virabrequins em ferro fundido nodular austemperado (ADI). ABM, IV In: Seminário de Fundição, 4, 2003, Volta Redonda. Anais...São Paulo: ABM, 2003.

MIRANDA, A.C.O.; MEGGIOLARO, M.A.; MARTHA, L.F.; CASTRO, J.T.P.; BITTENCOURT, T.N. Prediction of fatigue life and crack path in complex 2D structural components under variable amplitude loading. In: Fatigue Testing and Analysis Under Variable Amplitude Loading Conditions. ASTM STP 1439, 2003.

MONTGOMERY, D.C. Design and analysis of experiments. 4 ed. New York: John Wiley & Sons, 1997.

MURAKAMI, Y.; ENDO, M. Effects of defects, inclusions and inhomogeneities on fatigue strength. *International Journal of Fatigue*, v. 16, p. 163-182, April, 1994.

NEWMAN JR, J.C. The merging of fatigue and fracture mechanics concepts: a historical perspective. *Progress in Aerospace Sciences*, v. 34, p. 347-390, 1998.

ORTIZ, J.; CISILINO, A. P.; OTEGUI, J.L. Boundary element analysis of fatigue crack propagation micromechanisms in austempered ductile iron. *Engineering Analysis with Boundary Elements*, v. 25, p. 467-473, 2001.

PARIS, P.C.; ERDOGAN F. A critical analysis of crack propagation laws. *Journal of Basic Engineering*, v.85, p.528-534, 1963.

PAVLOU, D.G. Prediction of fatigue crack growth under real stress histories. *Engineering Structures*, v.22, p. 1707-1713, 2000.

PUTATUNDA, K. S.; GADICHERLA, PAVAN K. Influence of austenitizing temperature on fracture toughness of a low manganese austempered ductile iron (ADI) with as cast structure. *Materials Science & Engineering A*, v. 268, p.15-31, 1999.

PUTATUNDA, K. S. Development of austempered ductile iron (ADI) with simultaneous high yield strength and fracture toughness by a novel two-step austempering process. *Materials Science & Engineering A*, v. 315, p.70-80, 2001.

RAO, P.P.; PUTATUNDA, S.K. Investigation on the toughness of austempered ductile iron alloyed with chromium. *Materials Science & Engineering A*, v. 346, p.254-265, 2003.

REED, P.A.S., THOMSON, R.C., JAMES, J.S., PUTMAN, D.C., LEE, K.K., GUNN, S. R., (2003), Modelling microstructural effects fatigue of austempered ductile iron, *Materials Science and Engineering A*, v. 346, p. 273-286.

SCHIJVE, J. (1979) Four lectures on fatigue crack growth. *Engineering Fracture Mechanics*, v. 11(1), p. 167-221, 1979.

SCHIJVE, J. (1996). Fatigue crack grow under variable-amplitude loading. In: *ASM Handbook – Fatigue and Fracture*, v.19, p. 110-133, 1996.

SOUZA, S. A. *Ensaio mecânicos de materiais metálicos. Fundamentos teóricos e práticos*. São Paulo: Edgard Blücher, 1982. 286 p.

STARKEY, M.S.; IRVING, P.E. The influence of microstructure on fatigue crack initiation in spheroidal graphite cast iron. In: *PROC. OF INT. SYMP. ON LOW FATIGUE STRENGTH AND ELASTO-PLASTIC BEHAVIOUR OF MATERIALS*. Stuttgart, 1979.

SURESH, S. *Fatigue of Materials*, 2nd ed., Cambridge: University Press, 2001. 680 p.

TCHANKOV, D.S.; VESSELINOV, K.V. Fatigue life prediction under random loading using hysteresis energy. *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, 75, p. 955-960, 1998.

TEIXEIRA, R.S; DIAS, J.F.; RIBEIRO, G.O. Métodos numéricos aplicados na previsão de vida à fadiga e trajetória de trinca em elementos estruturais tridimensionais sob carregamento com amplitude variável. In: *SIMPÓSIO MINEIRO DE MECÂNICA COMPUTACIONAL, IV*, 2004, Itajubá. [Anais eletrônicos...] Itajubá: UFEI, 2004. 1 CD-ROM.

YANG, J.; PUTATUNDA, S.K. Near threshold fatigue crack growth behavior of austempered ductile cast iron (ADI) processed by novel two-step austempering process. *Materials Science & Engineering A*. v. 393, p. 254-268, 2005.

ZIMBA, J; SIMBI, D.J.; NAVARA, E. Austempered ductile iron: an alternative material for earth moving components. *Cement & Concrete Composites*. v. 25, p. 643-694, 2003.

8

APÊNDICES

APÊNDICE A - CURVAS DILATOMÉTRICAS

As FIG. A1 a A5 apresentam parte das curvas obtidas através de um dilatômetro de têmpera marca Adhamel Lhomargy, modelo DT 1000. Utilizaram-se amostras cilíndricas de 2 mm de diâmetro e 12 mm de comprimento.

