MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO E DO DESPORTO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais-
PPGEM

DESENVOLVIMENTO DE METODOLOGIA PARA AVALIAÇÃO DA INTERAÇÃO FADIGA E FLUÊNCIA EM AÇO API P22

JOYSON LUIZ PACHECO
Engenheiro Mecânico

Tese para obtenção do título de Doutor
em Engenharia

Porto Alegre
2001

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO E DO DESPORTO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais-PPGEM

DESENVOLVIMENTO DE METODOLOGIA PARA AVALIAÇÃO DA INTERAÇÃO FADIGA E FLUÊNCIA EM AÇO API P22

por
JOYSON LUIZ PACHECO
Engenheiro Mecânico

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais - PPGEM.

Porto Alegre
2001

Esta tese foi julgada adequada para a obtenção do Título de Doutor em Engenharia e aprovada em sua forma final pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Fernando Luiz Bastian

Prof. Dr. Pedro A. Bernardini

Prof. Dr. Afonso Reguly

Prof. Dr. Vilson João Batista

Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker

Coordenador Prof. Dr Jair C. Koppe

À Rosangela, Ismael, Sabrina e Camila, (esposa e filhos), fontes de inteligência emocional, dedico este trabalho.

AGRADECIMENTOS

Ao Professor, Colega e Amigo, Telmo Roberto Strohaecker, por ter propiciado (material e intelectualmente), o ambiente necessário para o surgimento do Grupo de Pesquisa em Mecânica da Fratura em Alta Temperatura, berço deste trabalho.

Ao Amigo e Colega Juan Carlos Sandoval Ortiz, pela incansável e minuciosa paciência no projeto, construção e montagem de ferramentas e dispositivos mecânicos usados nos testes, bem como pela recuperação da velha máquina de fluência; pelas sugestões e discussões de resultados; e principalmente pela amizade generosa e leal.

Aos demais colegas do Grupo de Pesquisa em Mecânica da Fratura em Alta Temperatura, Prof. Tomás Edison Oliveira Lima, Eng. Luciano Volcagnolo Biehl, Eng. Diógenes da Silva Pereira e Enga. Micaela Tourroucôo, pela intensa participação num processo contínuo de aperfeiçoamento e evolução mútuas, característico de uma sólida Equipe de Pesquisa, fundamental para o sucesso numa área onde os fenômenos são complexos e os experimentos difíceis, muito demorados e trabalhosos.

Ao Eng. Luiz Carlos Greggianin, da COPESUL, Companhia Petroquímica do Sul, pelo apoio no fornecimento de material, informações, serviços especiais, discussões e sugestões, também fundamentais.

Aos órgãos financiadores, CNPq, CAPES, FINEP e FAPERGS, pelo apoio financeiro, sem o que este trabalho não teria sido possível.

A todos que de alguma forma, direta ou indiretamente colaboraram para o sucesso deste trabalho.

SUMÁRIO

DEDICATÓRIA	IV
AGRADECIMENTOS	V
LISTA DE FIGURAS	VIII
LISTA DE TABELAS	X
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS	XI
RESUMO	XIII
ABSTRACT	XIV
1 –INTRODUÇÃO	1
2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	6
2.1 – Conceitos Básicos de Fluência	6
2.1.1 – Curva Típica de Fluência	6
2.1.2 – Dependência do Tempo, Temperatura e Tensão	9
2.1.3 – Técnicas de Extrapolação Paramétrica	13
2.1.4 – Microestrutura e Fluência	17
2.1.5 – Precipitados e Fluência	20
2.1.6 – Efeito do Tamanho de Grão	23
2.1.7 – Materiais Para Uso em Temperatura Elevada	28
2.2 – Parâmetros da Mecânica da Fratura	31
2.2.1- Parâmetro K	31
2.2.2 – Parâmetro J	36
2.2.3 – Parâmetro C^*	38
2.2.4 – Parâmetro C_t	43
2.3 – Mecânica da Fratura Dependente do Tempo	47
2.4 – Fadiga em Alta Temperatura	50
2.4.1 – Efeito da Frequência "f"	52
2.4.2 – Efeito da Razão de Carregamento em Fadiga "R"	55
2.5 – Interação Fadiga e Fluência	56
2.5.1 – Parâmetro de Controle de Fadiga e Fluência	57

3. – PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS 60

3.1 – Materiais: Histórico e Processamento 60

3.2 – Preparação dos Corpos de Prova 61

3.3 – Equipamentos Empregados 66

3.4 – Parâmetros de Teste 68

3.5 – Caracterização Microestrutural 72

4. – RESULTADOS 73

4.1 – Fadiga 73

4.2 – Fluência 75

4.3 – Fadiga-Fluência 77

4.4 - Calibração do Crescimento de Trinca em Função do Deslocamento da Linha de Carga 87

4.5 – Avaliação dos Parâmetros da Mecânica da Fratura 88

4.5.1 – Fadiga 89

4.5.2 – Fluência 89

4.5.3 – Fadiga-Fluência 90

4.6 – Caracterização Microestrutural 90

5 – DISCUSSÃO 93

5.1 – Fadiga 93

5.2 – Fluência 94

5.3 – Fadiga-fluência 94

5.4 – Avaliação dos Parâmetros da Mecânica da Fratura 98

6 – CONCLUSÕES 103

7 - SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS 105

8 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS 106

9 – ANEXO A: **Resultados Individuais dos Testes Realizados** 120

10 – ANEXO B: **Testes Comparativos do Aço API P22 Novo e Usado** 126

LISTA DE FIGURAS

Fig. 2.1 (a) - Forma típica da curva de fluência sob carga constante 7
Fig. 2.1 (b) – Efeito do tempo, temperatura e tensão na fluência 7
Fig. 2.2 - Taxa mínima de fluência para o aço 1,25Cr-0,5Mo 12
Fig. 2.3 – Mapa de mecanismos de fratura para um aço 2 ¼ Cr 1 Mo 13
Fig. 2.4 - Linhas de mesma tensão do parâmetro de Larson Miller 17
Fig. 2.5 – Tensão para $\varepsilon = 1\%$ de fluência em vários aços 19
Fig. 2.6 – Discordância freada na matriz da liga INCONEL MA 6000 20
Fig. 2.7 – Seqüência de formação de carbetos em aço 2 ¼ Cr 1 Mo 23
Fig. 2.8 – Esquema de fenômenos que ocorrem durante a fluência 24
Fig. 2.9 – Mecanismos de fratura, dútil transgranular e intergranular 25
Fig. 2.10 – Efeito do tamanho de grão no tipo de fratura 27
Fig. 2.11 – Tamanho de Grão ideal para liga Monel a 595°C 28
Fig. 2.12 - Distribuição de tensões na vizinhança da ponta da trinca 33
Fig. 2.13 - Fator de intensidade de tensões numa placa trincada 34
Fig. 2.14 - Ilustração esquemática de campos de tensão em corpos trincados 36
Fig. 2.15 - Definição da integral J 37
Fig. 2.16 - Interpretação da integral J 38
Fig. 2.17 - Esquema para interpretação da taxa de energia de *C** 39
Fig. 2.18 – Curva de C* *versus* da/dt para um aço AISI 304 a 594°C 43
Fig. 2.19 – Efeito da variação de carga em corpos trincados 45
Fig. 2.20 - Definição do parâmetro C_t 46
Fig. 2.21 – Zonas de fluência e formação de cavidades na ponta da trinca 49
Fig. 2.22 – da/dt versus temperatura para diversos materiais 50
Fig. 2.23 – Mecanismo de crescimento de trinca de fadiga a alta temperatura 52
Fig. 2.24 – Efeito da "f" em da/dt em aço 2 ¼ Cr 1 Mo de 510°C a 593°C 54
Fig. 2.25 – Representação esquemática do efeito da freqüência em da/dt 55
Fig. 3.1 – Etapa do processo de fabricação dos tubos 61
Fig. 3.2 – Corpo de prova normalizado "compact disc tension" 63
Fig. 3.3 – Medidas adotadas nos corpos de prova de fadiga-fluência 63
Fig. 3.4 – Orientação dos corpos retirados dos tubos 64
Fig. 3.5 – Máquina de Ensaios MTS 65
Fig. 3.6 –Vista do forno bipartido da MTS, mostrando sistema de garras 66
Fig. 3.7 - Máquina de fluência por pesos mortos 66
Fig. 3.8 - Máquina de fadiga para abertura de pré-trinca 67
Fig. 3.9 – Garra para ensaios em temperaturas elevadas 67
Fig. 3.10 – Esquema da onda trapezoidal utilizada nos ensaios 68
Fig. 3.11 – Esquematização dos carregamentos dos ensaios 68
Fig. 3.12 – Blocodiagrama das diversas etapas dos ensaios 71
Fig. 4.1 – Teste de fadiga no material novo com diferentes K iniciais 73
Fig. 4.2 – Teste de fadiga no material usado com diferentes K iniciais 74
Fig. 4.3 – Comparação de fadiga entre os materiais novo (N) e usado (U) 74
Fig. 4.4 – Teste de fluência no material novo, com diferentes K iniciais 75
Fig. 4.5 – Teste de fluência no material usado, com diferentes K iniciais 76
Fig. 4.6 – Comparação de fluência entre os materiais novo (N) e usado (U) 76
Fig.4.7 – Teste de fadiga-fluência no material novo (t_e=10 s) 77
Fig.4.8 – Teste de fadiga-fluência no material usado (t_e=10 s) 78

Fig.4.9 – Fadiga-fluência, t_e=10 s, material novo (N) e usado (U) 78
Fig.4.10 – Teste de fadiga-fluência no material novo (t_e=100 s) 79
Fig.4.11 – Teste de fadiga-fluência no material usado (t_e=100 s) 79
Fig.4.12 – Fadiga-fluência, t_e=100 s, material novo (N) e usado (U) 80
Fig.4.13 – Teste de fadiga-fluência no material novo (t_e=1000 s) 80
Fig.4.14 – Teste de fadiga-fluência no material usado (t_e=1000 s) 81
Fig.4.15 – Fadiga-fluência, t_e=1000 s, material novo (N) e usado (U) 81
Fig.4.16 – Teste de fadiga-fluência no material novo (t_e=10.000 s) 82
Fig.4.17 – Teste de fadiga-fluência no material usado (t_e=10.000 s) 82
Fig.4.18 – Fadiga-fluência, t_e=10.000 s, material novo (N) e usado (U) 83
Fig. 4.19 – Fadiga-fluência, P22 novo, ΔK inicial de 21 MPa $\sqrt{m}$, vários t_e 83
Fig. 4.20 – Fadiga-fluência, P22 novo, ΔK inicial de 25 MPa $\sqrt{m}$, vários t_e 84
Fig. 4.21 – Fadiga-fluência, P22 novo, ΔK inicial de 29 MPa $\sqrt{m}$, vários t_e 84
Fig. 4.22 – Fadiga-fluência P22 usado, ΔK inicial de 21 MPa $\sqrt{m}$, vários t_e 85
Fig. 4.23 – Fadiga-fluência P22 usado, ΔK inicial de 25 MPa $\sqrt{m}$, vários t_e 85
Fig. 4.24 – Fadiga-fluência P22 usado, ΔK inicial de 29 MPa $\sqrt{m}$, vários t_e 86
Fig. 4.25 – Curva de calibração do crescimento de trinca 88
Fig. 4.26 – Resultados de fadiga: da/dN em função de ΔK 89
Fig. 4.27 – Resultados de fluência: da/dt em função de C* 89
Fig. 4.28 – Resultados de fadiga-fluência: $(da/dt)_m$ em função de $(C_t)_m$ 90
Fig. 4.29 – Metalografia dos materiais novo e usado, em microscopia ótica 91
Fig. 4.30 – Metalografia do P22 novo e usado, com diferentes reagentes 92
Fig. 4.31 – Metalografia (MEV) dos materiais novo e usado 92
Fig. 9.1 - Teste de fadiga (t_e=0), API P22 novo. $\Delta K_{inicial}$ = 21 MPa $\sqrt{m}$ 120
Fig. 9.2 - Teste de fadiga (t_e=0), API P22 usado. $\Delta K_{inicial}$ = 21 MPa $\sqrt{m}$ 120
Fig. 9.3 - Teste de fadiga (t_e=0), API P22 novo. $\Delta K_{inicial}$ = 25 MPa $\sqrt{m}$ 120
Fig. 9.4 - Teste de fadiga (t_e=0), API P22 usado. $\Delta K_{inicial}$ = 25 MPa $\sqrt{m}$ 120
Fig. 9.5 - Teste de fadiga (t_e=0), API P22 novo. $\Delta K_{inicial}$ = 29 MPa $\sqrt{m}$ 120
Fig. 9.6 - Teste de fadiga (t_e=0), API P22 usado. $\Delta K_{inicial}$ = 29 MPa $\sqrt{m}$ 120
Fig.9.7 - Teste de fluência (t_e=t_r), API P22 novo. $K_{inicial}$ = 23,3 MPa $\sqrt{m}$ 121
Fig.9.8 - Teste de fluência (t_e=t_r), API P22 usado. $K_{inicial}$ = 23,3 MPa $\sqrt{m}$ 121
Fig.9.9 - Teste de fluência (t_e=t_r), API P22 novo. $K_{inicial}$ = 27,8 MPa $\sqrt{m}$ 121
Fig.9.10 - Teste de fluência (t_e=t_r), API P22 usado. $K_{inicial}$ = 27,8 MPa $\sqrt{m}$ 121
Fig.9.11 - Teste de fluência (t_e=t_r), API P22 novo. $K_{inicial}$ = 32,2 MPa $\sqrt{m}$ 121
Fig.9.12 – Teste de fluência (t_e=t_r), P22 usado, $K_{inicial}$ = 32,2 MPa $\sqrt{m}$ 121
Fig.9.13 – Fadiga-fluência (t_e=10s), P22 novo, $\Delta K_{inicial}$ = 21 MPa $\sqrt{m}$ 122
Fig.9.14 – Fadiga-fluência (t_e=10s), P22 usado, $\Delta K_{inicial}$ = 21 MPa $\sqrt{m}$ 122
Fig.9.15 – Fadiga-fluência (t_e=10s), P22 novo, $\Delta K_{inicial}$ = 25 MPa $\sqrt{m}$ 122
Fig.9.16 – Fadiga-fluência (t_e=10s), P22 usado, $\Delta K_{inicial}$ = 25 MPa $\sqrt{m}$ 122
Fig.9.17 – Fadiga-fluência (t_e=10s), P22 novo, $\Delta K_{inicial}$ = 29 MPa $\sqrt{m}$ 122
Fig.9.18 – Fadiga-fluência (t_e=10s), P22 usado, $\Delta K_{inicial}$ = 29 MPa $\sqrt{m}$ 122
Fig.9.19 – Fadiga-fluência (t_e=100s), P22 novo, $\Delta K_{inicial}$ = 21 MPa $\sqrt{m}$ 123
Fig.9.20 – Fadiga-fluência (t_e=100s), P22 usado, $\Delta K_{inicial}$ = 21 MPa $\sqrt{m}$ 123
Fig.9.21 – Fadiga-fluência (t_e=100s), P22 novo $\Delta K_{inicial}$ = 25 MPa $\sqrt{m}$ 123
Fig.9.22 – Fadiga-fluência (t_e=100s), P22 usado, $\Delta K_{inicial}$ = 25 MPa $\sqrt{m}$ 123

Fig.9.23 – Fadiga-fluência (t_e=100s), P22 novo, $\Delta K_{inicial}$ = 29 MPa $\sqrt{m}$ 123
Fig.9.24 – Fadiga-fluência (t_e=100s), P22 usado, $\Delta K_{inicial}$ = 29 MPa $\sqrt{m}$ 123
Fig.9.25 – Fadiga-fluência (t_e=1000s), P22 novo, $\Delta K_{inicial}$ = 21 MPa $\sqrt{m}$ 124
Fig.9.26 – Fadiga-fluência (t_e=1000s), P22 usado, $\Delta K_{inicial}$ = 21 MPa $\sqrt{m}$ 124
Fig.9.27 – Fadiga-fluência (t_e=1000s), P22 novo, $\Delta K_{inicial}$ = 25 MPa $\sqrt{m}$ 124
Fig.9.28 – Fadiga-fluência (t_e=1000s), P22 usado, $\Delta K_{inicial}$ = 25 MPa $\sqrt{m}$ 124
Fig.9.29 – Fadiga-fluência (t_e=1000s), P22 novo, $\Delta K_{inicial}$ = 29 MPa $\sqrt{m}$ 124
Fig.9.30 – Fadiga-fluência (t_e=1000s), P22 usado, $\Delta K_{inicial}$ = 29 MPa $\sqrt{m}$ 124
Fig.9.31 – Fadiga-fluência (t_e=10.000s), P22 novo, $\Delta K_{inicial}$ = 21 MPa $\sqrt{m}$ 125
Fig.9.32 – Fadiga-fluência (t_e=10.000s), P22 usado, $\Delta K_{inicial}$ = 21 MPa $\sqrt{m}$ 125
Fig.9.33 – Fadiga-fluência (t_e=10.000s), P22 novo, $\Delta K_{inicial}$ = 25 MPa $\sqrt{m}$ 125
Fig.9.34 – Fadiga-fluência (t_e=10.000s), P22 usado, $\Delta K_{inicial}$ = 25 MPa $\sqrt{m}$ 125
Fig.9.35 – Fadiga-fluência (t_e=10.000s), P22 novo, $\Delta K_{inicial}$ = 29 MPa $\sqrt{m}$ 125
Fig.9.36 – Fadiga-fluência (t_e=10.000s), P22 usado, $\Delta K_{inicial}$ = 29 MPa $\sqrt{m}$ 125
Fig. 10.1 - Fadiga (t_e=0), P22 novo e usado, para $\Delta K_{inicial}$ = 21 MPa $\sqrt{m}$ 126
Fig. 10.2 - Fadiga (t_e=0), P22 novo e usado, para $\Delta K_{inicial}$ = 25 MPa $\sqrt{m}$ 126
Fig. 10.3 - Fadiga (t_e=0), P22 novo e usado, para $\Delta K_{inicial}$ = 29 MPa $\sqrt{m}$ 127
Fig. 10.4 - Fluência (t_e=t_r), P22 novo e usado, para $K_{inicial}$ = 23,3 MPa $\sqrt{m}$ 127
Fig. 10.5 - Fluência (t_e=t_r), P22 novo e usado, para $K_{inicial}$ = 27,8 MPa $\sqrt{m}$ 128
Fig. 10.6 - Fluência (t_e=t_r), P22 novo e usado, para $K_{inicial}$ = 32,2 MPa $\sqrt{m}$ 128
Fig. 10.7 –Fad-flu (t_e=10 s), P22 novo e usado, $\Delta K_{inicial}$ = 21 MPa $\sqrt{m}$ 129
Fig. 10.8 – Fad-flu (t_e=10 s), P22 novo e usado, $\Delta K_{inicial}$ = 25 MPa $\sqrt{m}$ 129
Fig. 10.9 – Fad-flu (t_e=10 s), P22 novo e usado, $\Delta K_{inicial}$ = 29 MPa $\sqrt{m}$ 130
Fig. 10.10 – Fad-flu (t_e=100 s), P22 novo e usado, $\Delta K_{inicial}$ = 21 MPa $\sqrt{m}$ 130
Fig. 10.11 – Fad-flu (t_e=100 s), P22 novo e usado, $\Delta K_{inicial}$ = 25 MPa $\sqrt{m}$ 131
Fig. 10.12 – Fad-flu (t_e=100 s), P22 novo e usado, $\Delta K_{inicial}$ = 29 MPa $\sqrt{m}$ 131
Fig. 10.13 – Fad-flu (t_e=1000 s), P22 novo e usado, $\Delta K_{inicial}$ = 21 MPa $\sqrt{m}$ 132
Fig. 10.14 – Fad-flu (t_e=1000 s), P22 novo e usado, $\Delta K_{inicial}$ = 25 MPa $\sqrt{m}$ 132
Fig. 10.15 – Fad-flu (t_e=1000 s), P22 novo e usado, $\Delta K_{inicial}$ = 29 MPa $\sqrt{m}$ 133
Fig. 10.16 – Fad-flu (t_e=10.000 s), P22 novo e usado, $\Delta K_{inicial}$ = 21 MPa $\sqrt{m}$ 133
Fig. 10.17 – Fad-flu (t_e=10.000 s), P22 novo e usado, $\Delta K_{inicial}$ = 25 MPa $\sqrt{m}$ 134
Fig. 10.18 – Fad-flu (t_e=10.000 s), P22 novo e usado, $\Delta K_{inicial}$ = 29 MPa $\sqrt{m}$ 134

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 – Fases encontradas em aços ferríticos ao molibdênio 21
Tabela 2.2 - Fatores de forma F'/F e η (a/w, n) em função de a/W 42
Tabela 2.3 – Parâmetros da Mecânica da Fratura para diferentes materiais 49
Tabela 3.1 – Composição química do aço API P22 estudado 61
Tabela 4.1 – Resultados dos tempos de duração dos testes 87
Tabela 4.2 – Dados numéricos para calibração do crescimento de trinca 88
Tabela 4.3 – Comparação das velocidades de trinca entre fadiga e fluência 90

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

K - Fator de Intensidade de tensões na ponta da trinca.

J – Parâmetro de fratura do regime elasto-plástico

C* - Parâmetro referente ao regime estacionário de fluência.

Ct - Parâmetro referente ao regime transiente de fluência

$(Ct)_m$ – Parâmetro transiente médio do regime de fluência

Y – Fator de forma referente a "K".

U – Energia potencial e designação de material usado.

N – Designação de material novo e número de ciclos de fadiga.

r_p – Raio ou da tamanho da zona plástica.

a - Comprimento da trinca.

a_i - Comprimento de trinca inicial.

a_f - Comprimento de trinca final.

Δa - Variação do comprimento da trinca.

B - Espessura.

P - Carga aplicada.

f – Freqüência de carregamento

R – Razão de carregamento em fadiga e constante universal dos gases.

W - Distância do centro dos furos até o final do corpo de prova.

d - Tamanho de grão.

D - Coeficiente de difusão.

σ - Tensão normal.

ε' - Taxa de fluência

E - Módulo de elasticidade.

Q - Energia de ativação para a difusão ou fluência

T - Temperatura absoluta.

T_f - Temperatura absoluta de fusão.

W^* - Densidade da taxa de energia de deformação.

$\varepsilon'ij$ – Taxa de deformação da lei de fluência para o estado estacionário.

A - Constante do material na Lei de Fluência

n - Expoente de fluência, constante do material.

V' - Taxa de deslocamento da linha de carga.

η - Fator geométrico.

m - Constante exponencial da Lei de Paris.

C – Constante de multiplicação da Lei de Paris

F - Fator de calibração (K/P).

F' - Derivada de F em relação a (a/w).

ν - Coeficiente de Poisson.

t - Tempo.

t_t - Tempo de transição do regime elástico ao elastoplástico.

t_e - Tempo final do segundo estágio de fluência.

t_r - Tempo de ruptura.

$f(a/w)$ - Fator de forma.

$q(a/w)$ - Função relaciona a/w com o deslocamento de carga.

$q'(a/w)$ - Função de a/w com o deslocamento da linha de carga

MEV - Microscópio eletrônico de varredura.

$K_{inicial}$ - Fator de intensidade de tensões inicialmente aplicado.

V - Deslocamento da linha de carga.

$\dot{V}_s$ = taxa de deslocamento da linha de carga no regime estacionário

ΔV - Variação do deslocamento da linha de carga.

MFDT – Mecânica da Fratura dependente do tempo

RESUMO

Neste trabalho, aplicando-se metodologia da mecânica da fratura dependente do tempo, analisa-se o comportamento de corpos de prova pré-trincados do aço API P22 de tubulação petroquímica, na forma usada (120.000 horas de trabalho a 538°C e a 115 Kgf/cm^2 de pressão de vapor), e nova (sem uso), em testes de fadiga, fadiga-fluência em ondas trapezoidais de carregamento, e fluência com carga constante, aplicada por meio de pesos mortos, todos realizados a 538°C.

Nas diversas condições de ensaio planejadas, pôde-se comparar o desempenho do material novo com o usado. Concluiu-se que o material usado tem melhor desempenho nas condições de fadiga testadas. Nas condições de fluência o material novo mostrou-se com melhor desempenho. E nas condições de fadiga-fluência, dependendo do tempo de espera (ou de aplicação do carregamento) observou-se a existência de um tempo de transição além do qual as condições de fadiga-fluência aumentam o tempo de ruptura, tornando a fluência simples mais prejudicial.

Conclui-se então que numa situação de análise de integridade estrutural, das três situações de carregamento analisadas (fadiga, fadiga-fluência e fluência), fadiga pura é mais danosa, sendo o fator limitante de vida (em tempos de espera curtos ou altas frequências). E, dependendo do tempo de espera, ou de aplicação de carga, a interação entre a fadiga e a fluência pode ser o fator limitante, sendo mais perigosa que a fluência simples.

ABSTRACT

In this work the time dependent fracture mechanics methodology is applied to the analysis of the behavior of pre-cracked specimens of API P22 steel pipe used in a petrochemical industry. Samples of new material and specimens extracted from a pipe in service for 120000 hours at a pressure of 115 Kgf/cm^2 of steam at 538°C, were tested. Fatigue tests, fatigue-creep interaction tests with trapezoidal loading, and creep tests at constant load were performed at 538°C.

The results showed that for all the conditions of the fatigue test, the used material had the best performance. However, the creep resistance of the new material was superior. In the fatigue-creep tests it was observed the existence of a hold time transition above which the time for rupture grows rapidly a simple creep for the same load is more critical.

Overall we conclude that for the structural integrity analysis, for short hold times, fatigue is the most important factor and should be considered for the lifetime evaluation. When comparing creep with fatigue-creep behavior a threshold was observed, for long hold times simple creep was dominant, while the interaction fatigue-creep was more important for shorter periods.

1 – INTRODUÇÃO

Sempre que se fala em propriedades mecânicas, vem logo em mente o teste universal de tração, mais usado em projeto, e os conceitos de "propriedades constantes" do material como o módulo de elasticidade, limite de escoamento, tensão de ruptura, alongamento ou dutilidade, etc...

Estas noções têm origem na análise estrutural clássica, quase sempre fundamentada na teoria da elasticidade, e desenvolvida essencialmente para condições de linearidade, onde os fatores tempo, temperatura e, principalmente, a presença de "defeitos" não são considerados.

Como os ensaios de tração são geralmente feitos à temperatura ambiente e em tempos curtos, pode haver considerável diferença entre propriedades avaliadas num corpo de prova ensaiado e as encontradas no mesmo material em serviço.

É possível haver escoamento com tensão de serviço abaixo do limite de escoamento obtido no teste convencional de tração, mesmo quando feito nas mesmas condições de serviço. Tudo é uma questão do efeito combinado de tensão, tempo e temperatura.

Dependendo da interação destas três variáveis com os defeitos pré-existentes é possível haver falha por:

a) Clivagem (fratura frágil estática)
b) Escoamento (fratura dútil estática)
c) Fluência (fratura dútil dependente do tempo)
d) Fadiga (dependência do número de ciclos de tensão)
e) Fadiga-fluência (dependência mista do número de ciclos de tensão, do tempo e da temperatura)

Uma das maiores dificuldades do projeto, manutenção e operação de componentes para alta temperatura é prever qual o modo de falha que estará presente em serviço e avaliar as propriedades dos materiais (em testes de mecânica da fratura) e aplicar um critério de comparação que leve em conta a configuração geométrica estrutural e o efeito da tensão, tempo e temperatura de serviço, através de parâmetros confiáveis para avaliar a integridade estrutural. Esta integridade estrutural se manifesta por:

a) Tamanho crítico de defeitos (que pode ter seu tamanho limitado pela incerteza do método de inspeção).

b) Parâmetros críticos do material (K_{IC}, J_{IC}, C*, CTOD, etc...), que podem indicar também degradação microestrutural do material em serviço e ou fabricação.

c) Vida remanescente (tempo que um defeito presente numa dada configuração geométrica estrutural leva para atingir um tamanho crítico nas condições de serviço).

A integridade estrutural (em alta temperatura), de componentes como caldeiras, turbinas, geradores de vapor, tubulações de alta pressão, trocadores de calor, válvulas, compressores, etc..., interessa entre outros, aos seguintes ramos do setor produtivo:

a) Aeronáutico
b) Termoelétricas
c) Nuclear
d) Naval
e) Armamento
f) Espacial
g) Indústria alimentícia
h) Petroquímica

O trabalho desenvolvido é fruto da interação e parceria imediata com o setor petroquímico, refinarias da Petrobrás/CENPES e o Pólo Petroquímico, através da COPESUL, por uma questão circunstancial. Mas seus métodos objetivos e talvez resultados possam ser estendidos para outros setores, ressalvadas as devidas particularidades.

A maioria das refinarias e pólos petroquímicos do país estão chegando ao limite de vida e de uso dos equipamentos instalados, e com perspectiva de ampliação de instalações e consequente aumento de produção para atender o mercado internacional. Assim sendo, os resultados esperados serão importantes para:

a) Impedir poluição, decorrente de vazamentos acidentais, podendo haver contaminação do solo, água de rios e fontes e atmosfera. É sempre bom lembrar

que a maioria das instalações petroquímicas estão localizadas próximas a grandes centros urbanos.

b) Evitar perdas humanas eventualmente registráveis em acidentes, resultando em invalidez temporária ou permanente e óbitos.

c) Evitar lucro cessante ocasionado por acidentes catastróficos que produzam longos tempos de inoperância das plantas.

Muito pouco se conhece sobre as propriedades mecânicas dependentes do tempo dos aços estruturais empregados em alta temperatura. Principalmente aquelas envolvendo fluência, fadiga e a interação fadiga-fluência na presença de defeitos.

O presente trabalho pretende contribuir para melhorar o conhecimento da influência das alterações microestruturais em tempos longos (até 120.000 horas em serviço), nos mecanismos de fratura em alta temperatura (538°C) e na resistência à propagação de trinca do aço API P22 empregado na indústria petroquímica.

Tradicionalmente os estudos de fluência levam em consideração a nucleação e o crescimento massivo de danos que, ao longo do tempo, levam o material ao colapso. A existência de defeitos de fabricação e/ou operação não é contemplada nesta metodologia que, a partir de considerações da Mecânica da Fratura, sofreu uma implementação que busca equacionar melhor o problema. Esta nova abordagem emprega os conceitos classicamente estudados em fluência para, a partir deles, introduzir a real parcela de periculosidade de um defeito presente em um componente operando à elevadas temperaturas.

Um dos fatores que tem sido reportado como de grande importância na evolução da fluência convencional é a presença de precipitados finamente dispersos no material. No caso de aços ferríticos ao molibdênio (amplamente utilizados na prática), estes precipitados são compostos de carbetos à base de Cr e Mo que, por questões termodinâmicas, vão sofrendo transformações ao longo do tempo. Estas transformações levam a microestruturas que apresentam diferentes capacidades de maximizar o desempenho do material em fluência e, por este motivo, deve-se

conhecer os carbetos que efetivamente contribuem para um bom desempenho e quais as condições necessárias para a sua existência.

Um outro ponto que não tem merecido a devida atenção é a ocorrência de carregamentos alternados nos componentes analisados. Esta situação apresenta uma real necessidade de ser explorada, haja vista sua existência numa considerável parcela dos componentes que operem em temperaturas elevadas. Neste caso, um novo fenômeno, diferente da fluência e diferente da fadiga passa a existir, a fadiga-fluência. A Mecânica da Fratura adaptada ao caso de temperaturas elevadas foi concebida a partir da integral J em condições de extensiva deformação plástica à ponta de uma trinca. Desta idéia surgiram conceitos como C^* e C_t. Além destes, foi proposto um outro chamado $(C_t)_m$ levando em consideração a flutuação de carga, fluência-fadiga.

C* é a energia gasta por unidade de área de trinca aberta, e por unidade de tempo (J/m^2h) no regime estacionário (segundo estágio) de fluência. C_t é também energia gasta por unidade de área de trinca aberta por unidade de tempo (J/m^2h) considerando o regime transiente de fluência (variação no tempo). $(C_t)_m$ é uma extensão do conceito de C_t, aplicado numa seqüência de ciclos de interação fadiga-fluência.

Este trabalho avalia o desempenho de um aço API P22 (2¼ Cr 1 Mo) sob duas condições distintas: uma com material utilizado em planta petroquímica durante 120.000 horas em tubulação de vapor sob pressão de 115 kgf/cm^2 a temperatura de 538°C e a outra sem ter sido posta em operação. Através de ensaios de fadiga, fadiga-fluência (com ondas trapezoidais) e fluência, buscou-se uma metodologia para avaliar a taxa de crescimento de trinca.

Para a previsão de vida remanescente em função do crescimento de trinca foram desenvolvidos conceitos e uma metodologia de Mecânica da Fratura Dependente do Tempo para componentes que operem em temperaturas elevadas. Esta mesma metodologia foi aplicada por Saxena e Liaw [1,2] para previsão de vida remanescente e para o desenvolvimento de critérios de inspeção de tubulações de vapor em temperaturas elevadas.

Em função da combinação de pressão interna e exposição a temperaturas elevadas, as tubulações de vapor estão sujeitas a danos provocados por fadiga, fadiga-fluência e fluência. Potencialmente as falhas em tubos de vapor podem resultar de crescimento de trincas em temperaturas elevadas a partir de defeitos de fabricação. Em particular os cordões de solda de tubos de vapor estão propensos a falhas por trincamento ao longo da linha de fusão (local com maior probabilidade de conter trincas).

Desta forma as taxas de propagação de trinca na fadiga, fadiga-fluência e fluência são importantes dados de entrada nos modelos para a previsão de vida remanescente de tubulações de vapor em temperaturas elevadas [3].

O aço API P22 estudado é empregado na indústria petroquímica, geralmente em superaquecedores e coletores de vapor de caldeiras flamotubulares, casco de reatores de hidrocraqueamento e tubos de condução de vapor de alta pressão.

É objetivo deste trabalho, comparar o desempenho do aço API P22 usado com o do API P22 novo, em testes de fadiga-fluência , em mesma temperatura (538°C), para valores iniciais de variação do fator de intensidade de tensões ΔK=21 MPa$\sqrt{m}$; ΔK=25 MPa$\sqrt{m}$ e ΔK=29 MPa$\sqrt{m}$ e com carregamento em forma de onda trapezoidal com tempos de espera variando de zero (fadiga); 10, 100, 1000 e 10.000 segundos (fadiga-fluência) e ∞ no caso da fluência (carga constante no tempo). Como foi adotada a razão de carregamento em fadiga R= (K_{min}/ K_{max}) = 0,1, em testes de fluência adotou-se K=K_{max} = $\Delta K/(1-R)$.

Para tanto foi empregada uma máquina convencional de fluência, adaptada com um sistema pneumático para possibilitar flutuação de carga nessa máquina e, para a parte de fadiga e fadiga com pequenos tempos de espera, empregada uma máquina servo-hidráulica. Os resultados mostram que não existe superposição de efeitos entre fadiga e fluência, e revelam a influência do tempo de espera (de atuação da carga, na onda trapezoidal), nos processos de fadiga-fluência.

2 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 – CONCEITOS BÁSICOS DE FLUÊNCIA

Um dos fatores mais críticos na determinação da integridade de componentes em temperatura elevada é o seu comportamento em fluência. Devido à ativação térmica os materiais podem deformar lenta e continuamente sob carga constante e podem, eventualmente, falhar. A dependência do tempo na deformação termicamente auxiliada de componentes sob carga (tensão) é conhecida como fluência. Como uma conseqüência de tal deformação, temos mudanças dimensionais inaceitáveis e distorções, podendo levar a ocorrência da ruptura final do componente. Processos de fluência localizada na ponta de um defeito pré-existente ou concentração de tensões podem também levar ao crescimento de trinca localizado e eventual falha [9].

A fluência é um fenômeno no qual um material, sob ação de uma determinada tensão (inferior ao seu limite de escoamento), se deforma plasticamente ao longo do tempo. Este processo é termicamente ativado, e a rigor, acontece a qualquer temperatura acima do zero absoluto [71]. Entretanto, na prática, esta temperatura deve ser superior a 40% da temperatura absoluta de fusão do material [72], uma vez que abaixo desta a fluência não produz resultados significativos em tempos considerados para estruturas de engenharia.

2.1.1 - CURVA TÍPICA DE FLUÊNCIA

As propriedades de fluência geralmente são determinadas por meio de um teste em que uma carga ou tensão uniaxial constante é aplicada no corpo de prova e os valores de deformação são traçados em função do tempo. Formas típicas de curvas de fluência são mostradas na Fig. 2.1 (a) e Fig 2.1 (b). Após a deformação instantânea, ε_0 , ocorre uma desaceleração da taxa de deformação conhecida como Primeiro Estágio de Fluência ocorrendo, após, um estado de taxa mínima de fluência, $\dot{\varepsilon}$, conhecida como Segundo Estágio de Fluência, que é, finalmente, seguida por um estágio de aceleração conhecido como Terceiro Estágio de Fluência,

que finaliza em fratura para um tempo de ruptura, t_r. A deformação para a ruptura, ε_r, representa a ruptura dútil [9].

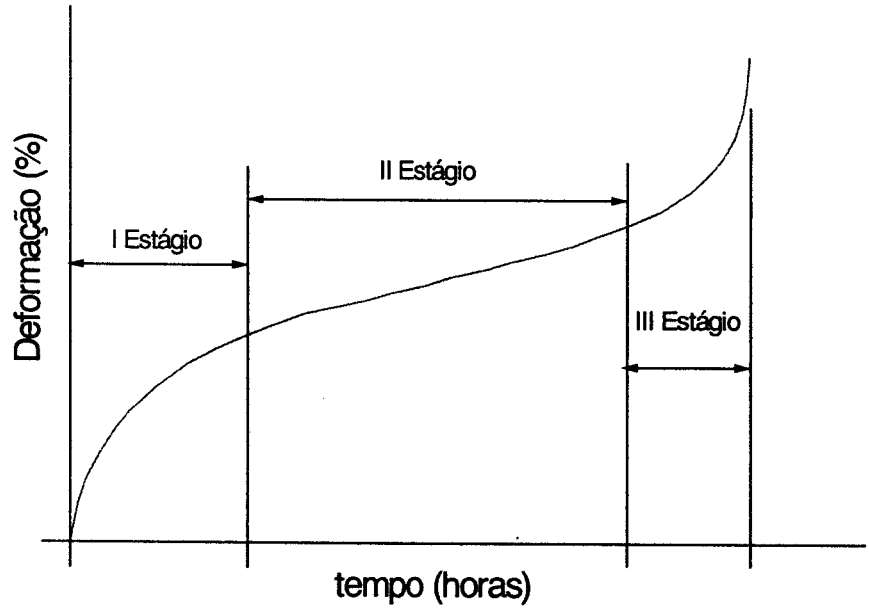


Fig. 2.1 (a) Forma típica da curva de fluência sob carga constante.

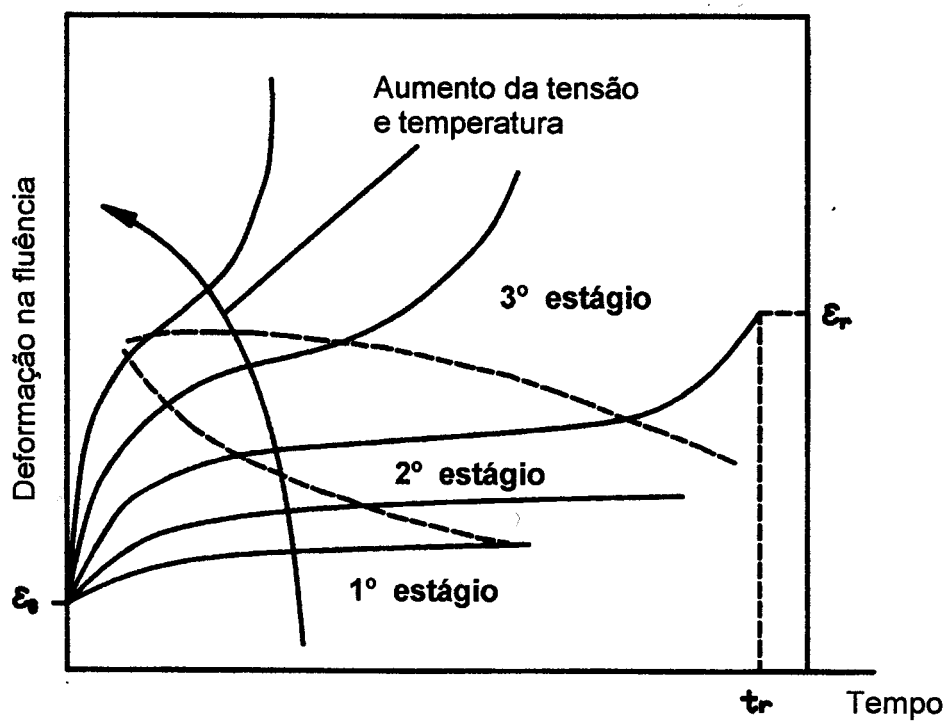


Fig. 2.1 (b) – Efeito dos fatores tempo, temperatura e tensão nas curvas de fluência [9].

A forma da curva de fluência é determinada pela competição de vários fenômenos, incluindo:

1) encruamento por deformação;

2) processos de amolecimento tais como: recuperação, recristalização, amolecimento por deformação e precipitados formados por superenvelhecimento;

3) processos de danos tais como: formação de cavidades, trincamento e tipos de entalhe.

Destes fatores o encruamento por deformação tende a diminuir a taxa de fluência, enquanto os outros fatores tendem a aumentá-la. O balanço entre estes fatores determina a forma da curva de fluência. Durante o 1° estágio de fluência a diminuição da inclinação da curva de fluência é atribuído ao encruamento por deformação. O 2° estágio de fluência é explicado em termos de um balanço entre encruamento por deformação, amolecimento e processos de danos, resultando uma taxa de fluência quase constante. O 3° estágio marca o início do processo de danos internos ou externos, que resulta em uma diminuição na resistência em função da carga ou um significativo aumento de tensão efetiva na seção do corpo de prova.

Nos testes de fluência em baixas temperaturas, no qual a recuperação e os processos de amolecimento não são operantes, o balanço entre o encruamento por deformação e os processos de danos determinam a forma da curva de fluência. Sob condições de carga constante, estariam presentes o primeiro estágio em função do encruamento por deformação, o segundo estágio, em que o endurecimento por deformação é balanceado por alta taxa de fluência devido ao aumento da tensão na seção do corpo de prova, e um terceiro estágio acelerado. Sob condições de tensão constante, contudo, o segundo estágio de fluência jamais seria alcançado. O primeiro estágio seria o último, terminando em eventual fratura transgranular [9].

Em testes de fluência em que um ou mais dos processos de recuperação e amolecimento tornam-se importantes, todas as três reações descritas acima determinam conjuntamente a forma da curva. Devem ser considerados, ainda, o escorregamento nos contornos de grãos e a fratura intergranular, que podem também contribuir, acelerando a taxa de fluência e levando ao terceiro estágio.

As variações nas formas das curvas de fluência também são provocadas por mudanças nas temperaturas e tensões do teste, como ilustrado na Fig. 2.1. Elevadas temperaturas e tensões reduzem o tempo ou tamanho do primeiro estágio e, praticamente, eliminam o segundo estágio, pois a taxa de fluência acelera quase no início. Com a diminuição da temperatura e tensão, os dois primeiros estágios tornam-se claramente definidos e, normalmente, aumentam de tamanho atingindo o terceiro estágio. A elongação total para ruptura é menor com a diminuição da tensão e temperatura.

Em princípio um teste de tensão constante seria muito mais significativo que um teste de carga constante. A limitação maior de um teste de tensão constante, contudo, é que em tais testes existe dificuldade para redução da carga para compensar o aumento da deformação. Além do mais, a redução da carga, para tornar a tensão constante quando surge um entalhe, torna menor a tensão para outros pontos ao longo do comprimento médio do corpo de prova. Sob estas condições, a tensão medida no comprimento médio do corpo de prova não é muito representativa como causadora da deformação, pois o entalhe pode atuar como um concentrador de tensões. A deformação no entalhe não é também simplesmente relacionada com a tensão aplicada. O teste de tensão constante, portanto, pode ser mais significativo quando a elongação do corpo de prova ocorre uniformemente. Testes de tensão constante são mais difíceis de conduzir e, consequentemente, a base de dados de informações sobre estes testes disponíveis para os engenheiros é menor do que os dados de teste de carga constante. Consequentemente, para quase todas as aplicações de engenharia, dados de teste de fluência com carga constante são considerados adequados em função da conveniência do mesmo[9].

2.1.2 - DEPENDÊNCIA DA TEMPERATURA, TENSÃO E TEMPO

De todos os parâmetros pertinentes às curvas de fluência, os mais importantes para aplicações de engenharia são a taxa de deformação ($\dot{\varepsilon}$) e o tempo para ruptura (t_r). Especificamente, a dependência da temperatura, da tensão aplicada e

do tempo são do maior interesse para o projetista. Esta dependência varia com o mecanismo de fluência aplicado. Uma variedade de mecanismos e equações tem sido propostos na literatura [9]. Felizmente todos estes mecanismos podem ser colocados dentro de duas categorias básicas:

a) fluência por difusão, e

b) fluência por deslizamento.

Na fluência por difusão, difusão simples de átomos ou íons por transporte de massa, conhecido como mecanismo de fluência de "Nabarro-Herring" ou difusão por transporte no contorno de grão, conhecido como mecanismo de fluência de "Coble", levam para um tipo de fluxo de viscosidade Newtoniana. O fluxo de átomos é imaginado como ocorrendo dos locais com regiões de tensão compressiva para locais de regiões com tensão de tração, balanceado por um contrafluxo de vacâncias na direção oposta. Nenhum movimento de deslizamento é imaginado. Nesta forma de fluência as taxas de fluência no estado estacionário são admitidas como variando linearmente com a tensão, isto é, $\dot{\varepsilon} \propto \sigma$. Para baixas tensões, a fluência por difusão ocorre somente para temperaturas muito altas, próximas do ponto de fusão do material, portanto geralmente não são significativas para a engenharia.

Já o mecanismo de fluência por deslizamento ocorre para tensões intermediárias e altas, e para temperaturas acima de 0,4 do ponto de fusão. Este é o mecanismo que tem significado para a maior parte dos materiais de engenharia. O processo de deformação é controlado por movimentos não conservativos de deslizamentos, implicando na difusão de vacâncias ou escorregamentos transversais. A difusão de vacâncias pode ocorrer por difusão tubular e difusão no contorno de grão para baixas temperaturas e por difusão de massa para temperaturas elevadas. Vários modelos baseados nestas variações têm sido propostos. Em geral as taxas de fluência não variam linearmente com a tensão, mas sim como uma função potencial ou exponencial de tensão, em contraste com a dependência linear da tensão na fluência por difusão.

Do ponto de vista de aplicação prática, a fluência em altas temperaturas é a mais comum e, por isso, a que tem sido mais estudada.

Para tensões e temperaturas de interesse para engenharia, o seguinte comportamento proposto por Norton [9], conhecida como Lei de Norton [11], é geralmente aplicável:

$$\dot{\varepsilon} = A \cdot \sigma^{n} \qquad \text{(Eq. 2.1)}$$

onde "*A*" e "*n* " são constantes dos materiais.

Em função do fato da fluência ser um processo termicamente ativado, a sensibilidade com a temperatura deveria ser esperada como obedecendo a uma expressão do tipo Arrhenius, com uma energia de ativação característica "*Q*", para o mecanismo de controle da taxa. A equação 2.1 pode, portanto, ser reescrita como

$$\dot{\varepsilon} = A_0 \cdot \sigma^{n} \exp(-Q / R.T) \qquad \text{(Eq. 2.2)}$$

onde "A_0" e "*n*" são constantes e "*R*" é a constante universal dos gases [9,11].