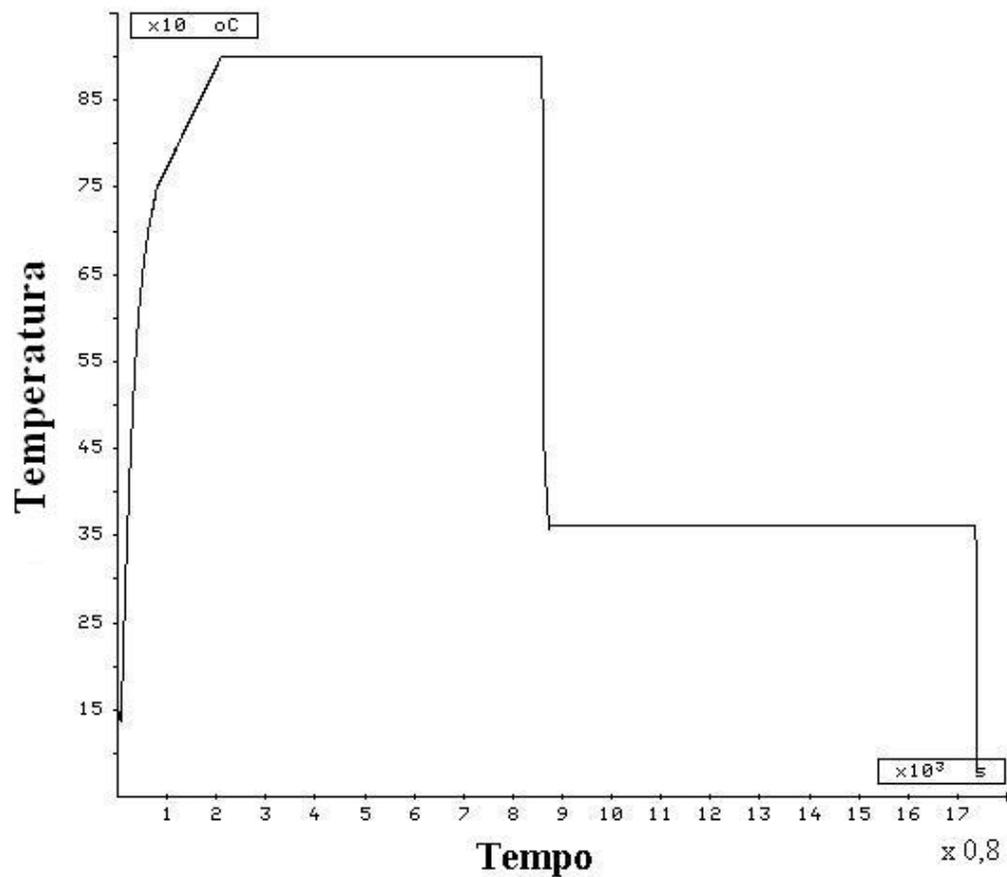


FIGURA A.1 – Ciclo térmico utilizado para simular o tratamento térmico de austêmpera dos corpos-de-prova em ADI.

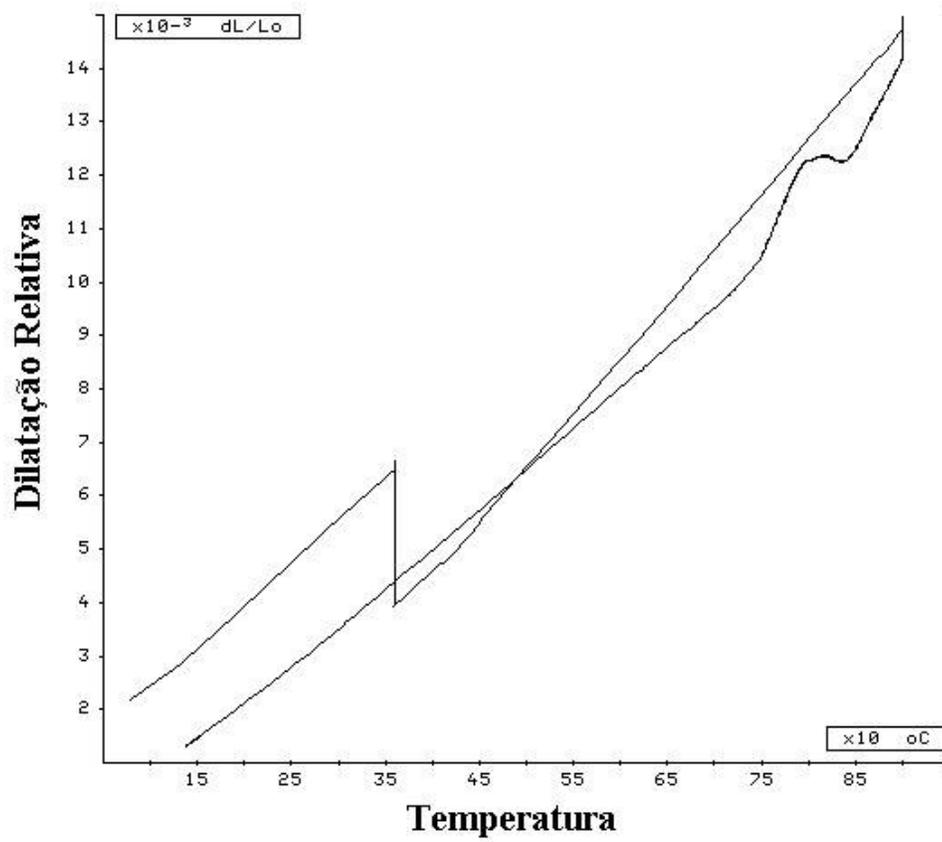


FIGURA A.2 – Curva temperatura versus dilatação relativa.

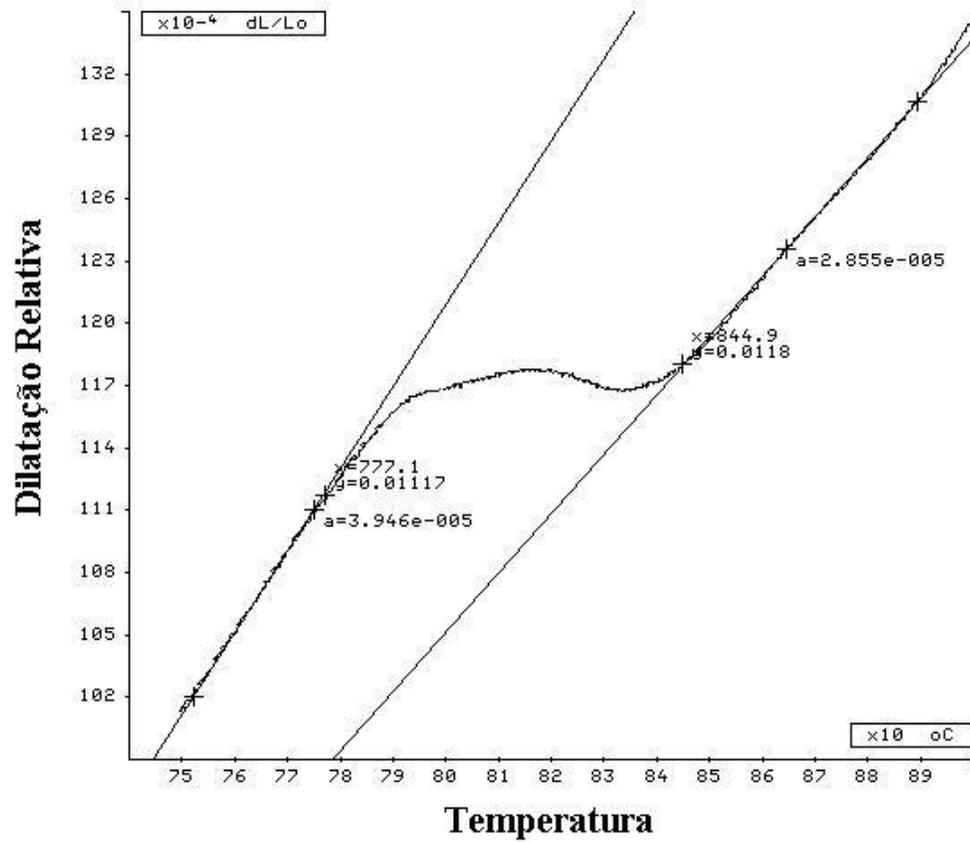


FIGURA A.3 – Determinação da temperatura de início e término da transformação austenítica na fase de aquecimento.