Ainda que a Eq. 2.2 apresente valores constantes para "*n*" e "*Q*", resultados experimentais em aços mostram que ambos os valores são variáveis em função da temperatura e tensão. Um exemplo desta mudança no valor de "*n*" é mostrado na Fig. 2.2 para um aço 1,25 Cr - 0,5 Mo normalizado e revenido [9]. Uma quebra na curva é evidente, com *n*=4 para baixas tensões e *n*=10 para altas tensões. A quebra da curva ocorre para tensões para a qual o modo de fratura muda de intergranular (I) para transgranular (T) para altas tensões. Outras variações da equação 2.1 são mostradas por Garofalo [12].

O comportamento de t_r em relação a σ e a T é similar à de $\dot{\varepsilon}$, com diferenças nos sinais que são opostos para o expoente de tensão e a energia de ativação, e que as constantes A_0 e A na Eq. 2.1 e Eq. 2.2 tem uma pequena alteração de valores[9].

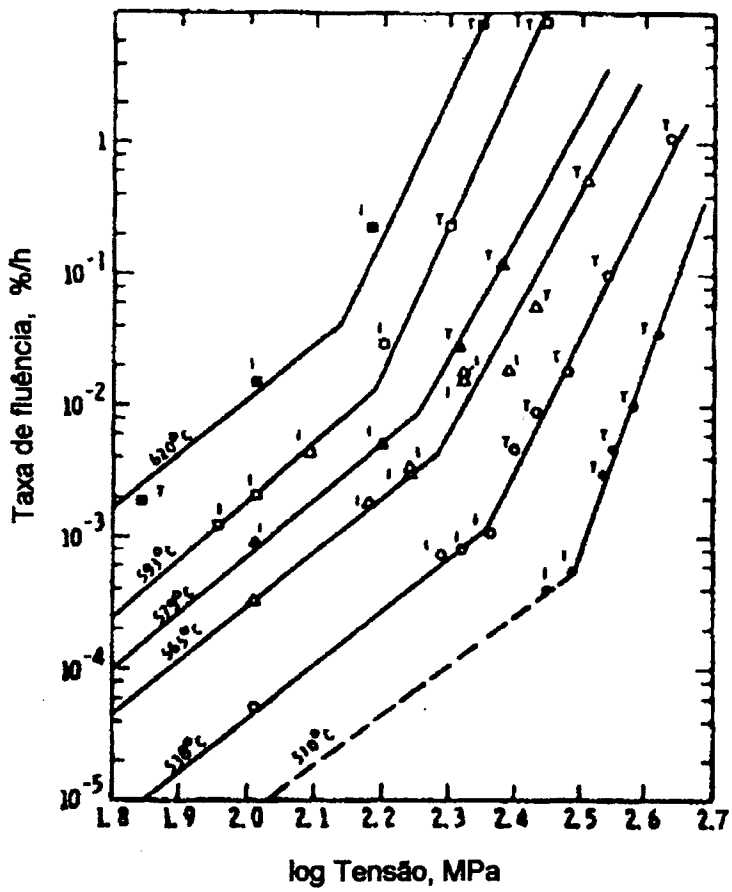


Fig. 2.2- Variação da taxa mínima de fluência com a tensão aço 1,25Cr-0,5Mo [9].
T e I denotam falhas transgranular e intergranular, respectivamente.

Uma tentativa de explicar quais os mecanismos governam o fenômeno de fluência tem sido feita a partir da análise dos aspectos da superfície de fratura dos materiais após a ruptura por fluência. Crossman e Ashby [83], Ashby citado por Viswanathan[9] mostraram através de gráficos tensão aplicada *versus* temperatura/tempo que, dependendo da região analisada, a fratura resultante é governada por um tipo específico de mecanismo. A Figura 2.3 apresenta um destes gráficos para um aço 2 ¼ Cr 1Mo, denominados mapas de mecanismo de fratura.

A conjugação temperatura-tensão-tempo [111] justifica a existência de uma grande complexidade nos fenômenos envolvidos.

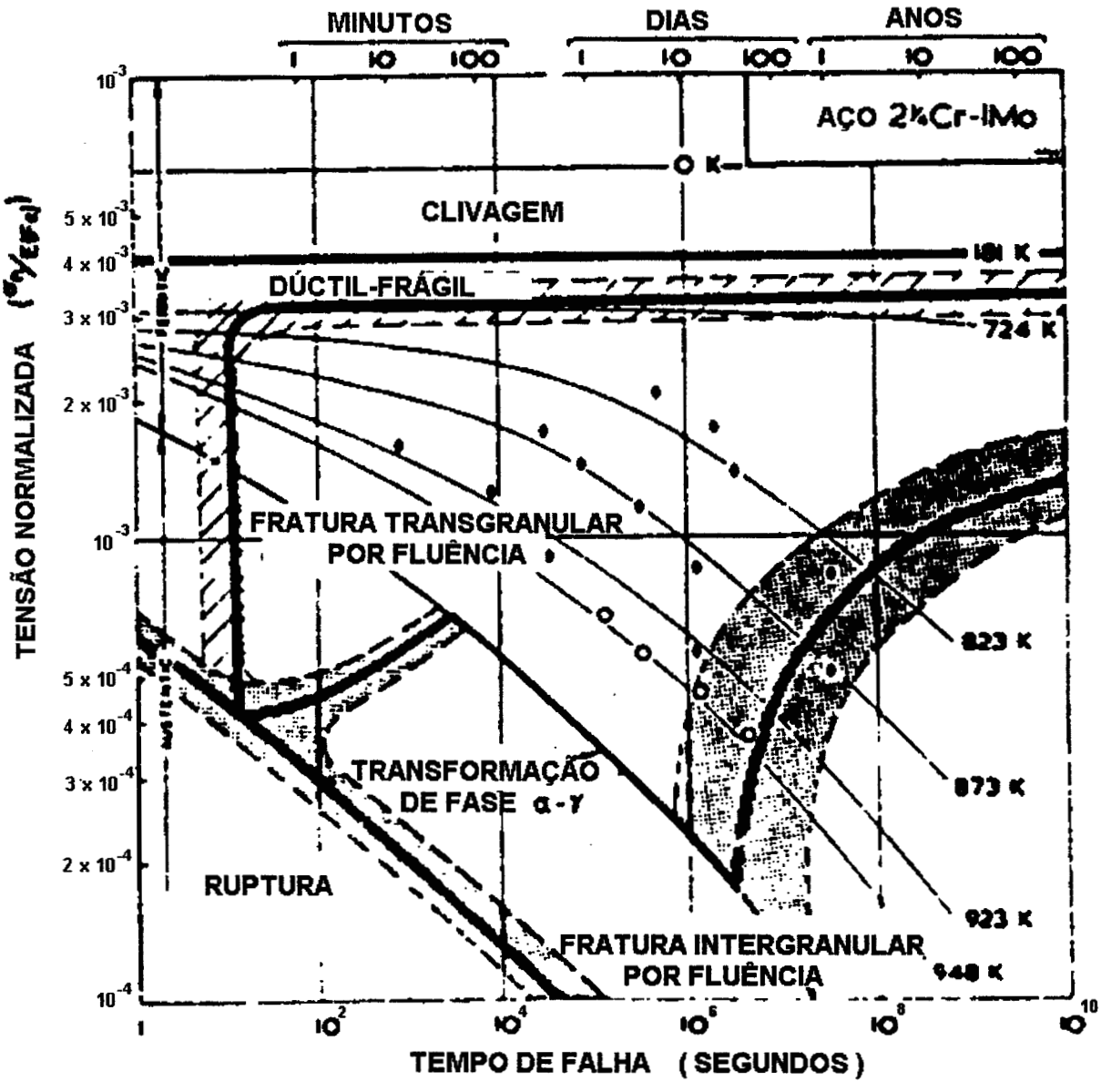


Figura 2.3 – Mapas de mecanismo de fratura para um aço 2 ¼ Cr 1 Mo; tensão normalizada x tempo para falha [9]

2.1.3 - TÉCNICAS DE EXTRAPOLAÇÃO PARAMÉTRICA

Como muitos componentes de instalações industriais são projetados para operar por tempos que ultrapassam 100 000 h (aproximadamente 11,5 anos), a extrapolação de dados de laboratórios sobre fluência e ruptura para as condições reais de serviço são inevitáveis. A dificuldade é encontrada quando se deve estimar a vida em fluência para esses componentes em serviço, baseados em testes de

laboratório, utilizando um tempo muito pequeno, normalmente menor que 1000 h. A necessidade de técnicas de extrapolação que permitam estimar a taxa de fluência e resistência à ruptura de materiais para um tempo longo, baseados em testes de curta duração, é uma necessidade real e muito importante no projeto, no controle de qualidade e na avaliação de plantas [9].

A vida residual de um equipamento, que opera sob regime de fluência, pode ser calculada por uma série de métodos existentes na literatura específica. Estes métodos podem ser agrupados em:

a) Ensaios acelerados;

b) Métodos metalográficos;

c) Métodos numéricos baseados na história termomecânica do equipamento;

d) Métodos que se apoiam na evolução de alguma propriedade física do material indiretamente associada ao dano acumulado por fluência;

e) Métodos baseados em variações dimensionais de equipamentos.

A escolha do procedimento mais adequado deve considerar o histórico do equipamento, as características específicas do material e a natureza dos prováveis mecanismos de deformação e fratura atuantes. Alguns métodos de fácil aplicação são muito empregados mas, por vezes, levam a resultados extremamente conservadores, como os gabaritos de deformação de tubos em serpentinas de superaquecedores de caldeiras.

Os ensaios acelerados são muito empregados na indústria. Para se obter tempos relativamente curtos de ruptura, em geral realizam-se testes em temperaturas mais altas, mantendo-se praticamente inalterada a tensão.

Através dos mapas de mecanismos de deformação é possível verificar a máxima alteração possível na tensão, ou na temperatura, para não modificar o mecanismo de fluência atuante. O risco de modificação do mecanismo é menor pelo aumento da temperatura, mas outras alterações microestruturais podem ser observadas, como precipitação, coalescimento e crescimento de grão. A

possibilidade de ocorrer alterações microestruturais nas condições de ensaio não relacionadas com as condições de serviço caracteriza uma limitação deste método.

A técnica de previsão de vida por meio de ensaios acelerados deve ser efetuada através da comparação de resultados do material usado com ensaios no material novo. Como nem sempre existem sobras de material novo a análise é feita não como avaliação da vida consumida mas como uma previsão de vida residual por extrapolação. Esta imprecisão aliada a variação dos dados experimentais pode levar a resultados distantes da realidade.

Técnicas paramétricas incorporam, basicamente, dados de testes como tempo, tensão e temperatura dentro de uma única expressão. Das técnicas de avaliação de vida residual a partir de ensaios acelerados a mais difundida é a de Larson-Miller, válidas para o 2° estágio de fluência.

Uma revisão de técnicas paramétricas e sua evolução histórica foram apresentadas por Manson e Ensign [13]. A seguir apresentamos o parâmetro de Larson e Miller que foi proposto em 1952, um dos vários parâmetros (existem mais de 30) de tempo-temperatura-tensão, pois o mesmo tem grande aceitação e citações na literatura.

Pode-se mostrar que o parâmetro Larson-Miller, é deduzido da dependência das taxas de fluência (ou tempo de fluência) com a tensão e temperatura. As equações de taxa (variações no tempo) geralmente podem ser escritas como[9,38]:

$$\dot{\varepsilon} = A.\exp(-Q/RT) \qquad \text{(Eq. 2.3)},$$

onde:

$\dot{\varepsilon} = \frac{d\varepsilon}{dt}$ = taxa de fluência,

A = constante do material

Q = energia de ativação para o processo de fluência

R = constante dos gases

T = temperatura absoluta

t = tempo

e como $\varepsilon' = 1/t_r$, temos:

$$1/t_r = A.\exp(-Q/RT) \qquad \text{(Eq. 2.4)}$$

que é a relação entre tempo e temperatura em fluência. Logo,

$$\ln\{1/t_r\} = \ln\{A.\exp(-Q/RT)\} \qquad \text{(Eq. 2.5)}$$

e então,
$$\ln\{1/t_r\} = \ln\{A\} - (Q/R)\frac{1}{T} \qquad \text{(Eq. 2.6)}$$

e assim chega-se a
$$\ln\{t_r\} = (Q/R)\frac{1}{T} - \ln\{A\} \qquad \text{(Eq. 2.7)}$$

que é a equação de uma reta cuja declividade P=(Q/R) é o parâmetro Larson-Miller[9,38], e C=ln{A}, o ponto de intersecção com o eixo y do sistema de coordenadas, e é uma constante característica do material.

Um traçado dos dados de log $\{t_r\}$ versus 1 / T resultam em linhas retas cuja intersecção é uma constante "C" e cuja inclinação P=(Q/R) é uma função da tensão, conforme mostrado na Fig.2.4 [9,14,16,38].

Larson e Miller [9,14] foram os primeiros a introduzir o conceito de um agrupamento de tempo e temperatura na fórmula $T(\ln t_r + C)$. Um valor de C = 20 foi proposto inicialmente, mas valores otimizados entre 10 e 40 têm sido utilizados dependendo do material (para o aço P22 [38], C=23 na base decimal log e C=52,96 na base neperiana ln). Normalmente, T (temperatura) é tomada em unidades absolutas, e t_r (tempo para ruptura) em horas.

E como $P=(Q/R) = T(\ln t_r + C)$ (parâmetro Larson-Miller), é constante para uma mesma tensão, pode-se prever em quanto tempo um mesmo material, sujeito à uma mesma tensão, terá uma mesma deformação (ou o tempo necessário para atingi-la), em temperaturas diferentes. Por tanto, conhecendo-se o tempo de ruptura para uma dada temperatura e tensão, pode-se avaliar a variação correspondente no tempo de ruptura para qualquer temperatura com a mesma tensão:

$$P=(Q/R) = T_1(\ln t_{r1} + C) = T_2(\ln t_{r2} + C) = \text{constante} \qquad \text{(Eq. 2.8)}$$

Note-se da fig. 2.4, que:

Se $\frac{1}{T} = 0$, então $T = \infty$, o que não é fisicamente possível, nem de interesse de engenharia. Mas esse ponto singular define a constante C, importante na avaliação do parâmetro Larson-Miller: neste ponto teórico, o tempo de "ruptura por fluência"

teria de ser próximo de zero (para qualquer tensão) pois qualquer material se tornaria plasma, e a temperaturas menores líquido (P & L).

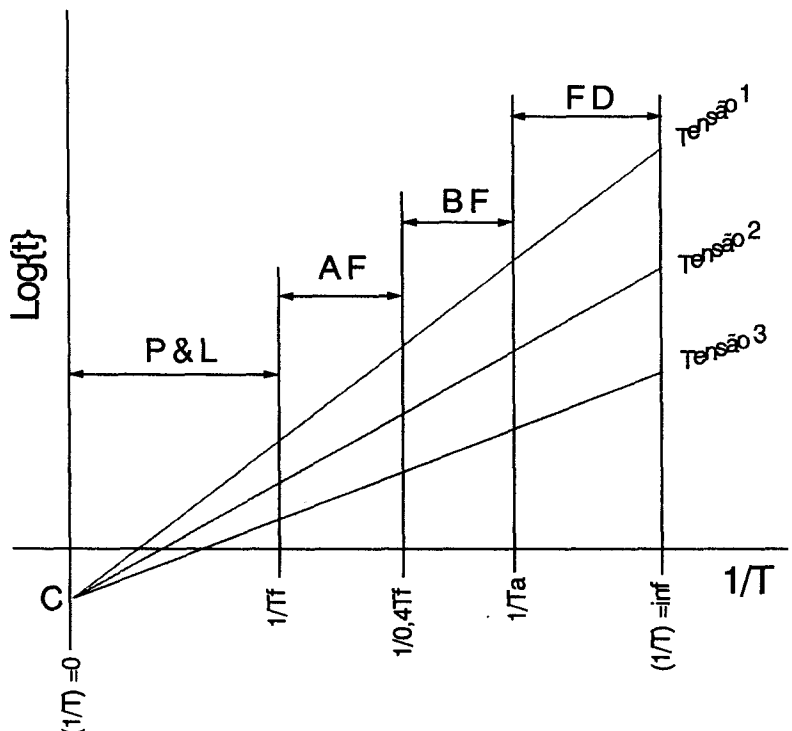


Fig. 2.4 - Representação esquemática adaptada, das linhas de mesma tensão do parâmetro de Larson Miller [9,16,38]. T_f = temperatura absoluta de fusão T_a = temperatura ambiente absoluta T = temperatura de trabalho absoluta P & L = plasma e líquido A F = alta fluência B F = baixa fluência F D = fluência difícil.

Para temperaturas entre a de fusão T_f e $0,4T_f$, temos a condição de alta fluência (A F). Em temperaturas menores que a ambiente T_a, temos progressivamente fluência mais difícil (F D), até que no zero termodinâmico $\frac{1}{T} = \infty$, temos um sólido perfeito, não viscoelástico, e não suscetível à fluência.

2.1.4 - MICROESTRUTURA E FLUÊNCIA

Como se pode ver até aqui, a fluência decorre de fenômenos competitivos que tendem a encruar e a tornar mais dútil o material. Dos processos envolvendo aumento de dutilidade, a recristalização e a recuperação são os mais estudados, mas precipitados e formação de microvazios nos contornos de grãos são igualmente

importantes para a fluência a alta temperatura, notadamente nos estágios II e III. Para isso é preciso fazer-se considerações sobre os efeitos da microestrutura sobre a fluência dos materiais.

Entendendo-se a fluência como a aplicação de um carregamento dentro do regime elástico do material e que, por uma série de fenômenos que atuam simultaneamente, este material passe a atuar no campo plástico, seria de se supor que um material martensítico teria melhor desempenho que um material ferrítico ou austenítico quando submetidos aos mesmos carregamentos, uma vez que o martensítico possui maior limite de escoamento que os demais. A transição do regime elástico para o plástico seria dificultada pela maior diferença entre a mesma tensão aplicada e o limite de escoamento. Porém esta suposição não se confirma, uma vez que os aços martensíticos apresentam péssimo desempenho em fluência.

A explicação para este fato reside nas modificações morfológicas que ocorrem nos carbetos, que em função da temperatura e do tempo, passam de aciculares a esferoidizados. A esferoidização diminui a resistência à fluência [73], uma vez que as barreiras para o movimento das discordâncias (que produzem o encruamento do material) vão ficando mais distantes.

Fica notória então a influência da microestrutura prévia na cinética de esferoidização e, em conseqüência, na queda de resistência à fluência.

Sob este prisma verifica-se que os aços que apresentam as melhores características para fluência são os que possuem elementos de liga que favorecem a formação de precipitados finamente dispersos e estáveis em temperaturas elevadas, bem como os que se apresentam substitucionalmente no reticulado cristalino. Nos aços-baixa liga, o molibdênio é o elemento de liga que melhor cumpre esta função e tem sido largamente empregado na indústria petroquímica [74].

O comportamento de alguns aços utilizados em componentes que operam à elevadas temperaturas é apresentado na Figura 2.5. Nota-se que, para uma mesma temperatura considerada, por exemplo 600^{0}C, as tensões necessárias para deformar o aço carbono são menores que as tensões para os aços com adição de Mo e os aços inoxidáveis austeníticos. Numa comparação entre os aços 18Cr–8Ni (AISI 304) e 2 ¼ Cr–1Mo (API P22), o desempenho de ambos seria praticamente idêntico, porém os mecanismos que atuam na fluência seriam diferentes. No aço AISI 304, a

estrutura austenítica cúbica de face centrada dificultaria o movimento das discordâncias em função da não ocorrência de um plano preferencial de deslizamento e da alta taxa de encruamento ($d\sigma/d\varepsilon$).

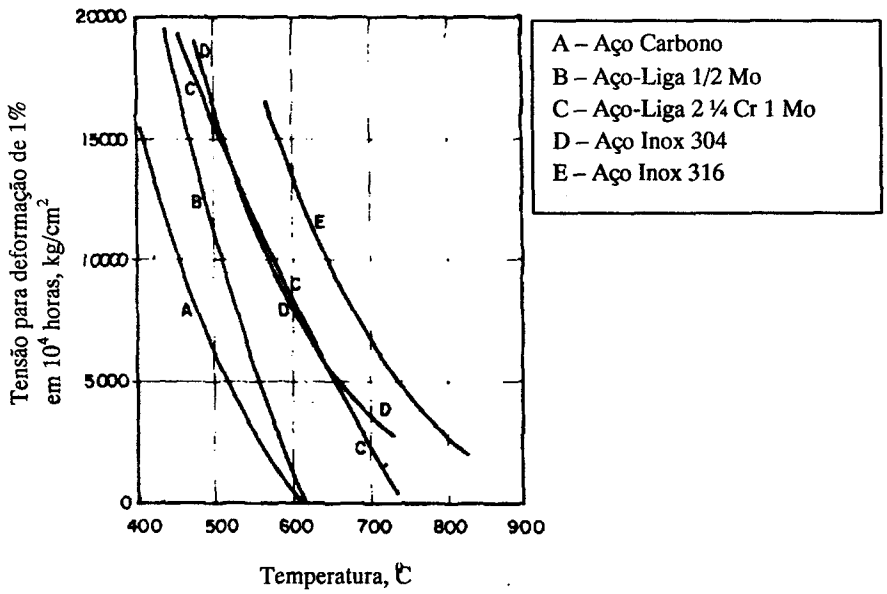


Figura 2.5 – Tensão para deformação de 1% em 10^4 horas pela temperatura para vários aços[75]

No aço ferrítico API P22, o melhor desempenho em fluência deve-se à presença de teores de Mo, que, como foi dito anteriormente, acomoda-se substitucionalmente no reticulado e forma carbetos finamente dispersos na matriz. O aço inoxidável 18Cr–10Ni–2Mo (AISI 316) mostra-se como o mais indicado dentre os apresentados na Figura 2.5, por possuir os atributos inerentes aos aços inoxidáveis, combinados com as vantagens do Mo.

Na escolha de um aço que opera em temperaturas elevadas, evidentemente outros aspectos tais como a resistência a oxidação, resistência à corrosão (notadamente em componentes petroquímicos que são submetidos aos mais diversos meios), os níveis e tipos de carregamentos e, naturalmente, o custo de cada um devem ser considerados. No tocante aos custos, a aplicação de aços ferríticos ao molibidênio é justificada, uma vez que os custos deles são inferiores aos dos aços inoxidáveis, apesar de suas desvantagens em relação a resistência à corrosão e a oxidação.

2.1.5 - PRECIPITADOS E FLUÊNCIA

A introdução de precipitados que formem barreiras estáveis ao movimento das discordâncias em elevadas temperaturas é tida como provedora de acréscimo da vida em fluência dos componentes. Arst[76] e Whittenberger[77] mostraram em seus trabalhos com superligas a base de níquel que a utilização de partículas precipitadas de óxidos finamente dispersas na matriz aumentam a vida em fluência, graças a estabilidade (capacidade de travar o movimento das discordâncias sem se romper) nas temperaturas de operação. A Figura 2.6 mostra este efeito em uma liga de Inconel MA 6000 com tratamento de ODS (*oxide dispersion strengthened*) submetida a fluência em temperaturas ao redor de 1000°C.

No caso de aços ferríticos ao molibdênio, os precipitados formados devem-se aos elementos de liga presentes, notadamente Mo e Cr. Dependendo da composição do aço e da temperatura de formação, alguns precipitados típicos de aços carbono como a cementita (Fe_3C) e o carbeto ε ($Fe_{2-3}C$) podem vir a formar-se [78,79, 80].

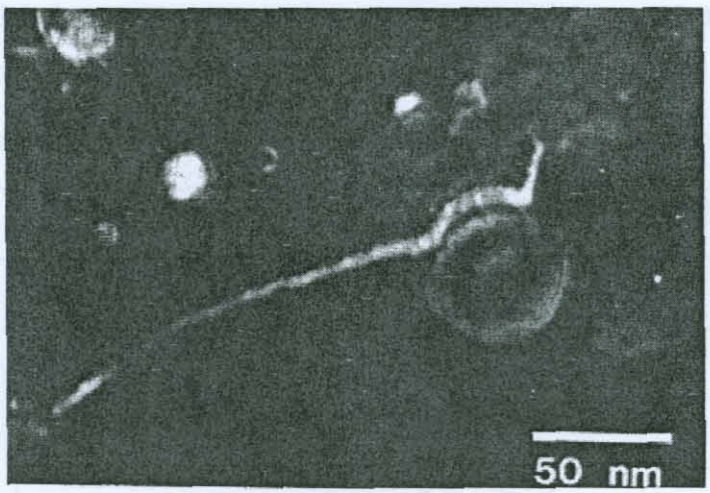


Figura 2.6 – Discordância sendo barrada por partícula de óxido dispersa na matriz da liga INCONEL MA 6000, vista por microscopia eletrônica de transmissão (MET) [76]

O carbeto ε, típico de revenimento, é encontrado nestes materiais devido a um tratamento térmico de "têmpera" (solubilização) ao qual estes aços[81] são submetidos no intuito de obter uma boa homogeneização dos precipitados. Sua formação resume-se a temperaturas na ordem de 100-250°C[79].

A cementita, por sua vez, tende a transformar-se em carbetos à base de elementos de liga na medida em que a temperatura vai aumentando e/ou o material

seja mantido sob determinado tempo em temperaturas elevadas. Kuo[82] em trabalho bastante abrangente a respeito de carbetos formados à base de cromo, molibdênio e tungstênio, explica a tendência desta decomposição da cementita em função dos elementos de liga presentes e de suas respectivas quantidades. Assim, num aço contendo acima de 18% de Cr, a cementita tende a transformar-se em $Cr_{23}C_6$. Teores menores de Cr levam a formação de Cr_7C_3 que, por sua vez, pode vir a transformar-se em $Cr_{23}C_6$ se for mantido a temperaturas acima de 500°C.

A cinética de transformação dos carbonetos para aços contendo Mo difere do esquema apresentado acima em virtude da pequena solubilidade do Mo no Fe_3C. Neste caso, um carbeto típico de Mo como o metaestável Mo_2C, forma-se junto com o Fe_3C. O mesmo neste caso transforma-se no carbeto complexo M_6C (sendo M um metal genérico, reportado[112] como Fe_3Mo_3C ou Fe_4Mo_2C). Outro carbeto complexo formado neste processo é o $M_{23}C_6$. Este possui a mesma forma que o precipitado $Cr_{23}C_6$, porém com adições de Mo e, em alguns aços, tungstênio. Nestas condições, a estequiometria do carboneto é registrada [112] como $(Cr, Fe, W, Mo)_{23}Fe_{21}(W, Mo)_2C_{12}$. A Tabela 2.1 faz um resumo dos carbetos mais encontrados nos aços ferríticos ao molibdênio:

Tabela 2.1 – Fases comumente encontradas em aços ferríticos ao molibdênio [82,112]

Carboneto	Estrutura cristalina	Parâmetro de rede, Å	
		JCPDS[112]	Kuo[82]
Feα	CCC	a = 2,8664	
Fe_3C	ortorrômbico	a = 5,0915	a = 5,079
		b = 6,7446	b = 6,730
		c = 4,5276	c = 4,514
Mo_2C	hexagonal	a = 3,006 c = 4,733	a = 3,022 c = 4,724
Cr_7C_3	hexagonal	a = 13,98 c = 4,523	a = 13,98 c = 4,523
M_6C	CFC	a = 11,08	a = 11,04
MoC	Hexagonal	a = 2,932	a = 2,932
		c = 10,97	c = 10,97
$M_{23}C_6$	CFC	a = 10,6228	a = 10,52
ε	hexagonal	a = 2,754	
		c = 4,349	

os carbetos apresentados na Tabela 2.1, o MoC é o que provoca maior polêmica em relação a sua existência. Na prática ele aparece somente em situações onde a razão atômica entre o Mo e C esteja entre 0,087 e 1,72; situação esta conseguida nas condições de uma atmosfera carbonetante [82].

A determinação da cinética de transformação dos carbetos em função da temperatura e do tempo apresenta particular interesse nas ligas expostas à fluência. Baker e Nutting [80], em trabalho destinado a verificar a cinética de transformação de carbetos para aços 2 ¼ Cr 1 Mo, obtiveram a seguinte seqüência:

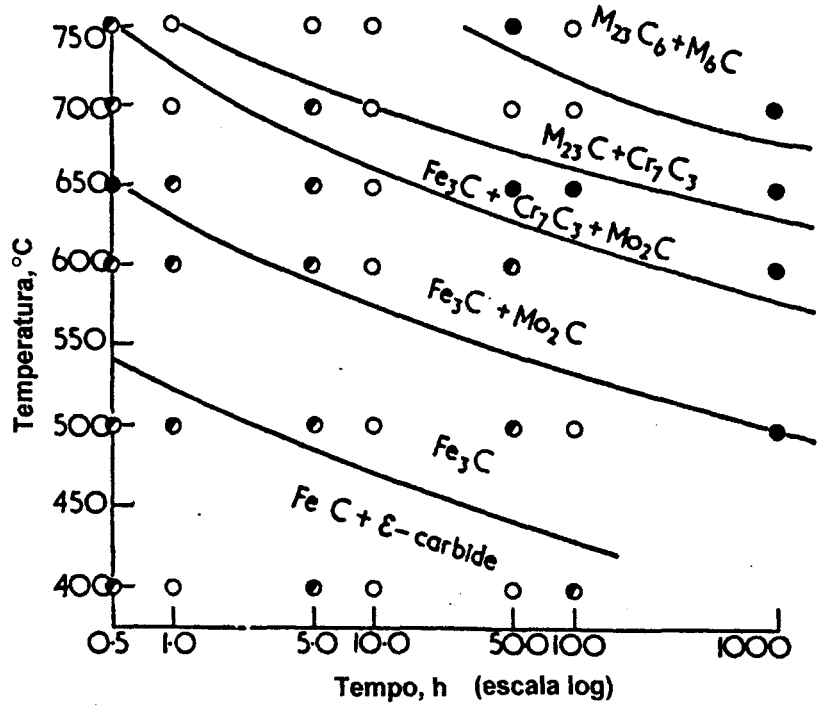


Figura 2.7 – Seqüência de formação de carbetos em aço 2 ¼ Cr 1 Mo [80]

A sequência de precipitação apresentada na mostra uma relativa estabilidade dos carbetos de ferro (Fe_3C e ε). Os mesmos, conforme afirmação anterior, são os núcleos de formação do carbeto de cromo Cr_7C_3 e dos carbetos complexos $M_{23}C_6$ e M_6C. Esta suposição é perfeitamente coerente com as análises químicas realizadas no mesmo trabalho de Baker e Nutting[80] que demonstram que a medida que o tempo e a temperatura aumentam, aumentam os teores de Cr e Mo em carbetos extraídos eletroliticamente.

Do ponto de vista de resistência à fluência, o precipitado Mo_2C é o que tem sido reportado como o mais eficaz [78, 80]. Este fato tem sido explicado por um comportamento similar ao das ligas endurecidas por precipitação, pois o carbeto Mo_2C possui grande coerência com a matriz e, por distorção do reticulado, produz um endurecimento por precipitação (ou secundário). Esta precipitação secundária colabora com a obtenção de taxas mínimas de fluência combinadas com máximo desempenho de dureza, mas o mecanismo que efetivamente esteja atuando para melhorar o desempenho em fluência ainda não foi claramente identificado.

2.1.6 – EFEITO DO TAMANHO DE GRÃO

A ocorrência de fratura do tipo intergranular ou transgranular, foi considerada como sendo resultante da capacidade do material em acomodar um giro relativo entre os seus contornos de grão. Este comportamento viscoso foi inicialmente evidenciado por Kê[84] e, posteriormente, Mosher e Raj[85] mediram em seu trabalho uma taxa de escorregamento dos contornos.

A Figura 2.8 mostra um modelo propondo quatro tipo possíveis de comportamento para um grão submetido a um cisalhamento médio τ_a, uma taxa de deformação média γ_a e uma taxa de escorregamento de contornos u_a.

- No caso 1, o escorregamento dos contornos seria travado por uma tensão elástica normal ao cisalhamento τ_a;
- No caso 2, um fluxo plástico no interior do grão se oporia ao giro relativo dos grãos. Este fluxo poderia envolver maclação ou, mais usualmente, fluência no interior do grão;

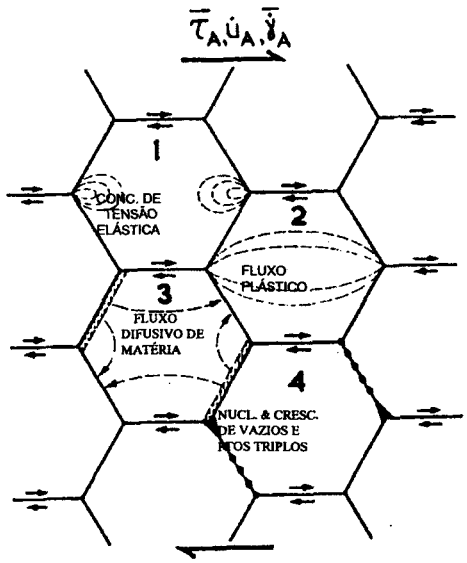


Figura 2.8 – Modelo propondo fenômenos que estejam ocorrendo durante processo de fluência [83]

- No caso 3, o giro relativo entre os contornos seria acomodado por um fluxo difusional de matéria através do grão ou entre seus contornos, denominado por Speight [86] como fluência difusional;
- No caso 4, os fenômenos que ocorrem nos casos 1, 2 e 3 são insuficientes para se opor ao movimento dos contornos de grão. O caso 4 possui um giro relativo que faz com que ocorra a nucleação e crescimento de microcavidades e/ou pontos triplos nos contornos.

Quando da formação de pontos triplos, a trinca tende a ser preponderantemente intergranular. No caso da existência de microvazios, o trincamento pode ser tanto intergranular quanto dútil (Figuras 2.9 a e 2.9 b). Uma fratura dútil (Figura 2.9 a) é verificada quando o carregamento aplicado é de tal ordem que os mecanismos de difusão, que necessitam de tempos relativamente altos para possibilitar o movimento de precipitados para os contornos de grão, não se tornam operantes e, junto as partículas de segunda fase, formam-se microvazios devido aos diferentes módulos de elasticidade existente entre estas e a matriz metálica. Estes microvazios vão coalescendo e um trincamento transgranular vai

evoluindo perpendicularmente à direção de aplicação de carga, até a ruptura do material.

Entretanto, se a tensão aplicada for relativamente baixa e a temperatura suficientemente alta, ao longo do tempo poderá ocorrer a migração dos precipitados para os contornos de grão. Nestas condições (Figura 2.9 b), os microvazios se formarão como conseqüência da resposta dos precipitados ao movimento relativo dos contornos adjacentes (microvazios tipo W) ou pela formação de cavidades esféricas nos contornos que possuam orientação normal ao sentido de aplicação de carga (microvazios tipo R)

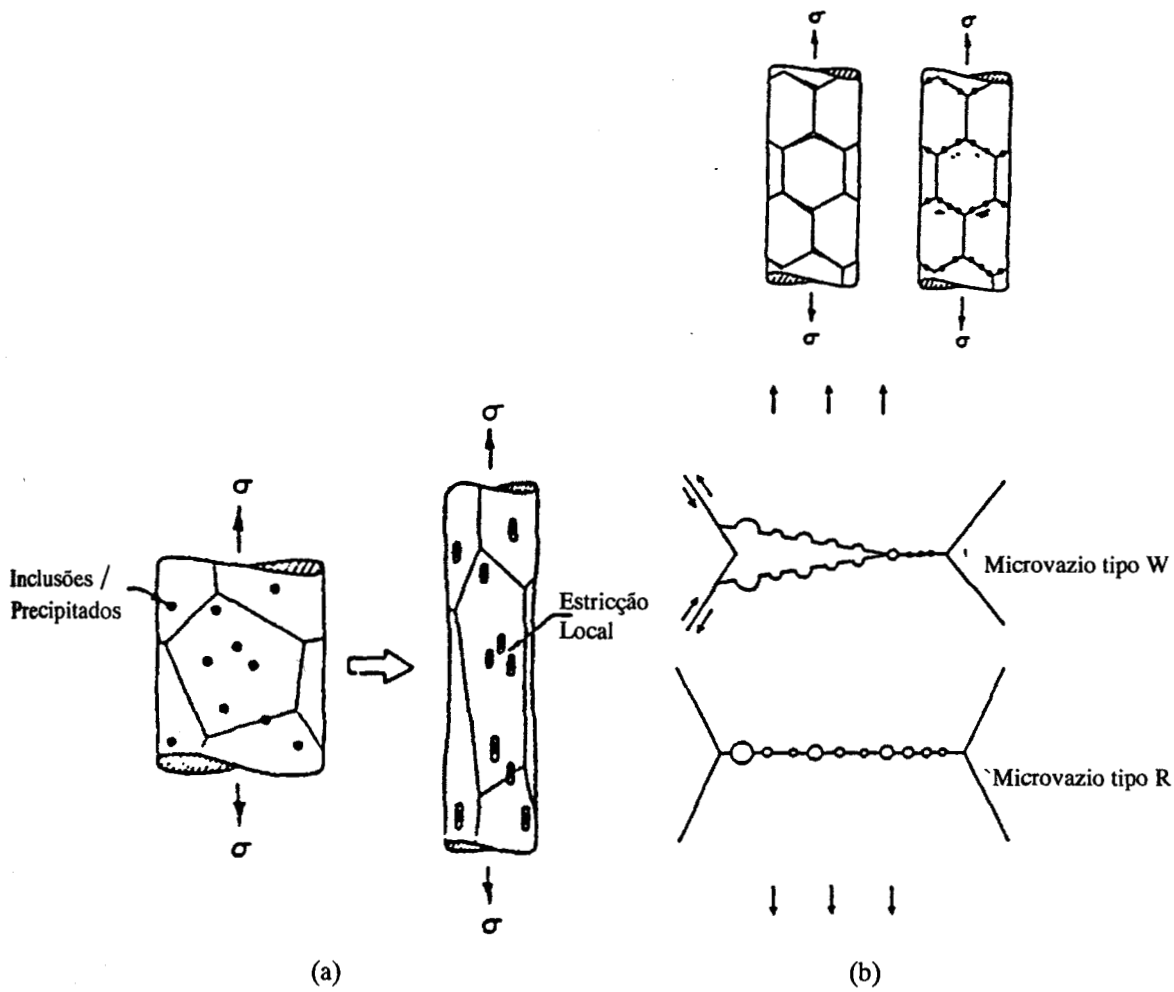


Figura 2.9 – Mecanismos de fratura (a)dúctil transgranular e (b) intergranular[87]

Ao se falar de recristalização como um fenômeno que facilita a evolução da fluência, indiretamente está se dizendo que o tamanho de grão austenítico prévio pequeno é prejudicial em aplicações à temperaturas elevadas. O problema prático motivador do estudo da influência do tamanho e da direção dos grãos em relação ao esforço de fluência surgiu com o advento das turbinas nos propulsores a jato. As palhetas destas turbinas devem suportar grandes esforços radiais em temperaturas elevadas além de manter uma boa estabilidade dimensional. Estas foram inicialmente fabricadas com grão equiaxiais mas não conseguiam manter as dimensões em função de apresentarem fluência ao longo do eixo radial. Isto forçou uma mudança na tecnologia de fabricação das mesmas [88], evoluindo para a confecção com grãos orientados e, até mesmo, de monocristais.

Com base nos mecanismos de fratura que envolvem *viscosidade* entre contornos de grão, uma questão que naturalmente surge é sobre a relação existente entre o tamanho de grão austenítico prévio e a resistência a fluência. Seguindo o raciocínio anteriormente apresentado, em materiais com um tamanho de grão pequeno, ter-se-á uma maior área superficial de contornos e, com isso, mais contornos poderão apresentar um possível escorregamento relativo, facilitando assim a formação de pontos triplos e/ou microvazios.

No esquema apresentado na Figura 2.10 mostra-se uma relação entre tamanho de grão e tipo de fratura. Nota-se que ocorre uma temperatura e uma carga na qual não se pode determinar se a falha ocorrerá de forma inter ou transgranular. Jeffries, citado por Dieter [14], denomina tal limite como *temperatura eqüicoesiva*, a qual corresponde ao ponto onde as resistências do contorno e do interior dos grãos (planos de deslizamento) são praticamente iguais.

O gráfico apresentado na Figura 2.10, mostra que para aplicações em temperaturas elevadas existe uma tendência de falha intergranular sob carregamentos moderados. Esta informação, no entanto, não é a mais requisitada pelos analistas. Suas atenções estão preponderantemente voltadas para a taxa de fluência ($\dot{\varepsilon}$). A mesma, de maneira genérica, apresenta-se menor para tamanhos de grãos maiores em virtude dos fenômenos que envolvem giros relativos de grãos apresentarem menor intensidade nestas condições.

O efeito do tamanho de grão na taxa de fluência nem sempre segue estas linhas gerais. Para algumas ligas como a Monel, ocorre um tamanho de grão ótimo que corresponde a menor taxa de fluência (Fig. 2.11).

Neste caso, o fenômeno que governa a taxa é a difusão de lacunas para regiões do grão que correspondem a direção da tensão aplicada [65].

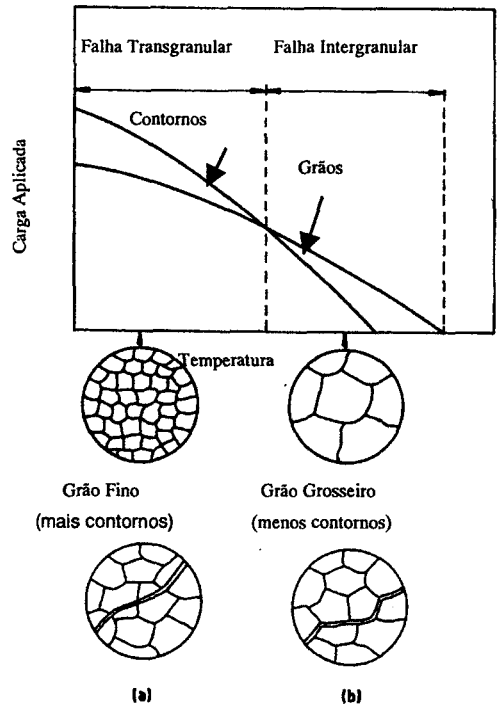


Figura 2.10 – Efeito do tamanho de grão (a) fino e (b) grosso [44].

Este processo realiza-se mais facilmente entre contornos de alto ângulo do que através do volume da rede. Num pequeno tamanho de grão a difusão de lacunas é rápida pela grande quantidade de contornos de alto ângulo próximos. Já para grandes tamanhos de grão, estes contornos vão se tornando mais distantes e a taxa de difusão de lacunas diminui, causando uma diminuição da taxa de fluência. Porém a medida que ocorre o aumento do tamanho de grão, num determinado estágio intermediário, ocorre a formação de subcontornos de baixo ângulo e, nestas condições, a difusão de lacunas passa a ser ainda mais lenta do que para grãos maiores, com contornos de alto ângulo distantes entre si, fazendo com que a taxa de fluência chegue a um valor mínimo [14,89].

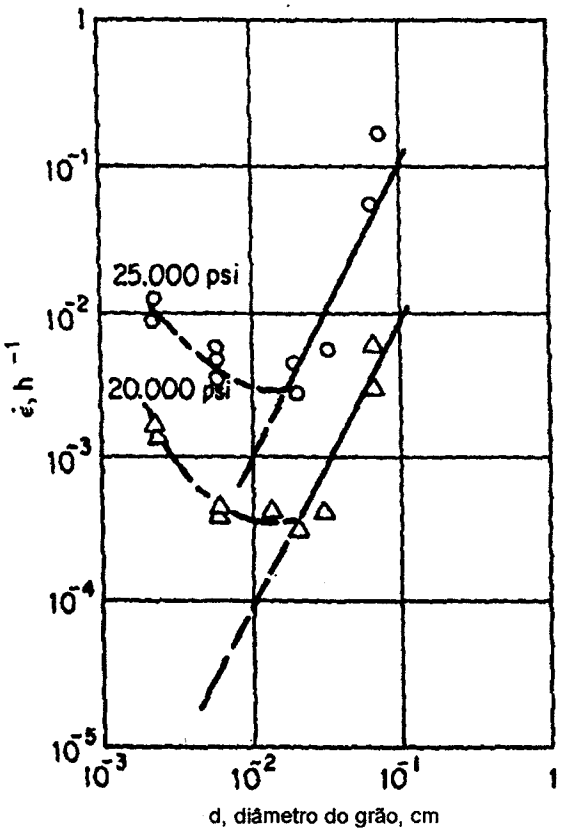


Figura 2.11 – Tamanho de Grão ideal para menores taxas de fluência, para liga Monel a 595°C [14]

2.1.7 – MATERIAIS PARA USO EM TEMPERATURA ELEVADA

A elevação da temperatura aumenta a movimentação e a difusão atômica nas ligas, provocando o abaixamento da energia de ativação necessária à movimentação de discordâncias. Como conseqüência, ocorre a diminuição do limite de escoamento, do limite de resistência e do módulo de elasticidade Em contrapartida, sabe-se também que a elevação da temperatura causa o aumento da tenacidade.

A redução da resistência exige o aumento da espessura para acomodar os mesmos esforços o que, por vezes, inviabiliza economicamente um determinado tipo

de material. A solução passa a ser o emprego de outro material mais resistente na temperatura de trabalho.

Entretanto a exposição prolongada a elevadas temperaturas pode provocar degradação das propriedades mecânicas em virtude de alterações microestruturais.

As propriedades mecânicas em temperaturas elevadas dependem fundamentalmente dos tratamentos térmicos, dos processos de fabricação e de acabamento dos materiais, que determinam a microestrutura final do produto metálico. Em geral as propriedades mecânicas em altas temperaturas são maximizadas por microestruturas que dificultem a movimentação de discordâncias e ou difusão.

A exposição prolongada a temperaturas elevadas tende a desestabilizar a microestrutura dos aços. Exemplificando, o tamanho de grão de uma matriz ferrítica pode passar de fina para grosseira. A forma da matriz perlítica e os precipitados, em geral carbetos, podem evoluir de lamelares a esferoidizados. As modificações são graduais e tendem a se estabilizar com o aumento do tempo de exposição na temperatura de serviço.

Nas aplicações industriais o efeito combinado de tensão, temperatura, corrosão, erosão e ciclos de temperatura, pode produzir degradação do aço, que invariavelmente está associada à degradação microestrutural. Considerando a distribuição da tensão e da temperatura ao longo da espessura constata-se uma predominância dos defeitos no meio da espessura.

Os tipos de danos que podem ocorrer incluem: fluência, ataque químico do meio externo (oxidação, sulfetação, carbonetação, danos pelo hidrogênio, corrosão por cinzas fundidas, etc.), fragilização por precipitação de novas fases (como fase sigma em aços inoxidáveis ferríticos de alto cromo) ou mudanças na morfológicas nas fases presentes (esferoidização da perlita), fragilização por segregação de impurezas para o contorno de grão e fadiga térmica.

Assim sendo, o material metálico para uso em temperatura elevada deve possuir [38]:

a) alto ponto de fusão

b) alto módulo de elasticidade

c) baixa difusividade (difícil difusão)

d) alta resistência à fluência

e) resistência à fadiga térmica

f) resistência à fadiga mecânica

g) resistência à oxidação

h) resistência à corrosão à quente.