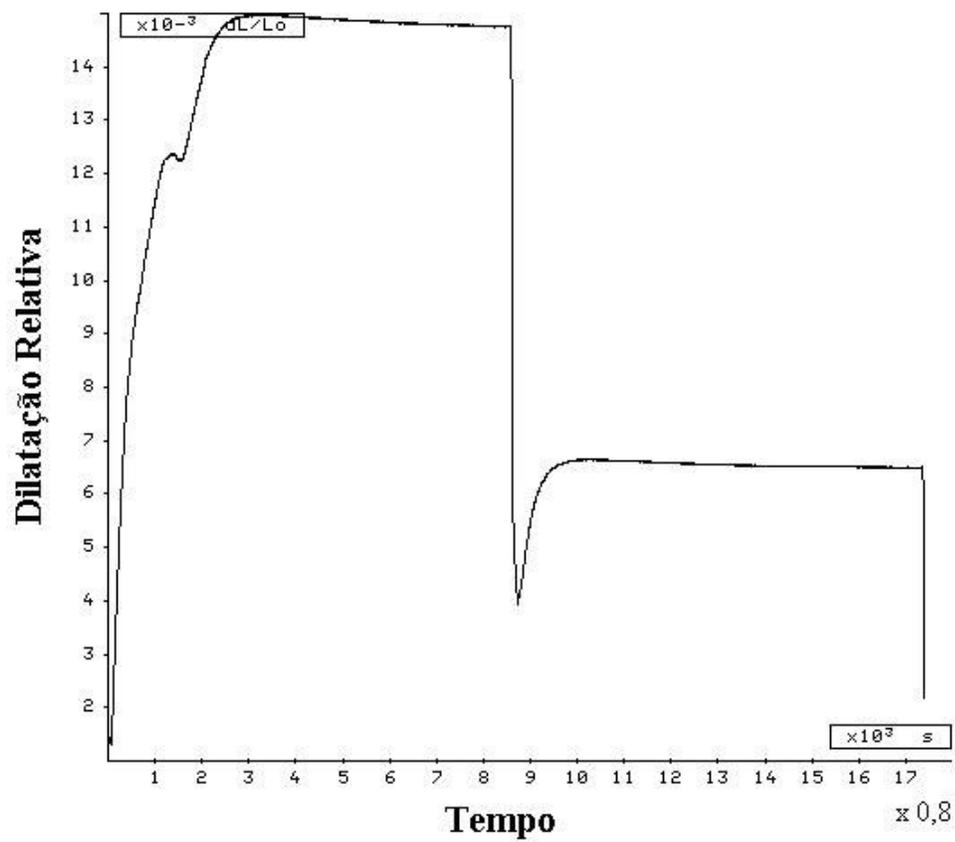


FIGURA A.4 – Curva tempo versus dilatação relativa para o ciclo térmico mostrado na FIG. A1.

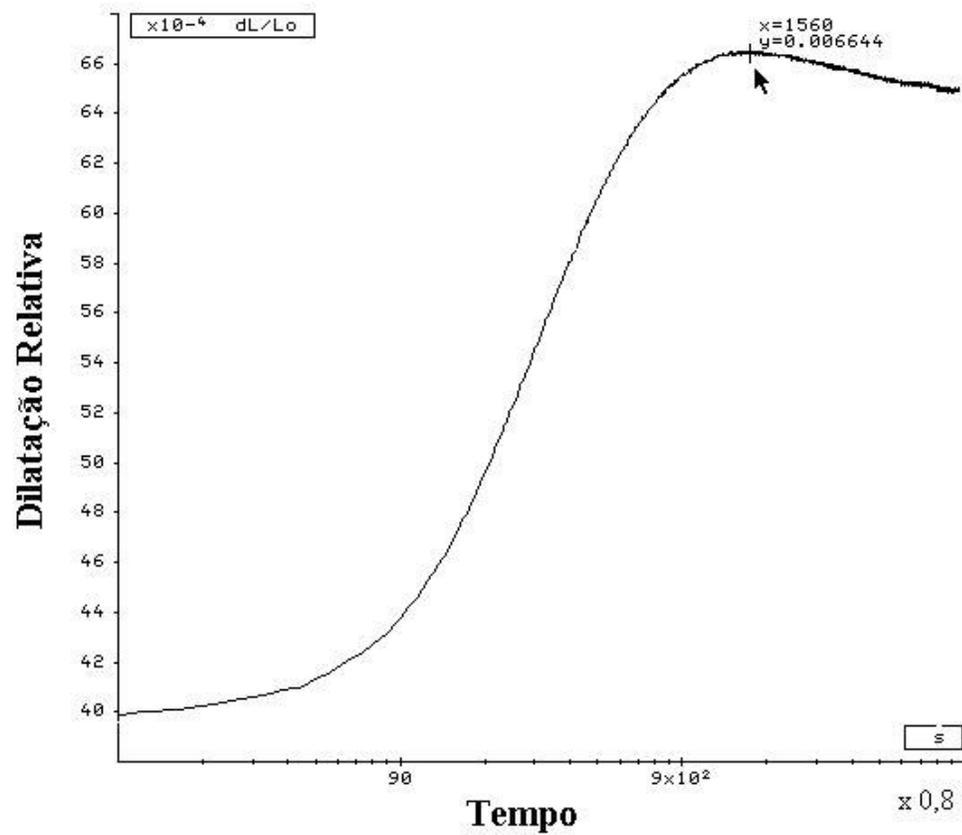


FIGURA A.5 – Curva tempo versus dilatação relativa, evidenciando a reação à temperatura de austêmpera de 360°C. A seta indica o tempo necessário para a reação alcançar o ponto T da FIG. 3.5.

APÊNDICE B - FADIGA POR FLEXÃO ROTATIVA: RESULTADOS E RELATÓRIOS DE ANÁLISE ESTATÍSTICA

TABELA B.1 - Resultados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa com amplitude constante.

Amplitude de tensão	Corpo-de-prova	Número de ciclos até a falha (N_f)		
		ADI-T1	ADI-T2	ADI-T3
495 MPa	1	91 750	156 700	102 400
	2	207 950	140 950	132 650
	3	168 650	288 650	217 500
	4	93 150	188 550	167 150
	5	147 700	237 550	96 150
	6	96 450	242 250	–
	7	178 900	290 300	–
	8	100 300	117 600	–
585 MPa	1	44 200	52 700	70 400
	2	45 850	45 700	46 600
	3	52 500	68 250	83 800
	4	44 700	59 550	50 250
	5	52 400	49 300	44 300
	6	48 800	59 850	–
	7	50 800	74 450	–
	8	45 200	41 200	–

ANOVA B1 – Análise de variância das médias dos resultados de ensaios de fadiga por flexão rotativa com amplitude de 495 MPa.