Inicialmente foram usadas superligas com base em níquel e cobalto, sendo trocadas por causa do seu baixo ponto de fusão e elevada difusividade. Estas ligas eram processadas por fundição, conformação, metalurgia do pó, solidificação de cristais colunares, monocristais e preparadas mecanicamente (mechanical alloying). Tungstênio, molibdênio e titânio são reforçadores à fluência quando em solução sólida dispersa. O W e o Mo também melhoram o ponto de fusão e a resistência à difusão da liga. Embora a influência do Cr na resistência por solução sólida seja pequena, o potencial em geral de ligas de Cr em Ni é grande, desde que grandes quantidades de Cr possam estar dissolvidas na matriz de Ni. O Co fornece relativamente pouca resistência por solução sólida, mas serve para iniciar a estabilização dos precipitados $Ni_3(Al,X)(\gamma')$, de tamanho submicron. Recentes estudos têm confirmado que as ligas resistentes à fluência têm evoluído pelo desenvolvimento desta microestrutura gradeada, texturada [114] e se acredita que a ausência de escalagem de discordâncias ao redor das partículas γ' devido ao seu tipo lenticular, força as discordâncias a cortar a fase γ' para seguir adiante. Estas discordâncias, assim travadas, melhoram a resistência da liga ao fluxo plástico em alta temperatura (fluência).

A presença de carbetos ao longo dos contornos de grão em ligas policristalinas, serve para restringir o giro relativo dos contornos de grão e a migração. Formadores de carbetos tais como o W, Mo, Nb, Ta, Ti, Cr e V levam à formação de M_7C_3, $M_{23}C_6$, M_6C e MC, com o MC sendo mais estável (ex. TiC). Quando os níveis de Cr são relativamente altos, partículas de $Cr_{23}C_6$ são formadas.

A presença de Cr em solução sólida leva à formação de Cr_2O_3 que reduz as taxas de oxidação e corrosão a quente. O Al contribui para melhorar a resistência à oxidação e a resistência ao lascamento e à desagregação do óxido.
Finalmente, B, Zr, e Hf são adicionados em parte para melhorar a resistência à quente, aumentar a dutilidade à quente e para aumentar o tempo de ruptura [115].

Ligas baseadas em cobalto, alcançam sua resistência por uma combinação de endurecimento por solução sólida e dispersão de carbetos reforçadores. Recentes esforços para melhorar o desempenho de superligas à alta temperatura têm ido mais no sentido de otimizar o projeto de componentes e fazer uso de técnicas de processamento avançadas em vez de refinamentos na produção físico-química de ligas [116].

Diversas técnicas de processamento têm sido desenvolvidas e aplicadas na manufatura de componentes para turbinas a gás. Uma das técnicas envolve solidificação direcional de superligas convencionais para produzir contornos de grão alongados ou componentes constituídos de monocristais [117].

O alinhamento dos cristais das palhetas das turbinas (durante a fabricação), ao longo do eixo <100>, paralelo à direção das tensões centrífugas, melhora de 6 a 10 vezes a resistência à fadiga em alta temperatura [118,119]. E se os contornos de grãos forem eliminados (pelo uso de monocristais) ou alongados de forma que o escorregamento e giro relativo dos grãos, cavitação e trincamento fiquem mais difíceis, melhora o desempenho de fadiga-fluência em alta temperatura. Além disso, não é mais necessário adicionar elementos como Hf, B, C, e Zr com o propósito de melhorar a resistência dos contornos de grão a quente e para diminuir a dutilidade[120]. Sem estes elementos, a temperatura de fusão das ligas aumenta 120°C, e a físico-química envolvida na preparação das ligas fica simplificada.

2.2 – PARÂMETROS DA MECÂNICA DA FRATURA

2.2.1 - PARÂMETRO *K*

O parâmetro de intensidade de tensões *K* é um dos meios utilizados pela Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) para prever as cargas de fratura e/ou tamanho de trinca crítico em estruturas contendo falhas cujo tamanho e localização são conhecidos. A MFLE é uma metodologia a ser empregada em situações em que há possibilidade de ocorrer fratura sem ser precedida de extensa deformação plástica [35]. A mesma pode ser empregada com sucesso à medida que a zona plástica for pequena em relação ao tamanho da trinca e das dimensões da estrutura que a contém [35].

O sucesso da MFLE em estabelecer um tamanho de trinca crítico, desenvolvido teoricamente e comprovado na prática fica, pois, restrito para casos em que não há deformação plástica apreciável acompanhando a fratura [35].

Apesar das limitações impostas ao parâmetro *K* veremos que o mesmo tem relações diretas ou indiretas com os outros parâmetros e, por este motivo, o mesmo será brevemente abordado.

Para a ponta de uma trinca passante numa placa sujeita a um carregamento uniforme e simétrico em relação ao plano da trinca, o campo de tensões elástico na vizinhança da ponta da trinca é dado pelas equações abaixo [36-39] :

$$\sigma_y = \frac{K}{\sqrt{2.\pi.r}} \cdot f_1(\theta) \qquad \text{(Eq. 2.9)}$$

$$\sigma_x = \frac{K}{\sqrt{2.\pi.r}} \cdot f_2(\theta) \qquad \text{(Eq. 2.10)}$$

$$\sigma_{xy} = \frac{K}{\sqrt{2.\pi.r}} \cdot f_3(\theta) \qquad \text{(Eq. 2.11)}$$

$$\sigma_z = \nu.(\sigma_x + \sigma_y), \text{ para deformação plana} \qquad \text{(Eq. 2.12)}$$

$$\sigma_z = 0 \quad \text{[para tensão plana]} \qquad \text{(Eq. 2.13)}$$

$$\tau_{xz} = \tau_{yz} = 0 \qquad \text{(Eq. 2.14)}$$

onde o sistema de coordenadas (r, θ) é como o mostrado na Fig. 2.12.

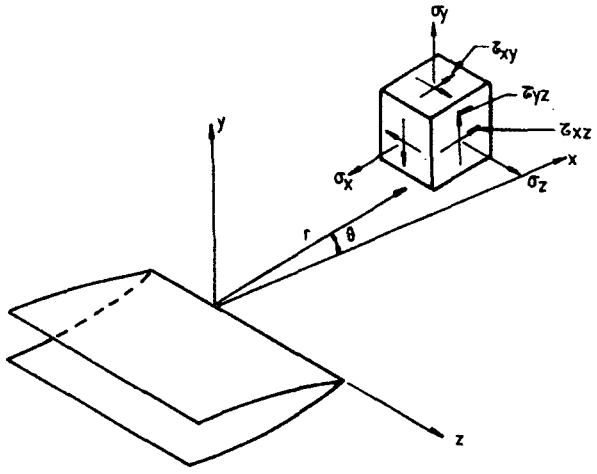


Fig. 2.12 - Distribuição de tensões na vizinhança da ponta da trinca [39].

O fator de intensidade de tensões K é uma função da geometria da placa, das cargas aplicadas e do tamanho, localização e orientação da trinca. Os campos de tensão e deformação elástica na ponta da trinca, conforme as equações acima, são caracterizados unicamente por K com um fator de modificação que muda com as variáveis acima. A abordagem está baseada em supor que a propagação da trinca ocorreria quando a intensidade de tensões na ponta da trinca, K, alcançar um valor critico K_C. Uma vez que o valor de K_C tenha sido determinado experimentalmente, a carga de fratura para uma estrutura contendo uma trinca pode ser prevista se a expressão da intensidade de tensão para a geometria específica de uma trinca é conhecida. Três modos de carregamento em relação ao plano da trinca, tração, cisalhamento e torção são possíveis, e os fatores de intensidade de tensões correspondentes a estes são chamadas K_I, K_{II} e K_{III}. O fator de intensidade de tensões crítico para o modo de carregamento I (tração) sob condições de deformação plana é chamado de K_{IC}. A expressão geral para K pode se escrita como:

$$K = Y.\ \sigma \sqrt{a} \qquad \text{(Eq. 2.15)}$$

onde Y é uma função da geometria e do tamanho de trinca.

Por exemplo, para o caso de uma placa semi-infinita contendo um trinca finita no centro de comprimento $2a$ onde $Y = \sqrt{\pi}$, ou na borda de comprimento a onde

$Y=1,1.\sqrt{\pi}$ sendo ambas perpendiculares a um campo uniaxial de tensões como mostra Fig. 2.13, o fator de intensidade de tensões K é dado pelas respectivas expressões.

Conforme mostrado na figura 2.13 a tensão critica para fratura σ_c , é dada no caso (a) por $K_{IC} / \sqrt{\pi.a}$ e no caso (b) por K_{IC} /1,1. $\sqrt{\pi.a}$.

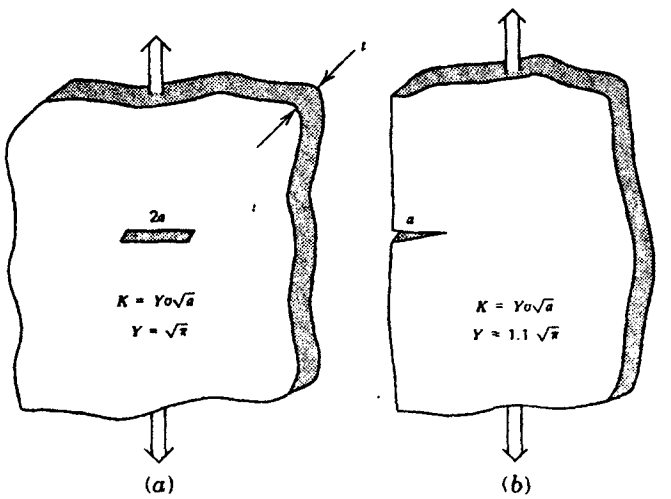


Fig. 2.13 - Fator de intensidade de tensões para placa semi-infinita com trinca no centro e/ou na borda [38].
(a) $K = \sigma.\sqrt{\pi.a}$ e (b) $K = 1,1.\sigma.\sqrt{\pi.a}$

O tamanho da zona plástica (r_p) depende do modo de carregamento e da geometria do corpo, mas uma primeira estimativa pode ser feita através das equações 2.16 e 2.17 :

$$r_p = \frac{1}{2.\pi}\cdot\left(\frac{K_I}{\sigma_y}\right)^2 \quad \text{[para tensão plana]} \qquad \text{(Eq. 2.16)}$$

e

$$r_p = \frac{1}{6.\pi}\cdot\left(\frac{K_I}{\sigma_y}\right)^2 \quad \text{[para deformação plana]} \qquad \text{(Eq. 2.17)}$$

onde K_I é o modo I de intensidade de tensões aplicada e σ_y é o limite de escoamento do material.

Assim, embora a distribuição de tensões elásticas caracterizadas pelo parâmetro K_I seja válida apenas nas proximidades da extremidade da trinca (isto é, quando r → 0), ela não é uma solução correta exatamente na extremidade do defeito na região caracterizada pela distância r_p das equações 2.16 e 2.17. No entanto, uma vez que o tamanho da zona plástica seja pequeno comparado ao campo governado pelo fator de intensidade de tensões K_I , a zona plástica poderá ser considerada meramente como uma pequena perturbação no campo elástico controlado por K_I [35, 40].

A condição de pequena zona plástica é assegurada quando o seu tamanho for, pelo menos, 15 vezes menor que as dimensões significativas do componente (comprimento de trinca, espessura e seção remanescente) [35]. A norma ASTM E 399-90 [41] , determina a relação destas dimensões para validade dos testes de K_{IC} dada pela equação 2.18.

$$a, B, b \geq 2{,}5.\left(\frac{K_{IC}}{\sigma_e}\right)^2 \qquad \text{(Eq. 2.18)}$$

onde

a - comprimento de trinca

B - espessura do corpo de prova

b - seção remanescente (ligamento)

A MFLE, representada pelo parâmetro K, apesar de possuir grandes limitações em elevadas temperaturas, também é utilizada como metodologia de análise de crescimento de trincas por fluência. Normalmente ela é utilizada em ligas de baixa ductilidade em fluência, notadamente superligas a base de Ni e Co. Para tanto são utilizadas relações que envolvem a taxa de propagação da/dt em função de K, no intuito de encontrar um K_{limite} (*threshold*) abaixo do qual não ocorra crescimento de trinca [90, 91].

2.2.2 - PARÂMETRO J

Como descrito anteriormente, as equações para cálculo de tensões baseadas na MFLE são restritas aos casos onde os campos de tensão na ponta da trinca são puramente elásticos. Estas equações ainda são válidas se o escoamento na ponta da trinca puder ser considerado pequeno e em conseqüência o tamanho da zona plástica também puder ser considerado pequeno para todas as dimensões do componente, conforme estabelecido pela Eq. 2.18. Esta limitação impede a aplicação geral do conceito de K_{IC} da MFLE para deformações plásticas acentuadas e generalizadas, tornando necessário um outro parâmetro para avaliação de integridade estrutural em grandes deformações plásticas, como é o caso da maioria dos problemas de propagação de trincas em alta temperatura.

As técnicas da integral J e da CTOD ("Crack Tip Opening Displacement") tem sido desenvolvidas como parâmetros viáveis de iniciação de trinca, como parte do procedimento da mecânica da fratura elasto-plástica (MFEP). Como veremos mais adiante a integral C^* foi desenvolvida por analogia com a integral J, por este motivo este parâmetro será brevemente abordado.

O conceito da integral J é, essencialmente, um critério de energia, caracterizando o campo de tensões e deformação plástica para a ponta da trinca[43]. Uma representação esquemática dos campos de tensões num corpo trincado onde os campos K e os campos J são aplicáveis é mostrado na Fig. 2.14 [9]. A integral J é uma integral de energia de contorno bi-dimensional definida como [43]:

$$J = \int_{\Gamma} \left(W dy - T \frac{\partial u}{\partial x} ds \right) \qquad \text{(Eq. 2.19)}$$

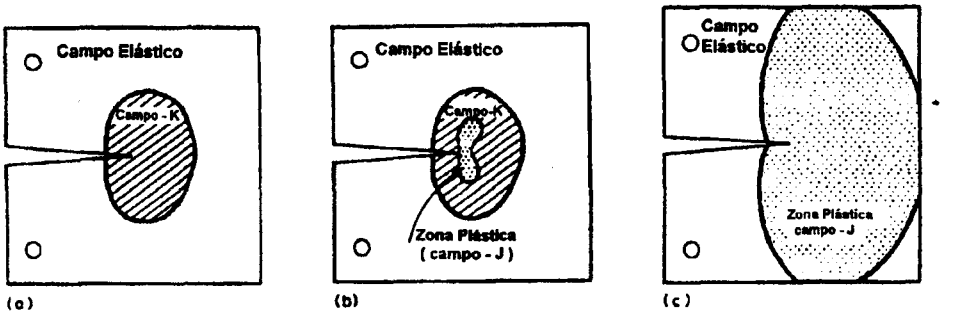


Fig. 2.14 - Ilustração esquemática de campos de tensão em corpos com trinca [9]. (a) Comportamento linear elástico (b) Comportamento linear elástico com pequena escala de escoamento (c) Grande escala de escoamento

onde, como mostrado na Fig. 2.15, Γ é o contorno ao redor da ponta da trinca no sentido anti-horário, T é o vetor tração definido de acordo com a normal n e para fora ao longo de Γ (i.e., $T_i = \sigma_{ij} . n_{ij}$), *u* é o deslocamento do vetor atuando ao longo do caminho da integração, *ds* é um incremento de comprimento ao longo do contorno de integração e *W* é a densidade de energia de deformação definida como:

$$W = \int_0^{\varepsilon} \sigma_{ij}\, d\varepsilon_{ij} \qquad \text{(Eq. 2.20)}$$

onde σ_{ij} e ε_{ij} são as componentes de tensão e deformação, respectivamente.

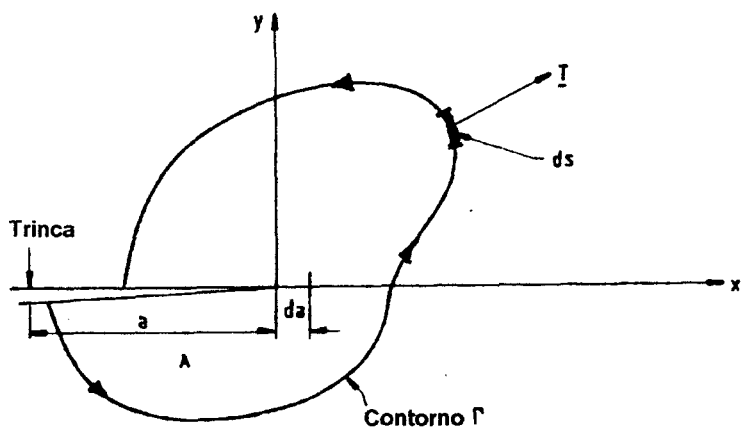


Fig. 2.15 - Definição da integral J [44].

Rice [43] mostrou que a integral J é independente do contorno. O valor crítico de J para um início de crescimento de trinca fornece o parâmetro de tenacidade à fratura J_{IC}, no regime de deformação elasto-plástico.

O significado físico da integral J pode ser melhor explicado através do critério de energia potencial [46,38]. O parâmetro J é tomado como a diferença da energia potencial de dois corpos identicamente carregados e possuindo uma diferença incremental no comprimento de trinca, isto é, *a* e *(a + da)*;

$$J = -\frac{1}{B}\cdot\frac{dU}{da} \qquad \text{(Eq. 2.21)}$$

onde B é a espessura do corpo de prova e U é a energia potencial. Este conceito é ilustrado na Fig. 2.16 [9].

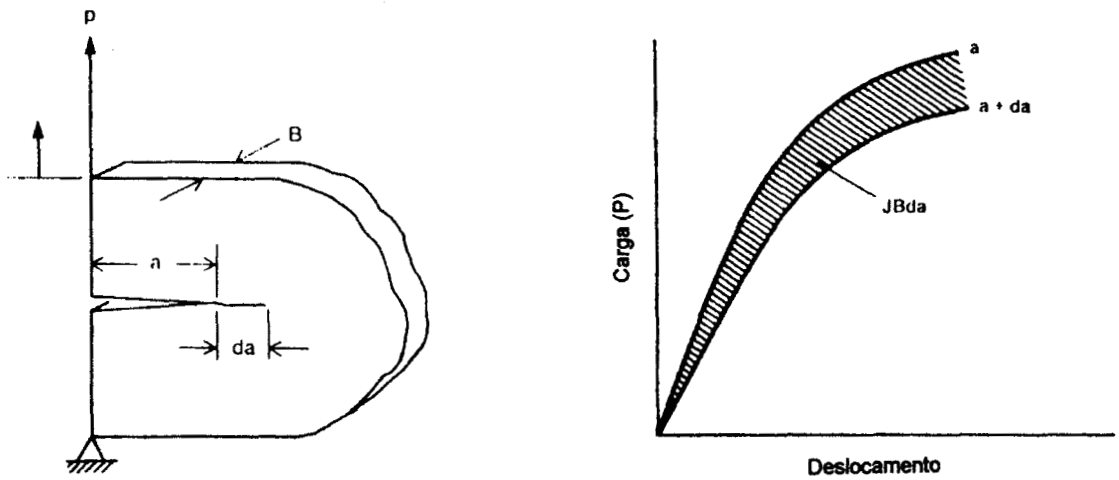


Fig. 2.16 - Interpretação da integral J [9].

2.2.3 - PARÂMETRO *C**

O parâmetro *C** é a taxa de energia da integral de linha de contorno independente, definida por analogia com a integral de contorno J [46,5], com a diferença que na integral de contorno J são utilizadas a deformação ε e a densidade de energia de deformação W e, no parâmetro *C**, são utilizadas as respectivas taxas das mesmas[9]. Este parâmetro é específico para o regime de crescimento de trinca em fluência no estado estacionário (grande escala). Sob as condições de estado estacionário a integral *C** é definida como [46, 4, 5, 22].

$$C^* = \int_\Gamma W^* \, dy - T_i \frac{\partial \dot{u}_i}{\partial x} ds \qquad \text{(Eq. 2.22)}$$

e como ilustrado na Fig. 2.17(a) :

Γ é a linha do contorno tomada que parte de um ponto da superfície inferior da trinca indo no sentido anti-horário e termina num ponto da superfície superior da trinca. Assim o contorno contém a ponta da trinca.

W^* é a taxa da densidade de energia de deformação associada com tensores do ponto de tensão σ_{ij} e a taxa de deformação $\dot{\varepsilon}_{ij}$ dada por:

$$W^* = \int_0^{\dot{\varepsilon}_{ij}} \sigma_{ij} \, d\dot{\varepsilon}_{ij} \quad \text{(Eq. 2.23)}$$

T_i é o vetor tração definida por uma normal externa n_j, ao longo do caminho Γ,

$T_i = \sigma_{ij} \cdot n_j$;

$\dot{u}_i$ é o vetor taxa de deslocamento ao longo da direção de tração;

ds é um elemento de comprimento de arco ao longo do contorno Γ.

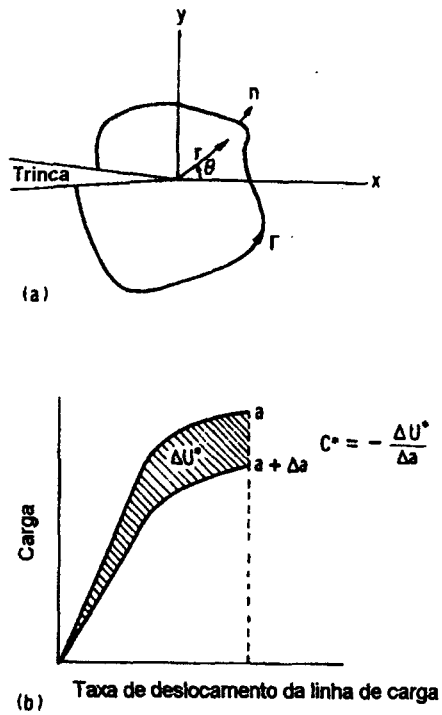


Fig. 2.17 - (a) Sistema de coordenadas da ponta da trinca e contorno arbitrário da integral de linha (b) ilustração esquemática da interpretação da taxa de energia de C^* [4].

A interpretação da taxa de energia de C^* foi dada por Landes e Begley [46] também por analogia com a integral J. Eles definiram C^* como a diferença de

energia entre dois corpos identicamente carregados ocorrendo diferença incremental no comprimento da trinca Fig. 2.17 b.

$$C^* = -\frac{dU^*}{da} \qquad \text{(Eq. 2.24)}$$

U^* é a taxa de energia por unidade de espessura definida por uma carga P e a taxa de deslocamento $\dot{u}$. Goldman e Hutchinson[47] demonstraram que C^* caracteriza a tensão e taxa de deformação nas proximidades da ponta da trinca no regime de fluência secundária como segue:

$$\sigma_{ij} \cdot \varepsilon_{ij} \propto \left(\frac{C^*}{r}\right) \qquad \text{(Eq. 2.25)}$$

Para materiais que sofrem deformação no regime de fluência secundária a tensão e a deformação estão relacionadas pela Eq. 2.26 [47-49, 4].

$$\frac{\dot{\varepsilon}}{\varepsilon_0} = \alpha.\left(\frac{\sigma}{\sigma_0}\right)^n \qquad \text{(Eq. 2.26)}$$

onde ε_0 e (σ_0) são as referências de deformação e tensão, respectivamente, α e n são constantes de materiais. Substituindo a equação 2.26 na equação. 2.25 obtemos as equações 2.27 e 2.28.

$$\sigma_{ij} \propto \left(\frac{C^*}{r}\right)^{1/(1+n)} \qquad \text{(Eq. 2.27)}$$

$$\varepsilon_{ij} \propto \left(\frac{C^*}{r}\right)^{n/n+1} \qquad \text{(Eq. 2.28)}$$

onde "r" é a distância radial da ponta da trinca e "n" é o expoente da equação da lei potencial da fluência de Norton [11], $\dot{\varepsilon} = A.\sigma^n$ Tais relações indicam que, neste caso, C^* caracteriza o campo de tensões e taxa de deformação na ponta da trinca sob

condições de comportamento de fluência secundária local. A caracterização do campo de tensões na ponta da trinca é conhecida como singularidade de Hutchinson-Rosengren-Rice (HRR) [49, 50].

Shih e Hutchinson [51] apresentaram equações analíticas para estimar a integral J sob condições de carregamento totalmente plástico para tração pura e para flexão pura. Saxena[4] propôs modificações nestas equações para obter expressões analíticas para estimar *C** nas condições de fluência secundária.

Desta maneira, o parâmetro C* refere-se a taxa de densidade de energia com que uma superfície de trinca forma-se num regime estacionário, diferentemente da integral J, que simplesmente trata da densidade de energia devida a um carregamento. Este valor de C* normalmente [4,8,92,25] é plotado em função da taxa de propagação de trinca (da/dt) e, nestas condições, serve como guia para a determinação de vida residual de componentes, pois sabendo-se a taxa de avanço da trinca ao longo do tempo e a seção residual do componente (ligamento) pode-se determinar o tempo de operação para a trinca passar a ser crítica (Figura 2.18).

Para ensaios realizados em laboratório[93], o valor de C* pode ser obtido pela seguinte equação:

$$C^* = \frac{P\dot{V}_S}{BW}\eta\left(\frac{a}{W}, n\right) \qquad \text{(Eq 2.29)}$$

onde:

P = carga aplicada

W = comprimento útil da amostra

B = espessura da amostra

$\dot{V}_S$ = taxa de deflexão da linha de carga no regime estacionário

η = função geométrica dependente do tempo

O valor de η para corpos de prova compact tension (CT) pode ser obtido pela seguinte relação:

$$\eta = \frac{n}{n+1}\left[\frac{2+0.522\left(1-\frac{a}{W}\right)}{1-\frac{a}{W}}\right] \qquad \text{(Eq.2.30)}$$

sendo:

n = expoente de fluência

a = comprimento de trinca

W = comprimento útil da amostra

A tabela 2.2 lista valores dos fatores de forma F'/F e η (a/w, n) para corpos de prova "compact tension" (CT) e "center crack tension" (CCT), em função de a/W [10].

Tab. 2.2 - Comparação dos valores de F'/F com η (a/w, n) para corpos de prova "compact tension" (CT) e CCT [10].

a/w	Corpo de prova "compact tension" (CT)				Corpo de prova "center crack tension"CCT			
	F'/F	η (a/w, n)			F'/F	η (a/w, n)		
		n=3	n=6	n=10,5		n=3	n=6	n=10,5
0,2	2,976	1,966	2,278	2,434	2,755	0,312	0,446	0,516
0,3	2,590	2,307	2,661	2,843	2,0668	0,357	0,510	0,590
0,4	2,644	2,725	3,133	3,346	1,821	0,417	0,595	0,688
0,5	3,078	3,274	3,757	4,008	1,785	0,500	0,714	0,826
0,6	3,920	4,063	4,654	4,962	1,914	0,625	0,893	1,033
0,7	5,330	5,340	6,110	6,510	2,255	0,833	1,190	1,377
0,8	7,949	7,856	8,983	9,570	3,042	1,250	1,785	2,065

A aplicação deste parâmetro restringe-se as situações onde o tempo para que a ponta da trinca possua extensiva condição de fluência seja pequeno, ou seja, que à ponta da trinca esteja sob o regime do estado estacionário logo após o componente com defeito ter sido posto em serviço ou logo após ter nucleado o defeito em operação. Nas situações fora do regime estacionário, o parâmetro C^* não reproduz com fidelidade a taxa com o qual a trinca se desloca, pois o mesmo independe do tempo.

Métodos para estimar *C** têm sido discutidos em vários artigos [4-8,23]. A integral *C** que é aplicada na fluência, foi desenvolvida por analogia feita com a integral J que é aplicada para carregamento no regime elasto-plástico, no caso Jp. Por este motivo as expressões dadas por Shih e Hutchinson[51], He e Hutchinson[58] e muitas

outras configurações dadas por Kumar et al[52] para a integral J podem ser utilizadas pela integral *C** fazendo-se as substituições apropriadas[4].

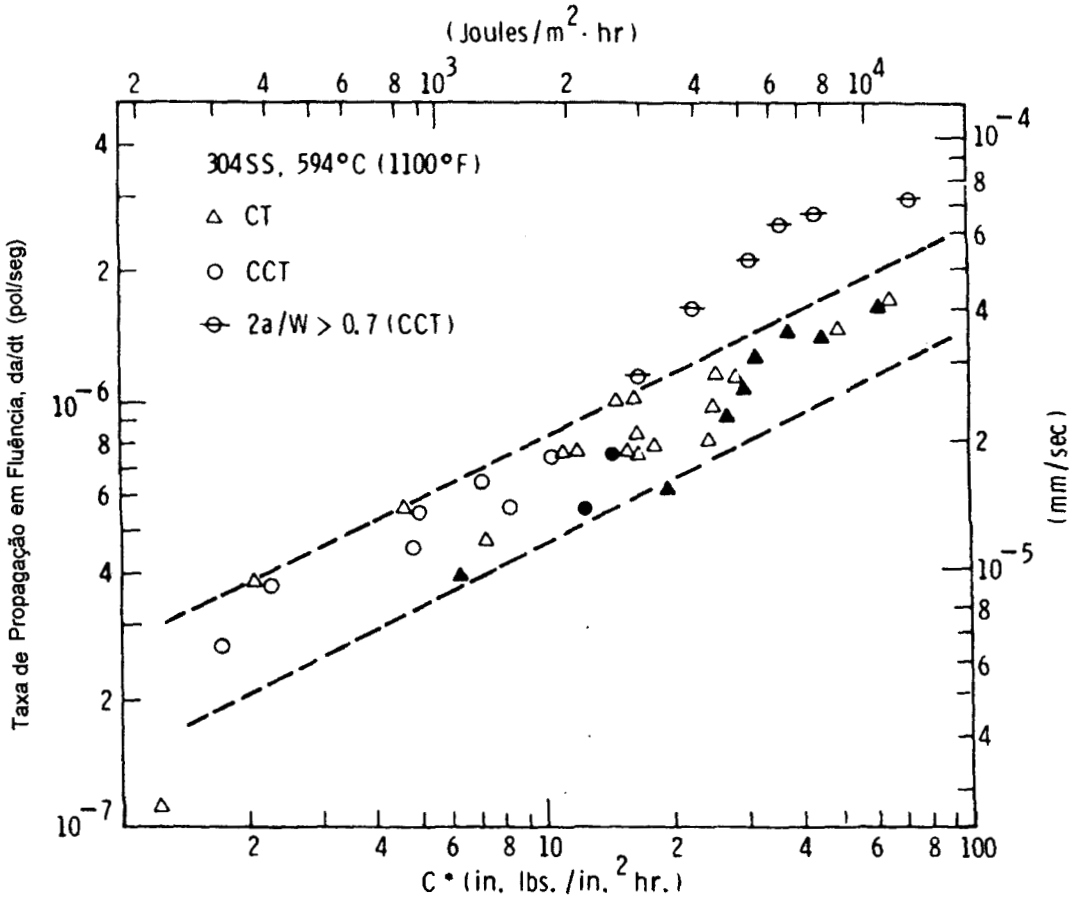


Figura 2.18 – Curva de C* *versus* da/dt para um aço AISI 304 a 594°C [4]

2.2.4 - PARÂMETRO C_t

O parâmetro *C** é aplicável para condições de fluência de larga escala (estado estacionário). Sua aplicação às condições de fluência de pequena escala onde a extensão da trinca ocorre sob predominância de condições elásticas é muito limitada. Em muitos casos o crescimento de trinca inicia no regime de fluência de pequena escala e, eventualmente, progride para o regime de larga escala. Neste caso o início da taxa de crescimento de trinca não seria bem representado pela integral *C** e um parâmetro alternativo deve ser empregado[9]. A transição de um regime para outro pode ser caracterizada em termos de tempo para tensões elástica

no início, num curto período seria caracterizado por *K* e para grandes períodos com deformações plásticas por *C** .

A relaxação de tensões perto da ponta da trinca é descrita analiticamente por um campo de tensões assintótico dependente do tempo determinado pela singularidade de Hutchinson-Rosengren-Rice (HRR)[7,50,49] na Eq. 2.31;

$$\sigma_{ij} = \left[\frac{K^2.\left(1-\nu^2\right)/E}{(n+1).r.t}\right]^{\frac{1}{(n+1)}} \qquad \text{(Eq. 2.31)}$$

onde:

K é o fator de intensidade de tensões;

ν é o coeficiente de Poisson;

E é o módulo de elasticidade;

n é o expoente de fluência;

r é a distância radial da ponta da trinca;

t é o tempo.

Quando o nível de tensões permanece no estado estacionário ou seja para um tempo muito longo o campo de tensões é dado pela Eq. 2.27 e o tempo de transição para o controle passar de *K* para *C** é dado pela Eq. 2.32 [7,59]

$$t_1 = \frac{K^2.\left(1-\nu^2\right)}{E.(n+1).C^*} \quad \text{(Eq. 2.32)}$$

onde t_1 é o tempo para a transição de um início dominado elasticamente para o final dominado pala fluência no estado estacionário. É, portanto, desejável calcular o tempo de transição quando se realizam testes de crescimento de trinca em fluência. Para tempos menores que t_1, uma boa correlação pode ser conseguida com *K*, mas para tempos muito maiores que t_1 as melhores correlações são feitas por *C** [9]. Tomando como base as Eq. 2.27, 2.31 e 2.32 Riedel [59] definiu o parâmetro C(t) dado pela Eq. 2.32:

$$C(t) = \frac{K^2.\left(1-\nu^2\right)}{E.(n+1).t} + C^* \quad \text{(Eq. 2.32)}$$

quando t → 0, o primeiro termo governa C(t) e quando t → ∞, o segundo termo ou seja C^* governa C(t). Esta equação mostra que para condições de fluência de pequena escala, a tensão na ponta da trinca é caracterizada por K mas esta relação não é direta ou seja, o K por si só não representa o parâmetro de crescimento em fluência neste regime.

O parâmetro C_t da forma proposta por Saxena[10], é uma tentativa de estender os conceitos da integral C^* para o regime do estado não estacionário de crescimento de trinca. A relação é feita através da interpretação da taxa de energia de C^*. Considerando vários pares de corpos de prova idênticos trincados. Dentro de cada par, um corpo de prova tem uma trinca de comprimento "a" e o outro com um incremento no comprimento de trinca ($a + \Delta a$). Os corpos de prova de cada par são carregados com vários níveis de carga P_1, P_2, P_3,...,Pi,...,etc., em temperaturas elevadas e o deslocamento da linha de carga em função do tempo é traçado como mostra a Fig. 2.19.

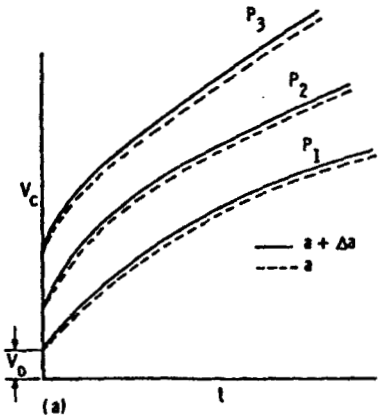


Fig. 2.19 - Deslocamento da linha de carga em função do tempo para corpos com comprimento de trinca a e ($a + \Delta a$) para vários níveis de carga[10].

O deslocamento da linha de carga devido a fluência é V_c. É suposto que não ocorre aumento da trinca nos dois tipos de corpos de prova e que a resposta instantânea é linear elástica, limitando as considerações para as condições de fluência em pequena escala caracterizada por $t/t_1 << 1$. Para um tempo fixo "t"o comportamento da carga "P " versus taxa de deslocamento da linha de carga em fluência, "$\dot{V}_c$", é traçado para todos os corpos de prova. Um gráfico esquemático do

comportamento esperado é mostrado na Fig. 2.20. Vários traçados deste podem ser gerados variando-se o tempo.

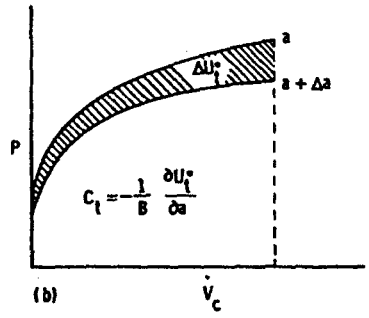


Fig. 2.20 - Definição do parâmetro C_t.[10]

A área entre as curvas $P \times \dot{V}_c$ para os corpos de prova com comprimento de trinca "a " e ($a + \Delta a$) é chamada de ΔU_t^*. Ela representa a diferença nas taxas de energia fornecidas para os dois corpos trincados com histórias idênticas de deformação em fluência. O parâmetro C_t é definido pela equação 2.33 [1, 10, 19, 23]

$$C_t = \lim_{\Delta a \to 0}\left(-\frac{1}{B}\cdot\frac{\Delta U_t^*}{\Delta a}\right) = -\frac{1}{B}\cdot\frac{\partial U_t^*}{\partial a} \qquad \text{(Eq. 2.33)}$$

onde B é a espessura do corpo de prova. Quando $t/t_1 \to \infty$ ou seja na condição de estado estacionário de fluência, temos $C_t = C^*$.

Quando existe um tempo necessário para que a trinca passe de um mecanismo dominantemente elástico para outro dominado por fluência (passe do domínio do K para o domínio do C*), existe a necessidade de se utilizar outro parâmetro, chamado C_t. Este parâmetro foi proposto por Saxena [10] e o tempo de transição t_t para a trinca passar de elástica à controlada por fluência é dado pela seguinte equação:

$$t_t = \frac{K^2\left(1-\nu^2\right)}{E(n+1)C^*} \qquad \text{(Eq. 2.34)}$$

Para situações onde este tempo de transição é elevado, o parâmetro C_t , definido na equação 2.35, deve ser utilizado. Ele é capaz de prever como a trinca

evoluirá desde o regime predominantemente elástico até o crescimento estável governado pela taxa de fluência secundária [9, 93, 10].

$$C_t = \frac{P\dot{V}_c}{BW}\frac{F'}{F} - C^*\left(\frac{F'}{F}\frac{1}{\eta} - 1\right) \qquad \text{(Eq. 2.35)}$$

onde:

$\dot{V}_C$ = taxa de abertura da linha de carga devida à fluência;

F = fator de forma dependente da geometria do corpo e da dimensão da trinca;

F' = derivada do fator de forma, $dF/d(a/W)$;

Para amostras CT, a razão $(F'/F)/\eta \approx 1$ e a equação 2.35 pode ser reescrita como:

$$C_t = \frac{P\dot{V}_c}{BW}\frac{F'}{F} \qquad \text{(Eq. 2.36)}$$

Da mesma forma que o parâmetro C*, o C_t é apresentado em função da taxa de crescimento de trinca (da/dt). O parâmetro C_t possui equacionamento para as configurações mais utilizadas na prática, tais como tubos com defeitos internos [95,96]. Nestes casos, são realizados ensaios em laboratório para determinar o valor de C_t e, de acordo com as condições de operação do tubo e o tamanho do defeito existente, verifica-se qual a taxa de crescimento da trinca e qual a vida residual.

2.3.- MECÂNICA DA FRATURA DEPENDENTE DO TEMPO

As considerações de fluência convencional reportam-se a estruturas onde, teoricamente, não existam defeitos prévios ou de operação (condição inevitável na prática) e as falhas decorrentes são exclusivamente creditadas a uma massiva ocorrência de danos acumulados de fluência. Entretanto, esta forma de encarar o problema mostra-se ineficiente por não conseguir prever qual a real periculosidade de defeitos, a vida residual do componente (tamanho crítico do defeito) e como

prolongar a vida a partir de modificações no processo levando em conta a existência do dano.

A aplicação da Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) considera a existência de um valor máximo de tenacidade à fratura (K_{ic}) para que ocorra crescimento de trinca na temperatura ambiente. Numa temperatura elevada, entretanto, ocorre crescimento sub-crítico de trinca mesmo aplicando-se um K inferior ao K_{IC} do material para aquela temperatura considerada.

Desta verificação, surge um novo ramo da mecânica da fratura, chamado Mecânica da Fratura Dependente do Tempo (MFDT).

Na temperatura ambiente, ao submeter-se um material trincado a um carregamento, uma zona plástica forma-se na ponta da trinca. Esta zona plástica depende exclusivamente da magnitude do carregamento. Nos casos onde se aplica a MFDT, esta zona plástica possui uma forma diferenciada (Figura 2.21) e além do carregamento, também é função da temperatura e do tempo.

Na ponta da trinca, nestas condições, surgem ao mesmo tempo os três estágios de fluência referidos anteriormente, além da zona elástica. Numa região imediatamente à frente da trinca, tem-se uma zona onde ocorre uma ruptura localizada do material, similar ao estágio III de fluência. Um pouco adiante desta zona ocorre outra que corresponde ao estágio estacionário de fluência seguida de outra que possui comportamento tal qual o estágio I de fluência. Estas três zonas são responsáveis pelo avanço da trinca sob regime de fluência e são designadas simplesmente por "zona de fluência".

Assim como na MFLE e na MFEP (elasto-plástica), na MFDT, alguns parâmetros de controle como C*, C_t e o próprio parâmetro K são utilizados. A aplicação de cada um depende basicamente da tenacidade do material em temperaturas elevadas. A Tabela 2.3 resume a aplicação destes parâmetros (que serão posteriormente abordados com maior profundidade) para diversos materiais a diferentes temperaturas.

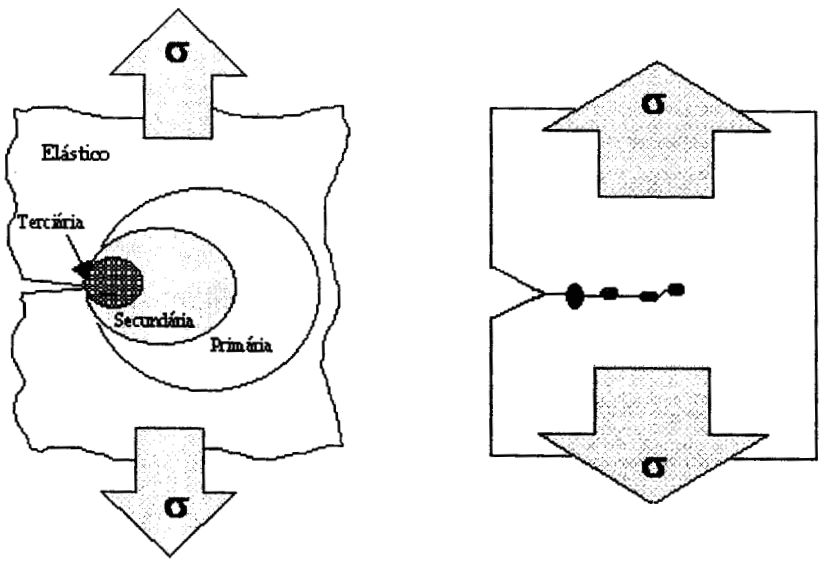


Figura 2.21 – Representação das zonas de fluência e formação de cavidades na ponta da trinca.

Tabela 2.3 – Resumo dos parâmetros de Controle da Mecânica da Fratura para diferentes materiais [10].

Liga	Temperatura (°C)	Parâmetro de Controle
Alumínio RR58	150-200	C*
Alumínio 2219-T851	150	K
A470 Classe 8	482, 538	C*, C_t
1 Cr - 0,5 Mo	535	C*
1 Cr -1 Mo - 0,25 V	427-538	C_t
0,5 Cr - 0,5 Mo – 0,25 V	540	C*, C_t
2,25 Cr – 1 Mo	540	C*, C_t
1,25 Cr – 0,5 Mo	482, 538	C_t
Inoxidável 316	593	C*
Inoxidável 304	593-650	C*
Superliga Udimet 700	850	K
Superliga Discaloy	649	C*
Superliga Waspaloy	704	K
Superliga Inco 718	538-704	K

2.4 - FADIGA EM ALTA TEMPERATURA

Os materiais submetidos aos ensaios de fadiga clássica (curvas S-N) em temperaturas elevadas apresentam uma diminuição no que se convencionou chamar de limite de fadiga [97] e na resistência à fadiga (resistência mecânica associada a um número fixo de ciclos). Este comportamento tende a ser mais deletério para os aços nos casos onde a razão de carregamento em fadiga R ($P_{mín}/P_{máx}$) esteja entre 0,4 e 1 [98]. Com isto uma diminuição na temperatura produz um aumento no limite de fadiga do aço; entretanto, para alguns componentes com trincas pré-existentes, um efeito de diminuição no limite de fadiga pode vir a ocorrer ao diminuir-se a temperatura, uma vez que o tamanho crítico da trinca e a tenacidade à fratura do material podem também ser reduzidos.

Ao analisar o comportamento de materiais submetidos aos ensaios de mecânica da fratura aplicada à fadiga (curvas da/dN x ΔK) tem-se que, genericamente, um aumento na temperatura causa um acréscimo na taxa de propagação de trinca. A Figura 2.22 mostra este efeito para vários materiais. Observa-se que o aumento na taxa de propagação de trinca em elevadas temperaturas se dá preponderantemente em temperaturas acima de 50% da temperatura de fusão do material [99, 100, 101].

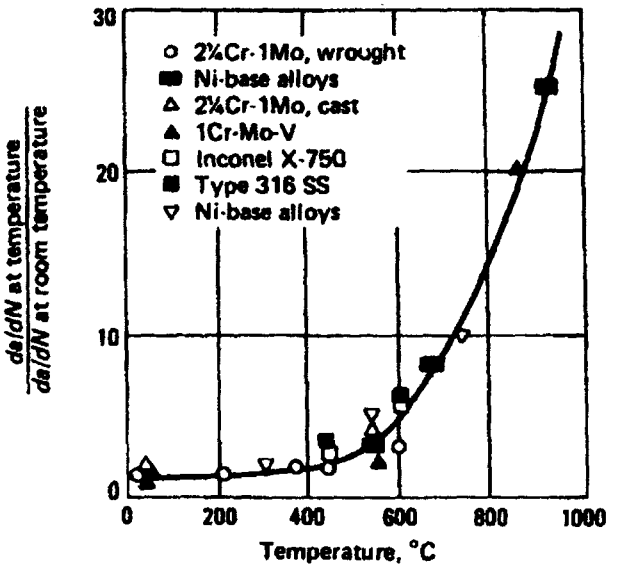


Figura 2.22 – Crescimento de trinca em função da temperatura para ΔK = 30 MPa $\sqrt{m}$ [99].

Sabe-se que nos materiais pré-trincados submetidos a carregamentos em fadiga, uma zona plástica devido a este carregamento alternado é encontrada à frente da trinca. Nos casos de fadiga em temperaturas elevadas, adicionalmente a esta zona plástica, deve-se levar em conta as três zonas referidas anteriormente (Figura 2.21). Tomkins[102] mostra um modelo de avanço de trinca de fadiga em materiais com grande plasticidade à ponta da trinca. O referido modelo procura explicar as situações onde a trinca propaga-se conforme o segundo estágio de fadiga (para o qual é válida a lei de Paris), não levando em consideração taxas menores do que 10^{-7}mm/ciclo, nem maiores do que 1 mm/ciclo. A Figura 2.23 mostra, esquematicamente, o mecanismo de formação da trinca em fadiga: em (a) temos uma condição de descarregamento de máxima compressão da trinca, em (b) ao introduzir-se uma pequena tensão trativa na trinca, são geradas bandas de deslizamento à 45 graus da ponta. Isto possibilita uma nova superfície de trinca, originada pela decoesão de cisalhamento. O perfil originado neste momento depende da abertura da boca do entalhe. Pequenas aberturas levam a configurações tais quais a apresentada em (c), enquanto grandes aberturas levam a um perfil como mostrado no item(f). Após ter passado pela máxima tensão trativa, o grande campo plástico à ponta da trinca força a mesma a novamente possuir um estado de máxima compressão ((d) e (e)). No caso de acontecerem grandes aberturas da ponta da trinca podem ocorrer em um único ciclo desde várias pequenas estriações a uma única grande estriação. Para pequenas aberturas, podem ser necessários vários ciclos para criar uma nova superfície formada pela instabilidade compressiva.