One-way ANOVA: Ciclos versus Tratamento

```
Analysis of Variance for Ciclos
Source      DF      SS      MS      F      P
Tratamen   2  2.396E+10  1.198E+10  3.86  0.040
Error      18  5.594E+10  3.108E+09
Total      20  7.990E+10
```

```
Individual 95% CIs For Mean
Based on Pooled StDev
Level      N      Mean      StDev  -+-----+-----+-----+-----+
T1         8      135606    46062  (-----*-----)
T2         8      207819    66549  (-----*-----)
T3         5      143170    50209  (-----*-----)
-+-----+-----+-----+-----+
Pooled StDev = 55746      100000  150000  200000  250000
```

Tukey's pairwise comparisons

Family error rate = 0.0500
Individual error rate = 0.0200

Critical value = 3.61

Intervals for (column level mean) - (row level mean)

	T1	T2
T2	-143363 -1062	
T3	-88687 73560	-16475 145772

ANOVA B2 – Análise de variância das médias dos resultados de ensaios de fadiga por flexão rotativa com amplitude de 585 MPa

One-way ANOVA: Ciclos versus Tratamento

```
Analysis of Variance for Ciclos
Source      DF      SS      MS      F      P
Tratamen   2  455787193  227893597  1.89  0.180
Error      18  2.175E+09  120828899
Total      20  2.631E+09
```

```
Individual 95% CIs For Mean
Based on Pooled StDev
Level      N      Mean      StDev  -+-----+-----+-----+-----+
1         8      48056     3502  (-----*-----)
2         8      56375    11324  (-----*-----)
3         5      59070    17258  (-----*-----)
-+-----+-----+-----+-----+
Pooled StDev = 10992      40000  48000  56000  64000
```

Tukey's pairwise comparisons

Family error rate = 0.0500

Individual error rate = 0.0200

Critical value = 3.61

Intervals for (column level mean) - (row level mean)

	1	2
2	-22348 5711	
3	-27010 4983	-18691 13301

TABELA B.2 – Cálculo do dano acumulado dos ensaios de fadiga tipo Hi-Lo utilizando o modelo linear

Material	CP	Dano em cada bloco de carga		Dano total
		D ₁	D ₂	D = D ₁ + D ₂
ADI – T1	1	0,4997	0,1948	0,6944
	2	0,4997	0,2668	0,7664
	3	0,4997	0,3491	0,8488
	4	0,5413	0,4005	0,9418
	5	0,4997	0,3708	0,8704
ADI – T2	1	0,2485	0,5540	0,8025
	2	0,2485	0,2660	0,5145
	3	0,2485	0,5775	0,8260
	4	0,2485	0,3427	0,5911
	5	0,2485	0,3884	0,6369
ADI – T3	1	0,2503	0,3673	0,6177
	2	0,2503	0,4255	0,6759
	3	0,2503	0,4248	0,6752
	4	0,4025	0,3987	0,8012
	5	0,2503	0,4252	0,6755

ANOVA B3 – Análise de variância das médias dos danos dos ensaios de fadiga por flexão rotativa com amplitude variável, tipo Hi-Lo, utilizando a teoria de dano linear.

One-way ANOVA: D versus Tensão

Analysis of Variance for D

Source	DF	SS	MS	F	P
Tensão	2	0.0685	0.0342	3.20	0.077
Error	12	0.1283	0.0107		
Total	14	0.1968			

Individual 95% CIs For Mean
Based on Pooled StDev

Level	N	Mean	StDev	CI Lower	CI Upper
585-T1	5	0.8244	0.0959	0.6285	1.0203
585-T2	5	0.6742	0.1354	0.4034	0.9450
585-T3	5	0.6891	0.0675	0.6216	0.7566

Pooled StDev = 0.1034 0.60 0.70 0.80 0.90

Tukey's pairwise comparisons

Family error rate = 0.0500

Individual error rate = 0.0206

Critical value = 3.77

Intervals for (column level mean) - (row level mean)

	585-T1	585-T2
585-T2	-0.0241 0.3245	
585-T3	-0.0390 0.3096	-0.1892 0.1594

TABELA B.3 – Cálculo do dano acumulado dos ensaios de fadiga tipo Hi-Lo utilizando a teoria de dano bilinear.

Material	CP	Dano em cada bloco de carga		Dano total
		D_I	D_{II}	$D = D_I + D_{II}$
ADI – T1	1	0,2698	0,5137	0,7835
	2	0,2698	0,6187	0,8885
	3	0,2698	0,7387	1,0084
	4	0,2698	0,8553	1,1251
	5	0,2698	0,7703	1,0400
ADI – T2	1	0,2485	0,8712	1,1197
	2	0,2485	0,4116	0,6601
	3	0,2485	0,9087	1,1572
	4	0,2485	0,5340	0,7824
	5	0,2485	0,6070	0,8555
ADI – T3	1	0,2503	0,4364	0,6867
	2	0,2503	0,5168	0,7672
	3	0,2503	0,5159	0,7662
	4	0,2804	0,6730	0,9534
	5	0,2503	0,5164	0,7667

ANOVA B.4 – Análise de variância das médias dos danos dos ensaios de fadiga por flexão rotativa com amplitude variável, tipo Hi-Lo, utilizando a teoria de dano bilinear.