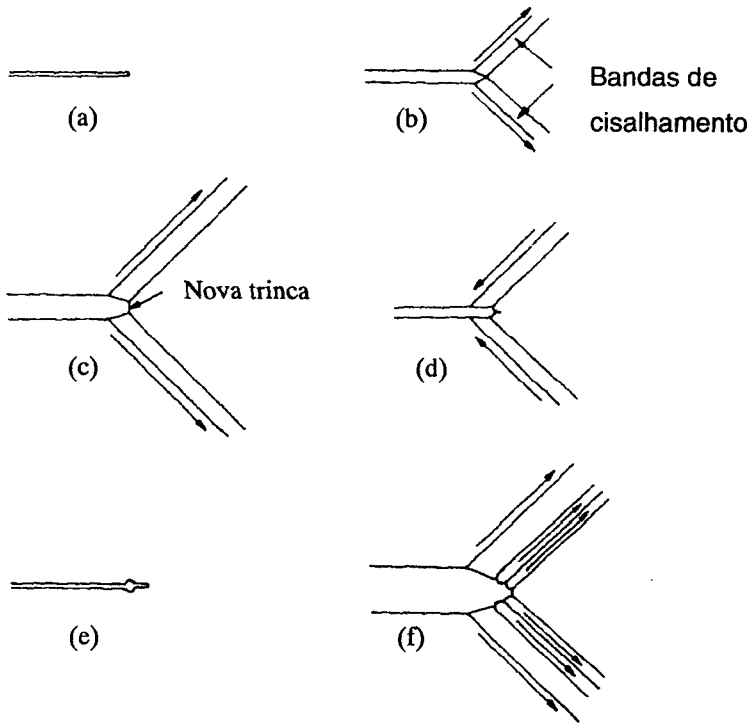


Figura 2.23 – Mecanismo de crescimento de trinca de fadiga a alta temperaturas, adaptado [102].

A fadiga em altas temperaturas deve ser distinguida da fadiga térmica proveniente de mudanças na temperatura, onde o componente sofre ciclos de fadiga exclusivamente devido às diferentes dilatações impostas pelas diferentes temperaturas. Além disto, no caso da fadiga em altas temperaturas, outras variáveis além da temperatura elevada devem ser consideradas. Dentre estas destacam-se, principalmente a freqüência, a razão de carregamento e a forma da onda que, por estar diretamente envolvida na propagação por mecanismos simultâneos de fluência e fadiga, serão abordados.

2.4.1 - EFEITO DA FREQÜÊNCIA f

A freqüência de carregamento imposta a componentes estruturais pode variar desde baixas freqüências (associadas a ciclos de início e fim de operação) até altas freqüências (devidas a vibrações induzidas pelo fluxo, por exemplo).

De maneira genérica, James[100] e Jaske[101] mostraram em trabalhos realizados em aço inoxidável AISI 304 e 2 ¼ Cr 1Mo, respectivamente, que a temperaturas ao redor de 538°C (1000°F), o aumento na freqüência de aplicação da carga leva a uma diminuição na taxa de propagação de trincas. Como pode ser visto na Figura 2.24, a inclinação das retas para as diferentes freqüências não mudaram significativamente, isto é, a constante m da relação de Paris (Eq. 2.37) não é significativamente afetada pela freqüência.

$$\frac{da}{dN} = C \cdot (\Delta K)^m \qquad \text{(Eq. 2.37)}$$

$\frac{da}{dN}$ = incremento de avanço de trinca por ciclo; mm/ciclo

C = constante do material;

m = constante relacionada com a inclinação da reta da curva da/dN x ΔK;

ΔK = variação do fator de intensidade de tensões; $MPa \cdot \sqrt{m}$

O aumento da taxa de propagação de trincas verificado ao diminuir-se a freqüência de aplicação de carga é atribuído por Liu [90] como sendo proveniente de uma distinção dos mecanismos que governam o avanço da trinca: para freqüências elevadas a propagação é dependente do ciclo; já em freqüências baixas o avanço é dependente do tempo. Com isto, num ensaio a freqüências baixas o avanço *por ciclo* seria maior em função dos fenômenos de fluência apresentarem preponderância nesta situação. Em condições intermediárias o avanço governado por fadiga ou por fluência dependem do efeito combinado de outras variáveis tais como material, temperatura, freqüência e razão de carregamento em fadiga.

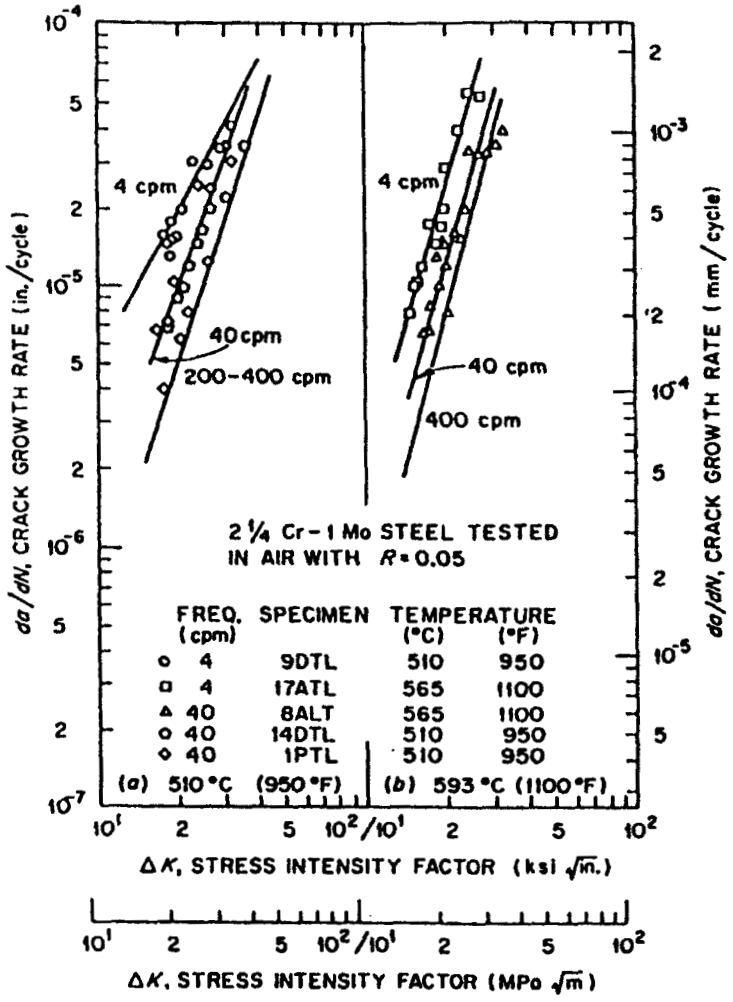


Figura 2.24 – Efeito da freqüência na taxa de crescimento de trinca em aço 2 ¼ Cr 1 Mo de 510°C a 593°C[101]

A Fig. 2.25 mostra esquematicamente a dependência do crescimento de trinca em testes de fadiga-fluência em função do tempo do ciclo de carregamento (inverso da freqüência). Em ciclos de alta freqüência (pequenos tempos de espera t_e), predomina a dependência do número de ciclos (região I). Em ciclos de baixa freqüência (grandes tempos de espera t_e, região III), o crescimento de trinca é dependente do tempo. E numa situação intermediária, o crescimento de trinca é determinado pelos dois fatores: o número de ciclos N e o tempo t de carregamento (fadiga-fluência, região II).

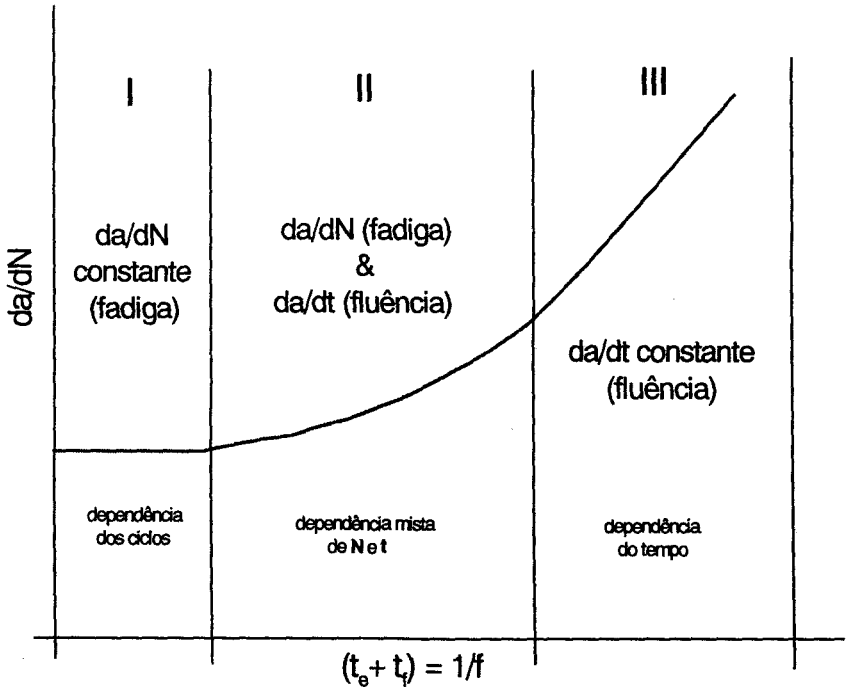


Fig. 2.25 - Representação esquemática do crescimento de trinca em alta temperatura em condições de fadiga-fluência, em função do inverso da frequência Adaptado da Ref. (18).

2.4.2 - EFEITO DA RAZÃO DE CARREGAMENTO EM FADIGA R

A razão de carregamento em fadiga R ($P_{mín}/P_{máx}$) é tradicionalmente conduzida em ensaios de laboratório como tendendo a zero ($P_{mín}=0$). Na prática industrial, porém, os componentes estruturais estão geralmente sujeitos a carregamentos submetidos a uma razão diferente de zero ($P_{mín} \neq 0$) [100].

Para aplicações em temperaturas elevadas, os trabalhos de James [100] realizados em aço inoxidável AISI 304; de Jaske [101] feito em 2 ¼ Cr 1 Mo e de Shahianan e Sakananda [103] com liga de níquel 718, demonstraram que ao tornar os valores de R diferente de zero e tendê-los a 1, para uma mesma taxa de propagação de trinca, nota-se que quando os valores se aproximam de 1 necessitarão de um menor ΔK. Isto significa dizer que ao se aproximar o valor da tensão média da tensão máxima, as taxas de propagação de trinca diminuem para um mesmo ΔK considerado.

2.5 – INTERAÇÃO FADIGA E FLUÊNCIA

A característica mais marcante do fenômeno de fluência-fadiga é, sem dúvida, a forma da onda de carregamento aplicada no componente que, para simular convenientemente as situações enfrentadas na prática, deve possuir uma parcela que permaneça durante algum tempo sob carregamento estacionário e, periodicamente, sofra um alívio de carga.

Neste particular cabe uma distinção proposta por James [100]: componentes que operem em elevadas temperaturas submetidos à vibrações cíclicas tem uma onda senoidal que representa satisfatoriamente o problema. No caso de componentes que após a partida estivessem submetidos a longos tempos na máxima tensão do ciclo e, periódica e/ou ocasionalmente sofressem um descarregamento desta tensão, a melhor onda para simular este efeito seria uma trapezoidal com um tempo de espera (t_e) na máxima tensão. Neste caso tem-se a iteração de fenômenos de fluência (durante o tempo na máxima tensão) com os de fadiga (devidos aos ciclos de carregamento/descarregamento). Desta distinção, nota-se que a abordagem de fluência-fadiga resume-se a alguns componentes específicos que estejam submetidos a estas condições de trabalho, tais quais tubos, reatores e vasos de pressão. Estas situações foram chamadas por Ohtani e Kitamura [104] de "fluência cíclica". No caso de ciclos ininterruptos, abordados satisfatoriamente por fadiga em elevadas temperaturas, na prática aplica-se principalmente em elementos girantes, entre os quais destacam-se as turbinas a vapor.

Em trabalho destinado a observar o efeito do tempo de espera na tensão de serviço, Min e Raj [105] mostraram que algumas variáveis como o tamanho de grão e a freqüência de ensaio apresentam na fadiga-fluência comportamento similar ao verificado em fluência ou em fadiga contínua. A similaridade do efeito destas variáveis na avaliação final dos ensaios é determinada pelo tempo de permanência na tensão atuante (t_e). No caso deste tempo de espera estar no regime compressivo, Conway [106] e Min e Raj [105] verificaram uma redução na taxa de crescimento de trincas. Isto é atribuído ao fechamento de microvazios e pontos triplos, tidos como responsáveis pelo aumento de taxas de propagação em fluência. Nos tempos de

espera trativos [103, 107, 108], ao analisar-se a propagação de trinca quando submetido a carregamentos trapezoidais em relação a um carregamento tipo dente de serra (t_e igual a zero), têm-se um aumento na taxa de propagação de trinca para um mesmo ΔK considerado. Este fato deve-se a um aumento no avanço de trinca por ciclo no período de permanência na carga máxima (t_e).

Uma questão que tem sido abordada pelos pesquisadores de fluência-fadiga é a interferência da zona plástica cíclica de fadiga na zona de fluência. Adefris et al., citados por Saxena [19], mostraram que a resistência dos materiais à plasticidade cíclica é fundamental na análise de qual mecanismo dominará a propagação da trinca. Materiais com pequena resistência a plastificação por meio de ciclos tem uma zona de fluência menor que a devida ao carregamento cíclico; nos materiais que conseguem resistir a plastificação cíclica a zona de fluência se sobrepõe a zona de plasticidade cíclica. Esta distinção é bastante considerada quando da utilização de modelos e parâmetros de controle aplicados à fluência-fadiga.

Outro ponto que merece destaque dentro da complexidade da análise de fluência-fadiga é o tamanho da zona de fluência em relação ao tamanho da seção residual do corpo analisado. Para tempos curtos em que a zona de fluência é pequena em relação às dimensões do corpo, um campo elástico restringindo o crescimento da trinca ainda possui relevância. Nestas condições a trinca propaga-se sob o regime de fluência em pequena escala (FPE). Nos casos onde a zona de fluência se estende sob o ligamento residual, temos uma nova distribuição do campos de tensões à ponta da trinca que é comandada pelos fenômenos de fluência, esta chamada de fluência extensiva (FE) [19]. Estas relações de tamanho de zona de fluência em relação ao ligamento residual, obviamente são afetadas pela plasticidade cíclica ao longo do tempo e são dependentes dos parâmetros de fadiga (freqüência, razão) e da resistência do material à fadiga-fluência (plasticidade cíclica).

2.5.1 - PARÂMETRO DE CONTROLE DE FADIGA E FLUÊNCIA $(C_t)_m$

Como nas situações de crescimento de trinca por fluência ou por fadiga, nos casos de fluência-fadiga a obtenção de modelos e parâmetros que consigam

descrever e, principalmente, prever o comportamento de materiais dentro destas condições são implementados. Saxena e Giseke, citados por Saxena[19], propuseram um parâmetro que aborda o comportamento de materiais submetido a fluência-fadiga desde o regime FPE até o regime de FE, sob condições de plasticidade cíclica. Este regime foi denominado elástico-plástico cíclico-fluência secundária (EL-PLC-FS) [64,109]. Tal parâmetro, denominado $(C_t)_m$, é definido restritamente para condições de ondas trapezoidais com rápido carregamento e descarregamento separados por um tempo de espera, t_e. Nestas condições, $(C_t)_m$ é definido como:

$$(C_t)_m = \frac{1}{t_e}\int_0^{te} C_t \, dt \qquad \text{(Eq.2.38)}$$

Para ensaios realizados em corpos de prova com monitoramento do deslocamento da linha de carga, $(C_t)_m$ é definido como [93, 19, 64]:

$$(C_t)_m = \frac{\Delta P \cdot \Delta V_c}{B \cdot W \cdot t_e}\frac{F'}{F} - C^*\left(\frac{F'}{F}\frac{1}{\eta} - 1\right) \qquad \text{(Eq. 2.39)}$$

onde:

ΔP = variação de carga aplicada

ΔV_c = deslocamento da linha de carga devido a fluência durante o tempo de espera t_e

Conforme afirmado anteriormente, o termo $(F'/F)/\eta$ vale aproximadamente 1 para corpos de prova CT, e a equação 2.39 pode ser reescrita como:

$$(C_t)_m = \frac{\Delta P \cdot \Delta V_c}{B \cdot W \cdot t_e}\frac{F'}{F} \qquad \text{(Eq. 2.40)}$$

Este parâmetro $(C_t)_m$, tal qual o C^* e o C_t, , possui aplicação na avaliação de vida residual quando analisado em função de taxa de crescimento de trinca (da/dt)

Seu diferencial reside no fato de ser usada uma taxa de crescimento média $(da/dt)_m$ de acordo a seguinte relação [93, 109]:

$$\left(\frac{da}{dt}\right)_m = \frac{1}{t_e}\left[\left(\frac{da}{dN}\right)_{fad-flu} - \left(\frac{da}{dN}\right)_{fad}\right] \qquad \text{(Eq. 2.41)}$$

onde:

$(da/dN)_{fad-flu}$ é o acréscimo total de trinca por ciclo de fadiga-fluência,

$(da/dN)_{fad}$ é o acréscimo de trinca por ciclo de fadiga,

e $(da/dt)_m$ é a velocidade média de trinca por ciclo de fadiga-fluência, devido apenas ao fenômeno de fluência.

A utilização de $(C_t)_m$ somente para casos onde a forma de onda possua distinção abrupta de fenômenos, ou seja, o tempo de carga/descarga é pequeno de modo que todo o crescimento de trinca possa ser atribuído somente a fluência ou à fadiga, permite que sejam feitos modelamentos de crescimento de trinca que levem em conta cada uma das parcelas separadamente. Um destes modelos, proposto por Grover e Saxena [109], mostra a Lei de Paris modificada para casos de fluência-fadiga:

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K^m + C_1 \cdot \left[(C_t)_m\right]^{m1} \cdot t_e \qquad \text{(Eq. 2.42)}$$

O primeiro termo da equação 2.42 refere-se a taxa de crescimento de trinca por fadiga (dependente do ciclo) e o segundo termo a taxa de crescimento de trinca por fluência (dependente do tempo de espera). As constantes C_1 e m_1 são obtidas através de regressão linear do gráfico $(C_t)_m$ x $(da/dt)_m$. Assim consegue-se um modelo capaz de prever as taxas de crescimento devido a cada um dos fenômenos envolvidos.

3 –PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

3.1 – MATERIAL: HISTÓRICO E PROCESSAMENTO

Os corpos de prova utilizados neste trabalho são de aço 2 ¼ Cr 1 Mo (ASTM A335 Grau P22 / API P22), nas seguintes condições:

- Material retirado de tubulação de planta petroquímica para condução de vapor. Operou na planta durante cerca de 120.000 horas (13,7 anos) sob uma pressão interna de 115 kgf/cm^2 (11,5 MPa) a uma temperatura de 538^{0}C (1000^{0}F), neste trabalho designado por material usado.
- Material retirado de tubulação que ainda não foi posta em operação, neste trabalho designado por material novo.

Os tubos possuem um diâmetro externo de 20 polegadas (500mm) e uma parede de 2 polegadas (50 mm) e foram fabricados a partir do processo Mannesmam [81] para laminação de tubos sem costura. Neste processo, as barras são aquecidas a 1250^{0}C antes de passar pelo trem de laminação (neste caso com cilindros em forma de barril com uma ferramenta interna, Figura 3.1) e após isto resfriados em leito de resfriamento. A seguir, o tubo é reaquecido e então descarepado em equipamento hidráulico de alta pressão para depois ser conduzido a um laminador calibrador para dar suas dimensões finais. Durante este processo o tubo sofre, na prática, uma "tempêra" (solubilização) que, seguida de um revenimento no trem calibrador de laminação, confere as melhores propriedades mecânicas associadas a propriedades em altas temperaturas.

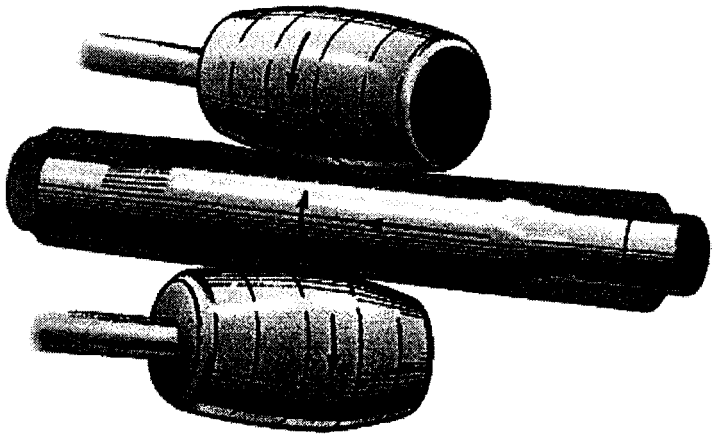


Figura 3.1 – Etapa do processo de fabricação dos tubos

A tabela 3.1 apresenta a composição química em peso percentual dos aços API P22 ensaiados, na forma nova e usada, numa comparação com a composição química normalizada. Observe-se o teor de carbono levemente maior nos materiais estudados.

Tabela 3.1 – Comparação entre a composição química normalizada do aço API P22 (em peso percentual), com a composição do API P22 novo e usado.

	C %	Mn %	P %	S %	Si %	Ni %	Cr %	Mo %
Norma-lizado	0,05 a 0,15	0,30 a 0,60	0,025 max	0,025 max	0,50 max	0,40 max	1,90 a 2,60	0,87 a 1,13
Usado	0,161	0,555	0,016	0,022	0,365	0,148	2,468	0,898
Novo	0,153	0,473	0,009	0,016	0,371	0,123	2,148	0,970

3.2 – PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA

Restrições geométricas e a capacidade dos equipamentos de teste disponíveis (diâmetro e comprimento dos fornos, garras, capacidade de carregamento, etc.) e dimensões dos tubos (diâmetro e espessura), levaram ao uso de corpos de prova "**compact tension disk shaped**", dimensionados de acordo com a norma ASTM E 399-90.

Os corpos de prova foram retirados dos tubos de tal maneira que a pré-trinca induzida por fadiga se propague durante os testes em alta temperatura na direção radial (Fig.3.4).

Os corpos de prova usinados são marcados e medidos individualmente em projetor de perfil para avaliação de características geométricas que permitem avaliar os parâmetros de teste.

A seguir abre-se uma pré-trinca induzida por fadiga, em temperatura ambiente, em máquina e dispositivos especialmente construídos para esta finalidade. Mede-se, então, o comprimento desta pré-trinca. Tanto para os testes estáticos de propagação de trinca por fluência, quanto os dinâmicos de fadiga e fadiga-fluência, com os parâmetros geométricos medidos, e conhecendo-se o tamanho da pré-trinca inical, avalia-se a carga de teste necessária para produzir um determinado fator de intensidade de tensões K inicialmente arbitrado.

Os corpos de prova adotados pela norma ASTM E-1457/92, que trata de ensaio de crescimento de trinca em altas temperaturas, apresenta uma pequena discordância da Norma ASTM E-647/91 (fadiga), na medida referente ao total do corpo de prova desde a linha de aplicação de carga até a outra extremidade (medida W, Figura 3.2). A Norma ASTM E-1457/92 prevê que a medida B seja 0,5 W; a Norma ASTM E-647/91 recomenda que a relação entre B e W seja: $W/20 \leq B \leq W/4$. O corpo de prova adotado seguiu a recomendação da norma ASTM E-1457/92 porque este dimensionamento é mais adequado para condições de grande plasticidade como é o caso dos testes de fadiga, fluência e fadiga-fluência em alta temperatura.

Esta escolha (Figura 3.3) tem como restrição o fato de que a medida W fica proporcionalmente menor do que a recomendada pela norma de fadiga (ASTM E-647/91) e, assim, menor fica o tamanho da região destinada ao crescimento por fadiga.

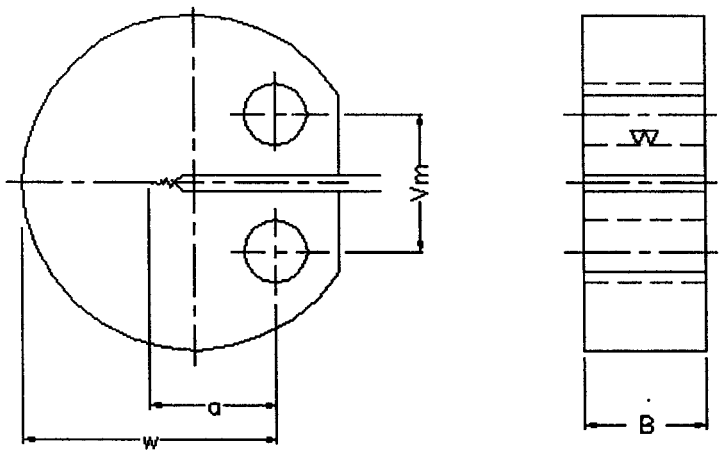


Figura 3.2 – Corpo de prova genérico "compact disc tension", a =comprimento de trinca, V_m = distância entre pontos de carregamento, B = espessura do corpo de prova, e W = distância do centro de carga ao final da seção resistente do corpo de prova.

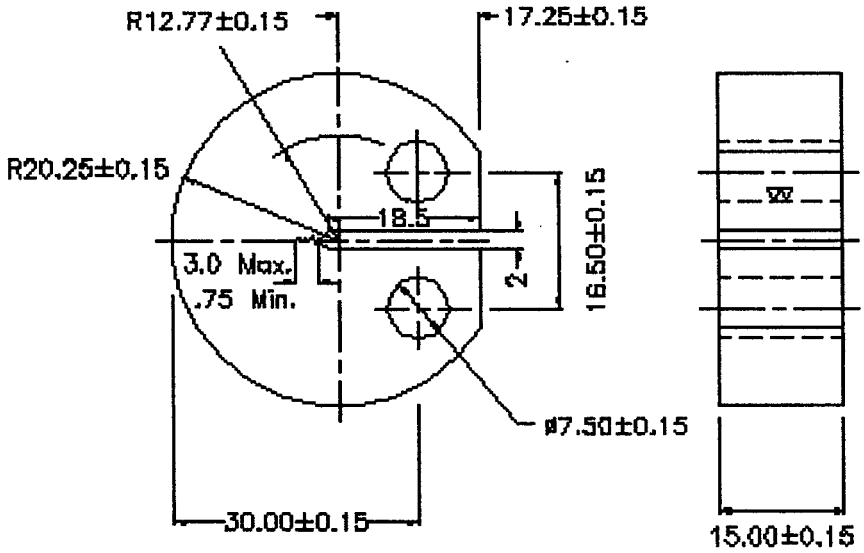


Figura 3.3 –Dimensionamento adotado nos corpos de prova de fadiga-fluência dimensões em mm.

Os corpos de prova foram extraídos dos tubos conforme esquema apresentado na Figura 3.4.

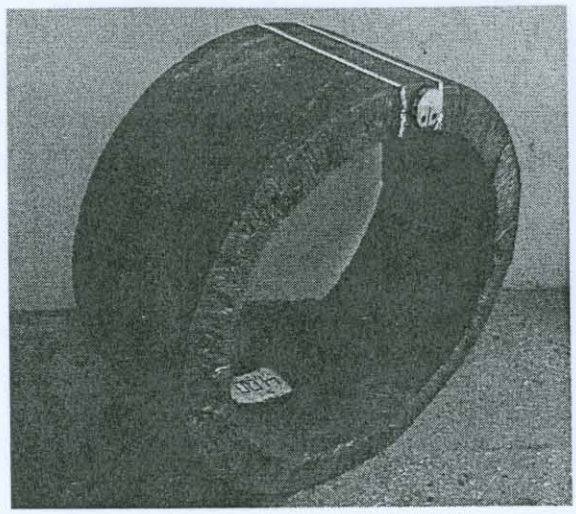


Figura 3.4 – Orientação da retirada dos corpos de prova junto ao tubo.

3.3 - EQUIPAMENTOS EMPREGADOS

Os equipamentos utilizados diretamente nos testes são:

a) Máquina de fluência marca WEB – Leipzig (Fig. 3.7) de carga constante por pesos mortos, atuando com três postos de trabalho, permitindo portanto três ensaios simultâneos, com sistema de aquisição de dados por computador. Foi empregada em testes estáticos de propagação de trinca por fluência e um dos três postos teve acrescentado um dispositivo pneumático (projetado e construído especialmente para os testes de fadiga-fluência) que permitiu testes de fadiga-fluência com tempos de espera 100, 1000 e 10.000 segundos (na verdade programável para qualquer tempo de espera ou de atuação da carga).

b) Máquina servo-hidráulica marca MTS (Fig. 3.5 e Fig 3.6), totalmente controlada por computador, com um posto de trabalho, para ensaios dinâmicos de fadiga (tempo de espera zero) e fadiga-fluência com tempos de espera ou de atuação da carga de 10 segundos.

c) Máquina de fadiga auxiliar (Fig. 3.8), de construção simples, para abertura de pré-trinca por fadiga em temperatura ambiente.

Os ensaios de fadiga e fadiga-fluência com t_e=10 s foram realizados em máquina servo-hidráulica marca MTS, modelo 810 Testar II_s com forno bi-partido acoplado (Figuras 3.5 e 3.6). O forno utilizado foi projetado a partir do forno original fornecido pelo fabricante da servo-hidráulica, com diâmetro útil interno de 70 mm para possibilitar ensaios de mecânica da fratura em altas temperaturas. O termopar para controle de temperatura encostado no corpo de prova (tipo K) foi ligado a um controlador com chave contatora.

As garras para ensaios de alta temperatura foram fabricadas de acordo com as medidas necessárias para adaptar-se à máquina e ao corpo de prova (Figura 3.9), com aço ABNT H 13. Os pinos de acoplagem com diâmetro de 7,5 mm foram confeccionados de aço AISI M2.

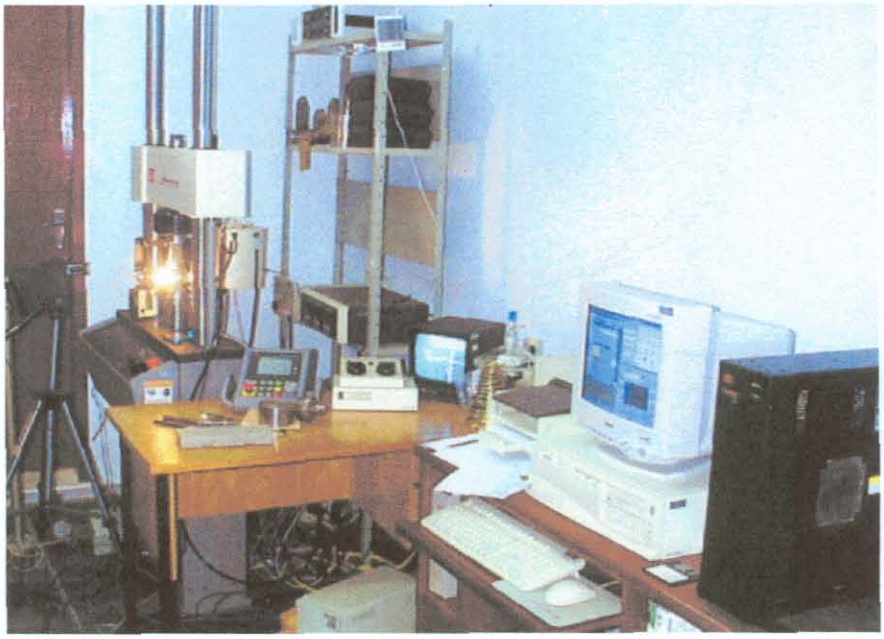


Figura 3.5 – Máquina de Ensaios MTS com sistema de aquisição de dados acoplado

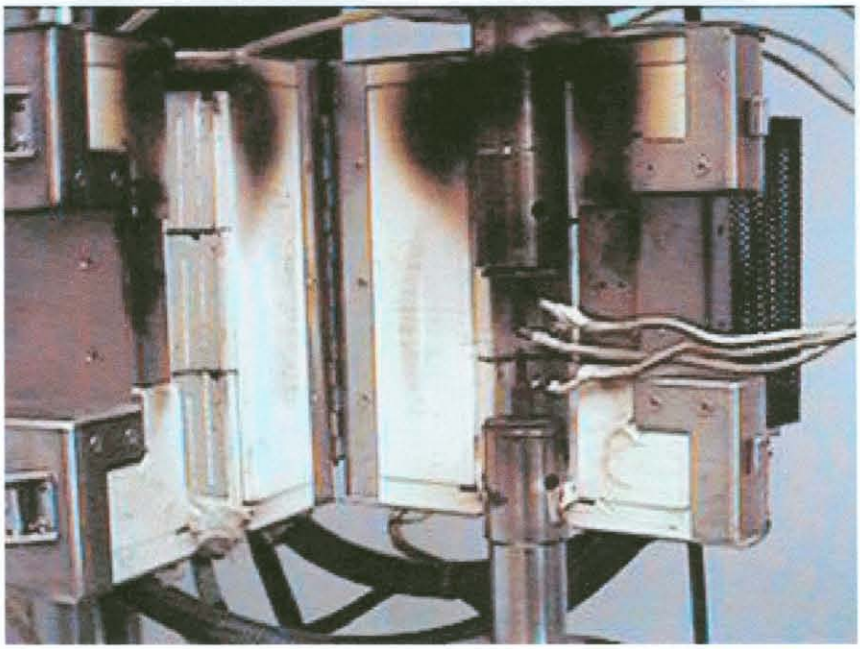


Figura 3.6 –Vista do forno bipartido da MTS, mostrando sistema de garras.

Fig. 3.7 - Máquina de fluência por peso morto. No posto central evidencia-se o dispositivo pneumático construído para testes de fadiga-fluência.

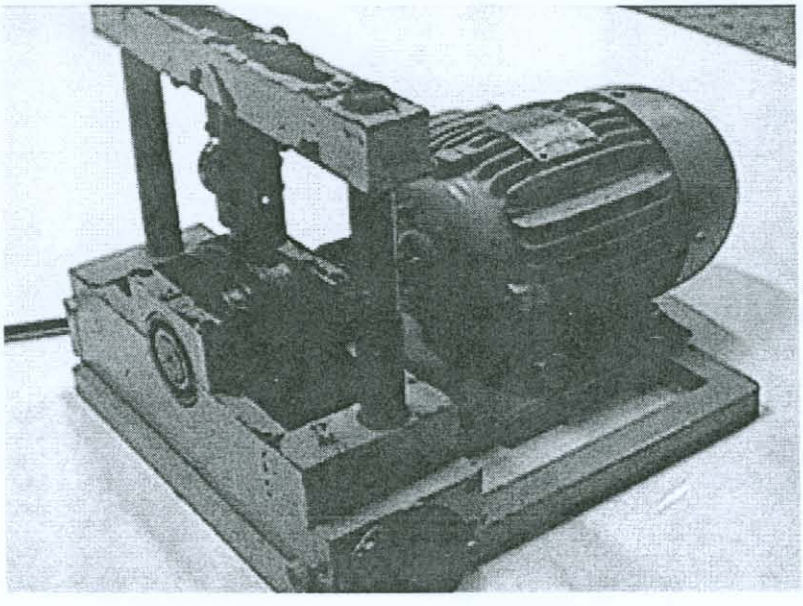


Fig 3.8 - Máquina de fadiga para abertura de pré-trinca.

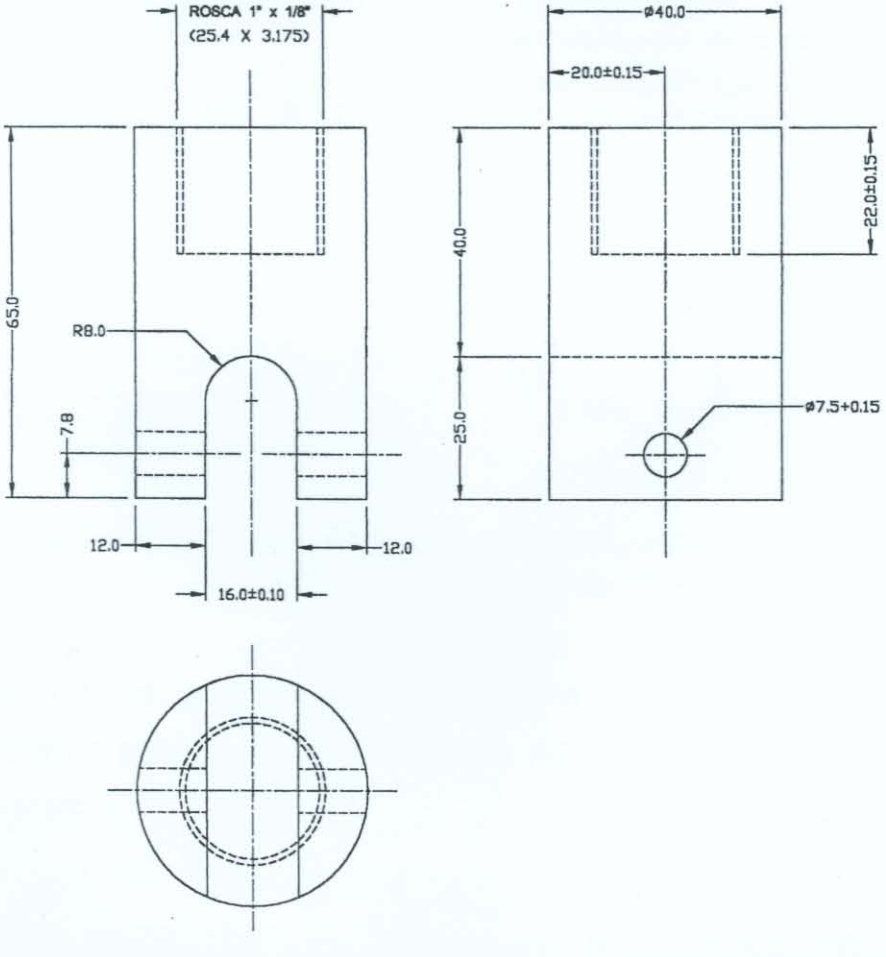


Figura 3.9 – Garra para ensaio em temperaturas elevadas, dimensões em mm.

3.4 - PARÂMETROS DE TESTE

Os ensaios foram programados de acordo com os parâmetros definidos nas Figuras 3.10 e 3.11.

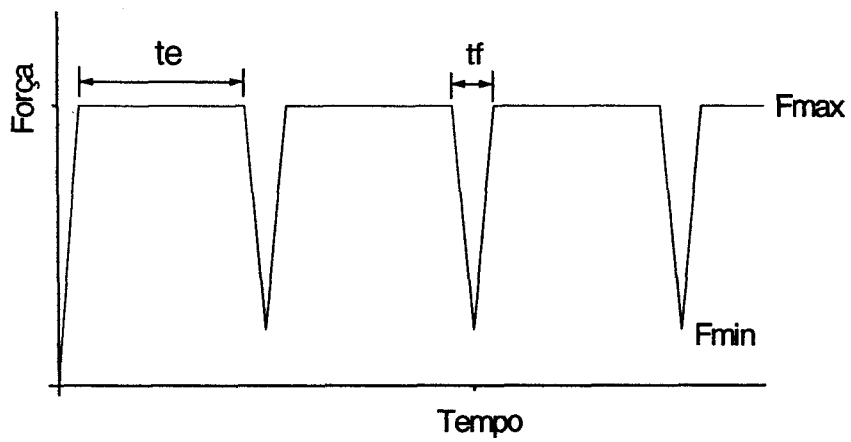


Figura 3.10 – Esquema da onda trapezoidal utilizada nos ensaios.
t_e = tempo de espera (de atuação da carga máxima)
t_f = tempo de carga e descarga (fadiga, 1s nos testes)
$R = F_{min}/F_{max} = 0,1$ em todos os testes realizados

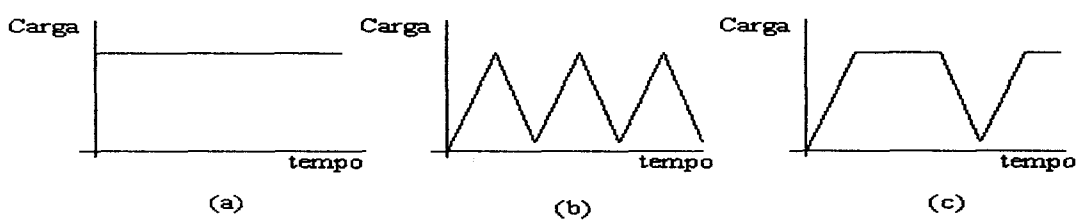


Fig.3.11 - (a) testes de fluência $t_e = \infty$ (b) testes de fadiga $t_e = 0$ e (c) fadiga-fluência t_e variável de 10, 100, 1000 e 10000 segundos.

O valor do $\Delta K_{inicial}$ foi arbitrado em 21, 25 e 29 MPa$\sqrt{m}$ e pelas equações 3.1 e 3.2, conforme Normas ASTM E-399/90 e ASTM E-647/91, pôde-se calcular as cargas de teste:

$$\Delta K = \frac{\Delta F}{B\sqrt{W}} f\left(a/W\right) \qquad \text{(Eq. 3.1)}$$

onde:

$$f\left(a/W\right)=\left[\frac{2+\left(a/W\right)}{\left(1-a/W\right)^{3/2}}\right]\left[0{,}76+4{,}8\cdot\left(a/W\right)-11{,}58\cdot\left(a/W\right)^{2}+11{,}43\cdot\left(a/W\right)^{3}-4{,}08\cdot\left(a/W\right)^{4}\right]$$

(Eq.3.2),

sendo a, W e B definidos na Figura 3.2.

$\Delta F = F_{máx} - F_{mín}$, onde $F_{mín}$ representa a pré-carga e ΔF a carga complementar de teste. Em todos os testes que envolvam fadiga ou a interação fadiga-fluência, a razão de carregamento $R = (F_{mín} / F_{máx}) = (K_{mín} / K_{máx})$ foi arbitrado em 0,1.

Adotou-se sempre o mesmo o procedimento de teste:

Coloca-se o corpo de prova previamente trincado na máquina correspondente ao ensaio desejado, aplica-se a pré-carga ($F_{mín}$), liga-se o forno até a estabilização na temperatura desejada (538°C) e a seguir aplica-se a carga complementar (ΔF) no tempo de espera programado, dando-se início ao ensaio. O ensaio é acompanhado em tempo real por meio da geração de um arquivo no sistema de aquisição de dados, que registra o deslocamento da linha de carga em função do tempo.

Todos os testes medem deslocamento da linha de carga em função do tempo. Para avaliação do crescimento de trinca no tempo (da/dt), planejou-se uma série de testes de fadiga interrompidos, a 538°C, a um ciclo por segundo, onde se registra o deslocamento da linha de carga ΔV e mede-se o avanço de trinca Δa correspondente. Com estes dados, por interpolação numérica obtém-se uma curva de calibração que permite avaliar da/dt e da/dN e expressá-los em função dos parâmetros da mecânica da fratura correspondentes. Este procedimento torna-se importante para a avaliação de integridade estrutural e vida residual de componentes que operem à alta temperatura, em condições similares.

No esquema em bloco-diagrama a seguir (Fig.3.12) é resumida a seqüência de etapas conduzidas até a avaliação dos parâmetros da mecânica da fratura dependente do tempo (MFDT) para os materiais novo e usado. Esta seqüência de procedimentos permite escrever numericamente para estes materiais, as equações

que relacionam a propagação de trinca nas diversas condições de fadiga, fluência e fadiga-fluência.

É importante destacar que foi dada ênfase na aplicação deste procedimento para o segundo estágio das curvas de deslocamento da linha de carga em função do tempo obtidas nos testes, porque este é mais relevante nas aplicações de engenharia.

A avaliação da velocidade de deslocamento da linha de carga (V') e o intervalo de tempo de duração deste segundo estágio (Δt) foi feita por regressão linear. A reta que proporciona melhor grau estatístico de correlação é a que determina os valores.

Assim, se forem avaliados os parâmetros ΔK, C^* ou $(C_t)_m$ para equipamentos em serviço em planta industrial, poderá ser feita então uma comparação com os resultados dos testes e uma avaliação de tempo de vida e ou integridade estrutural destes equipamentos.

Os ensaios de fadiga e fadiga-fluência com tempo de espera de 10 segundos foram realizados na máquina servo-hidráulica MTS mostrada na Fig. 3.5 e Fig. 3.6.

Os ensaios de fluência e de fadiga-fluência com tempos de espera de 100, 1.000 e 10.000 segundos foram realizados na máquina WEB, mostrada na Fig. 3.7.

Todos estes testes foram realizados como material novo e com o material usado para os valores iniciais arbitrados de ΔK, de 21, 25 e 29 MPa$\sqrt{m}$.

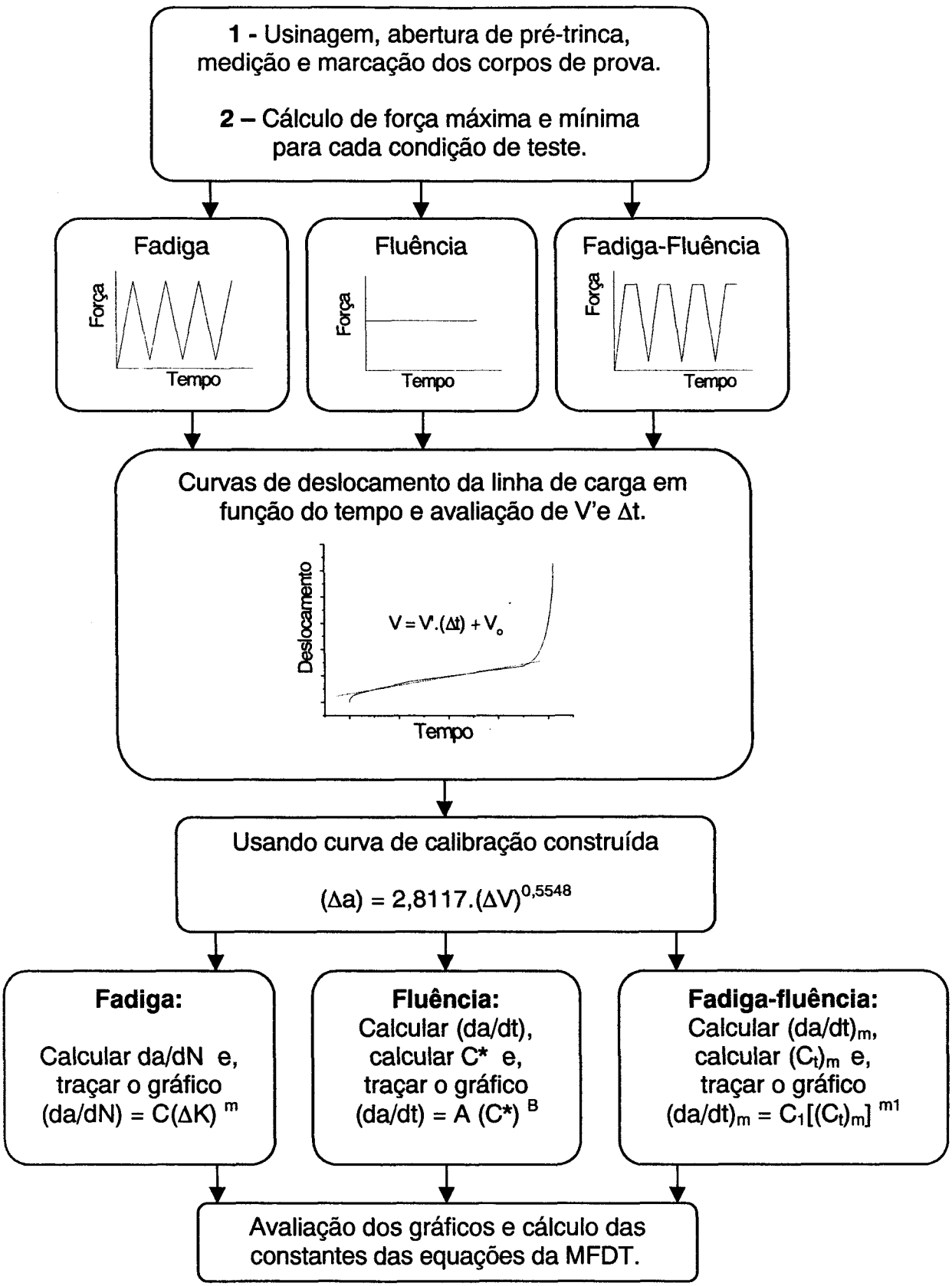


Fig. – 3.12 – Blocodiagrama das diversas etapas realizadas nos ensaios.