One-way ANOVA: D-DL versus T

```
Analysis of Variance for D-DL
Source      DF      SS      MS      F      P
T           2      0.0863   0.0431   1.74   0.217
Error      12      0.2974   0.0248
Total      14      0.3837
```

```
Individual 95% CIs For Mean
Based on Pooled StDev
-----+-----+-----+-----
Level    N      Mean      StDev
T1       5      0.9690   0.1339
T2       5      0.9148   0.2162
T3       5      0.7880   0.0985
-----+-----+-----+-----
Pooled StDev = 0.1574
                                0.75    0.90    1.05
```

Tukey's pairwise comparisons

Family error rate = 0.0500
Individual error rate = 0.0206

Critical value = 3.77

Intervals for (column level mean) - (row level mean)

	T1	T2
T2	-0.2112 0.3196	
T3	-0.0844 0.4464	-0.1386 0.3922

TESTE t – B1 – Comparação entre médias dos danos dos ensaios de fadiga por flexão rotativa com amplitude variável, tipo Hi-Lo, utilizando a teoria de dano bilinear.

Two-Sample T-Test and CI: D-DL; Temp

Two-sample T for D-DL

Temp	N	Mean	StDev	SE Mean
300	5	0.7880	0.0985	0.044
360	10	0.942	0.172	0.054

Difference = mu (300) - mu (360)
Estimate for difference: -0.1539

95% upper bound for difference: -0.0292
 T-Test of difference = 0 (vs <): T-Value = -2.20 P-Value = 0.024 DF = 12

TABELA B.4 - Resultados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa com amplitude variável tipo Lo-Hi para o material ADI - T1.

Amplitude de tensão dos blocos de carga	Corpo de prova	Números de ciclos		Valores de dano linear, D		
		Bloco 1	Bloco 2	Bloco 1	Bloco 2	Total
		N ₁	N ₂	D ₁	D ₂	D
Bloco 1: S _{a1} = 180 MPa	1	1,00E+05	128 600	0,00	0,95	0,95
	2	1,00E+05	129 900	0,00	0,95	0,95
	3	1,00E+05	118 750	0,00	0,87	0,87
Bloco 2: S _{a2} = 495 MPa	4	1,44E+05	111 600	0,00	0,82	0,82
	5	1,00E+05	186 500	0,00	1,37	1,37
Bloco 1: S _{a1} = 270 MPa	1	1,00E+05	205 000	0,00	1,51	1,51
	2	1,00E+05	105 600	0,00	0,78	0,78
	3	1,00E+05	149 300	0,00	1,10	1,10
Bloco 2: S _{a2} = 495 MPa	4	8,40E+04	287 000	0,00	2,11	2,11
	5	3,00E+05	173 800	0,00	1,28	1,28
Bloco 1: S _{a1} = 315 MPa	1	1,00E+05	115 400	0,00	0,85	0,85
	2	1,00E+05	145 100	0,00	1,07	1,07
	3	1,00E+05	184 100	0,00	1,35	1,35
Bloco 2: S _{a2} = 495 MPa	4	1,00E+05	171 900	0,00	1,26	1,26
	5	1,00E+05	154 350	0,00	1,13	1,13
	6	1,00E+05	147 550	0,00	1,08	1,08
Bloco 1: S _{a1} = 405 MPa	1	1,00E+04	167 050	0,01	1,23	1,24
	2	1,00E+04	162 650	0,01	1,20	1,20
Bloco 2: S _{a2} = 495 MPa	3	1,00E+04	96 350	0,01	0,71	0,72
	4	1,16E+05	98 200	0,09	0,72	0,81

ANOVA B.5 – Análise de variância das médias dos danos dos ensaios de fadiga por flexão rotativa com amplitude variável, tipo Lo- Hi, utilizando a teoria de dano linear. Material: ADI-T1.

One-way ANOVA: D versus Tensão

Analysis of Variance for D

Source	DF	SS	MS	F	P
Tensão	4	0.6052	0.1513	1.55	0.219
Error	25	2.4413	0.0977		
Total	29	3.0465			

Level	N	Mean	StDev	Individual 95% CIs For Mean Based on Pooled StDev
0	8	0.9966	0.3385	(-----*-----)
180-T1	5	0.9927	0.2184	(-----*-----)
270-T1	5	1.3533	0.4999	(-----*-----)
315-T1	6	1.1249	0.1749	(-----*-----)
405-T1	6	0.9328	0.2433	(-----*-----)

Pooled StDev = 0.3125

0.90 1.20 1.50

Tukey's pairwise comparisons

Family error rate = 0.0500
Individual error rate = 0.00706

Critical value = 4.15

Intervals for (column level mean) - (row level mean)

	0	180-T1	270-T1	315-T1
180-T1	-0.5188 0.5267			
270-T1	-0.8795 0.1661	-0.9406 0.2193		
315-T1	-0.6236 0.3669	-0.6875 0.4230	-0.3269 0.7836	
405-T1	-0.4314 0.5590	-0.4954 0.6151	-0.1348 0.9758	-0.3373 0.7216

TABELA B.5 - Resultados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa com amplitude variável tipo Lo-Hi para o material ADI – T2.