3.5 – CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

Os corpos de prova (novo e usado) foram preparados para análise metalográfica conforme procedimento padrão (corte com disco abrasivo/adiamantado, lixamento até granulação comercial 1000 e polimento em pasta adiamantada até 1 μm). Após estarem polidas, as amostras foram atacadas com os seguintes reativos:

a) Nital 3%

b) 10 g de metabissulfito de potássio, 100 ml H_2O

c) Solução de 4% de NaOH saturada com $KMnO_4$

As amostras devidamente atacadas foram analisadas em microscópio ótico marca Union Versamet 3 e eletrônico de varredura (MEV) marca Philips XL – 20.

4 – RESULTADOS

No anexo A são mostrados os resultados individuais de todos os testes realizados, na forma de curvas de deslocamento da linha de carga em função do tempo, tal como obtido no sistema de aquisição de dados. No anexo B, se compara o desempenho do material novo com o desempenho do material usado, nas mesmas condições de teste. Nesta seção são apresentados resultados comparativos para as diversas condições de teste, visando destacar a influência dos parâmetros de teste: ΔK, t_e , novo x usado, etc...

4.1 – FADIGA

A seguir, são apresentados os resultados dos testes de fadiga, realizados em máquina servo-hidráulica MTS, com registro do deslocamento da linha de carga em milímetros versus tempo, em horas, para diversos $\Delta K_{iniciais}$ aplicados.

São mostrados os resultados dos testes com o material novo (Fig. 4.1), com o material usado (Fig.4.2) e uma comparação de desempenho entre o material novo e usado (Fig. 4.3).

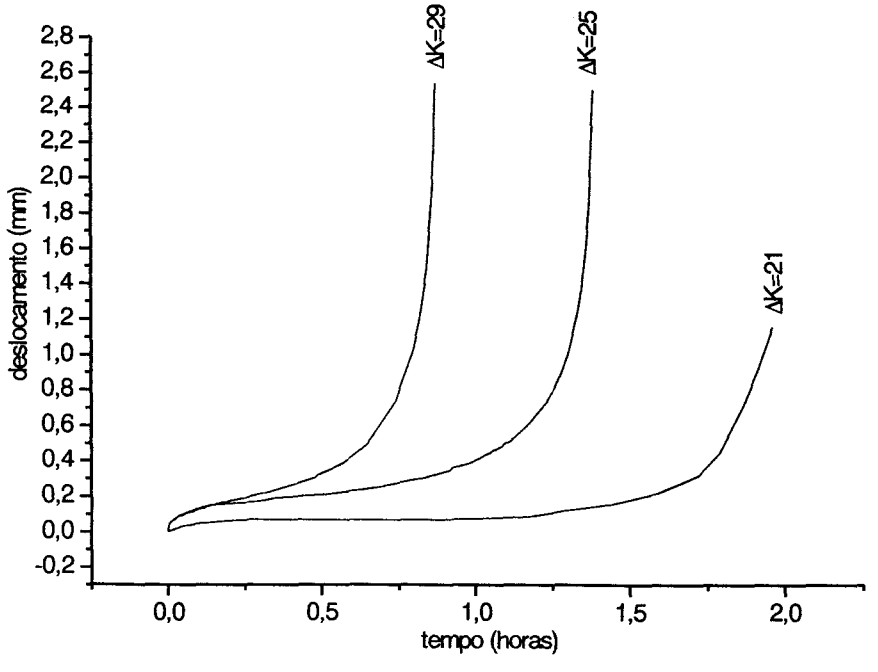


Fig.4.1 – Teste de fadiga no material novo (t_e zero), para diferentes ΔK iniciais.

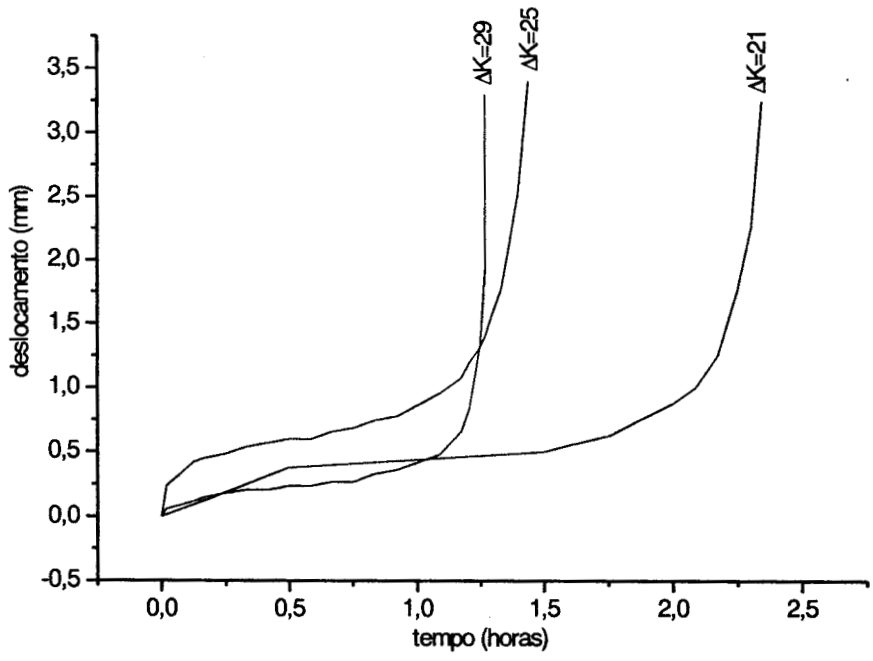


Fig. 4.2 – Teste de fadiga no material usado (t_e zero), para diferentes ΔK iniciais.

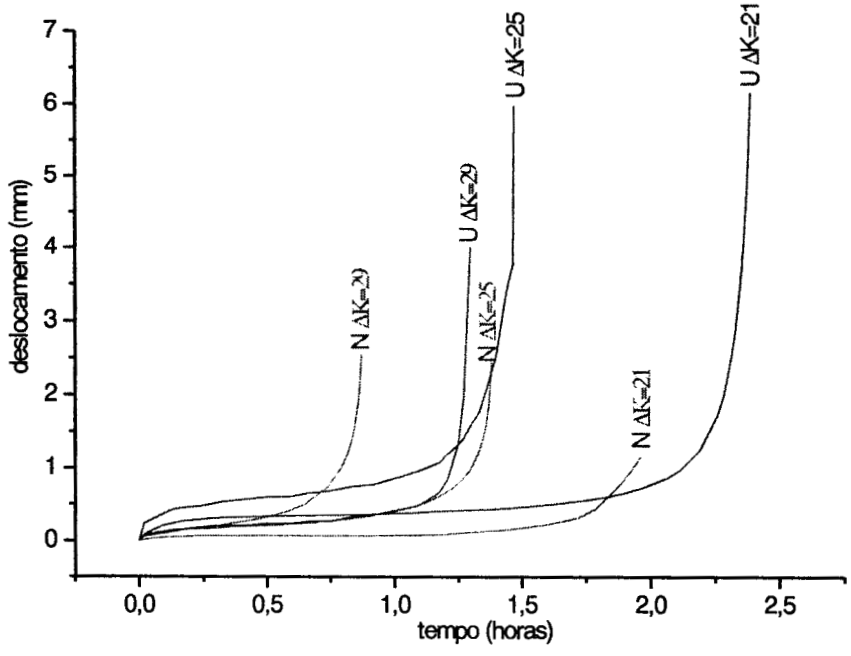


Fig.4.3 – Comparação dos testes de fadiga (t_e zero) entre os materiais novo (N) e usado (U).

4.2 – FLUÊNCIA

Os resultados dos testes de fluência, realizados em máquina convencional com aplicação de carga por meio de pesos mortos, com registro do deslocamento da linha de carga (em milímetros) versus tempo (em horas) são apresentados abaixo, para diversos $\Delta K_{iniciais}$ aplicados.

São apresentados os resultados do material novo (Fig.4.4), material usado (Fig. 4.5), e uma comparação de desempenho à fluência entre o material novo e usado (Fig. 4.6).

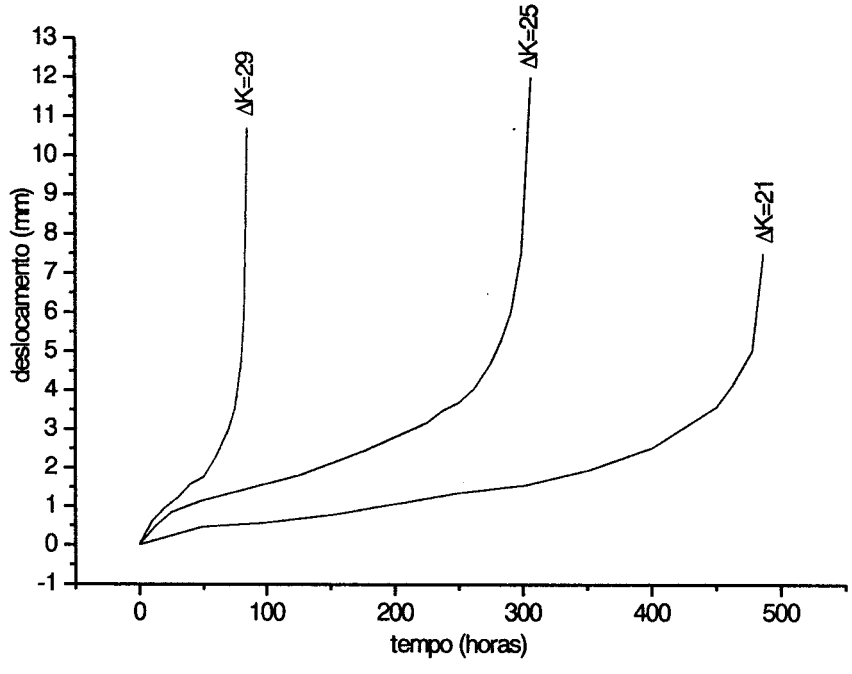


Fig. 4.4 – Teste de fluência ($t_e = t_r$) no material novo, para diferentes K iniciais. Observe-se que como a carga é constante em fluência, $K=\Delta K/(1-R)$.

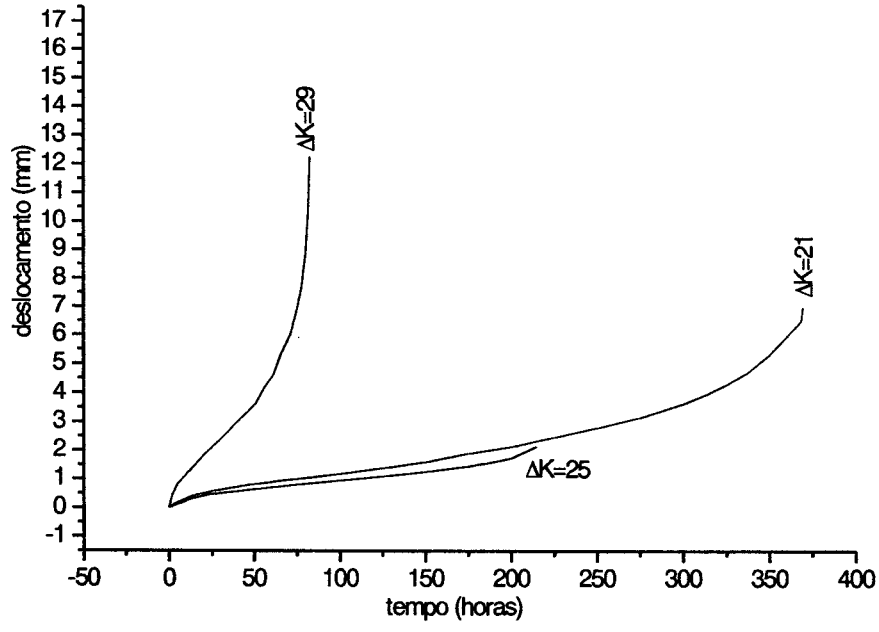


Fig. 4.5 – Teste de fluência ($t_e = t_r$) no material usado, para diferentes K iniciais. Observe-se que como a carga é constante em fluência, $K=\Delta K/(1-R)$.

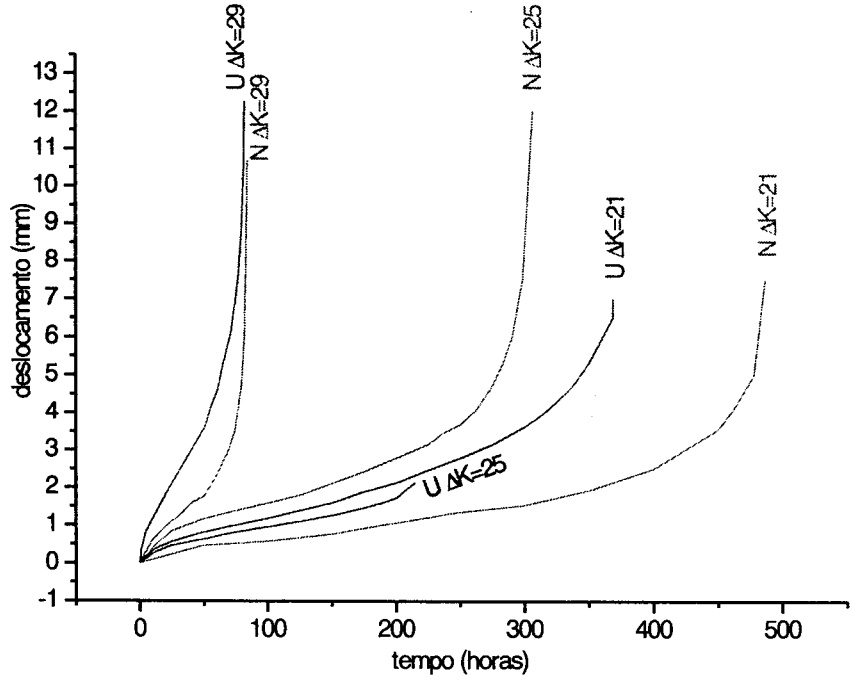


Fig. 4.6 – Comparação dos testes de fluência ($t_e = t_r$), entre os materiais novo (N) e usado (U). Observe-se que como a carga é constante em fluência, $K=\Delta K/(1-R)$.

4.3 – FADIGA-FLUÊNCIA

Os testes de fadiga-fluência com tempo de espera de 10 segundos, foram realizados em máquina servo-hidráulica MTS. Os demais (de 100, 1.000 e 10.000 segundos de tempo de espera), foram executados em máquina convencional de fluência (com aplicação de carga por meio de pesos mortos), adaptada com dispositivo pneumático para alívio de carga em tempos programáveis.

Foram registrados deslocamentos da linha de carga em milímetros versus tempo em horas, para as diversas condições de ensaio. Para a análise dos resultados teve-se a preocupação de evidenciar o efeito dos diversos $\Delta K_{iniciais}$ aplicados para os diversos tempos de espera (Figuras 4.7, 4.8, 4.10, 4.11, 4.13, 4.14, 4.16 e 4.17).

Também se torna evidente uma comparação de desempenho entre os materiais novo e usado nestas mesmas condições de ensaio (Figuras 4.9, 4.12, 4.15, e 4.18). Teve-se o cuidado de mostrar também o efeito geral dos tempos de espera em todos os testes, desde fadiga (t_e=0), fadiga-fluência (t_e=10, 100, 1.000 e 10.000 segundos) até fluência (t_e=t_r), para o material novo e usado (Figuras 4.19, 4.20, 4.21, 4.22, 4.23 e 4.24).

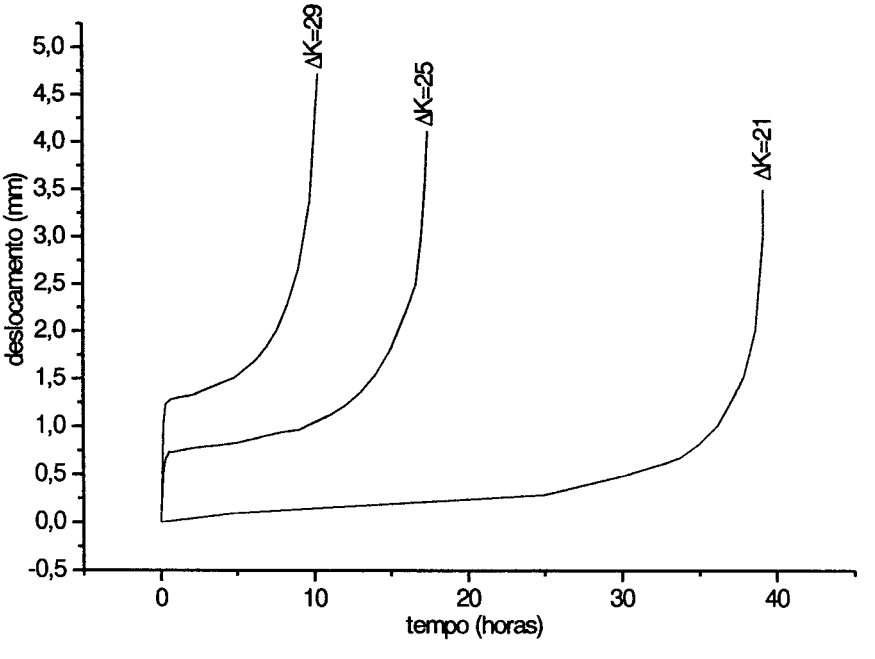


Fig.4.7 – Teste de fadiga-fluência no material novo (t_e=10 s) para diferentes ΔK iniciais.

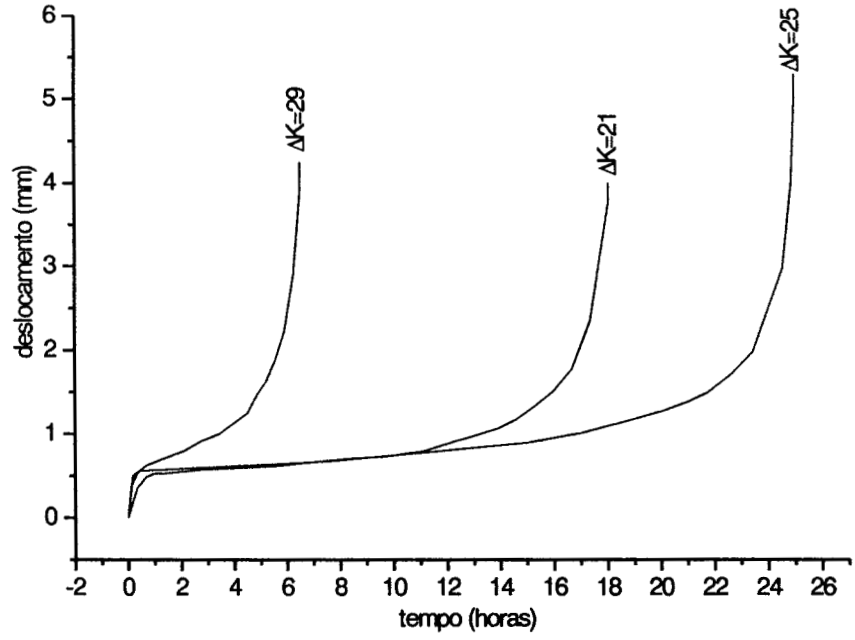


Fig.4.8 – Teste de fadiga-fluência no material usado (t_e=10 s) para diferentes ΔK iniciais.

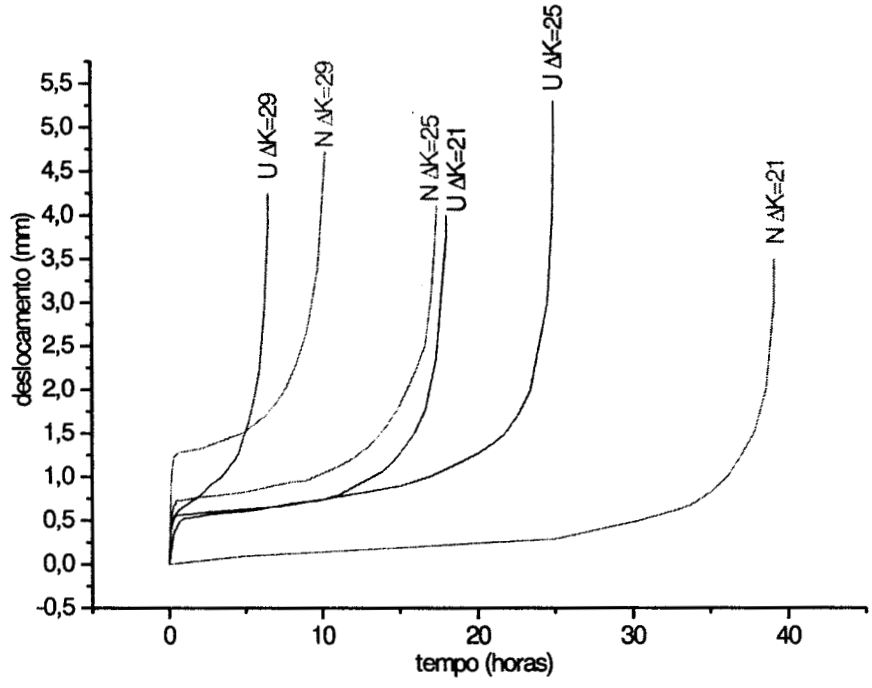


Fig.4.9 – Comparação de fadiga-fluência para t_e=10 s, entre o material novo (N) e usado (U)

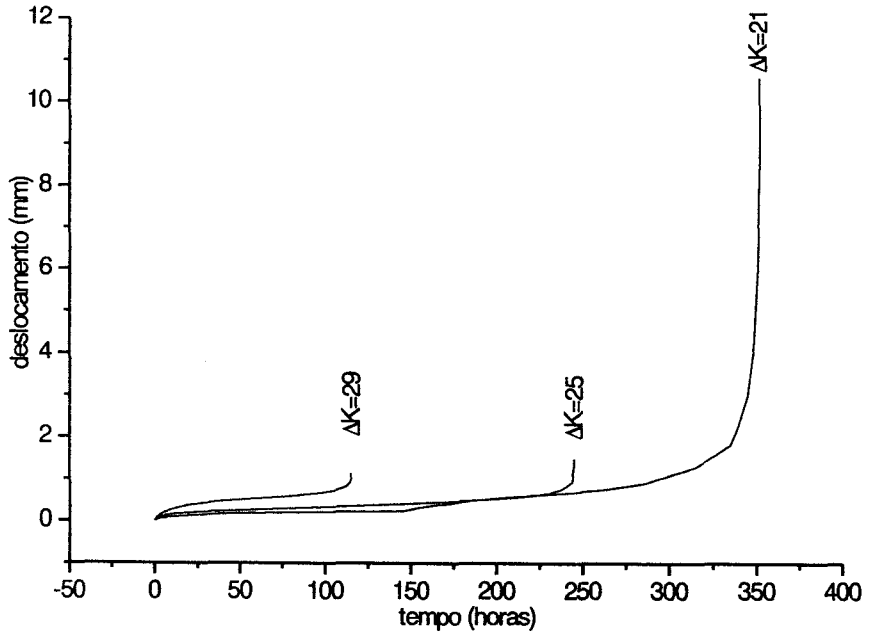


Fig.4.10 – Teste de fadiga-fluência no material novo (t_e=100 s), para diferentes ΔK iniciais.

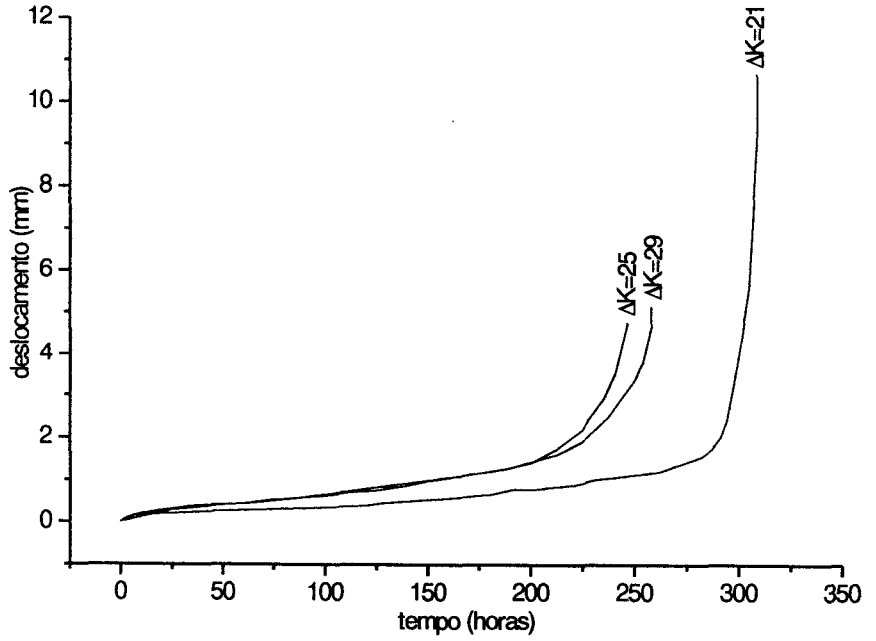


Fig.4.11 – Teste de fadiga-fluência no material usado (t_e=100 s), para diferentes ΔK iniciais.

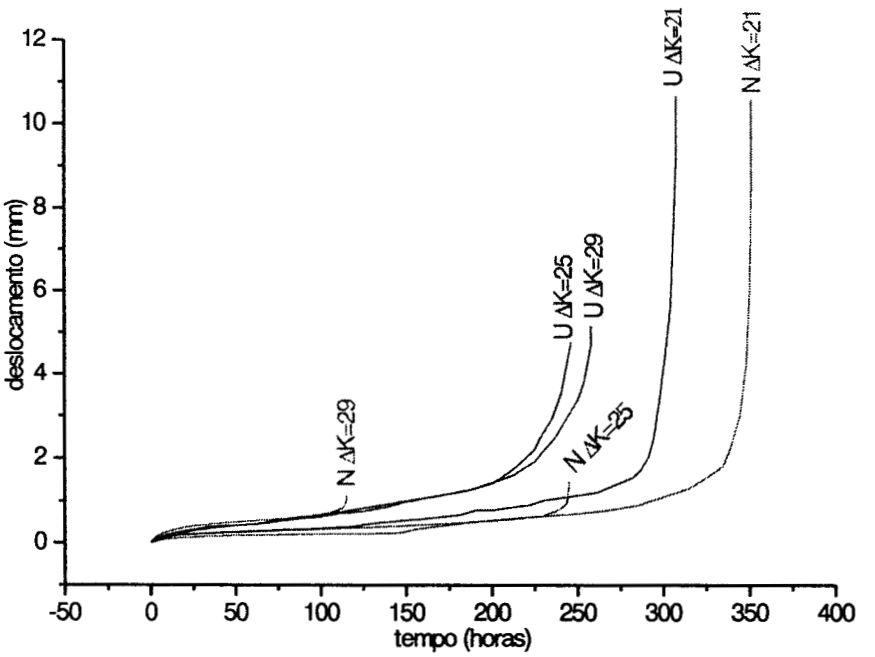


Fig.4.12 – Comparação de fadiga-fluência para t_e=100 s, entre o material novo (N) e usado (U)

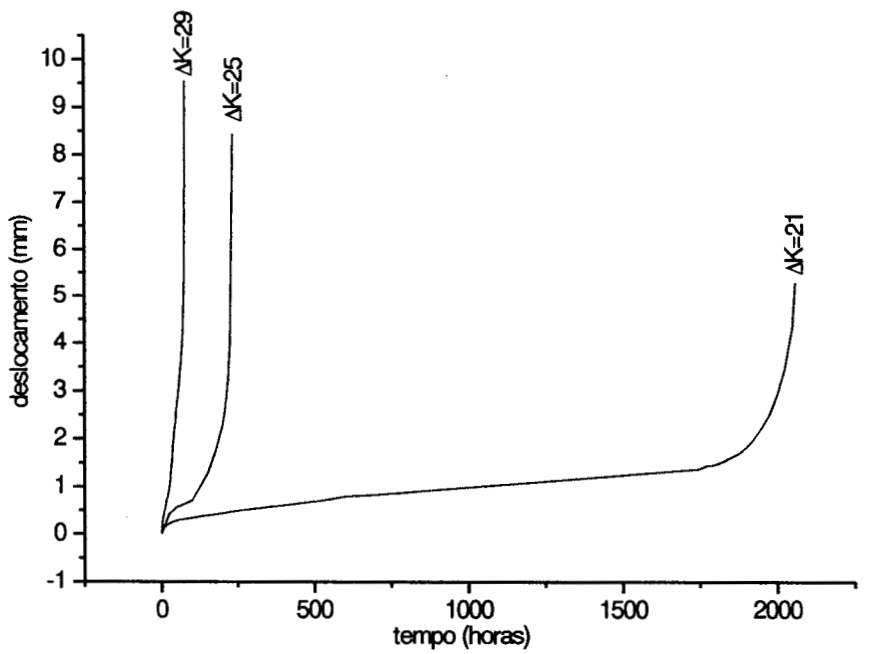


Fig.4.13 – Teste de fadiga-fluência no material novo (t_e=1000 s), para diferentes ΔK iniciais.

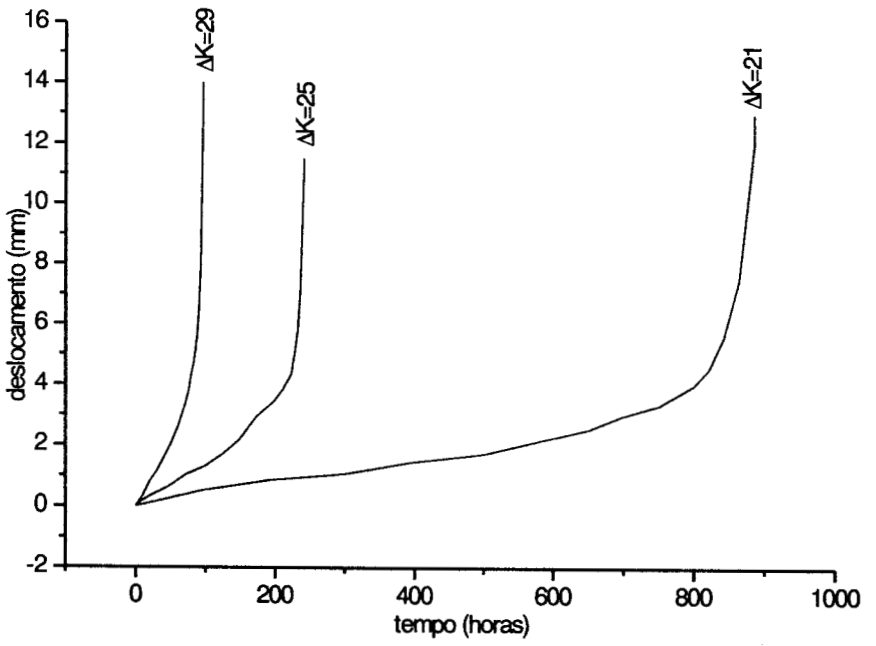


Fig.4.14 – Teste de fadiga-fluência no material usado (t_e=1000 s), para diferentes ΔK iniciais.

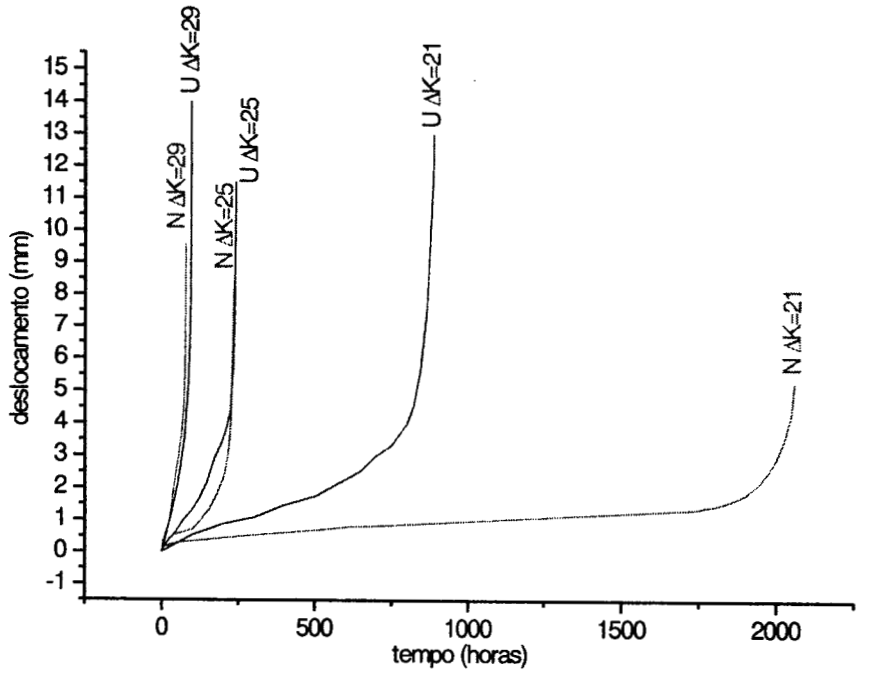


Fig.4.15 – Comparação de fadiga-fluência para t_e=1000 s, entre o material novo (N) e usado (U)

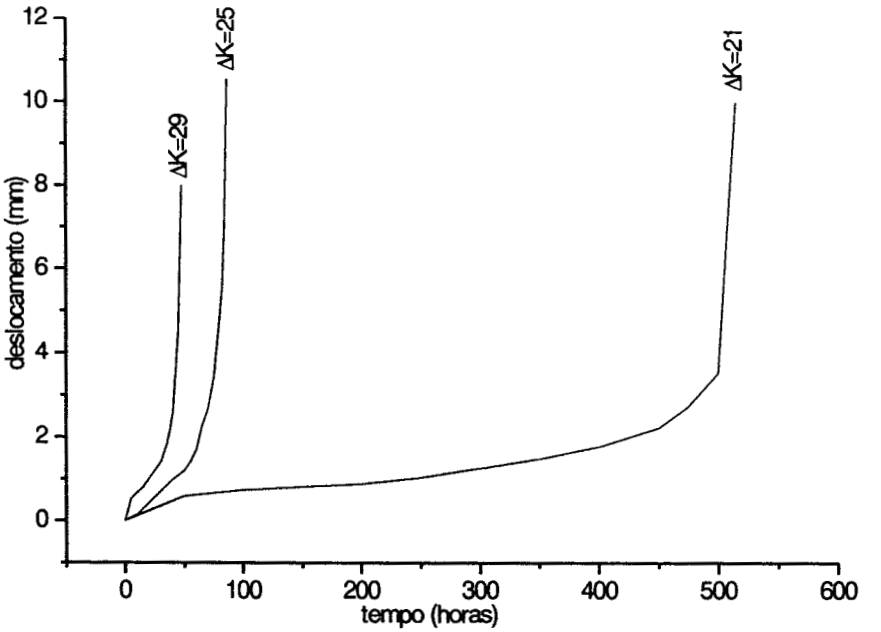


Fig.4.16 – Teste de fadiga-fluência no material novo (t_e=10.000 s), para diferentes ΔK iniciais.

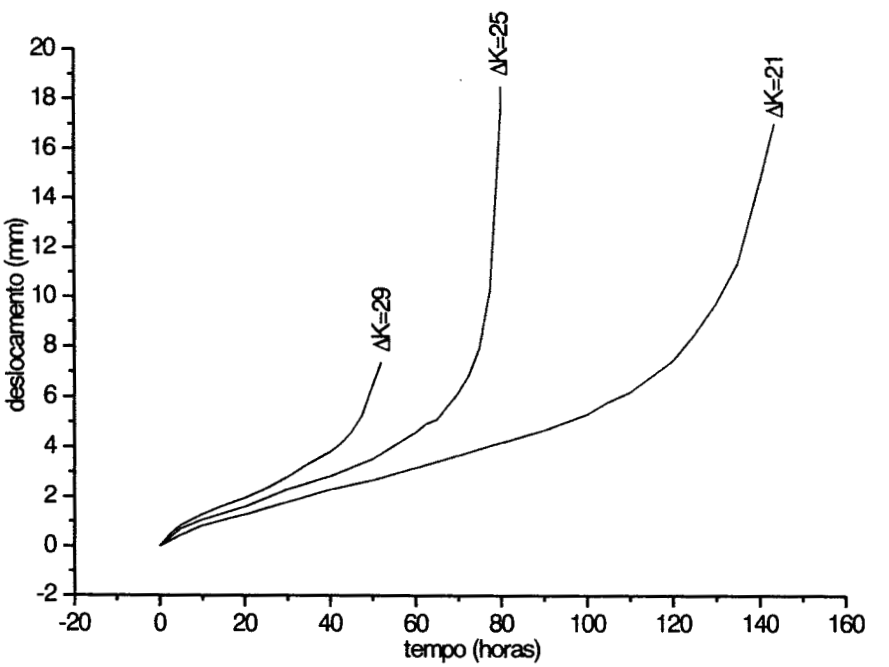


Fig.4.17 – Teste de fadiga-fluência no material usado (t_e=10.000 s), para diferentes ΔK iniciais.

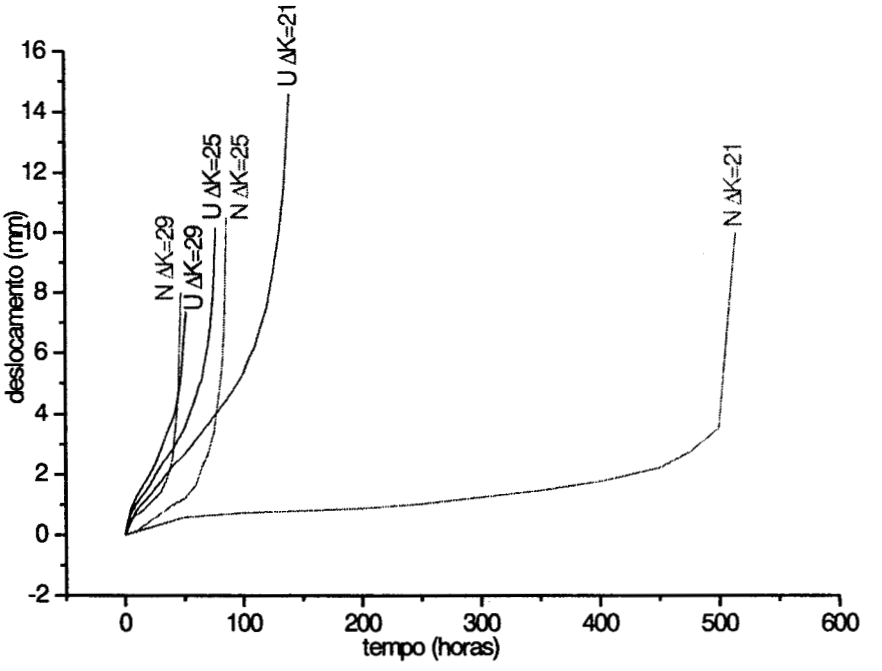


Fig.4.18 – Comparação de fadiga-fluência para t_e=10.000 s, entre o material novo (N) e usado (U)

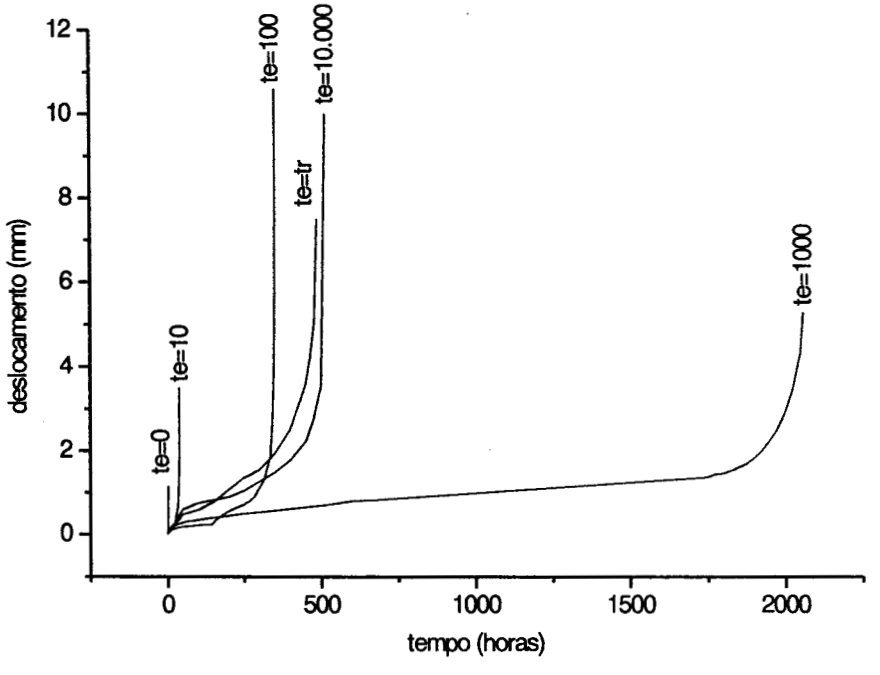


Fig. 4.19 – Fadiga-fluência do material novo, para ΔK inicial de 21 MPa$\sqrt{m}$, com diferentes t_e. Observe-se que como a carga é constante em fluência, K=ΔK/(1-R), para t_e=t_r.

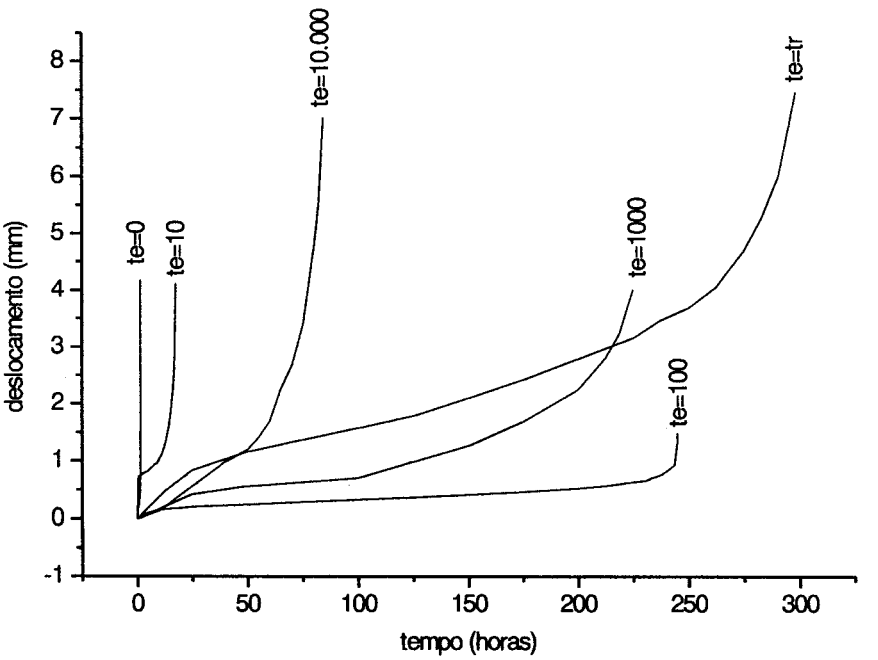


Fig. 4.20 – Fadiga-fluência do material novo, para ΔK inicial de 25 MPa$\sqrt{m}$, com diferentes t_e. Observe-se que como a carga é constante em fluência, $K=\Delta K/(1-R)$, para $t_e=t_r$.

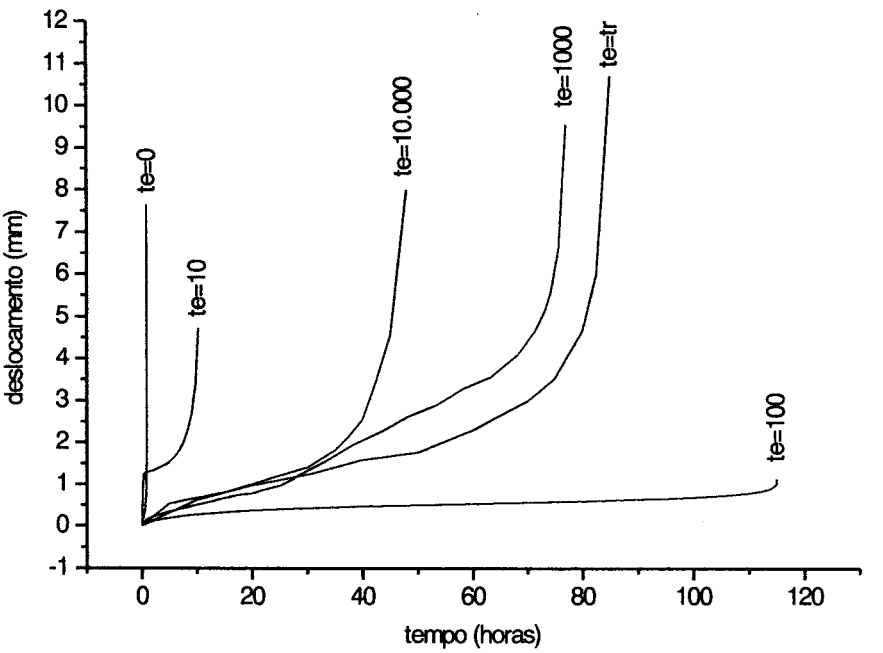


Fig. 4.21 – Fadiga-fluência do material novo, para ΔK inicial de 29 MPa$\sqrt{m}$, com diferentes t_e. Observe-se que como a carga é constante em fluência, $K=\Delta K/(1-R)$, para $t_e=t_r$.

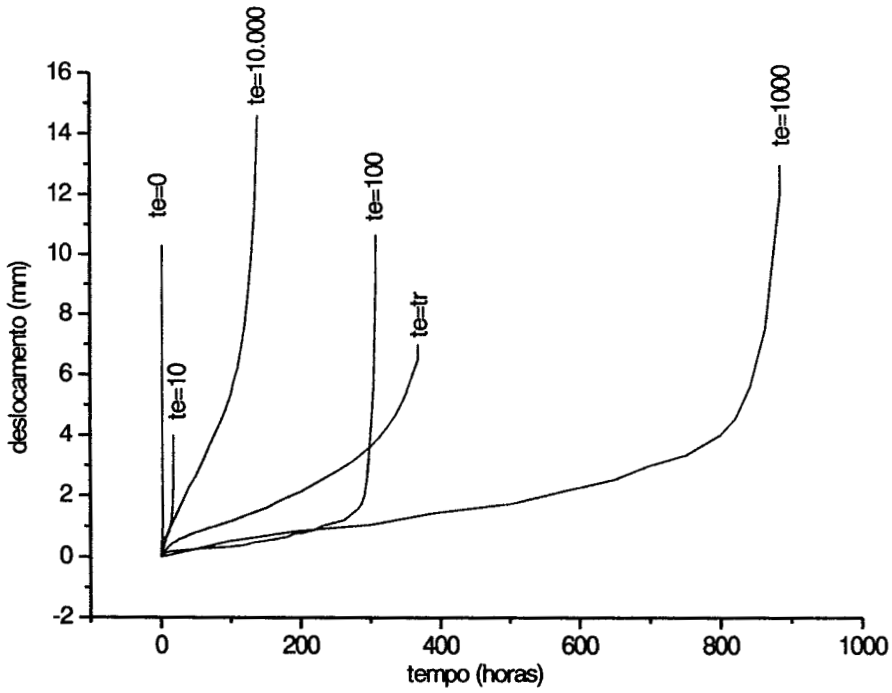


Fig. 4.22 – Fadiga-fluência do material usado, para ΔK inicial de 21 MPa$\sqrt{m}$, com diferentes t_e. Observe-se que como a carga é constante em fluência, $K=\Delta K/(1-R)$, para $t_e=t_r$.