Amplitude de tensão dos blocos de carga	Corpo de prova	Números de ciclos		Valores de dano linear, D		
		Bloco 1	Bloco 2	Bloco 1	Bloco 2	Total
		N ₁	N ₂	D ₁	D ₂	D
Bloco 1: S _{a1} = 180 MPa	1	1,00E+05	150 600	0,00	0,72	0,72
	2	1,00E+05	133 000	0,00	0,64	0,64
	3	1,00E+05	179 200	0,00	0,86	0,86
Bloco 2: S _{a2} = 495 MPa	4	1,44E+05	141 250	0,00	0,68	0,68
	5	1,00E+05	358 200	0,00	1,72	1,72
	6	1,00E+05	> 6 994 200	0,00	33,52	33,52
Bloco 1: S _{a1} = 270 MPa	1	1,80E+05	148 900	0,00	0,71	0,71
	2	1,00E+05	261 500	0,00	1,25	1,25
	3	1,00E+05	177 250	0,00	0,85	0,85
Bloco 2: S _{a2} = 495 MPa	4	6,56E+06	98 800	0,00	0,47	0,47
	5	3,00E+05	186 900	0,00	0,90	0,90
	6	1,00E+05	167 750	0,00	0,80	0,80
Bloco 1: S _{a1} = 315 MPa	1	1,00E+05	189 550	0,00	0,91	0,91
	2	1,00E+05	105 600	0,00	0,51	0,51
	3	1,00E+05	399 100	0,00	1,91	1,91
Bloco 2: S _{a2} = 495 MPa	4	1,00E+05	330 600	0,00	1,58	1,58
	5	1,00E+05	105 800	0,00	0,51	0,51
	6	1,00E+05	176 000	0,00	0,84	0,84
	7	1,00E+05	156 299	0,00	0,75	0,75
	8	1,23E+05	297 300	0,00	1,42	1,42

ANOVA B.6 – Análise de variância das médias dos danos dos ensaios de fadiga por flexão rotativa com amplitude variável, tipo Lo-Hi, utilizando a teoria de dano linear. Material: ADI-T2.

One-way ANOVA: D_1 versus MPa_1

Analysis of Variance for D_1

Source	DF	SS	MS	F	P
MPa_1	3	0.060	0.020	0.12	0.944
Error	23	3.706	0.161		
Total	26	3.766			

Individual 95% CIs For Mean
Based on Pooled StDev

Level	N	Mean	StDev	CI Lower	CI Upper
0	8	0.9960	0.3189	0.6771	1.3149
180	5	0.9223	0.4518	0.4205	1.4241
270	5	0.9032	0.2069	0.6963	1.1101
315	9	1.0188	0.5007	0.5181	1.5195

Pooled StDev = 0.4014

Tukey's pairwise comparisons

Family error rate = 0.0500
Individual error rate = 0.0110

Critical value = 3.91

Intervals for (column level mean) - (row level mean)

	0	180	270
180	-0.5590 0.7063		
270	-0.5399 0.7254	-0.6828 0.7210	
315	-0.5621 0.5164	-0.7155 0.5225	-0.7346 0.5034

TABELA B.6 - Resultados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa com amplitude variável tipo Lo-Hi para o material ADI – T3.

Amplitude de tensão dos blocos de carga	Corpo de prova	Números de ciclos		Valores de dano linear, D		
		Bloco 1	Bloco 2	Bloco 1	Bloco 2	Total
		N ₁	N ₂	D ₁	D ₂	D
Bloco 1: S _{a1} = 180 MPa	1	1,00E+05	82 450	0,00	0,57	0,57
	2	1,00E+05	90 150	0,00	0,63	0,63
Bloco 2: S _{a2} = 495 MPa	3	1,44E+05	74 100	0,00	0,52	0,52
	1	1,00E+04	118 350	0,00	0,82	0,82
Bloco 1: S _{a1} = 315 MPa	2	1,00E+04	103 350	0,00	0,72	0,72
	3	1,00E+04	138 050	0,00	0,96	0,96

TESTE t – B2 – Comparação entre médias dos danos dos ensaios de fadiga por flexão rotativa com amplitude variável, tipo Lo-Hi, dos materiais austemperados a 300°C e 360°C, utilizando a teoria de dano linear. Amplitude de tensão no primeiro bloco variando entre 180 e 315 MPa.

Two-Sample T-Test and CI: D; Temperatura

Two-sample T for D

Temperat	N	Mean	StDev	SE Mean
300	5	0.742	0.156	0.070
360	35	1.051	0.385	0.065

Difference = mu (300) - mu (360)

Estimate for difference: -0.3086

95% CI for difference: (-0.5162; -0.1010)

T-Test of difference = 0 (vs not =): T-Value = -3.24 P-Value = 0.007 DF = 12

APÊNDICE C - FADIGA POR FLEXÃO ALTERNADA: RESULTADOS E RELATÓRIOS DE ANÁLISE ESTATÍSTICA

TABELA C.1 - Resultados dos ensaios de fadiga por flexão alternada com amplitude constante.

Amplitude		Corpo- de- prova	Número de ciclos até a falha (N_f)		
Tensão inicial	Deslocamento vertical		ADI-T1	ADI-T2	ADI-T3
495 MPa	13,21 mm	1	213 600	298 800	–
		2	183 100	158 000	–
		3	135 300	228 700	–
		4	359 800	> 2348 300	–
		5	485 700	573 600	–
		6	–	> 2448 900	–
585 MPa	15,75 mm	1	82 300	89 900	130 700
		2	91 200	108 300	69 700
		3	130 400	131 600	71 000
		4	104 100	100 500	106 200
		5	83 600	115 700	112 600

TABELA C.2 – Resultados de ensaios de fadiga por flexão alternada com amplitude variável tipo Lo-Hi, com os seguintes deslocamentos verticais: $v_1 = \pm 13,21$ mm no bloco 1 e $v_2 = \pm 15,75$ mm no bloco 2.