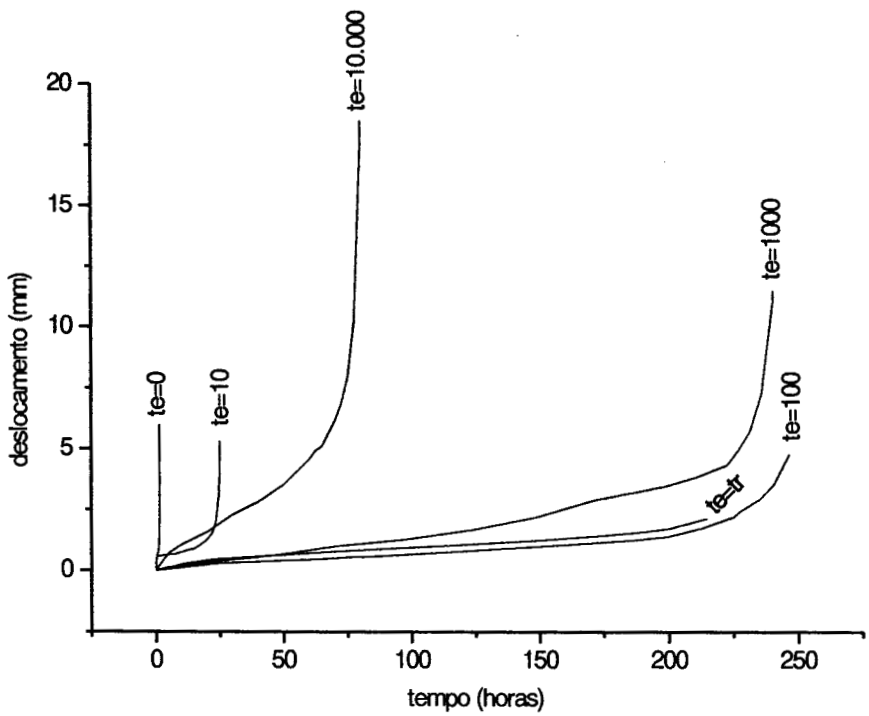


Fig. 4.23 – Fadiga-fluência do material usado, para ΔK inicial de 25 MPa$\sqrt{m}$, com diferentes t_e. Observe-se que como a carga é constante em fluência, $K=\Delta K/(1-R)$, para $t_e=t_r$.

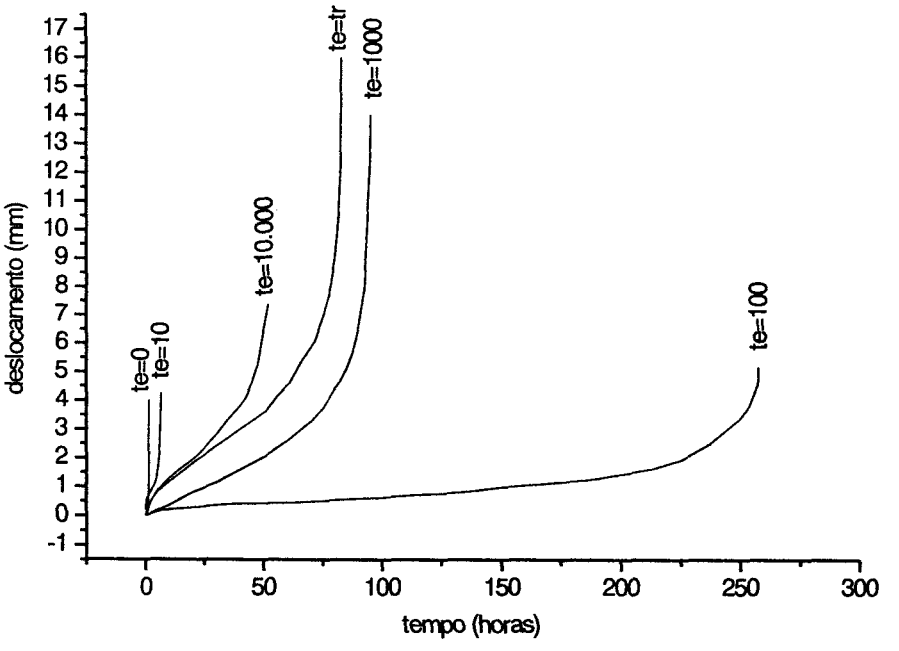


Fig. 4.24 – Fadiga-fluência do material usado, para ΔK inicial de 29 MPa$\sqrt{m}$, com diferentes t_e. Observe-se que como a carga é constante em fluência, $K=\Delta K/(1-R)$, para $t_e=t_r$.

A Tab. 4.1 é um quadro resumo do conjunto de testes realizados nas diversas condições propostas, evidenciando o tempo de ruptura e o número de ciclos de carregamento até ruptura em cada condição. Observe-se que o maior número de ciclos suportado acontece praticamente para tempo de espera de 100 segundos. Isto sugere que em situações de teste com tempos de espera menor ou igual a 100 segundos haja uma maior influência do número de ciclos na velocidade de avanço de trinca (da/dN), típico de fadiga. E que para tempos de espera maiores, uma maior influência do fator tempo (da/dt), típico de fluência. Entre um e outro extremo deve haver uma influência simultânea dos dois fatores.

Observe-se que o número de ciclos até a ruptura $N = t_r / (t_e + t_f)$, onde t_r é o tempo de ruptura (ou de duração do teste), t_e é o tempo de espera (ou de aplicação da carga) e t_f é o tempo de fadiga (de carga e descarga). Nos testes realizados, $t_f = 1$ segundo, e no caso da fluência, como $t_e = t_r$ e $t_f = 0$, $N = 1$ ciclo. Como nos testes de fluência a carga é constante, para efeitos de comparação com os demais ensaios, adotou-se $K=\Delta K/(1-R)$.

Tab.4.1 – Resultados de duração dos testes: tempo final de ensaio (t_r) em horas e número de ciclos até ruptura N, do material novo e usado, em função do tipo de ensaio, do ΔK inicial aplicado e do tempo de espera t_e. Observação* : em fluência, usou-se $K=\Delta K/(1-R)$.

ENSAIO	$(\Delta K)_{inicial}$ (MPa $\sqrt{m}$)	t_e (s)	NOVO		USADO	
			t_r (h)	N ciclos	t_r (h)	N ciclos
FADIGA	21	0	1,96	7056	2,41	8676
	25	0	1,39	5004	1,47	5292
	29	0	0,88	3168	1,29	4644
FADIGA & FLUÊNCIA	21	10	39,16	12816	18,06	5910
		100	351,93	12544	308,43	10993
		1000	2058	7401	885,6	3185
		10000	515	186	143,5	52
	25	10	17,45	5711	25	8182
		100	245	8733	246,6	8790
		1000	234	842	240,5	865
		10000	86,7	31	80	29
	29	10	10,28	3364	6,5	2127
		100	115	4099	258	9196
		1000	77	277	95,4	344
		10000	48	17	52,1	19
FLUÊNCIA	21*	∞ ($t_e = t_r$)	487	1	368,9	1
	25*	∞ ($t_e = t_r$)	306,5	1	214,8	1
	29*	∞ ($t_e = t_r$)	85	1	83	1

4.4 - CALIBRAÇÃO DO CRESCIMENTO DE TRINCA EM FUNÇÃO DO DESLOCAMENTO DA LINHA DE CARGA

Para avaliação do crescimento de trinca em função do deslocamento da linha de carga, foram realizados sete ensaios de fadiga a 538°C, com frequência de 1 HZ na máquina de testes servo-hidráulica. Os testes foram interrompidos em diferentes deslocamentos da linha de carga, e então, mediu-se o comprimento de trinca correspondente, nas faces laterais polidas dos corpos de prova. A tabela. 4.2

apresenta os dados numéricos destas medições, que serviram de base para a interpolação potencial por regressão linear, mostrada na Figura 4.25.

Tab. 4.2 - Dados numéricos para calibração do crescimento de trinca (Δa) em função do deslocamento da linha de carga (ΔV), feita em fadiga interrompida, com $\Delta K = 25\ MPa\sqrt{m}$, f = 1 Hz, e a 538°C.

Δa (mm)	ΔV (mm)
0	0,105
0,56	0,118
1,49	0,167
1,69	0,27
1,79	0,39
2,9	1,27
4,14	1,99

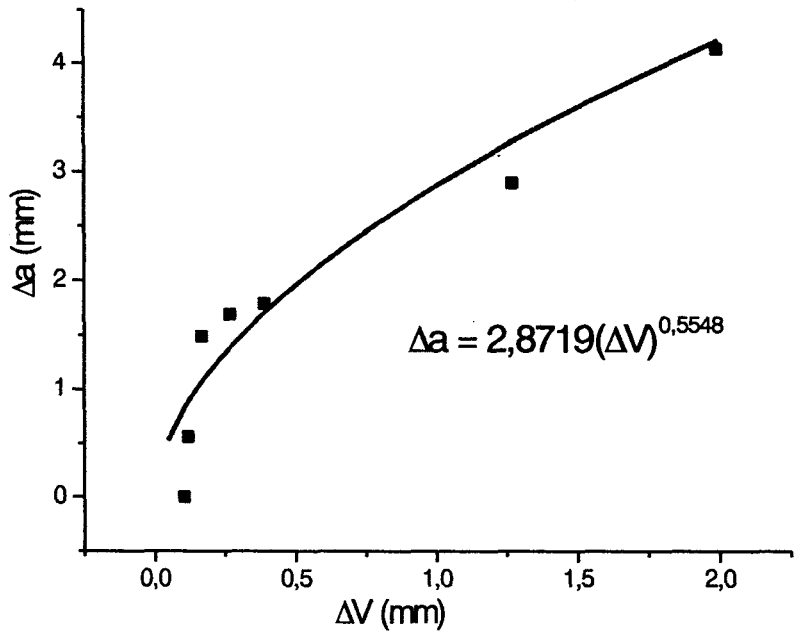


Fig. 4.25 - Calibração do crescimento de trinca Δa em função do deslocamento da linha de carga ΔV, feita em testes de fadiga interrompida, $\Delta K = 25\ MPa\sqrt{m}$, com frequência de 1 Hz, e a 538°C.

4.5 – AVALIAÇÃO DOS PARÂMETROS DA MECÂNICA DA FRATURA

A seguir, são apresentados gráficos que mostram os resultados da avaliação dos parâmetros da mecânica da fratura dependente do tempo (MFDT) nos diversos testes realizados. A Fig. 4.26 mostra os resultados dos testes de fadiga da/dN em função de ΔK para os materiais novo e usado. A Fig. 4.27 mostra os resultados do teste de fluência para os materiais estudados, na forma de da/dt em função de C*.

E a Fig. 4.28 apresenta os resultados dos testes de fadiga-fluência na forma de $(da/dt)_m$ em função de $(C_t)_m$

4.5.1 – FADIGA

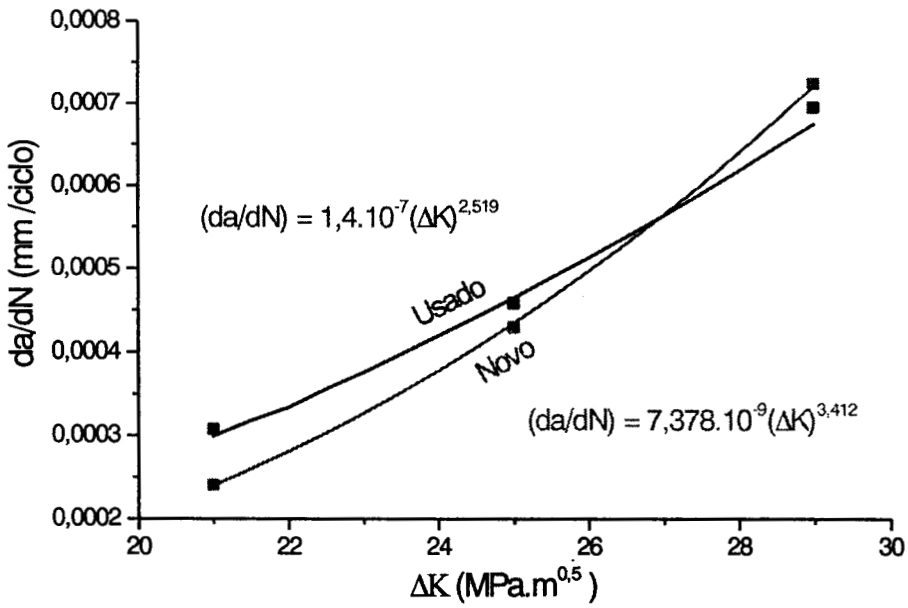


Fig. 4.26 - Comparação da taxa de crescimento de trinca em fadiga (a 538°C, um ciclo por segundo) entre o P22 novo e usado.

4.5.2 – FLUÊNCIA

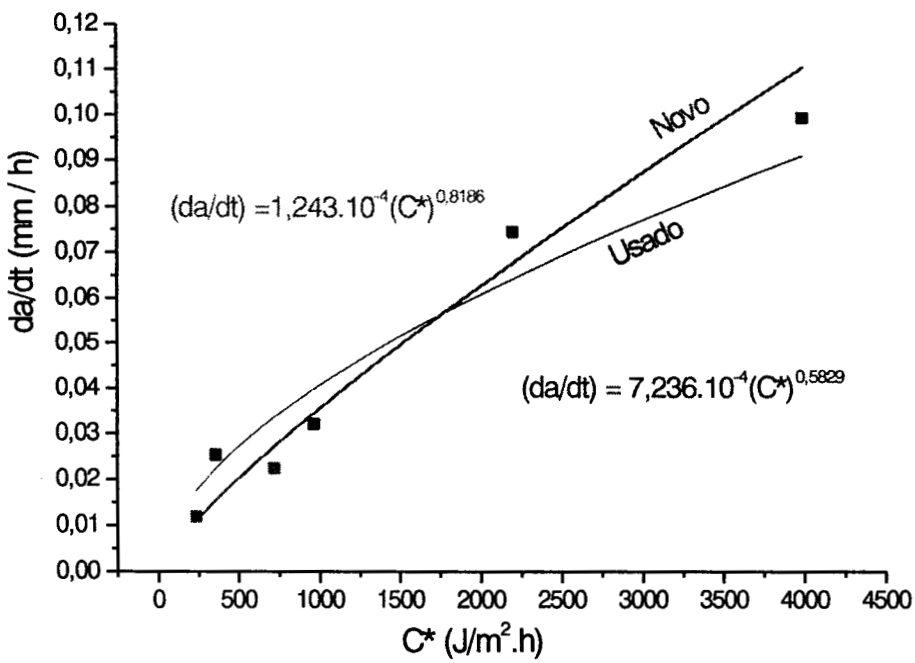


Fig. 4.27 - Comparação da taxa média de crescimento de trinca em fluência a 538°C, entre o P22 novo e o usado em função do parâmetro C*.

4.5.3 – FADIGA-FLUÊNCIA

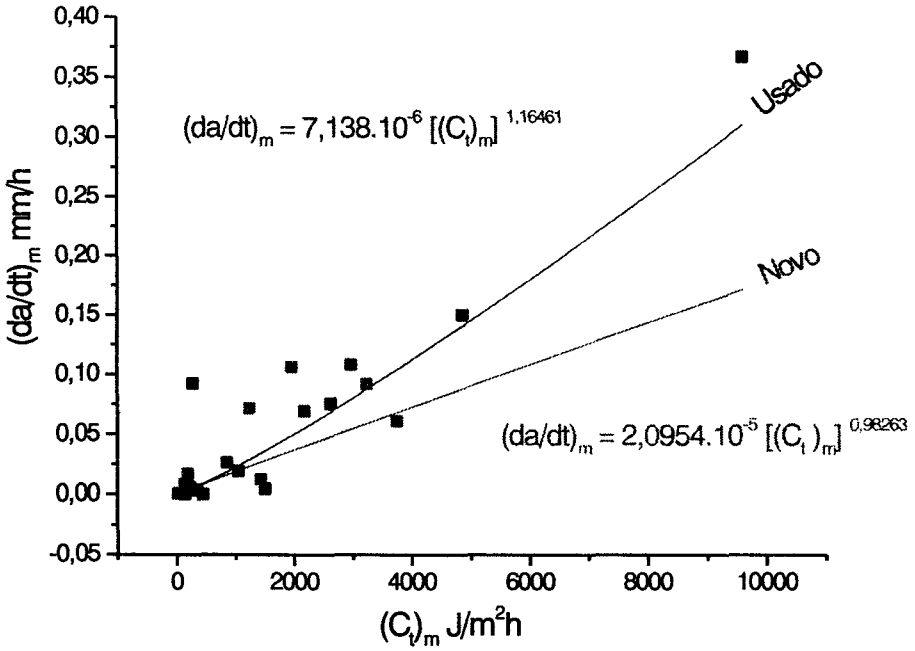


Fig. 4.28 – Comparação entre a velocidade média de crescimento de trinca $(da/dt)_m$ no material novo e usado, em função do parâmetro $(C_t)_m$.

Na Tabela 4.3 é feita uma comparação entre as velocidades de crescimento de trinca observadas nos testes de fadiga e de fluência, nas diversas condições de ensaio. Nestas condições, para um mesmo K máximo inicial, e freqüência de 1 ciclo de carregamento por segundo em fadiga, comprova-se a maior severidade de fadiga, com velocidades de crescimento de trinca de 27 a 56 vezes maior que na fluência.

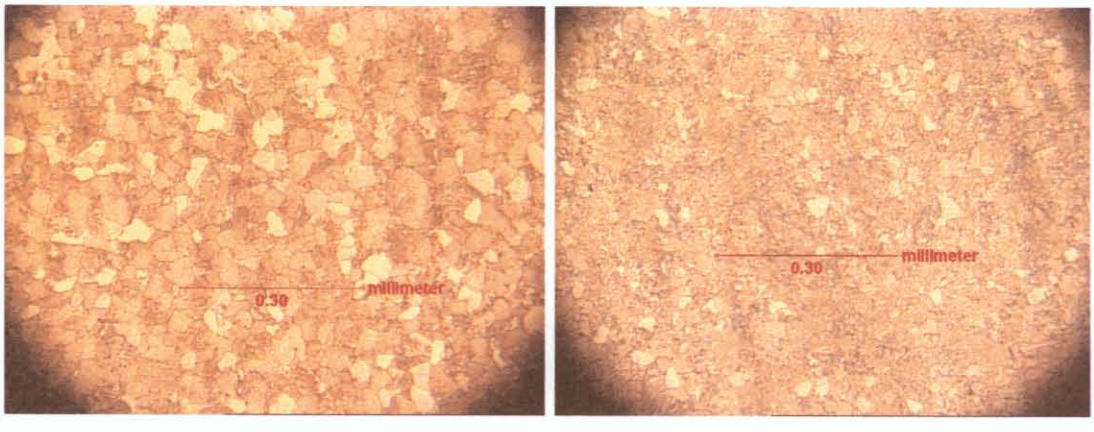
Tab. – 4.3 – Quadro comparativo das velocidades de trinca nos testes de fadiga e fluência, nas diversas condições de ensaio. * Observe-se que nos testes de fluência K=ΔK/(1-R).

ENSAIO	$(\Delta K)_{inicial}$ MPa$\sqrt{}$	NOVO $(da/dt)_m$ mm/h	USADO $(da/dt)_m$ mm/h
FADIGA (1 Hz)	21	0,8623	1,0792
	25	1,5632	1,6743
	29	2,5938	2,4334
FLUÊNCIA	21*	0,0179	0,0223
	25*	0,0278	0,0398
	29*	0,0744	0,0909

4.6 – CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

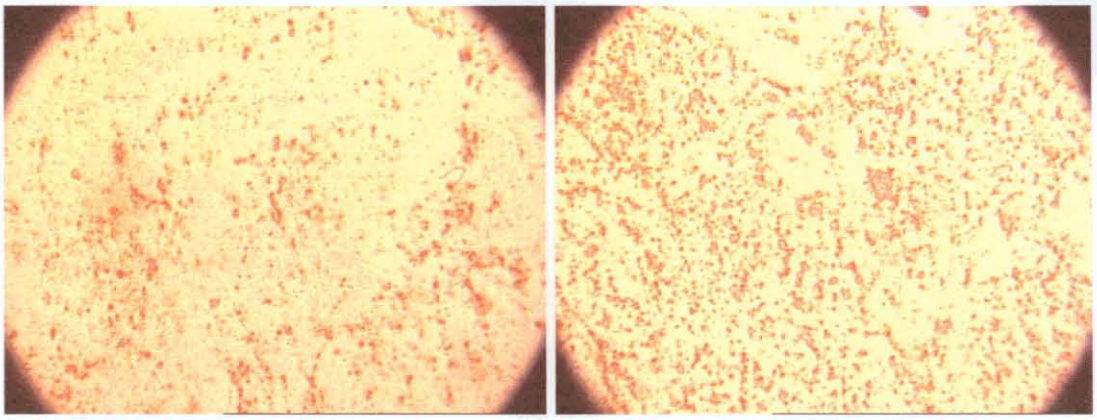
Os resultados dos ensaios metalográficos realizados com microscopia ótica estão apresentados nas figuras 4.29 e 4.30. Na figura 4.29 apresenta-se uma magnificação de 100 x para verificação do tamanho de grão. No material novo (figura 4.29a), o tamanho é 6 ASTM; enquanto no material usado (figura 4.29b) é 7 ASTM. Na figura 4.31 estão apresentadas análises metalográficas realizadas por microscopia eletrônica de varredura.

Esta análise evidencia no material usado, uma migração de carbetos para os contornos de grão e um processo de esferoidização e coalescimento que se mostrou danoso para condições de fluência, mas vantajoso para condições de fadiga.

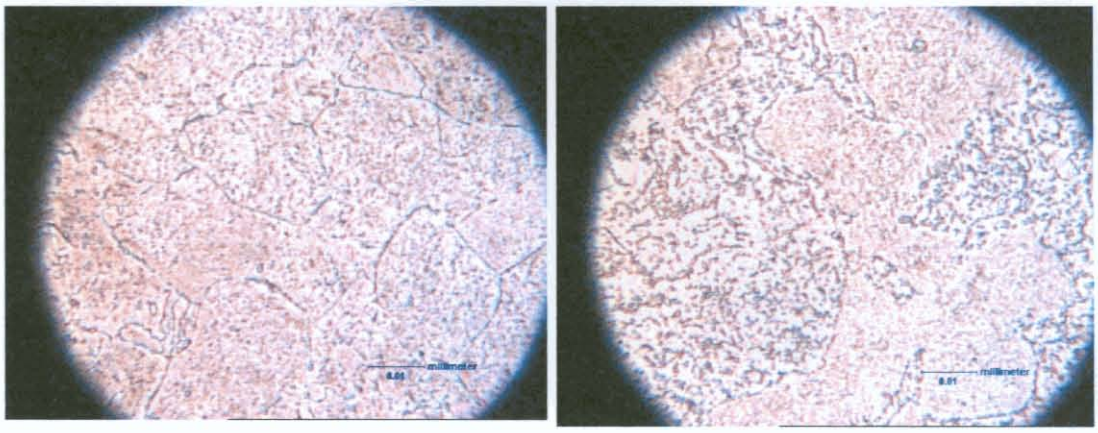


(a) (b)

Fig. 4.29 – Amostras nova (a) e usada (b), atacadas com nital 3%. Aumento 100 x



(a) (b)



(c) (d)

Fig. 4.30 - Amostras nova (a, c) e usada (b, d), atacadas com solução 4% de NaOH saturada com $KMnO_4$ (Fig.a, b) e nital 3% (Fig.c, d). Aumento: 1000 x

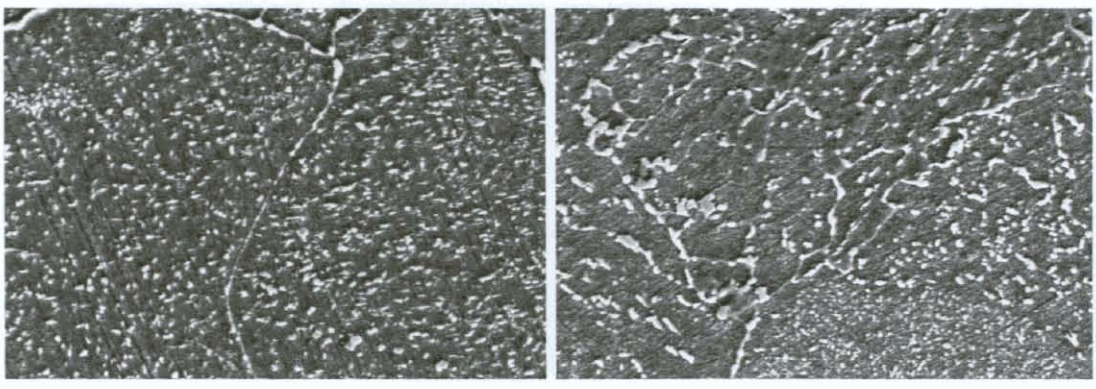


Fig. 4.31 – Material novo (N) e usado (U), 2000X MEV. Observa-se a melhor distribuição de carbetos no material novo (esquerda), em comparação com o material usado (direita), que apresenta migração de carbetos para os contornos de grão e um processo de esferoidização e coalescimento de carbetos, danoso à fluência e que melhora a resistência à fadiga.

5 – DISCUSSÃO

As dificuldades operacionais na execução dos testes foram muito grandes. Começando pela preparação dos corpos de prova pré-trincados. Em alguns testes os tempos de duração foram muito longos. Em outros, falta de energia elétrica. E às vezes, oxidação excessiva nos dispositivos empregados. Estes foram alguns dos problemas enfrentados. Outra dificuldade operacional não pôde ser solucionada: em todos os testes foram medidos deslocamentos da linha de carga em função do tempo, e não a velocidade de trinca da/dt, como seria ideal. Estas limitações restringiram o número de testes ao mínimo necessário para uma varredura em todas as condições propostas. Repetiu-se apenas ensaios inválidos por problemas operacionais (falta de energia, falha de algum componente da máquina de teste, etc...) ou com resultados discrepantes dos demais. Desta maneira, uma análise estatística formal dos resultados ficou prejudicada. Mesmo assim, acreditamos ser de grande valia para a prática industrial as conclusões qualitativas nele produzidas. Classificamos este trabalho como exploratório na comparação dos efeitos de fadiga, fadiga-fluência e fluência em alta temperatura, podendo servir de base para futuros projetos de pesquisa, mais detalhados do ponto de vista de modelagem matemático-estatística. Este comentário provém do desconhecimento de trabalho similar publicado e, quem sabe talvez por isto, a fixação inicial de metas um pouco acima da nossa capacidade operacional para esta finalidade.

A seguir são feitos alguns comentários e observações baseadas nos resultados dos testes, em caráter preliminar às conclusões que serão apresentadas.

5.1 – FADIGA

O desempenho em fadiga (t_e=0), tanto do material novo como do usado piora à medida que se aumenta o $\Delta K_{inicial}$ aplicado (menores t_r para maiores ΔK). (Fig. 4.1 e Fig 4.2), conforme esperado.

O material novo apresenta pior desempenho à fadiga (menores t_r) que o material usado (Fig. 4.3) nas mesmas condições de ensaio. Isto se deve por causa da microestrutura mais fina e dispersa de carbetos, que causa menor dutilidade a quente do que a estrutura mais globulizada e menos dispersa do material usado.

5.2 – FLUÊNCIA

O desempenho à fluência (t_e=t_r), tanto do material novo como do usado piora a medida que se aumenta o $\Delta K_{inicial}$ aplicado (menores t_r para maiores ΔK). (Fig. 4.4 e Fig 4.5), conforme esperado.

O material novo apresenta melhor desempenho à fluência (maiores t_r) que o material usado (Fig. 4.6) nas mesmas condições de ensaio. No material usado, transformações de fase de longo prazo tornaram a microestrutura mais coalescida e menos dispersa, com livre caminho médio entre partículas maior, tornando mais fácil o escoamento por fluência (movimentação de discordâncias).

5.3 – FADIGA-FLUÊNCIA

O material novo, em fadiga-fluência, com t_e=10 s, tem pior desempenho (menores t_r) quanto maior o $\Delta K_{inicial}$ aplicado (Fig. 4.7), conforme esperado.

Para o material usado, em fadiga-fluência, com t_e=10 s, há aparentemente uma inversão de desempenho para um $\Delta K_{inicial}$ aplicado entre 21 e 25 MPa$\sqrt{m}$, apresentando melhor desempenho em 25 MPa$\sqrt{m}$ (Fig. 4.8). Talvez isto se deva a existência de um $\Delta K_{inicial}$ de transição que inverta o comportamento esperado em situações de fadiga-fluência, dependente do tempo de espera. Seriam necessários mais testes para comprovação.

Comparativamente, nos testes de fadiga-fluência (Fig 4.9), com t_e=10 s, o material novo com $\Delta K_{inicial}$ aplicado de 25 MPa$\sqrt{m}$, tem desempenho similar ao

material usado com $\Delta K_{inicial}$ aplicado de 21 MPa$\sqrt{m}$. Este comportamento está dentro do esperado se considerarmos a degradação estrutural do material usado sob o ponto de vista da fadiga-fluência.

O material novo, em fadiga-fluência, com t_e=100 s, tem pior desempenho (menores t_r) quanto maior o $\Delta K_{inicial}$ aplicado (Fig. 4.10), conforme o esperado.

Para o material usado, em fadiga-fluência (Fig 4.11), com t_e=100 s, há aparentemente uma inversão de desempenho para um $\Delta K_{inicial}$ aplicado entre 25 e 29 MPa$\sqrt{m}$, apresentando melhor desempenho em 29 MPa$\sqrt{m}$. Talvez isto se deva a existência de um $\Delta K_{inicial}$ de transição que inverta o comportamento esperado em situações de fadiga-fluência, dependente do tempo de espera. Seriam necessários mais testes para comprovação.

Comparativamente, nos testes de fadiga-fluência (Fig 4.12), com t_e=100 s, o material novo com $\Delta K_{inicial}$ aplicado de 25 MPa$\sqrt{m}$, tem desempenho similar ao material usado com $\Delta K_{inicial}$ aplicado de 29 MPa$\sqrt{m}$. Este comportamento está dentro do esperado se considerarmos a degradação estrutural do material usado sob o ponto de vista da fadiga-fluência.

O material novo em fadiga-fluência com t_e= 1000 s (Fig. 4.13), tem pior comportamento quanto maior o $\Delta K_{inicial}$ aplicado, conforme esperado.

O material usado, em fadiga-fluência, com t_e= 1000 s (Fig. 4.14), apresenta pior desempenho quanto maior o $\Delta K_{inicial}$ aplicado, conforme esperado.

Comparativamente, nos testes de fadiga-fluência (Fig 4.15), com t_e=1000 s, para um $\Delta K_{inicial}$ aplicado de 25 MPa$\sqrt{m}$, o material novo tem desempenho similar ao material usado, o mesmo ocorrendo para $\Delta K_{inicial}$ aplicado de 29MPa$\sqrt{m}$. No entanto, a diferença de desempenho para $\Delta K_{inicial}$ aplicado de 21 MPa$\sqrt{m}$, é

grande. No material novo o tempo de ruptura (t_r) é o dobro do tempo de ruptura do material usado. Talvez com variação dos fatores de intensidade de tensões altos (ΔK acima de 25 MPa$\sqrt{m}$), não haja diferença de comportamento significativa entre material novo e usado, para tempos de espera em torno de 1000s.

O material novo, em fadiga-fluência, com t_e=10.000 s tem menor tempo de ruptura (t_r) para maiores $\Delta K_{iniciais}$ aplicados (Fig. 4.16), conforme o esperado.

O material usado, em fadiga-fluência, com t_e=10.000 s tem menor tempo de ruptura (t_r) para maiores $\Delta K_{iniciais}$ aplicados (Fig. 4.17), sendo uma dispersão mais ou menos homogênea, e conforme o esperado.

Comparativamente, nos testes de fadiga-fluência (Fig 4.18), com t_e=10.000 s, os materiais novo e usado tiveram desempenhos similares para um $\Delta K_{inicial}$ aplicado de 25 MPa$\sqrt{m}$ o mesmo ocorrendo para um $\Delta K_{inicial}$ aplicado 29 MPa$\sqrt{m}$. No entanto, para um $\Delta K_{inicial}$ aplicado de 21 MPa$\sqrt{m}$, o material novo apresentou tempo de ruptura (t_r) maior que o dobro do material usado. Talvez com variação dos fatores de intensidade de tensões altos (ΔK acima de 25 MPa$\sqrt{m}$), não haja diferença de comportamento significativa entre material novo e usado, para tempos de espera em torno de 10.000 s.

Considerando o efeito do tempo de espera em todos os testes do material novo, para um $\Delta K_{inicial}$ aplicado de 21 MPa$\sqrt{m}$ (Fig. 4.19), à medida que se aumenta o t_e, melhora o desempenho, havendo no entanto uma inversão entre t_e= 1000 a 10.000 s. O comportamento à fluência (t_e= t_r) é similar ao da fadiga-fluência para t_e= 10.000 s. É possível a existência de um tempo de espera de transição que torne a fadiga-fluência melhor que a fluência pura. Mas isto deveria ser comprovado com testes mais detalhados.

Considerando o efeito do tempo de espera em todos os testes do material novo, para um $\Delta K_{inicial}$ aplicado de 25 MPa$\sqrt{m}$ (Fig. 4.20), à medida que se

aumenta o tempo de espera t_e, melhora o desempenho, havendo no entanto uma inversão, piorando o desempenho com tempo de espera entre 100 a 1000 s. Nesta condição, o material novo apresenta melhor desempenho em fluência (t_e=t_r) do que em fadiga-fluência para qualquer tempo de espera t_e.

Considerando o efeito do tempo de espera em todos os testes do material novo, para um $\Delta K_{inicial}$ aplicado de 29 MPa$\sqrt{m}$ (Fig. 4.21), o desempenho melhora aumentando t_e até 100 s, piorando entre 100 a 1000 s. Nesta situação, o desempenho de fluência (t_e= t_r), se situa entre o desempenho de fadiga-fluência com t_e entre 100 e 1000 s (mais próximo do t_e=1000 s).

Considerando o efeito do tempo de espera em todos os testes do material usado para um $\Delta K_{inicial}$ aplicado de 21 MPa$\sqrt{m}$ (Fig. 4.22), à medida que se aumenta o t_e, entre 0 e 1000s, melhora o desempenho, piorando drasticamente para t_e entre 1000 a 10.000 s, sendo que com t_e= 10.000 s fica abaixo do desempenho com t_e=100 s. O comportamento à fluência (t_e= t_r) é similar ao da fadiga-fluência para t_e= 100 a 1000 s, muito próximo do de t_e=100 s.

Considerando o efeito do tempo de espera em todos os testes do material usado, para um $\Delta K_{inicial}$ aplicado de 25 MPa$\sqrt{m}$ (Fig. 4.23), à medida que se aumenta o t_e (entre 0 e 100 s), melhora o desempenho, havendo no entanto uma inversão, piorando o desempenho com tempo de espera entre 100 a 1000 s. O comportamento à fluência (t_e= t_r) se situa entre o da fadiga-fluência para t_e= 100 a 1000 s, muito próximo do desempenho com t_e=100 s.

Considerando o efeito do tempo de espera em todos os testes do material usado, para um $\Delta K_{inicial}$ aplicado de 29 MPa$\sqrt{m}$ (Fig. 4.24), à medida que se aumenta o t_e (entre 0 e 100 s), melhora o desempenho, piorando bastante com tempo de espera entre 100 a 1000 s. O comportamento à fluência (t_e= t_r) se situa entre o da fadiga-fluência para t_e= 1000 a 10.000 s, muito próximo do desempenho com t_e=1000 s, melhor que o desempenho com t_e=10.000 s.

Considerando o número de ciclos de fadiga em todos os testes (Tab. 4.1), o maior número de ciclos de fadiga suportado até ruptura, tanto para o material novo como para o material usado, parece ocorrer para tempo de espera (t_e) em torno de100 s, independente do $\Delta K_{inicial}$ aplicado, e para todos os testes realizados.

5.4 – AVALIAÇÃO DOS PARÂMETROS DA MECÂNICA DA FRATURA

A metodologia empregada a seguir é a metodologia da mecânica da fratura dependente do tempo, particularizada para as condições de teste aplicadas neste trabalho e que pode ser generalizada para caracterizar qualquer material empregado em alta temperatura, sujeito à fadiga simples, fluência simples, ou sujeito à interação fadiga-fluência. Serve portanto para a qualificação de materiais e procedimentos de fabricação e uso, sendo comparativo às mesmas condições de ensaio.

Com relação à interação fadiga-fluência, embora conseguiu-se separar a contribuição da fadiga (dependência com o número de ciclos) da contribuição da fluência (dependência com o tempo), no crescimento de trinca, evidencia-se a não linearidade na superposição destes efeitos.

Entre a metodologia proposta e a conseqüente aplicação dos seus resultados, (na forma das equações 5.3 e 5.4 para fadiga, equações 5.6 e 5.7 para fluência e equações 5.12 e 5.13 para a interação fadiga-fluência) em componentes que operem à alta temperatura, existe um caminho grande a seguir. Deve ser desenvolvida toda uma metodologia para a avaliação dos parâmetros ΔK, C^* e $(C_t)_m$ para as geometrias particulares de cada componente, tipo tamanho e localização de defeitos, temperatura de serviço, e principalmente da forma do carregamento em serviço (intensidade, direção, razão de carregamento, e variação no tempo).

Como foram registrados sempre deslocamento da linha de carga em função do tempo, para cada ensaio realizado, foi necessário realizar uma calibração experimental que correlacionasse a variação do deslocamento da linha de carga registrada ΔV com a correspondente variação do comprimento de trinca Δa. A construção desta curva de calibração foi chave na avaliação dos parâmetros da mecânica da fratura dependente do tempo.

A curva de calibração construída e mostrada na figura 4.25 mostrou boa correlação estatística e permitiu o estabelecimento da relação:

$$(\Delta a) = 2{,}8719\ (\Delta V)^{0{,}5548} \qquad \text{(Eq. 5.1)}$$

onde (Δa) e (ΔV) são em mm.

Esta relação é base para o cálculo de da/dN, da/dt e $(da/dt)_m$ para plotagem em função dos respectivos parâmetros ΔK, C* e $(C_t)_m$.

Para fadiga, calculou-se, para cada teste realizado,

$$\frac{da}{dN} = \frac{2{,}8719[V'\,\Delta t]^{0{,}5548}}{3600\Delta t} \qquad \text{(Eq. 5.2)}$$

onde, da/dN é calculado em mm/ciclo

V' é velocidade de deslocamento da linha de carga mm/h

Δt é o intervalo de tempo (h) considerado no cálculo de V'

Pela plotagem de da/dN em função de ΔK, Figura 4.26, pôde-se realizar a regressão linear que permitiu avaliar ao parâmetros da Equação de Paris (Eq. 2.37) para o material novo e usado:

Para o material novo: $(da/dN) = 7{,}378.10^{-9}(\Delta K)^{3{,}412}$ (Eq. 5.3)

onde da/dN é calculado em mm/ciclo e ΔK em $MPa\sqrt{m}$

e, para o material usado, $(da/dN) = 1{,}4.10^{-7}(\Delta K)^{2{,}519}$ (Eq. 5.4)

Para os testes de fluência, calcula-se a velocidade de propagação de trinca no segundo estágio de fluência:

$$\frac{da}{dt} = \frac{2{,}8719[V'\,\Delta t]^{0{,}5548}}{\Delta t}\ , \text{(mm/h)} \qquad \text{(Eq.5.5)}$$

E com C* calculado para cada teste pela equação 2.29, foram plotados os gráficos de da/dt em função de C* (Fig. 4.27). Por regressão linear chegou-se,

para o material novo, $(da/dt) = 1{,}243.10^{-4}(C^*)^{0{,}8186}$ (Eq.5.6)

onde da/dt é em mm/h e C* em J/m^2h

e, para o material usado, $(da/dt) = 7{,}236.10^{-4}(C^*)^{0{,}5829}$ (Eq. 5.7)

Os resultados dos testes de fadiga-fluência (com registro de deslocamento da linha de carga em função do tempo) foram analisados da seguinte maneira:

1) Avaliou-se a velocidade de deslocamento da linha de carga e o intervalo de tempo do segundo estágio de fluência para todos os testes.

2) Cálculo de $\left(\frac{da}{dN}\right)_{fad-flu} = \frac{2{,}8719[V'\Delta t]^{0{,}5548}(t_e + 1)}{3600\Delta t}$ (Eq.5.8)

onde $(da/dN)_{fad-flu}$ é o avanço total da trinca por ciclo de fadiga-fluência, em mm/ciclo e t_e em segundos.

3) Do avanço total de trinca em fadiga-fluência calculado em 2), desconta-se o avanço correspondente de trinca por ciclo de fadiga. Então, calcula-se: $\left(\frac{da}{dt}\right)_m = \frac{1}{t_e}\left[\left(\frac{da}{dN}\right)_{fad-flu} - \left(\frac{da}{dN}\right)_{fad}\right]$ (Eq.5.9)

que é a velocidade média de trinca por ciclo de fadiga-fluência, devido apenas à fluência.

4) Para cada $(da/dt)_m$ assim calculado, calcula-se um $(C_t)_m$ pela equação 2.40 e constrói-se então um gráfico de $(da/dt)_m$ em função de $(C_t)_m$ (Fig 4.28).

5) Como resultado da regressão linear deste gráfico, encontrou-se

para o material novo, $(da/dt)_m = 7{,}138.10^{-6}[(C_t)_m]^{1{,}16461}$ (Eq. 5.10)

onde $(da/dt)_m$ é medido em mm/h e $(C_t)_m$ em J/m^2h.

e, para o material usado, $(da/dt)_m = 2{,}0954.10^{-5}[(C_t)_m]^{0{,}98263}$ (Eq. 5.11)

6) Separando as contribuições da fadiga e da fluência, em testes de interação de fadiga com fluência, pode-se escrever, para os

materiais estudados, o avanço total de trinca por ciclo de fadiga-fluência, para os materiais

$$\text{Novo: } (da/dN) = 7{,}378.10^{-9}(\Delta K)^{3{,}412} + \{7{,}138.10^{-6}\,[(C_t)_m]^{1{,}16461}\}.t_e \qquad \text{(Eq.512)}$$

$$\text{Usado: } (da/dN) = 1{,}4.10^{-7}(\Delta K)^{2{,}519} + \{2{,}0954.10^{-5}[(C_t)_m]^{0{,}98263}\}.t_e \qquad \text{(Eq.5.13)}$$

Desta forma é possível avaliar integridade estrutural, vida residual e desenvolver projeto de componentes que operem em alta temperatura, sujeitos à fadiga, fluência e à interação fadiga-fluência.

Pode-se ainda fazer uma comparação entre as tensões de serviço atuantes no tubo, na planta industrial, com as tensões produzidas na ponta da trinca pelos diversos ΔK aplicados nos testes. Utilizando-se a teoria de Lamé para tubos de parede espessa sujeitos à pressão interna, e por meio do critério de escoamento de Guest-Tresca, chega-se a uma tensão resultante de 64 MPa, na parede interna do tubo. Por meio da Equação 2.15, pode-se calcular as tensões correspondentes a cada ΔK aplicado: ΔK=21 MPa$\sqrt{m}$ (98 MPa); ΔK=25 MPa$\sqrt{m}$ (116 MPa) e ΔK=29 MPa$\sqrt{m}$ (135 MPa). Considerando o módulo de elasticidade do API P22 a 538°C como sendo 140 GPa, essas tensões podem ser normalizadas ($\sigma_n = \sigma / E$). Encontra-se então:

$$(\sigma_n)_{serv} = 4{,}6.10^{-4};$$

$$(\sigma_n)_{\Delta K21} = 6{,}98.10^{-4},$$

$$(\sigma_n)_{\Delta K25} = 8{,}31.10^{-4};$$

$$\text{e } (\sigma_n)_{\Delta K29} = 9{,}64.10^{-4}.$$

Considerando-se o mapa de mecanismos de deformação para o API P22 (Figura 2.13), e tendo em vista a aproximação feita no cálculo das tensões para cada K aplicado, pode-se afirmar que:

1 – As condições de teste são mais severas que as condições do tubo em serviço, em condições idealizadas, sem a presença de defeitos.

2 – Aparentemente há uma mudança de mecanismo de deformação entre $\Delta K = 21$ MPa$\sqrt{m}$ (intergranular), $\Delta K = 25$ MPa$\sqrt{m}$ (transição) e $\Delta K = 29$ MPa$\sqrt{m}$ (quase transgranular).

3 – Talvez isto possa ajudar a explicar a grande diferença entre os tempos de ruptura de alguns testes. Por exemplo, alguns testes em fadiga-fluência com $\Delta K = 21$ MPa$\sqrt{m}$ apresentaram tempo de ruptura muito maior que outros com $\Delta K = 25$ MPa$\sqrt{m}$. Seguindo a mesma linha de comparação, alguns testes com $\Delta K = 25$ MPa$\sqrt{m}$, tiveram tempos de ruptura mais próximos de outros testes com $\Delta K = 29$ MPa$\sqrt{m}$, talvez por manterem os mecanismos de deformação similares. Em elevados tempos de ensaio, a oxidação excessiva prejudica a definição dos micromecanismos de fratura.

Não era objetivo deste trabalho simular nos testes condições similares às de serviço. De qualquer forma, fica registrada a necessidade de um planejamento de testes, talvez até mais acelerados, pelo uso de temperaturas maiores, mantendo as mesmas tensões, e o mesmo mecanismo de deformação previsto para a condição de serviço. Assim, os ΔK arbitrados, dariam lugar a outros planejados para encurtar os testes, sem afetar os resultados esperados para comparação direta com as condições de serviço.

6 – CONCLUSÕES

Com base na metodologia proposta, nos resultados e, na discussão realizada, pode-se concluir que:

1) O sistema de fadiga-fluência, adaptado na máquina de fluência convencional de pesos mortos para carga e descarga por meio de mecanismo pneumático programável se mostrou adequado, produzindo resultados compatíveis com o esperado.

2) O material usado apresenta melhor desempenho à fadiga (maiores t_r) que o material novo nas mesmas condições de ensaio.

3) O material novo apresenta melhor desempenho à fluência (maiores t_r) que o material usado nas mesmas condições de ensaio.

4) Tanto para o material novo quanto para o material usado, fadiga em alta temperatura é pior que fluência (menores t_r para fadiga), nas mesmas condições de ensaio.

5) Tanto para o material novo quanto para o usado, fadiga é pior que fadiga-fluência para qualquer tempo de espera (ou de atuação do carregamento), conforme.

6) Parece existir um tempo de espera de transição, que torna a fadiga-fluência melhor que a fluência pura, resultando em maiores tempos de ruptura t_r, tanto para o material novo como para o material usado.

7) Considerando o número de ciclos de carregamento em todos os testes realizados (fadiga, fadiga-fluência e fluência), o maior número de ciclos de carregamento suportado até a ruptura, ocorre para t_e=100 segundos, tanto para o material novo quanto usado.

8) Não se consegue avaliar o efeito combinado de fadiga e fluência, sem testes específicos de interação fadiga-fluência.

9) É possível a existência de um tempo de espera de transição que torne a fadiga-fluência melhor (maior t_r) que a fluência pura tanto para o material novo como para o material usado, mas isto deveria ser comprovado com testes mais detalhados.

10) Da mesma forma se poderia falar de um ΔK limite de transição, onde as solicitações são tão severas que não permitem distinção de desempenho entre material novo e material usado em alta temperatura.

11) A metodologia empregada se mostrou satisfatória para análise dos parâmetros da mecânica da fratura para as diversas condições de ensaio.

7 – SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

7.1 – Realizar mais testes para permitir uma análise estatística confiável de resultados, permitindo modelagem matemática.

7.2 – Análise quantitativa da microestutura dos materiais tais como tamanho de grão, fração volumétrica e morfologia das fases presentes, etc... para modelizar o comportamento em alta temperatura com a microestrutura.

7.3 – Realizar testes em outras temperaturas e tentar aplicar um método de parametrização (por exemplo, o parâmetro Larson-Miller) para generalizar resultados para outras temperaturas.

7.4 – Aplicar métodos numérico-computacionais para avaliar os parâmetros da mecânica da fratura em alta temperatura para componentes de plantas industriais em operação, e compará-los com os resultados dos testes e a vida observada em serviço, desta forma aprimorando os modelos de comportamento em alta temperatura.

7.5 – Testar outros materiais de interesse industrial e tentar estabelecer um modelo geral de comportamento dos materiais empregados em alta temperatura.

7.6 – Estabelecer uma metodologia e suporte experimental para medição direta de da/dt, em vez do sistema atual que mede o deslocamento da linha de carga e avalia indiretamente a velocidade do avanço de trinca no ensaio.

7.7 – Projetar e construir equipamentos mais baratos, com diversos postos de ensaio simultâneos, para melhorar a velocidade de aquisição de dados, e refinar a modelagem de comportamento.

7.8 – Realizar testes em outras atmosferas de interesse industrial e analisar seus efeitos na propagação de trinca em alta temperatura.

8 – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1) LIAW, P. K.; SAXENA, A.; e SCHAEFER, J. Estimating Remaining Life of Elevated Temperature Steam Pipes - Part I: Materials Properties, Engineering Fracture Mechanics, v.32 , n.5 , p.675 - 708, 1989.

2) LIAW, P. K.; SAXENA, A.; e SCHAEFER, J. Estimating Remaining Life of Elevated Temperature Steam Pipes – Part:II Fracture Mechanics Analysis, Engineering Fracture Mechanics, v.32 , n.5 , p.709 - 722, 1989.

3) LIAW, P. K.; e SAXENA, A. Crack Propagation Behavior Under Creep Conditions. International Journal of Fracture, v.54 , p.329 -343, 1992.

4) SAXENA, A. Evaluation of C* for The Characterization of Creep Crack Growth Behavior In 304 Stainless Steel, FRACTURE MECHANICS : Twelfth Conference, ASTM STP 700, 1980. p. 131-151.

5) HARPER, M.P; e ELLISON, E.G. The Use of The C* Parameter in Predicting Creep Crack Propagation Rates. Journal of Strain Analysis, v.12 n.3, p.167 - 179, 1977.

6) SMITH, D.J.; e WEBSTER, G.A. Estimates of The C* Parameter for Crack Growth in Creeping Materials. In: ELASTIC PLASTIC FRACTURE: SECOND SYMPOSIUM, 1983, Inelastic Crack Analysis, ASTM STP 803, American Society for Testing and Materials, 1983. 2v, p.306 - 353.

7) RIEDEL, H.; e RICE, J.R. Tensile Cracks in Creeping Solids. In: FRACTURE MECHANICS : Twelfth Conference, ASTM STP 700, American Society for Testing and Materials, 1980. p.112 -130.

8) SHIH, T.T. A Simplified Test Method for Determining the Low Rate Creep Crack Growth Data. Fracture Mechanics: Fourteeth Symposium, Testing and Applications,

ASTM STP 791, American Society for Testing and Materials, 1983. 2v. v.II p.232 - 247.

9) VISWANATHAN, R. Damage Mechanisms And Life Assessment Of High Temperature Components. Ohio, ASM International, 1993. 497p.

10) SAXENA, A. Creep Crack Growth Under Non Steady State Conditions. In: Fracture Mechanics, Proceedings, Seventeenth Volume ASTM STP 905 Philadelphia, American Society For Testing And Materials,1986. p.185 - 201.

11) MIRANDA, P. E. V; PASCUAL, R. e SILVEIRA, T.L. Propriedades Mecânicas em Altas Temperaturas, Encontro Sobre Análise de Componentes Estruturais em Temperaturas Elevadas, Anais ACETE Volume 1, Rio de Janeiro, 1983, p.1 - 127.

12) GAROFALO, F. An Empirical Relation Defining The Stress Dependence of Minimum Creep Rate In Metals, Transactions Of The Metallurgical Society of AIME, v.227, p.351 - 356, april 1963.

13) MANSON, S.S.; e ENSIGN, C.R. A Quarter Century of Progress in the Development of Correlation and Extrapolation Methods for Creep Rupture Data. Journal of Engineering Materials and Technology, p.317 - 325, october 1979.

14) DIETER, G.E. Metalurgia Mecânica. 2ª.Ed. Rio de Janeiro, Guanabara Dois, 1981, 653p.

15) JASKE, C.E. Life Assessment of Hot Reheat Steam Pipe. Journal of Pressure Vessel Technology, v.112, p.20 - 27, Feb. 1990.

16) METALS HANDBOOK, Mechanical Testing, 9th Ed., Vol.8, Ohio, American Society for Metals (ASM), 1985. 778p.

17) MASUYAMA, F. e outros. Findings on Creep Fatigue Damage in Pressure Parts of Long Term Service Exposed Thermal Power Plants. Journal Of Pressure Vessel Technology, v.107, p.260 - 270, August 1985.

18) SAXENA, A. Fracture Mechanics Approaches for Caracterizing Creep Fatigue Crack Growth, JSME International Journal, S. A, v.36, n.1, p.1 - 20, 1993.

19) SAXENA, A.; HAN, J. e BANERJI, K. Creep Crack Growth Behavior in Power Plant Boiler and Steam Pipe Steels. Journal of Pressure Vessel Technology, v.110, p.137 - 146, May 1988.

20) AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Standard Test Method for J_{IC}, A Measure of Fracture Toughness: ASTM Standard E 813 - 89 ASTM Book of Standard, V.03.01, p.713 - 727, 1991.

21) PARIS, P.C. e JOHNSON, R.E. A Method of Application of Elastic Plastic Fracture Mechanics to Nuclear Vessels Analysis, In: Elastic Plastic Fracture: Second Symposium, Fracture Resistance Curves and Engineering Applications, ASTM STP 803, American Society for Testing and Materials, 1983. v.II , p.5 - 40.

22) WU, D.; CHRISTIAN, E.M.; e ELLISON, E.G. Evaluation of Creep Crack C* Integrals, Journal of Strain Analysis Vol.19 n.3, p.185 -195, 1984.

23) SAXENA, A. Recent Advances in Elevated Temperature Crack Growth and Models for Life Prediction. In: Advances In Fracture Research, Proceedings of the 7th International Conference on Fracture (ICF7). Houston, Texas, 20-24 march 1989, v.2, p.1675 - 1688.

24) AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard Practice for Conducting Creep, Creep Rupture, and Stress Rupture Tests of Metallic Materials: ASTM Standard E 139 - 83, ASTM Book of Standard, v.03.01 p.309 - 319, 1990.

25) WANG, Z.; e WU, D. A Damage Mechanics Approach to The Prediction of Creep Crack Growth, International Journal Of Pressure Vessel & Piping. v.48. p.305 - 319. 1991.

26) LEUNG, C.; McDOWELL, D.L.; e SAXENA, A. Estimation of the C_t Parameter Experimental Implications, Journal of Testing and Evaluation, v.18, n.1, p.25 - 37, jan. 1990.

27) RIEDEL, H. Recent Advances in Modelling Creep Crack Growth. In: Advances In Fracture Research, Proceedings Of The 7th International Conference on Fracture (ICF7). Houston, Texas, 20-24 march 1989. v.2, p.1495 - 1523.

28) TAIRA, S; OHTANI, R.; e KITAMURA, T. Application of J - Integral to High Temperature Crack Propagation - Part I - Creep Crack Propagation. Journal of Engineering Materials and Technology, v.101, p.154 - 161, april, 1979.

29) SAXENA, A.; ERNST, H. A.; e LANDES, J.D. Creep Crack Growth Behavior in 316 Stainless Steel at 594 °C (1100 °F). International Journal of Fracture, v.23 , p.245 -257, 1983.

30) CHEISSOUX, J.L. et al. Evaluation Numérique De l'intégrale C* En Fluage Anec Les Codes INCA MAYA. Departament des Reacteurs A EAU, novembre, 1983. 29p.

31) SAXENA, A. Electrical Potential Technique for Monitoring Subcritical Crack Growth at Elevated Temperatures. Engineering Fracture Mechanics, v.13 , p.741 - 750, 1980.

32) SCHWALBE, K. H.; e HELLMANN, D. Application of the Electrical Potential Method to Crack Length Meaurements Using Johnson's Formula, Journal of Testing and Evaluation, v.9, n.3, p.218 - 220, may 1981.

33) AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates: ASTM Standard E 647 - 91, ASTM Book of Standards, v.03.01. 1991.

34) BASSANI, J.L.; e McCLINTOCK, F.A. Creep Relaxation of Stress Around a Crack Tip. International Journal Of Solids And Structures, v.17, n.5, p.479 - 492, 1981.

35) STROHAECKER, T. R. Introdução à Mecânica da Fratura (Apostila), LAMEF-DEMET-UFRGS, 1995. 83p.

36) TADA, H.; PARIS, P.C.; e IRWIN, G.R. The Stress Analysis of Cracks Handbooks. Del Research Corporation, St. Louis, Missouri, 1973.

37) PARKER, A. P. The Mechanics of Fracture and Fatigue - An Introduction. London, E. & F.N. Spon Ltd, 1981. 167p.

38) HERTZBERG, R. W. Deformation And Fracture Mechanics Of Engineering Materials, 3ed. John Wiley & Sons, 1989. 680p.

39) BRANCO, C. M; FERNANDES, A. A.; e CASTRO, P.M.S.T. Fadiga de Estruturas Soldadas. Lisboa, Fundação Calouste Gulbenkian, 1986. 902p.

40) EWALDS, H.L.; e WANHILL, R.J.H. Fracture Mechanics. London, Delftse Uitgevers Maatschappij. 1986. 304p.

41) AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. Standard Test Method for Plane Strain Fracture Toughness of Metallic Materials: ASTM Standard E 399 - 90 ASTM Book of Standard, v.03.01, p.666 - 696, 1991.

42) ROOKE, D.P.; e CARTWRIGHT, D.J. Compendium of Stress Intensity Factors, London, Her Majesty's Stationery Office, 1974. 330p.

43) RICE, J.R. A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks. Journal of Applied Mechanics. p.379 - 386, June 1968.

44) MEGUID, S.A. Engineering Fracture Mechanics. London, Elsevier Science Publishers Ltd., 1989. 397p.

45) BEGLEY, J.A.; e LANDES, J.D. A Comparison of The J-Integral Fracture Criterion With The Equivalent Energy Concept - Progress In Flaw Growth And Fracture Toughness Testing, ASTM STP 536, 1973. p.246 - 263.

46) LANDES, J.D.; e BEGLEY, J.A. A Fracture Mechanics Approach to Creep Crack Growth. In: Mechanics of Crack Growth, ASTM STP 590 1976. p. 128 - 148.

47) GOLDMAN, N.L.; e HUTCHINSON, J.W. Fully Plastic Crack Problems: The Center Cracked Strip Under Plane Strain. International Journal of Solids and Structures, v.11, p.575 - 591, 1975.

48) HE, M.Y.; e HUTCHINSON, J.W. Bounds for Fully Plastic Crack Problems for Infinite Bodies. In: ELASTIC-PLASTIC FRACTURE: Second Symposium Inelastic Crack Analysis, ASTM STP 803, American Society for Testing and Materials, 1983. 2v. v.I , p.277 - 290.

49) HUTCHINSON, J.W. Singular Behaviour as the End of a Tensile Crack in a Hardening Material, J. Mech. Phys. Solids, v.16 p.13 - 31, 1968.

50) RICE, J.R.; e ROSENGREN, G.F. Plane Strain Deformation Near a Crack Tip in a Power Law Hardening Material, J. Mech. Phys. Solids, v.16 p.1 - 12, 1968.

51) SHIH, C.F.; e HUTCHINSON, J.W. Fully Plastic Solutions and Large Scale Yielding Estimates for Plane Stress Crack Problems. Journal of Engineering Materials and Technology, p.289 - 295, October, 1976.

52) KUMAR, V.; GERMAN, M.D.; e SHIH, C.F. An Engineering Approach Elastic-Plastic Fracture Analysis NP-1931 Research Project 1237-1 EPRI, July, 1981.

53) KUMAR, V.; e SHIH, C.F. Fully Plastic Crack Solution Estimation Scheme, and Stability Analysis for The Compact Specimen, Fracture Mechanics: Twelfth Conference, ASTM STP 700, 1980, p. 406 - 438.

54) KUMAR, V.; GERMAN, M.D.; e SHIH, C.F. Elastic Plastic and Fully Plastic Analysis of Crack Initiation, Stable Growth, and Instability in Flawed Cylinders. In: elastic plastic fracture: Second Symposium, Inelastic Crack Analysis, ASTM STP 803, American Society For Testing And Materials, 1983. v 2 , p.306 -353.

55) KUMAR, V.; e GERMAN, M.D. Studies of the Line Spring Model for Nonlinear Crack Problems. Journal of Pressure Vessel Technology, v.107 , p. 412 - 420, November, 1985.

56) SHIH, C.F.; e NEEDLEMAN, A. Fully Plastic Crack Problems Part 1: Solutions by a Penalty Method, Journal of Applied Mechanics, v.51, p. 48 - 56, March, 1984.

57) SHIH, C.F.; & NEEDLEMAN, A. Fully Plastic Crack Problems Part 2: Application of Consistency Checks. Journal of Applied Mechanics, v.51, p. 57 - 64, March, 1984.

58) HE, M.Y.; e HUTCHINSON, J.W. Penny Shaped Crack in a Round Bar of Power Law Hardening Material. In: Elastic Plastic Fracture, Second Symposium Inelastic Crack Analysis, ASTM STP 803, American Society for Testing and Materials, 1983, 2v. v.I , p.291 - 305.

59) RIEDEL, H. Crack Tip Stress Fields and Crack Growth Under Creep Fatigue Conditions. In: Elastic Plastic Fracture, Second Symposium Inelastic Crack Analysis, ASTM STP 803, American Society for Testing and Materials, 1983. 2v. v.I , p.505 - 520.

60) SAXENA, A.; e HUDAK, S. J. Jr. Review end Extension of Compliance Information for Common Crack Growth Specimens, International Journal of Fracture, v.14, n.5, p.453 - 468, october, 1978.

61) BLOOM, J.M.; e MALITO, M.L. Using Ct to Predict Component Life, Fracture Mechanics, Twenty Second Symposium ASTM STP 1131, 1992, p.393 - 411.

62) HE, M.Y.; e HUTCHINSON, J.W. The Penny Shaped Crack and the Plane Strain Crack in an Infinite Body of Power Law Material, Journal of Applied Mechanics, v.48, p.830 - 840, 1981.

63) YOON, K.B.; SAXENA, A.; e McDOWELL, D.L. Influence of Crack Tip Cyclic Plasticity on Creep Fatigue Crack Growth. Fracture Mechanics, Twenty Second Symposium ASTM STP 1131 1972, p.367 - 392.

64) KANNINEM, M.F.; e POPELAR, C.H. Advanced Fracture Mechanics, Oxford University Press, Inc. 1985. 563p.

65) MEYERS, M.A.; e CHAWLA, K.K. Princípios de Metalurgia Mecânica, São Paulo, Edgard Blucher, 1982.

66) VISWANATHAN, R.; DOOLEY, R. e SAXENA, A. A Methodology for Evaluating the Integrity of Longitudinally Seam Welded Steam Pipes in Fossil Plants. Journal of Pressure Vessel Technology, v. 110 , p. 283 - 290, Aug. 1988.

67) AINSWORTH, R. A.; RUGGLES, M.B.; e TAKAHASHI, Y. Flaw Assessment Procedure for High Temperature Reactor Components. Journal of Pressure Vessel Technology, v. 114, p.166 - 170, May 1992.

68) IWADATE, T.; WATANABE, J.; e TANAKA, Y. Prediction of the Remaining Life of High Temperature Pressure Reactors Made of Cr-Mo Steels. Journal of Pressure Vessel Technology, v.107, p.230 - 238, Aug. 1985.

69) JASKE, C.E. Benefits of Remaining Life Assessment. In: Chemical Engineering Progress, p.37- 46, Apr. 1987.

70) NIKBIN, K.M.; SMITH, D.J. e WEBSTER, G.A. An Engineering Approach to the Prediction of Creep Crack Growth, Journal of Engineering Materials and Technology, v.108, p.186 - 191, Apr. 1986.

71) REED-HILL, R. E. Princípios de Metalurgia Física 2ª ed., Rio de Janeiro, Guanabara Dois, 1982, p 741-754.

72) WHITTENBERGER, J. D. Metals Handbook 9ª ed., ASM, Vol. 8, p.301-307.

73) CLARK, F. H. Metais At High Temperatures, U.S. Navy Materials Catalog Office, 1950, p 116.

74) TELLES, P. C. S. Tubulações Industriais. Rio de Janeiro, Ed. Livros Técnicos e Científicos, 1987, p. 16.

75) TELLES, P. C. S. Materiais para Equipamentos de Processo. Rio de Janeiro, Livraria Interciência , 1976, p. 76.

76) ARST, E. High Temperature of Dispersion Strengthened Materials Produced by Mechanical Alloying, Current Theoretical Understanding and Some Practical

Implications. In: New Materials by Mechanical Alloying Techniques Informations, Gesellschaft.Verlag, 1989, p. 185.

77) WHITTENBERGER, J. D. Properties of Oxide Dispersion Strengthened Alloys. In: New Materials By Mechanical Alloying Techniques Informations. Gesellschaft. Verlag,1989, p.201.

78) METALS HANDBOOK, 10ª Ed, Vol 1. Elevated Temperature Properties of Ferritic Steels. Ohio, ASM 1986, p 636-647.

79) PORTER, D. A. e EASTERLING, K.E.; Phase Transformations in Metals and Alloys, 1ª ed. Chapman & Hall, 1991, p. 417-422.

80) BAKER, R.G. e NUTTING M.A. The Tempering of 2 ¼ Cr 1 Mo Steel After Quenching and Normalizing, Journal of the Iron and Steel Institute, vol 192, julho de 1959, p. 257-268.

81) MANNESMANN.SA. Produção e Controle de Tubos de Aço, Belo Horizonte, Catálogo Técnico, março de 1979, p. 6-32.

82) KUO, K. Carbide in Chromium, Molybdenum and Tungsten Steels. Journal of the Iron and Steel Institute, abril de 1953, p. 363-375.

83) CROSSMAN, F. W.; e ASHBY, M. F. The Uniform Flow of Polycristals by Grain Boundary Sliding Accommodated by Power Law Creep, Acta Mettalurgica, vol. 23, abril de 1975, p. 425.

84) KÊ, T.S. Experimental Evidence of Viscous Behavior of Grain Boundary In Metals. Physical Review, vol. 71, nº 8, 15, abril de 1947, p. 533.

85) MOSHER, D. R. e RAJ, R. Use of the Internal Friction Technique to Measure Rates of Grain Boundary Sliding, Acta Mettalurgica, vol. 22, dezembro de 1974, p.. 1469

86) SPEIGHT, M. V. Mass Transfer and Grain-Boundary Sliding in Diffusion Creep, Acta Mettalurgica, vol. 23, junho de 1975, p. 779.

87) ZAMRIK, S. Y. An Interpretation of Axial Creep Fatigue Damage Interaction In Type 316 Stainless Steel, Transaction Of The ASME, vol. 112, 1990, p. 04.

88) BOESCH, W. J.;TIEN, J. K. e HOWSON, T. E. Progress in Vacuum Melting: from Vim to Vader, Metal Progress, outubro de 1992, pp. 49-50.

89) CARDOSO, P. H. S. Qualificação de um Aço AISI 304 em Diferentes Condições Microestruturais por Testes de Resistência em Elevadas Temperaturas. Dissertação de Mestrado, PPGEM/UFRGS, Porto Alegre, 1996, p. 15.

90) LIU, A. F. High Temperature Life Assessment. In: Metals Handbook 10ª Ed, Vol.1. Ohio, ASM, março de 1990, p. 642.

91) CHATURVEDI, M. C.; LIU, C. D.; HAN, Y. F. e YAN, M. G. Small Scale Creep Crack Growth. Engineering Fracture Mechanics, vol. 41, nº 2, 1992, p. 229.

92) DJAVANROODI, F. e WEBSTER, G. A. Comparison Between Numerical and Experimental Results of the Creep Fracture Mechanics Parameter C^*, Fracture Mechanics, Twenty-second Symposion (vol. I), ASTM STP 1133, Philadelphia, 1992, p. 271.

93) NORRIS, R. H.; GROWER, P. S.; HAMILTON, C. e SAXENA, A.; Elevated-Temperature Crack Growth, Metals Handbook, vol19, December, 1996, p. 507-519.

94) LIAW, P. K.; SAXENA, A. e SCHAEFER, J. Estimating Remaining Life of Elevated Temperature Steam Pipes – Part I, Materials Properties, Engineering Fracture Mechanics, vol. 32, 1989, pp. 675-708.

95) LE MAY, I. Prediction of Creep Growth in High Temperature Components, ICV91- Simpósio Nacional sobre Integridade em Centrais de Vapor, Nova Friburgo, agosto de 1991, conferência nº 4.

96) LIMA, T. E. Avaliação de Vida Remanescente de Tubos de Vapor, 9º Simpósio Brasileiro Sobre Tubulações e Vasos de Pressão (SIBRAT) e Congresso Sobre Projeto, Fabricação e Manutenção de Equipamentos (PFM), Rio de Janeiro, novembro de 1996, p. 24

97) CAZAUD, R. La Fatiga de los Metales, Madrid, Ed. Aguilar, 1957, p. 4.

98) BOARDMAN, B.; Fatigue Resistence of Steels, Metals Handbook 10ª Ed, vol 1 Ohio, ASM, março de 1990, p. 676.

99) METALS HANDBOOK, 10ª Ed, Vol 19. Fracture Mechanics Properties of Carbon and Alloys Steels, Ohio, ASM, dezembro de 1996, p. 642.

100) JAMES, L. A. Fatigue Crack Propagation in Austenitic Stainlees Steels, Atomic Energy Review, Vol 14, 1976, p. 37-85.

101) JASKE, C. E. Fatigue Curve Needs for Higher Strenght 2 ¼ Cr 1 Mo Steel for Petroleum Process Vessels, Journal of Pressure Vessel Technology, vol. 112, novembro de 1990, p. 323.

102) TOMKINS, B. The Development of Fatigue Crack Propagation Models for Engineering Applications at Elevated Temperatures, Journal of Engineering Materials, outubro de 1975, p. 289.

103) SHAHINIAN, P. e SAKANANDA, K. Effects of Stress Ratio and Hold Time on Fatigue Crack Growth in Alloy 718, Transactions of the ASME, vol. 101, julho de 1979, p. 224.

104) OHTANI, R. e KITAMURA, T. Characterization of High Temperature Strenght of Metals Based on the Mechanics of Crack Propagation, Elsevier Applied Science, Current Japanese Materials Research, vol. 3, 1988, p. 65.

105) MIN, B. K. e RAJ. R. Hold Time Effects in High Temperature Fatigue, Acta Metallurgica, vol. 26, 1978, p. 1007.

106) CONWAY, J. B. Creep Fatigue Interaction, Metals Handbook, 9ª Ed., Vol. 8 ASM, p.346-358.

107) PACHECO, J. L.; PEREIRA, D. S.; BIEHL, L. V.; TOURRUCÔO, M.; e STROHAECKER, T. R. Comportamento de um Aço API P22 Submetido a Carregamentos de Fluência, Fadiga e Fluência-Fadiga. Conferência Internacional sobre Evaluacion de Integridad Y Extension de Vida de Equipos Industriales, Minas / Uruguai, maio de 1998, p. 7-11.

108) LLOYD, G. J. Predominantly Elastic Crack Growth Under Combined Creep-Fatigue Cycling. Metals Science, janeiro de 1979, p. 39-47.

109) GROVER, P. S. e SAXENA, A. Characterization of Creep Fatigue Crack Growth Behavior in 2.25 Cr 1 Mo Steel Using $(C_t)_{avg}$, International Journal of Fracture, vol. 73, 1995, pp. 273-286.

110) ASHBY, M.F., A First Report on Deformation Maps, ACTA Metallurgy, volume 20, 1972, pp 887-895.

111) FROST, H. J. e ASHBY, M. F. Deformation Mechanism Maps: The Plasticity and Creep of Metals and Ceramics. New York, Pergamon Press, 1982.

112) FICHAS JCPDS – International Center of Diffraction Data, 1995. Fichas números 11-0550, 14-0406, 03-0908, 11-0680 e 05-0721.

113) LARSON, F. R. e MILLER, J. Trans. ASME, **74**, 765 (1952).

114) PEARSON, D. D.; LEMKEY, F. D. e KEAR, B. H. Superalloys, ASM, Metals Park, Ohio,1980, p. 513.

115) DECKER, R. F. e FREEMAN, J. W. Trans. AIME, **218**, 277, (1961).

116) KEAR, B. H. e THOMPSON, E. R. Science, **208**, 847, (1980).

117) GELL, M.; GUPTA, D. K. e SHEFFLER, K., D., J Met **39**(7), 11, (1987).

118) KEAR, B. K. e PIERCEY, B. J. Trans. AIME, **238**, 1209, (1967).

119) VERSNEYDER, F. L. e SHANK, M. E. Mater, Sci. Engineering, **6**, 213, (1970).

120) DULL, D. N. e SULLIVAN, C. P., J., Met. **23**(7), 38, 1971.

9 – ANEXO A: RESULTADOS INDIVIDUAIS DOS TESTES REALIZADOS.

9.1 – RESULTADOS DOS TESTES DE FADIGA (t_e=0)

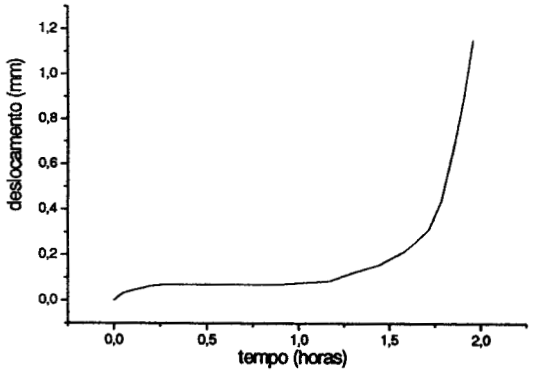


Fig. 9.1 - Teste de fadiga (t_e=0), API P22 novo.
$\Delta K_{inicial}$ = 21 MPa $\sqrt{m}$

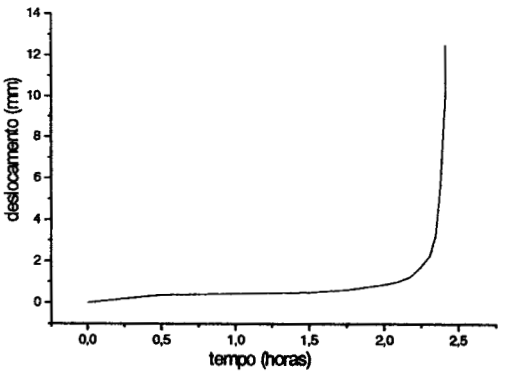


Fig. 9.2 - Teste de fadiga (t_e=0), API P22 usado.
$\Delta K_{inicial}$ = 21 MPa $\sqrt{m}$

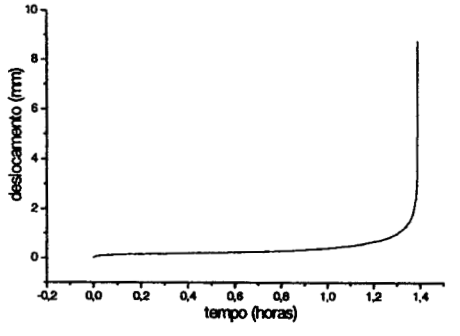


Fig. 9.3 - Teste de fadiga (t_e=0), API P22 novo.
$\Delta K_{inicial}$ = 25 MPa $\sqrt{m}$

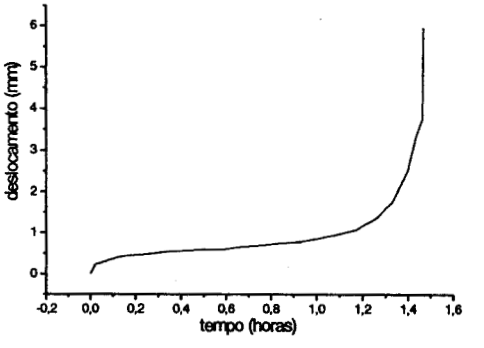


Fig. 9.4 - Teste de fadiga (t_e=0), API P22 usado.
$\Delta K_{inicial}$ = 25 MPa $\sqrt{m}$

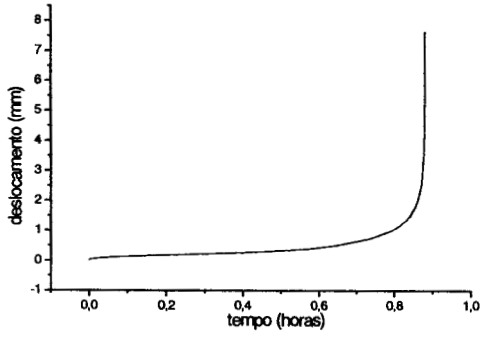


Fig. 9.5 - Teste de fadiga (t_e=0), API P22 novo.
$\Delta K_{inicial}$ = 29 MPa $\sqrt{m}$

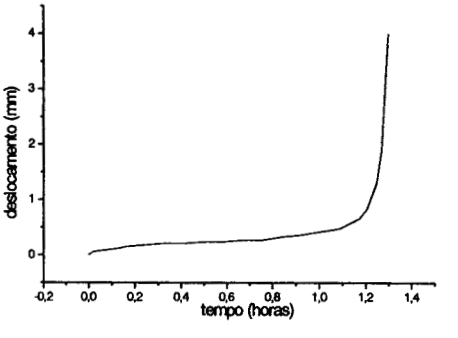


Fig. 9.6 - Teste de fadiga (t_e=0), API P22 usado.
$\Delta K_{inicial}$ = 29 MPa $\sqrt{m}$

9.2- RESULTADOS DOS TESTES DE FLUÊNCIA (t_e=t_r)

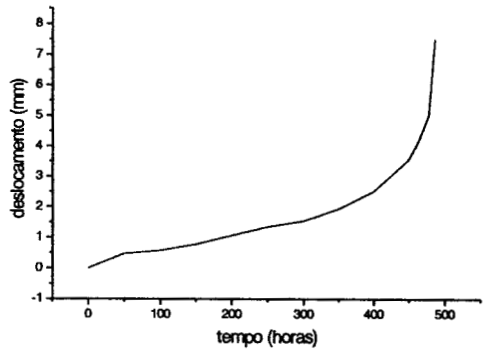


Fig.9.7 - Teste de fluência (t_e=t_r), API P22 novo. K=ΔK/(1-R) ($\Delta K_{inicial}$ = 21 MPa$\sqrt{m}$)

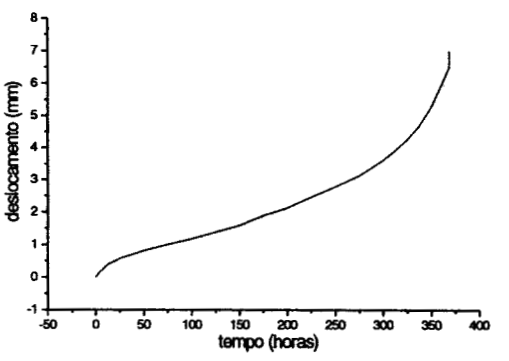


Fig.9.8 - Teste de fluência (t_e=t_r), API P22 usado. K=ΔK/(1-R) ($\Delta K_{inicial}$ = 21 MPa$\sqrt{m}$)

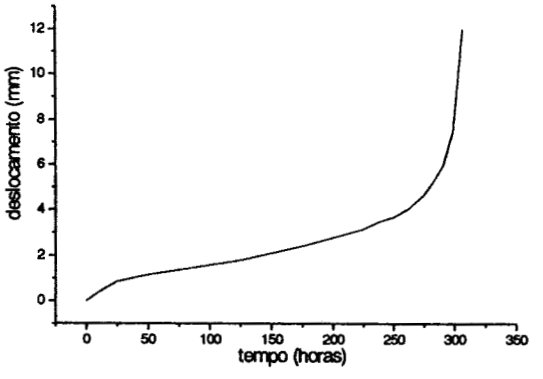


Fig.9.9 - Teste de fluência (t_e=t_r), API P22 novo. K=ΔK/(1-R) ($\Delta K_{inicial}$ = 25 MPa$\sqrt{m}$)

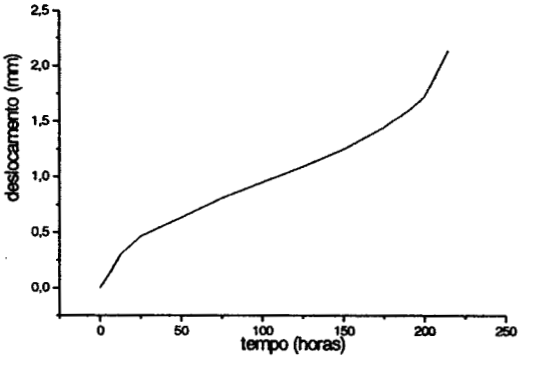


Fig.9.10 - Teste de fluência (t_e=t_r), API P22 usado. K=ΔK/(1-R) ($\Delta K_{inicial}$ = 25 MPa$\sqrt{m}$)

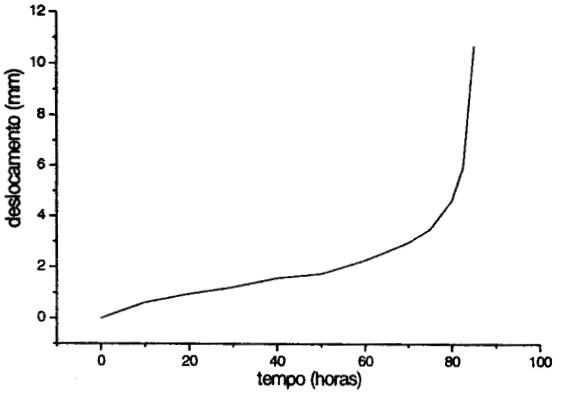


Fig.9.11 - Teste de fluência (t_e=t_r), API P22 novo. K=ΔK/(1-R) ($\Delta K_{inicial}$ = 29 MPa$\sqrt{m}$)

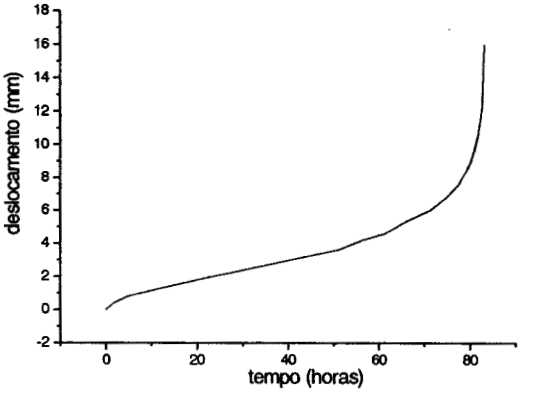


Fig.9.12 - Teste de fluência (t_e=t_r), API P22 usado. K=ΔK/(1-R) ($\Delta K_{inicial}$ = 29 MPa$\sqrt{m}$)

9.3 – RESULTADOS DOS TESTES DE FADIGA-FLUÊNCIA (t_e= 10 s)

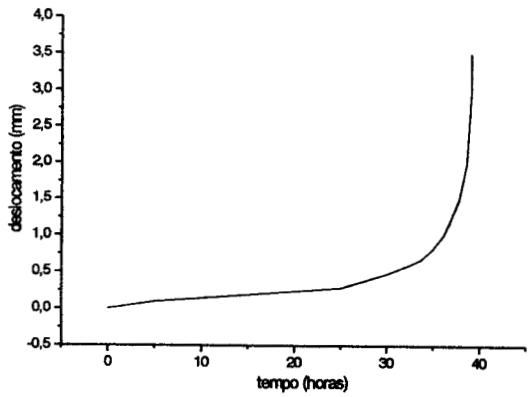


Fig.9.13 – Teste de fadiga-fluência (t_e=10s).
API P22 novo $\Delta K_{inicial}$ = 21 MPa $\sqrt{m}$.

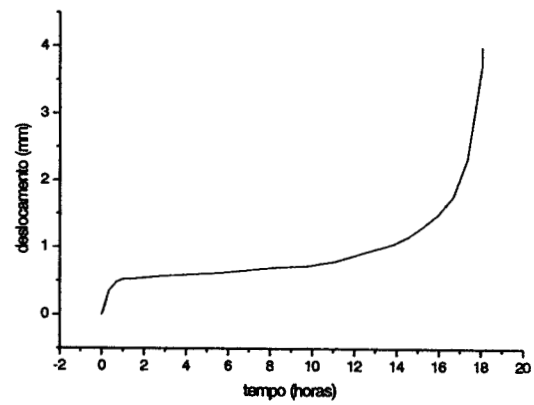


Fig.9.14 – Teste de fadiga-fluência (t_e=10s).
API P22 usado $\Delta K_{inicial}$ = 21 MPa $\sqrt{m}$.

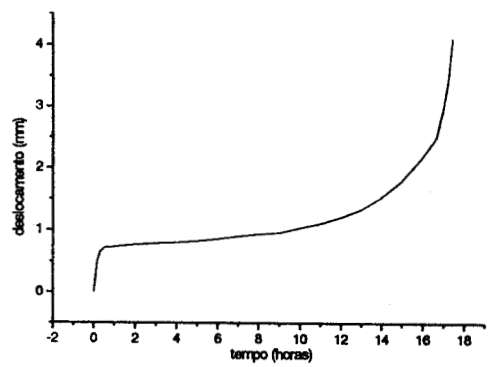


Fig.9.15 – Teste de fadiga-fluência (t_e=10s).
API P22 novo $\Delta K_{inicial}$ = 25 MPa $\sqrt{m}$.

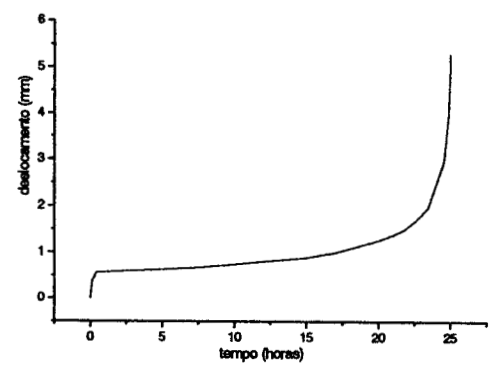


Fig.9.16 – Teste de fadiga-fluência (t_e=10s).
API P22 usado $\Delta K_{inicial}$ = 25 MPa $\sqrt{m}$.

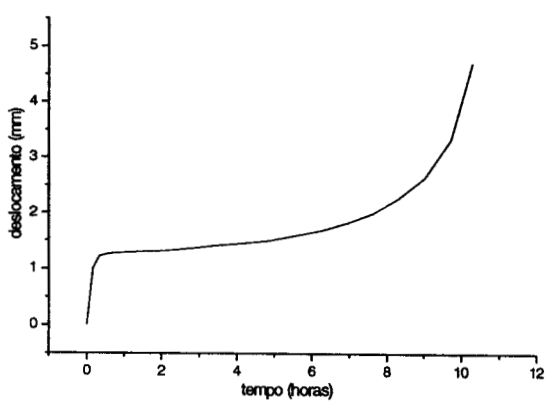


Fig.9.17 – Teste de fadiga-fluência (t_e=10s).
API P22 novo $\Delta K_{inicial}$ = 29 MPa $\sqrt{m}$.

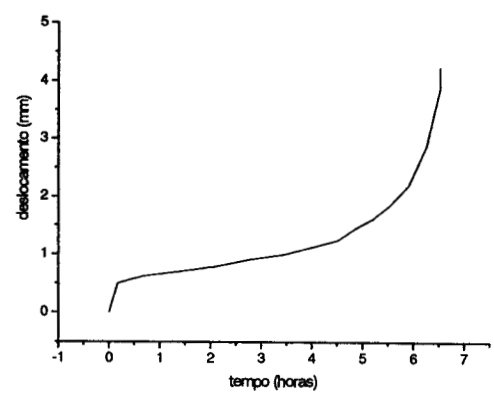


Fig.9.18 – Teste de fadiga-fluência (t_e=10s).
API P22 usado $\Delta K_{inicial}$ = 29 MPa $\sqrt{m}$.

9.4 – RESULTADOS DOS TESTES DE FADIGA-FLUÊNCIA (t_e= 100 s)

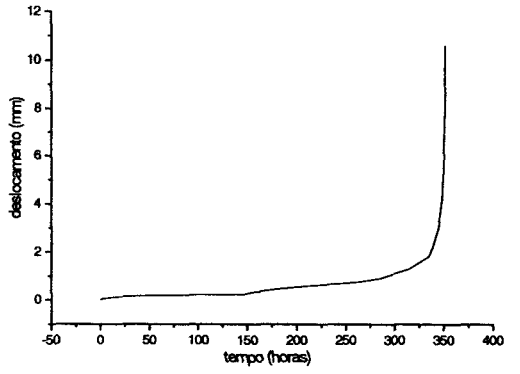


Fig.9.19 – Teste de fadiga-fluência (t_e=100s).
API P22 novo $\Delta K_{inicial}$ = 21 MPa $\sqrt{m}$.

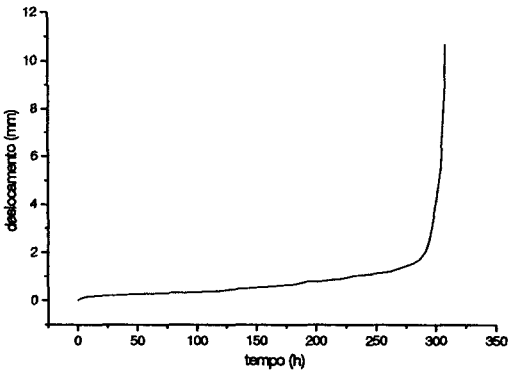


Fig.9.20 – Teste de fadiga-fluência (t_e=100s).
API P22 usado $\Delta K_{inicial}$ = 21 MPa $\sqrt{m}$.

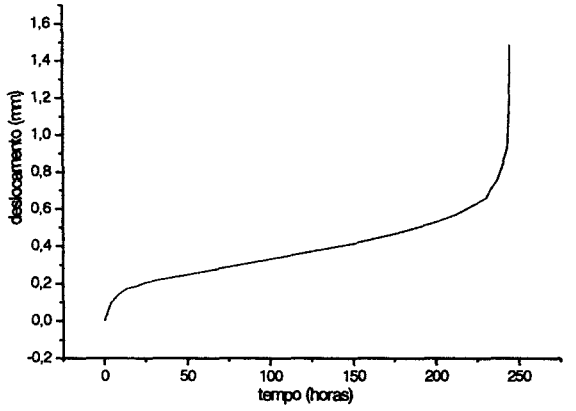


Fig.9.21 – Teste de fadiga-fluência (t_e=100s).
API P22 novo $\Delta K_{inicial}$ = 25 MPa $\sqrt{m}$.

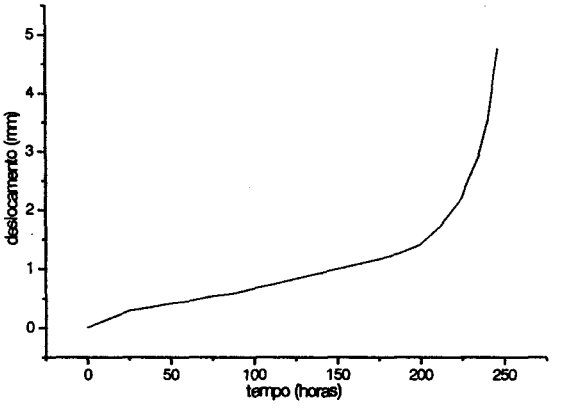


Fig.9.22 – Teste de fadiga-fluência (t_e=100s).
API P22 usado $\Delta K_{inicial}$ = 25 MPa $\sqrt{m}$.

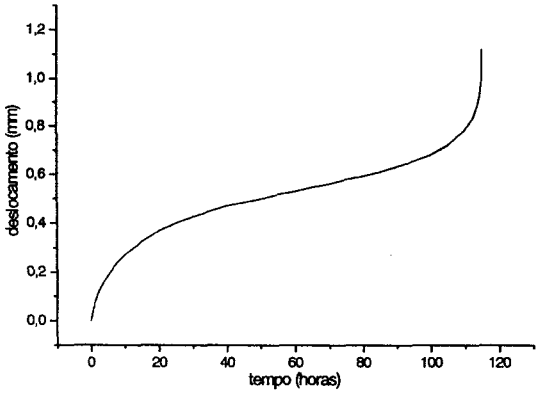


Fig.9.23 – Teste de fadiga-fluência (t_e=100s).
API P22 novo $\Delta K_{inicial}$ = 29 MPa $\sqrt{m}$.

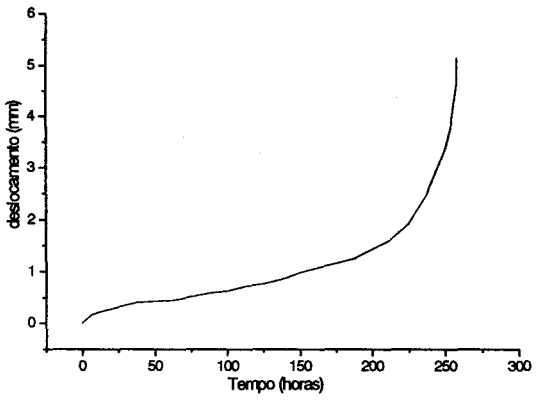


Fig.9.24 – Teste de fadiga-fluência (t_e=100s).
API P22 usado $\Delta K_{inicial}$ = 29 MPa $\sqrt{m}$.

9.5 – RESULTADOS DOS TESTES DE FADIGA-FLUÊNCIA (t_e= 1000 s)

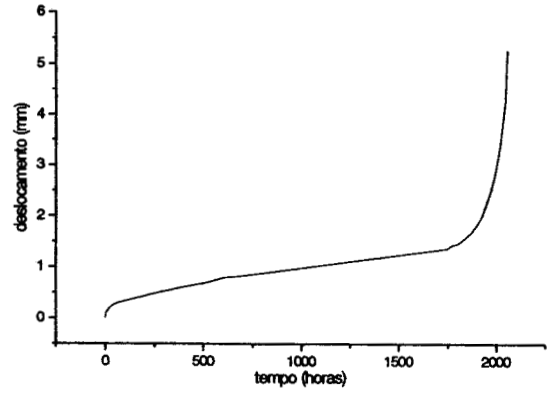


Fig.9.25 – Teste de fadiga-fluência (t_e=1000s).
API P22 novo $\Delta K_{inicial}$ = 21 MPa $\sqrt{m}$.