Corpo-de-prova	ADI – T1		ADI – T2	
	Número de ciclos		Número de ciclos	
	Bloco 1	Bloco 2	Bloco 1	Bloco 2
	n_1	n_2	n_1	n_2
1	69 200	59 000	79 600	83 100
2	69 200	83 100	79 600	189 000
3	69 200	70 100	79 600	208 300
4	69 200	84 200	79 600	102 600
5	69 200	140 000	79 600	96 800
6	69 200	56 000	79 600	247 200
7	69 200	88 100	–	–

TABELA C.3 – Cálculo do dano acumulado dos ensaios de fadiga por flexão alternada com carregamento em blocos, tipo Lo-Hi, utilizando o modelo linear.

Material	CP	Dano em cada bloco de carga		Dano total
		D ₁	D ₂	D = D ₁ + D ₂
ADI – T1	1	0,25	0,60	0,85
	2	0,25	0,85	1,10
	3	0,25	0,72	0,97
	4	0,25	0,86	1,11
	5	0,25	1,43	1,68
	6	0,25	0,57	0,82
	7	0,25	0,90	1,15
ADI – T2	1	0,25	0,76	1,01
	2	0,25	1,73	1,98
	3	0,25	1,91	2,16
	4	0,25	0,94	1,19
	5	0,25	0,89	1,14
		0,25	2,27	2,52

ANOVA C.1 – Análise de variância das médias dos resultados de ensaios de fadiga por flexão alternada com amplitude de 15,75 mm (585 MPa).

One-way ANOVA: 585 MPa versus Material

```
Analysis of Variance for 585 MPa
Source      DF      SS      MS      F      P
Material    2 404997333 202498667 0.45  0.651
Error       12 5.459E+09 454926667
Total       14 5.864E+09
```

```
Individual 95% CIs For Mean
Based on Pooled StDev
-----+-----+-----+-----
Level   N      Mean     StDev  (-----*-----)
T1      5      98320    19916  (-----*-----)
T2      5      109200   15756  (-----*-----)
T3      5      98040    26831  (-----*-----)
-----+-----+-----+-----
Pooled StDev =      21329          90000    105000    120000
```

Tukey's pairwise comparisons

Family error rate = 0.0500
Individual error rate = 0.0206

Critical value = 3.77

Intervals for (column level mean) - (row level mean)

	T1	T2
T2	-46841 25081	
T3	-35681 36241	-24801 47121

TESTE t – C.1 – Ensaios de fadiga por flexão alternada com amplitude de 13,21 mm (495 MPa).

Two-Sample T-Test and CI: 495 MPa; Material2

Two-sample T for 495 MPa

Material	N	Mean	StDev	SE Mean
T1	5	275500	144323	64543
T2	4	314775	181873	90936

Difference = mu (T1) - mu (T2)

Estimate for difference: -39275

95% CI for difference: (-325953; 247403)

T-Test of difference = 0 (vs not =): T-Value = -0.35 P-Value = 0.739 DF = 5

TESTE t – C.2 – Comparação entre médias dos danos dos ensaios de fadiga por flexão alternada com amplitude variável, utilizando a teoria de dano linear.

Two-Sample T-Test and CI: D-AC-T1; ADI - T1(AV)

Two-sample T for D-AC-T1 vs ADI - T1

	N	Mean	StDev	SE Mean
D-AC-T1	5	1.004	0.203	0.091
ADI - T1	7	1.096	0.287	0.11

Difference = mu D-AC-T1 - mu ADI - T1

Estimate for difference: -0.093

95% CI for difference: (-0.413; 0.228)

T-Test of difference = 0 (vs not =): T-Value = -0.65 P-Value = 0.530 DF = 9

Two-Sample T-Test and CI: D-AC-T2; ADI - T2

Two-sample T for D-AC-T2 vs ADI - T2

	N	Mean	StDev	SE Mean
D-AC-T2	5	1.002	0.144	0.065
ADI - T2	6	1.668	0.633	0.26

Difference = mu D-AC-T2 - mu ADI - T2

Estimate for difference: -0.667

95% CI for difference: (-1.351; 0.018)

T-Test of difference = 0 (vs not =): T-Value = -2.50 P-Value = 0.054 DF = 5

TESTE t – C.3 – Comparação entre médias dos danos dos ensaios de fadiga por flexão alternada com amplitude variável, utilizando a teoria de dano bilinear.

Two-Sample T-Test and CI: D, dano; Material

Two-sample T for D, dano

Material	N	Mean	StDev	SE Mean
ADI - T1	7	0.982	0.287	0.11
ADI - T2	6	1.551	0.633	0.26

Difference = mu (ADI - T1) - mu (ADI - T2)

Estimate for difference: -0.570

95% upper bound for difference: -0.025

T-Test of difference = 0 (vs <): T-Value = -2.03 P-Value = 0.044 DF = 6