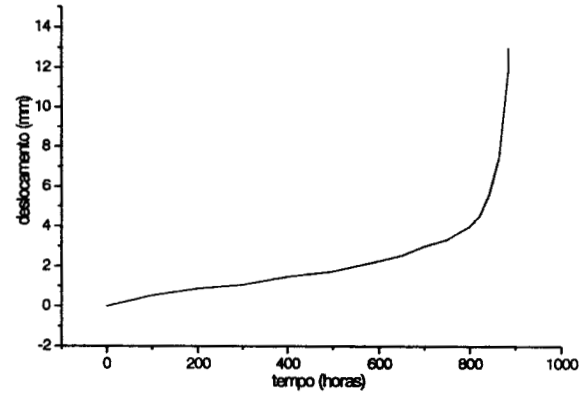


Fig.9.26 – Teste de fadiga-fluência (t_e=1000s).
API P22 usado $\Delta K_{inicial}$ = 21 MPa $\sqrt{m}$.

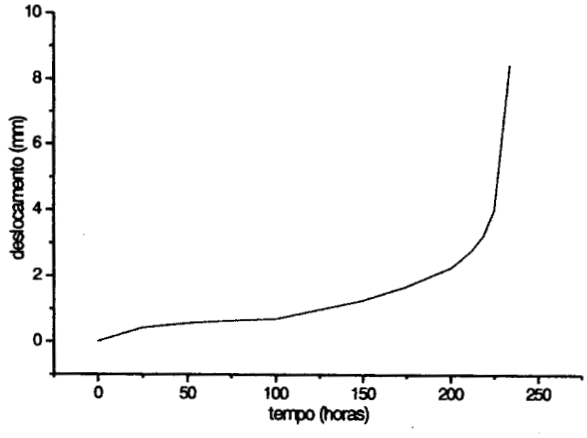


Fig.9.27 – Teste de fadiga-fluência (t_e=1000s).
API P22 novo $\Delta K_{inicial}$ = 25 MPa $\sqrt{m}$.

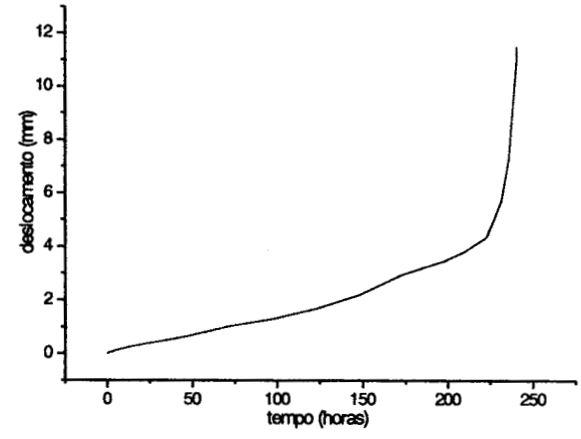


Fig.9.28 – Teste de fadiga-fluência (t_e=1000s).
API P22 usado $\Delta K_{inicial}$ = 25 MPa $\sqrt{m}$.

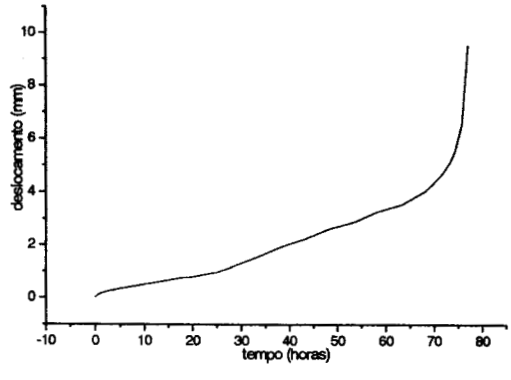


Fig.9.29 – Teste de fadiga-fluência (t_e=1000s).
API P22 novo $\Delta K_{inicial}$ = 29 MPa $\sqrt{m}$.

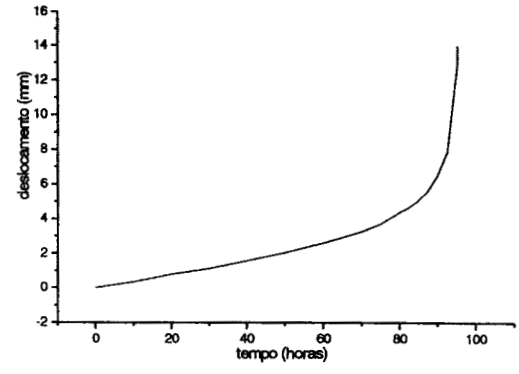


Fig.9.30 – Teste de fadiga-fluência (t_e=1000s).
API P22 usado $\Delta K_{inicial}$ = 29 MPa $\sqrt{m}$.

9.6 – RESULTADOS DOS TESTES DE FADIGA-FLUÊNCIA (t_e= 10.000 s)

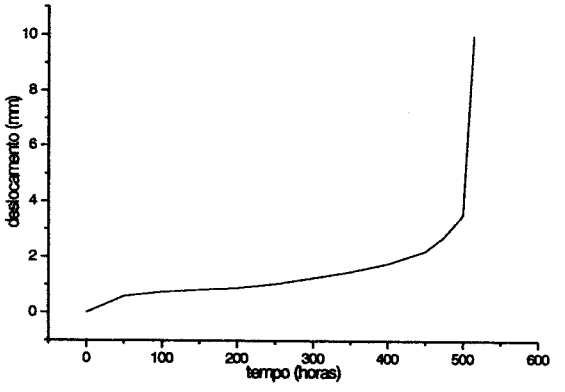


Fig.9.31 – Teste de fadiga-fluência (t_e=10.000s).
API P22 novo $\Delta K_{inicial}$ = 21 MPa $\sqrt{m}$.

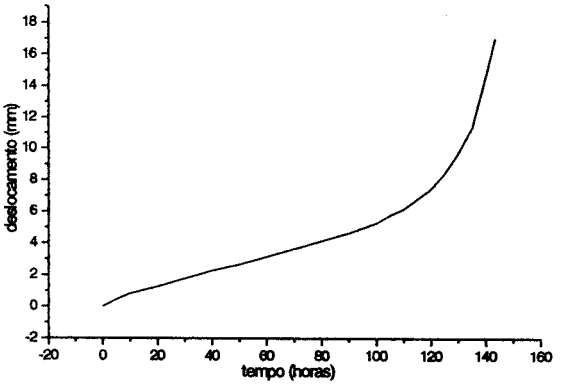


Fig.9.32 – Teste de fadiga-fluência (t_e=10.000s).
API P22 usado $\Delta K_{inicial}$ = 21 MPa $\sqrt{m}$.

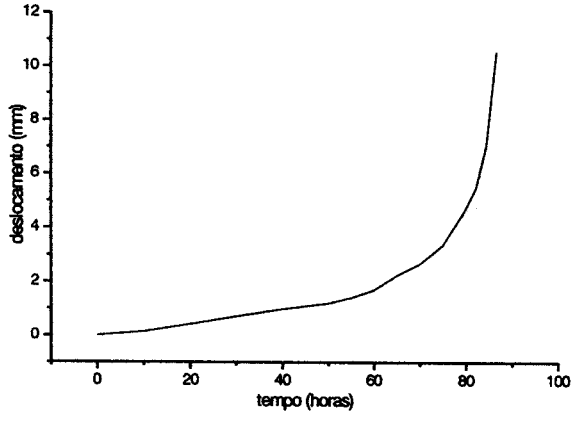


Fig.9.33 – Teste de fadiga-fluência (t_e=10.000s).
API P22 novo $\Delta K_{inicial}$ = 25 MPa $\sqrt{m}$.

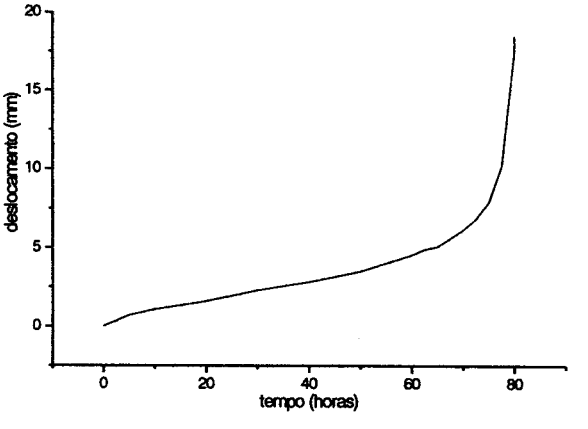


Fig.9.34 – Teste de fadiga-fluência (t_e=10.000s).
API P22 usado $\Delta K_{inicial}$ = 25 MPa $\sqrt{m}$.

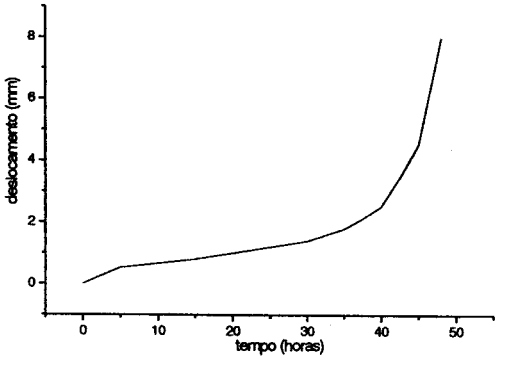


Fig.9.35 – Teste de fadiga-fluência (t_e=10.000s).
API P22 novo $\Delta K_{inicial}$ = 29 MPa $\sqrt{m}$.

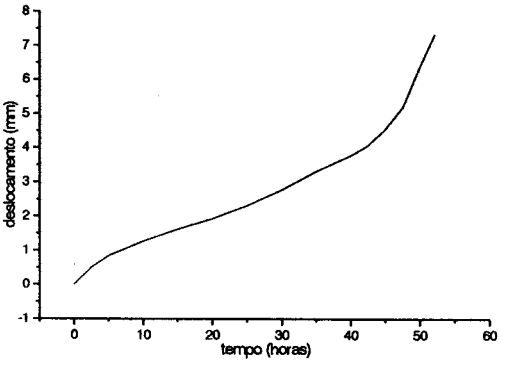


Fig.9.36 – Teste de fadiga-fluência (t_e=10.000s).
API P22 usado $\Delta K_{inicial}$ = 29 MPa $\sqrt{m}$.

0 – ANEXO B: TESTES COMPARATIVOS DO AÇ0 API P22 NOVO E USADO

10.1 – RESULTADOS DOS TESTES DE FADIGA (t_e=0)

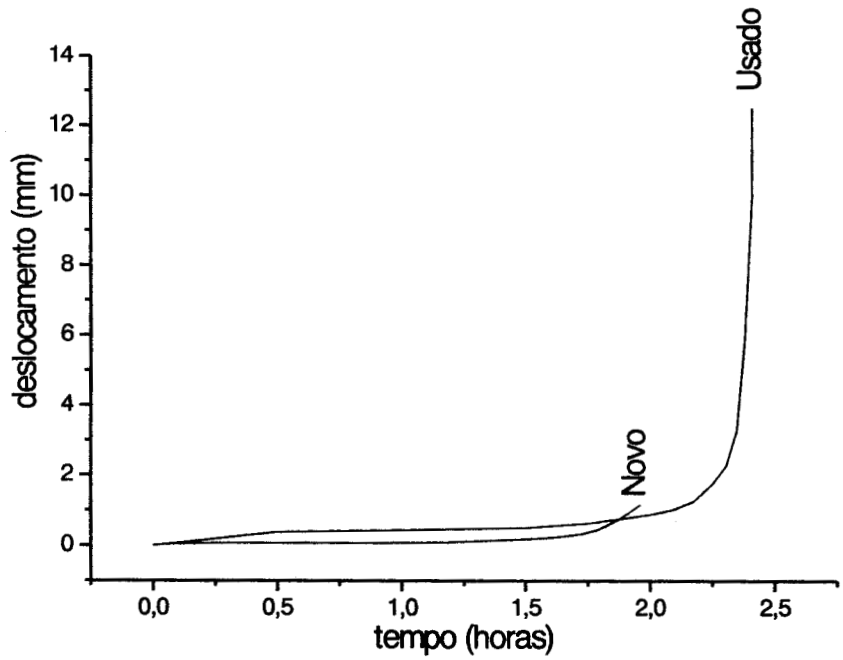


Fig. 10.1 - Teste de fadiga (t_e=0), comparativo entre o API P22 novo e usado, para $\Delta K_{inicial}$ = 21 MPa $\sqrt{m}$.

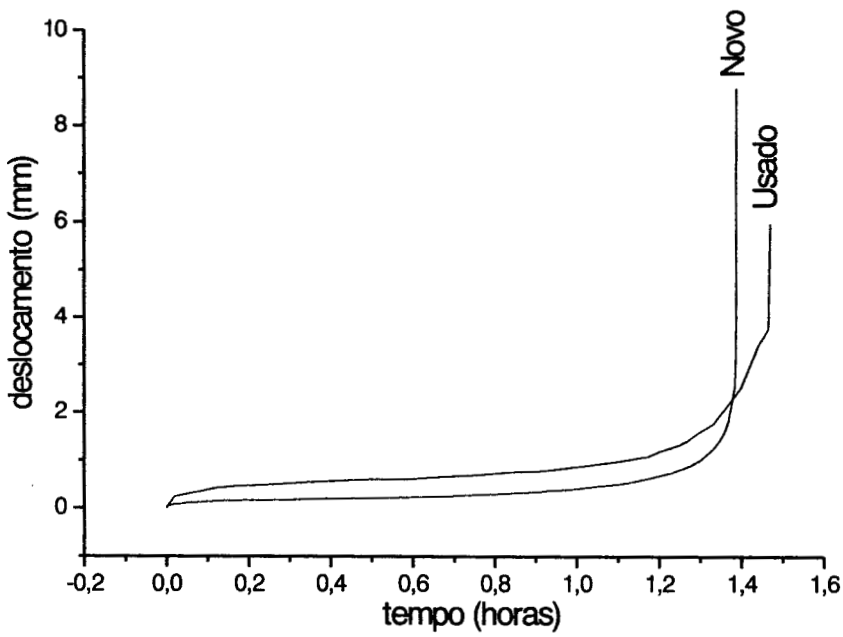


Fig. 10.2 - Teste de fadiga (t_e=0), comparativo entre o API P22 novo e usado, para $\Delta K_{inicial}$ = 25 MPa $\sqrt{m}$.

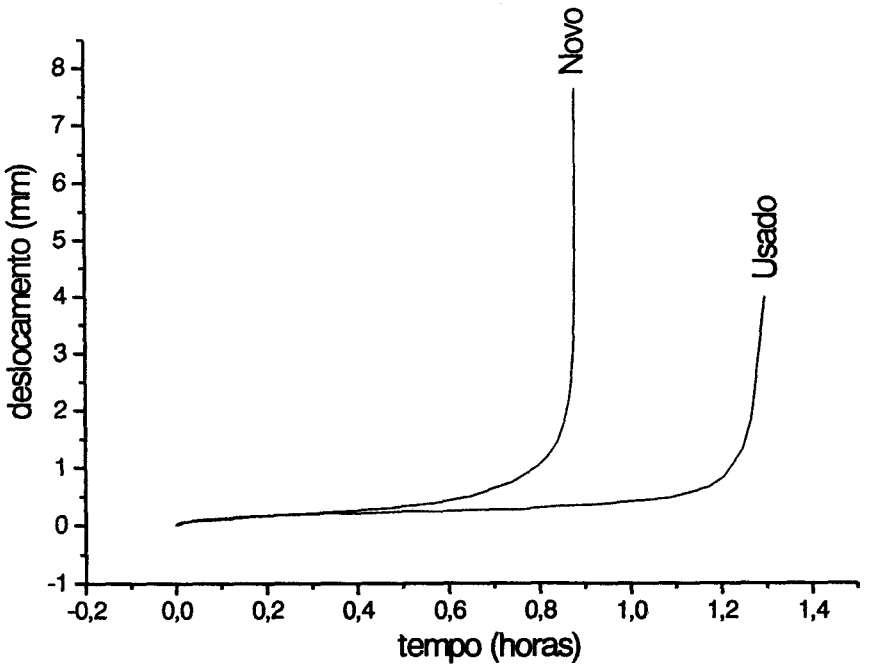


Fig. 10.3 - Teste de fadiga (t_e=0), comparativo entre o API P22 novo e usado, para $\Delta K_{inicial}$ = 29 MPa $\sqrt{m}$.

10.2- RESULTADOS DOS TESTES DE FLUÊNCIA (t_e=t_r)

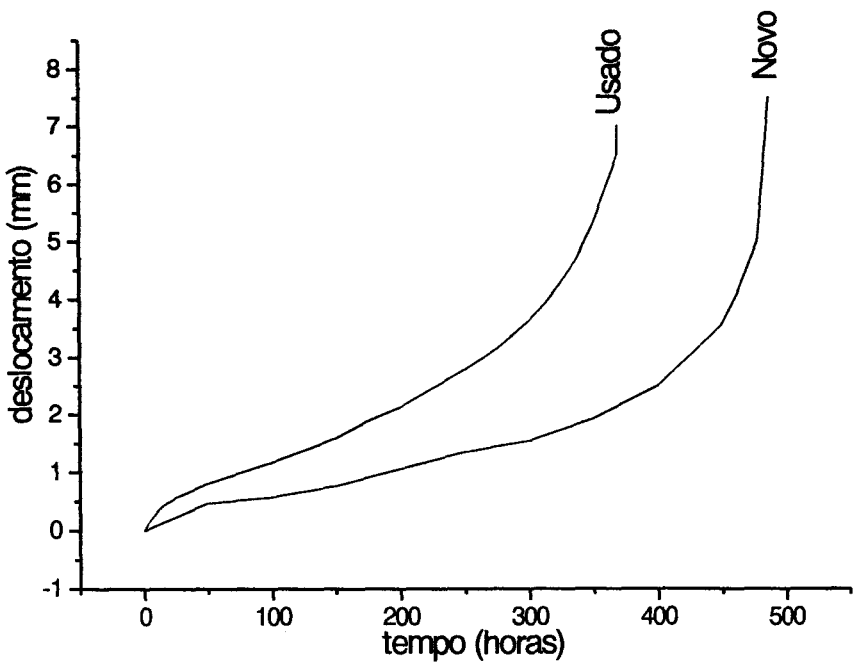


Fig. 10.4 - Teste de fluência (t_e=t_r), comparativo entre o API P22 novo e usado, para K=ΔK/(1-R) ($\Delta K_{inicial}$ = 21 MPa $\sqrt{m}$).

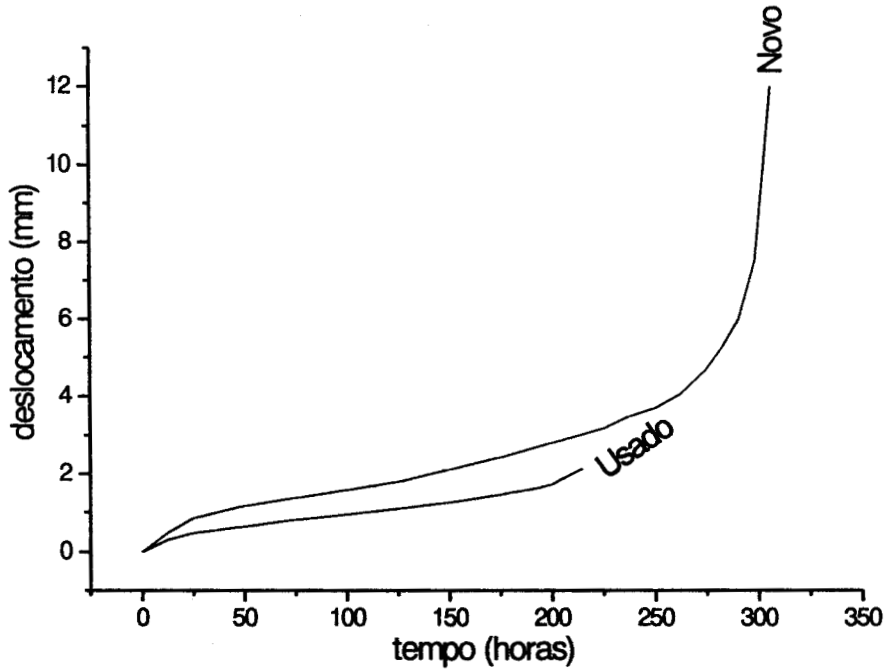


Fig. 10.5 - Teste de fluência (t_e=t_r), comparativo entre o API P22 novo e usado, para K=ΔK/(1-R) ($\Delta K_{inicial}$ = 25 MPa $\sqrt{m}$).

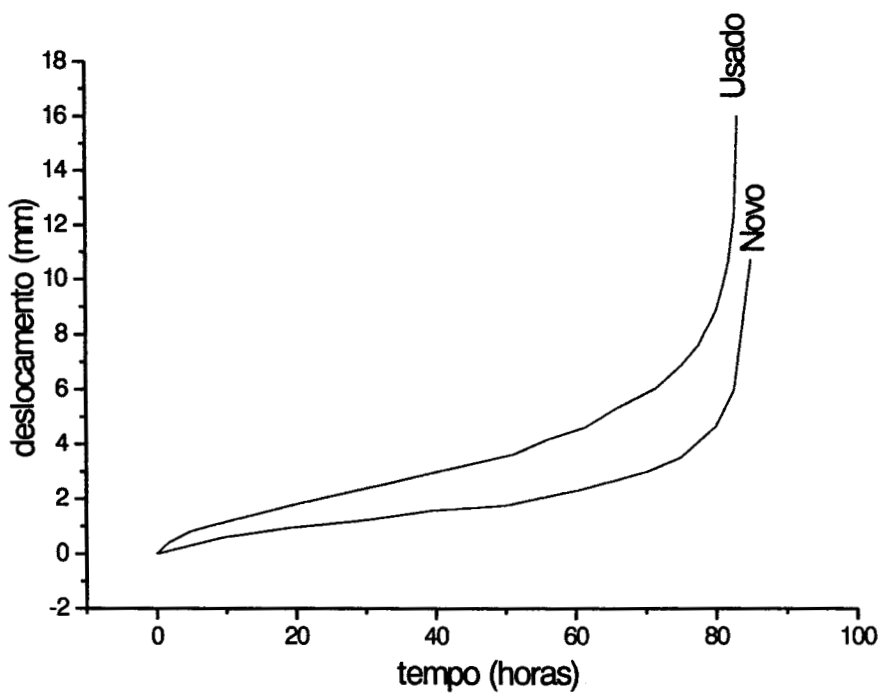


Fig. 10.6 - Teste de fluência (t_e=t_r), comparativo entre o API P22 novo e usado, para K=ΔK/(1-R) ($\Delta K_{inicial}$ = 29 MPa $\sqrt{m}$)

10.3 – RESULTADOS DOS TESTES DE FADIGA-FLUÊNCIA (t_e= 10 s)

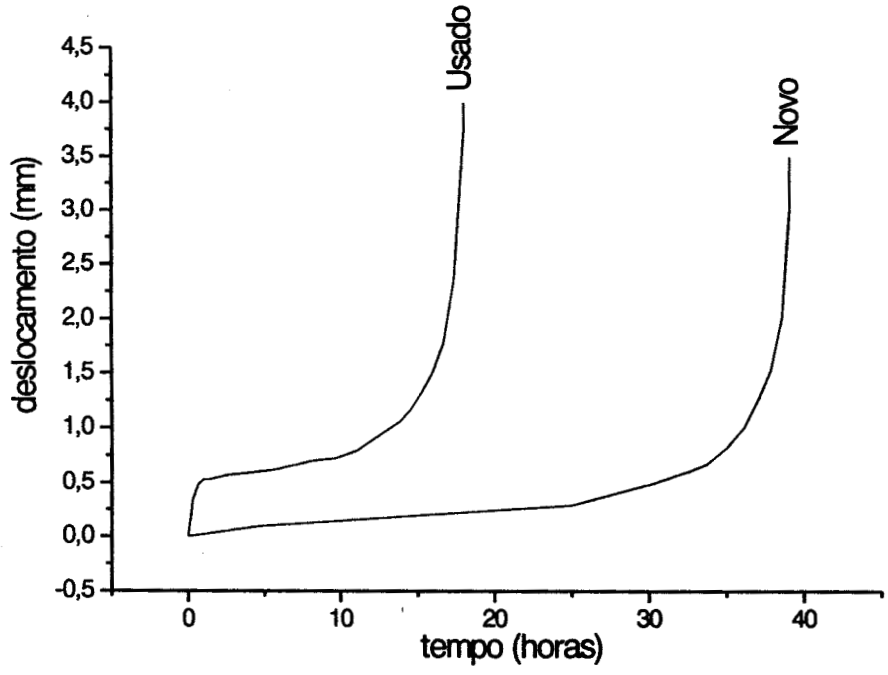


Fig. 10.7 – Teste de fadiga-fluência (t_e=10 s), comparativo entre o API P22 novo e usado, para $\Delta K_{inicial}$ = 21 MPa $\sqrt{m}$.

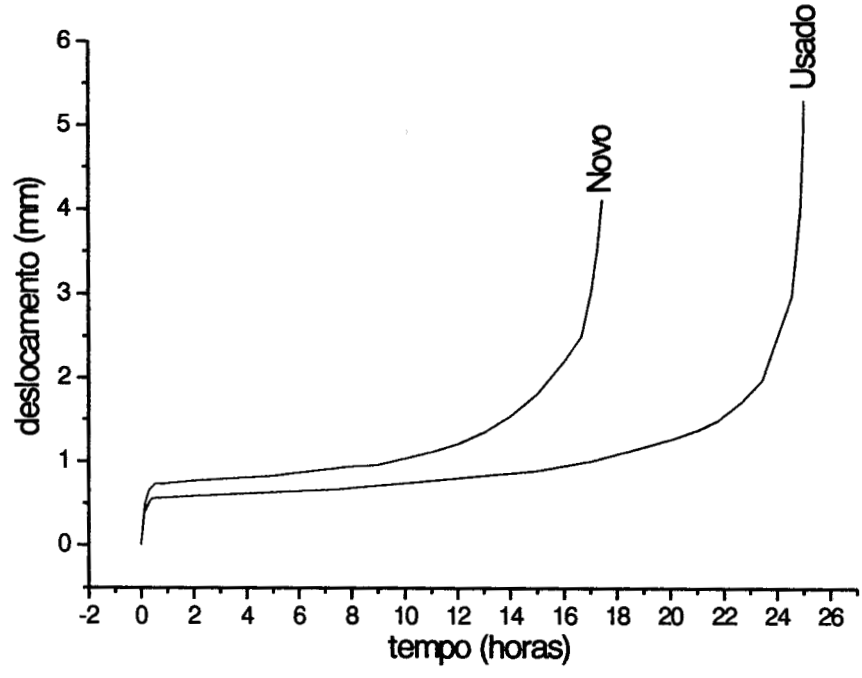


Fig. 10.8 – Teste de fadiga-fluência (t_e=10 s), comparativo entre o API P22 novo e usado, para $\Delta K_{inicial}$ = 25 MPa $\sqrt{m}$.

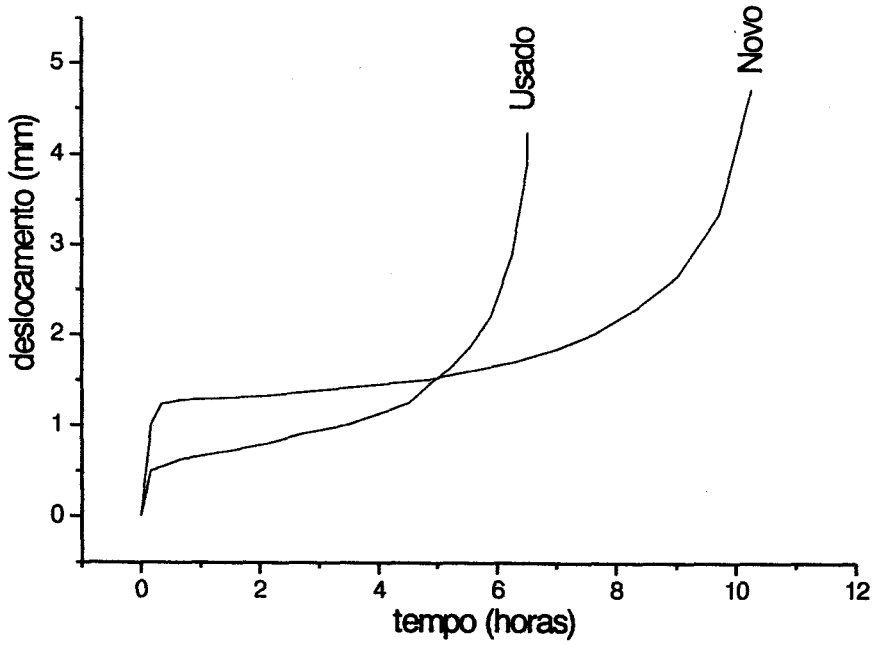


Fig. 10.9 – Teste de fadiga-fluência (t_e=10 s), comparativo entre o API P22 novo e usado, para $\Delta K_{inicial}$ = 29 MPa $\sqrt{m}$.

10.4 – RESULTADOS DOS TESTES DE FADIGA-FLUÊNCIA (t_e= 100 s)

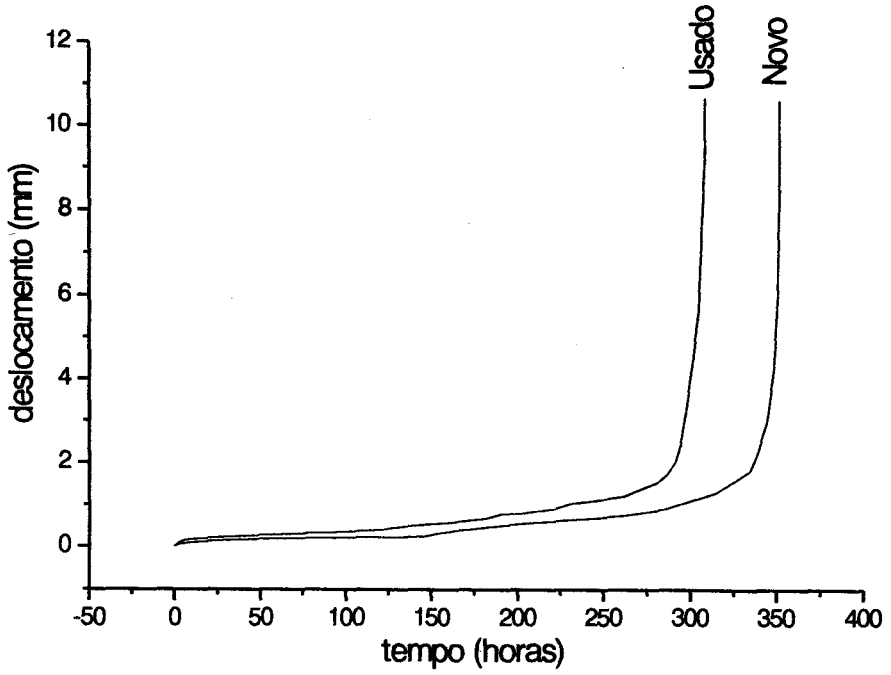


Fig. 10.10 – Teste de fadiga-fluência (t_e=100 s), comparativo entre o API P22 novo e usado, para $\Delta K_{inicial}$ = 21 MPa $\sqrt{m}$.

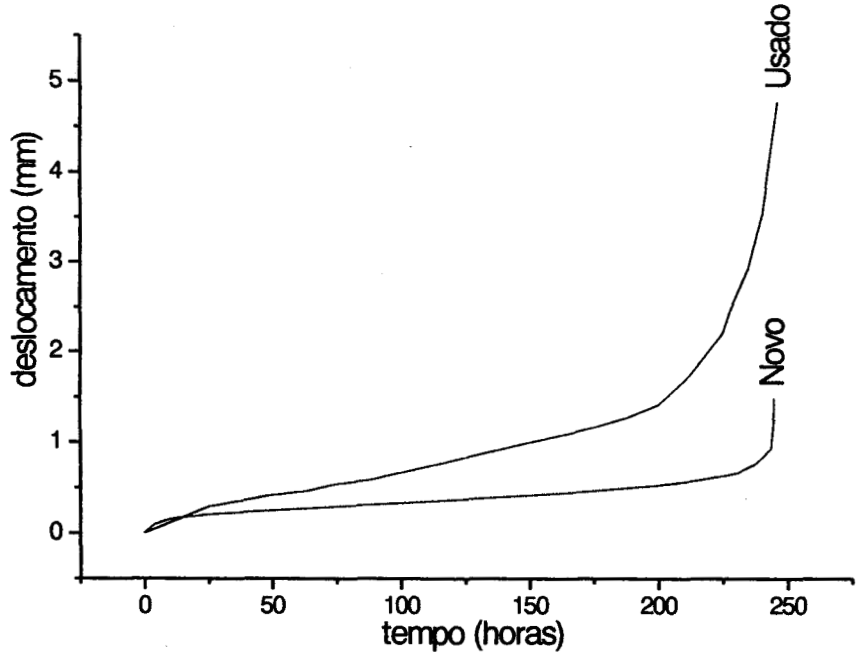


Fig. 10.11 – Teste de fadiga-fluência (t_e=100 s), comparativo entre o API P22 novo e usado, para $\Delta K_{inicial}$ = 25 MPa $\sqrt{m}$.

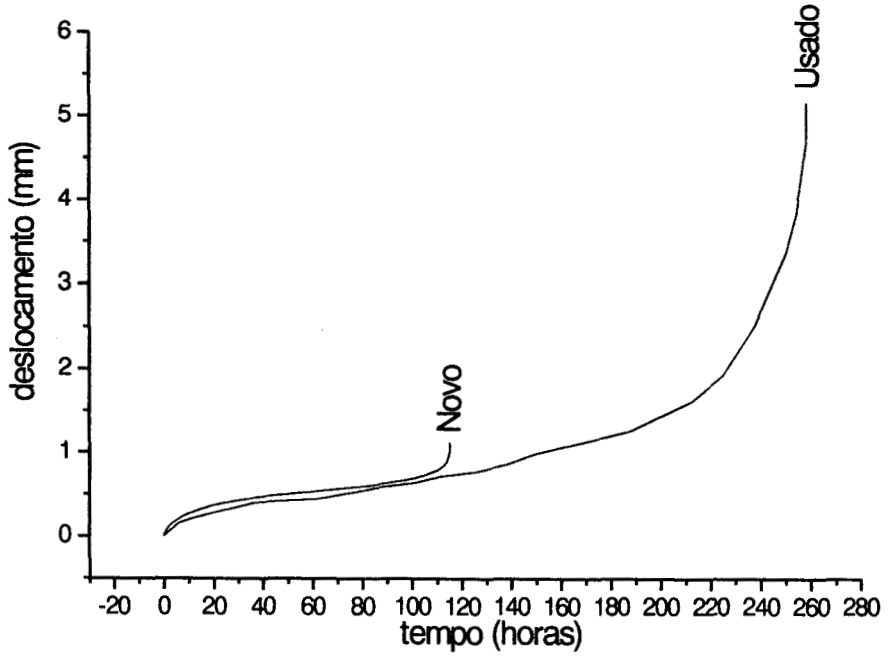


Fig. 10.12 – Teste de fadiga-fluência (t_e=100 s), comparativo entre o API P22 novo e usado, para $\Delta K_{inicial}$ = 29 MPa $\sqrt{m}$.

10.5 – RESULTADOS DOS TESTES DE FADIGA-FLUÊNCIA (t_e= 1000 s)

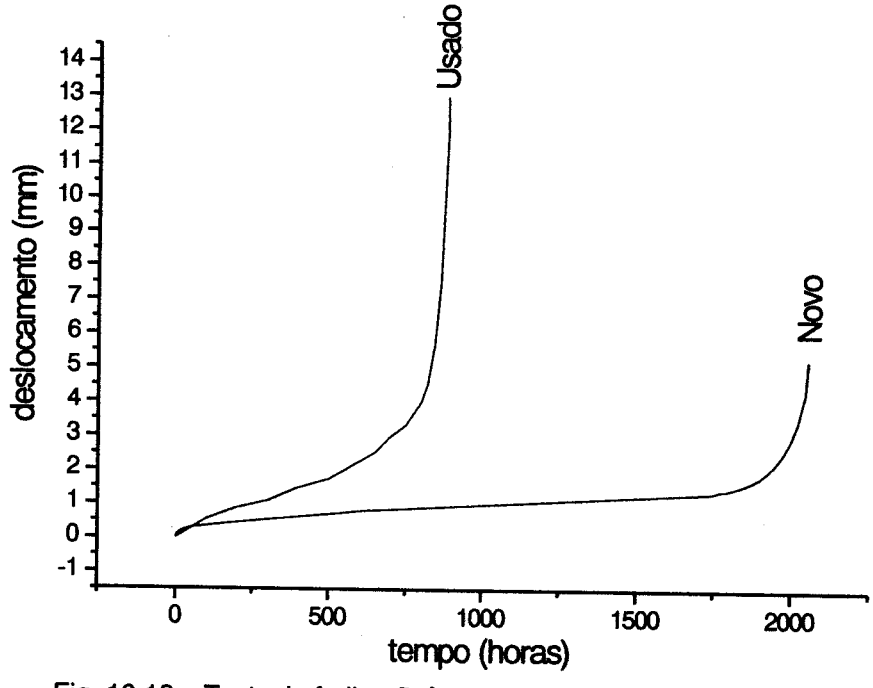


Fig. 10.13 – Teste de fadiga-fluência (t_e=1000 s), comparativo entre o API P22 novo e usado, para $\Delta K_{inicial}$ = 21 MPa $\sqrt{m}$.

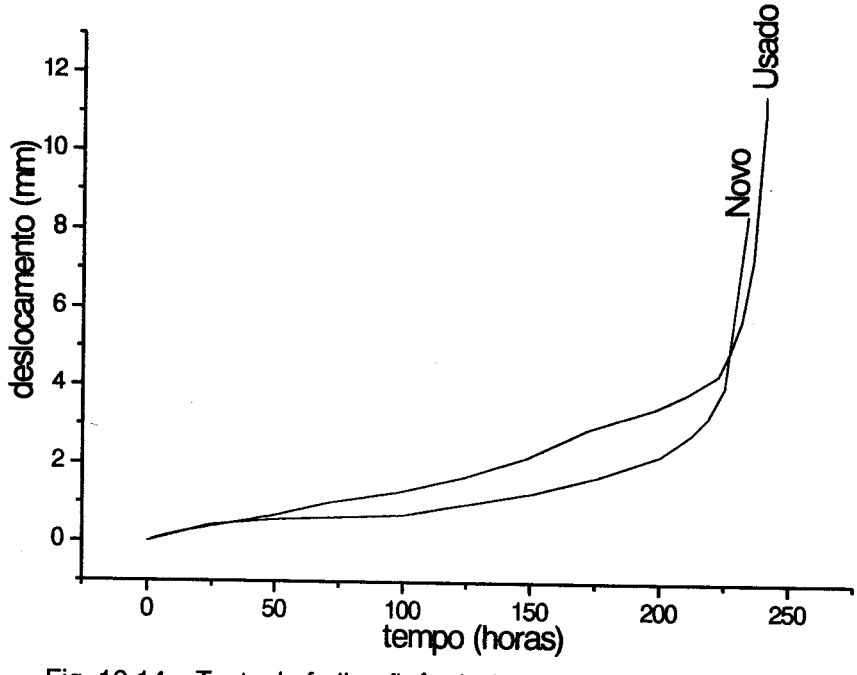


Fig. 10.14 – Teste de fadiga-fluência (t_e=1000 s), comparativo entre o API P22 novo e usado, para $\Delta K_{inicial}$ = 25 MPa $\sqrt{m}$.

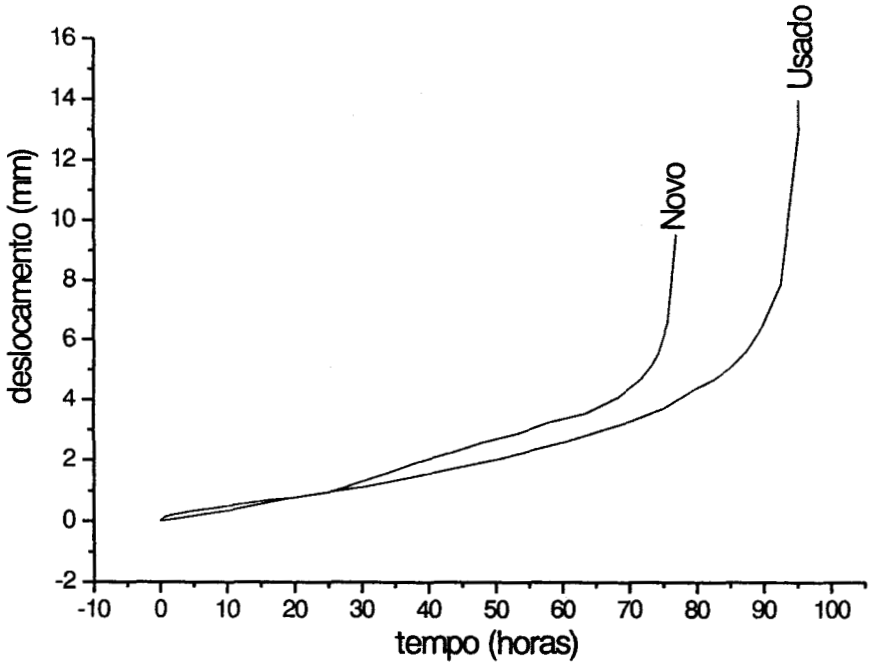


Fig. 10.15 – Teste de fadiga-fluência (t_e=1000 s), comparativo entre o API P22 novo e usado, para $\Delta K_{inicial}$ = 29 MPa $\sqrt{m}$.

10.6 – RESULTADOS DOS TESTES DE FADIGA-FLUÊNCIA (t_e= 10.000 s)

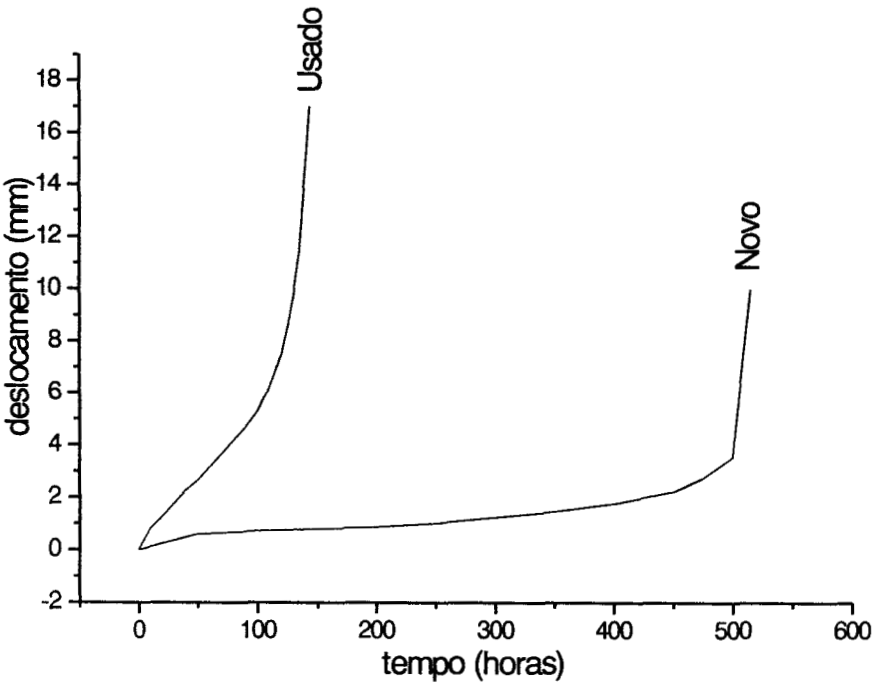


Fig. 10.16 – Teste de fadiga-fluência (t_e=10.000 s), comparativo entre o API P22 novo e usado, para $\Delta K_{inicial}$ = 21 MPa $\sqrt{m}$.

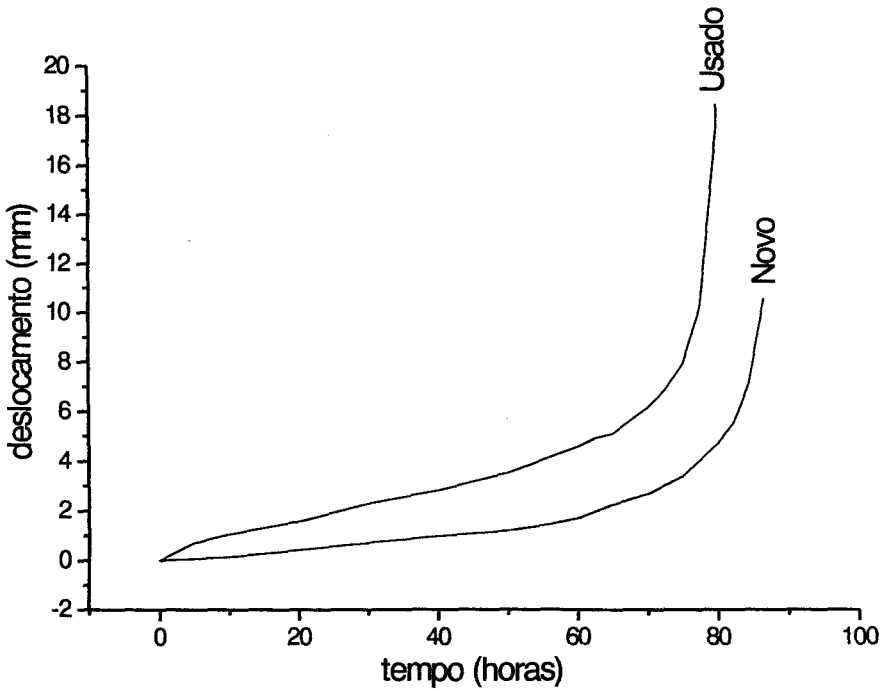


Fig. 10.17 – Teste de fadiga-fluência (t_e=10.000 s), comparativo entre o API P22 novo e usado, para $\Delta K_{inicial}$ = 25 MPa $\sqrt{m}$.

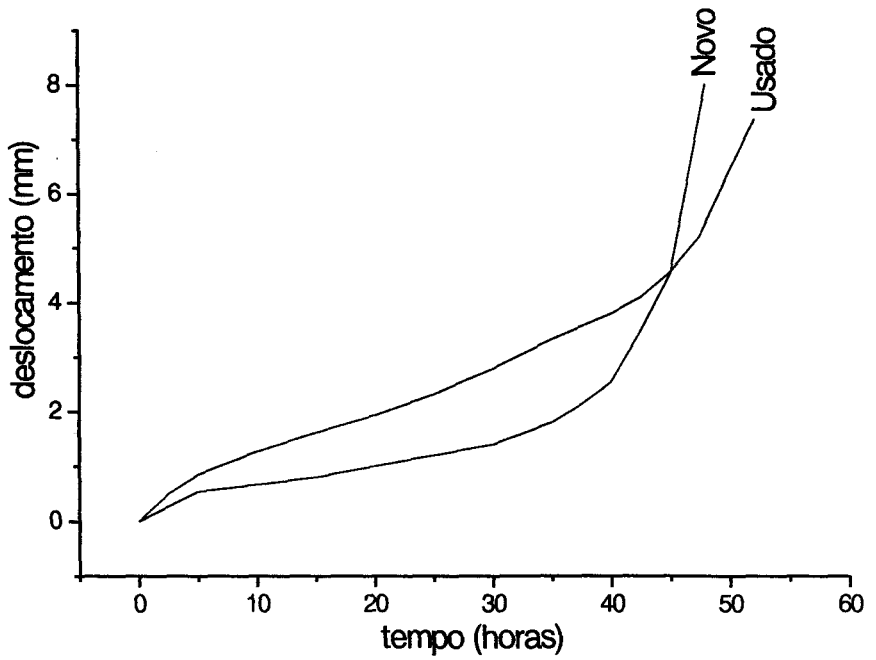


Fig. 10.18 – Teste de fadiga-fluência (t_e=10.000 s), comparativo entre o API P22 novo e usado, para $\Delta K_{inicial}$ = 29 MPa $\sqrt{m}$.