**UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS
INSTITUTO DE FÍSICA DE SÃO CARLOS
INSTITUTO DE QUÍMICA DE SÃO CARLOS**

**Estudo do comportamento da fadiga de baixo ciclo em altas
temperaturas do aço inoxidável AISI 420**

CÉSAR AUGUSTO DE JESUS FALCÃO

Tese apresentada à Área de
Interunidades em Ciências e
Engenharia de Materiais de São
Carlos, da Universidade de São
Paulo, como parte dos requisitos
para a obtenção do Título de
Doutor em Ciência e Engenharia
de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Dirceu Spinelli

DEDALUS - Acervo - EESC

31100037023

**São Carlos
2002**

Class.	
Cutt.	221
Tempo	
Outro	

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

F178e

Falcão, César Augusto de Jesus

Estudo do comportamento da fadiga de baixo ciclo em
altas temperaturas do aço inoxidável AISI 420 / César
Augusto de Jesus Falcão. -- São Carlos, 2002.

Tese (Doutorado) -- Escola de Engenharia de São
Carlos/Instituto de Física de São Carlos/Instituto de
Química de São Carlos-Universidade de São Paulo, 2002.

Área Interunidades: Ciência e Engenharia de
Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Dirceu Spinelli.

1. Fadiga termomecânica. 2. Fadiga isotérmica. 3. Aço
inoxidável. 4. Metodologia. I. Título.

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

Ciência e Engenharia de Materiais

Caixa Postal 369 – CEP 13560-970 – São Carlos-SP – Brasil

Tel: (0xx16) 2739589/ Fax: (0xx16) 2739777

e-mail: wladerez@if.sc.usp.br

**MEMBROS DA COMISSÃO JULGADORA DA TESE DE DOUTORADO DE
CÉSAR AUGUSTO DE JESUS FALCÃO APRESENTADA À ÁREA
INTERUNIDADES CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS,
UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO, EM 07-06-2002.**

COMISSÃO JULGADORA:

Prof. Dr. Dirceu Spinelli (Orientador e Presidente) – EESC-USP

Prof. Dr. Levi de Oliveira – UFSCar

Prof. Dr. Itamar Ferreira – UNICAMP

Prof. Dr. Arnaldo Homobono Paes de Andrade – IPEN

Prof. Dr. João Lirani – EESC-USP

*(...) e então conseguimos
passar na maior seleção
já vista, onde sempre
vence o mais forte.*

*Assim nos tornamos
estudantes, um título
que acompanhará
os vencedores
por toda essa "escola"...*

*Sempre estaremos
lendo, aprendendo,
questionando e chegando
à conclusão:*

*A vida é a escola, o mundo
um eterno aprendizado e nós
seremos sempre ESTUDANTES.*

Willian Lopes Ramos

DEDICATÓRIA

*À minha esposa Lucimar e aos
meus filhos Mateus e Murilo*

AGRADECIMENTOS

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

Ao professor Dr. Waldek Wladimir Bose Filho, pela amizade, incentivo nas horas difíceis e colaboração na confecção deste trabalho.

Um agradecimento muito especial a Carlos Carvalho Engler Pinto Júnior, pela amizade e conhecimentos transmitidos, sem os quais não seria possível realizar este trabalho.

A todos os colegas do Departamento de Engenharia de Materiais, Aeronáutica e Automobilística, pela amizade e companheirismo nas horas difíceis.

A todos os técnicos do Departamento de Engenharia de Materiais, Aeronáutica e Automobilística, pela amizade e colaboração neste trabalho.

A todas as pessoas que direta ou indiretamente ajudaram para que este projeto pudesse ser finalizado.

Ao CNPq e à FAPESP, pelo auxílio financeiro que foi dado para a execução deste trabalho.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	i
LISTA DE TABELAS	v
LISTA DE SÍMBOLOS	vi
RESUMO	viii
ABSTRACT	ix
1. INTRODUÇÃO	1
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	4
2.1. Fadiga dos Metais	4
2.1.1. Nucleação da trinca por fadiga	5
2.1.2. Propagação da trinca por fadiga	12
2.1.3. Comportamento cíclico dos metais	13
2.2. Curva deformação-vida	17
2.2.1. Previsão da vida à fadiga a partir das propriedades monotônicas	21
2.3. Fadiga em altas temperaturas	25
2.3.1. Fadiga Termomecânica (FTM)	27
2.3.2. Mecanismos de Danos para a FTM	31
2.3.2.1. Mecanismos de Danos por Oxidação	31
2.3.2.2. Mecanismos de danos por fluência-fadiga	36
2.4. Previsão de vida para a FTM	40
2.4.1 Modelo de acumulação de danos	40
2.4.2. Equação de Coffin-Mason de frequência modificada	41
2.4.3. Partição da amplitude de deformação	42
2.5. Modelamento do comportamento da histerese anisotérmica em função de dados isotérmicos	47
2.5.1. Modelamento pelo método gráfico	49
3. MATERIAIS E MÉTODOS	52
3.1. Material	52
3.2. Ensaios de tração e fadiga (isotérmica e anisotérmica)	52
3.3. Sistema de ensaio	55
3.3.1. Forno de indução	55
3.3.2. Sistema de medição de temperatura	56

3.3.2. Sistema de medição de temperatura	56
3.3.3. Extensômetro e garras	56
3.3.4. Programa de controle e aquisição de dados	59
3.4. Determinação da velocidade de aquecimento	62
3.5. Análise Fratográfica	63
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO	64
4.1. Análise Microestrutural	64
4.2. Propriedades Mecânicas – Tração	66
4.3. Fadiga isotérmica de baixo ciclo	67
4.4. Verificação do gradiente de temperatura para o corpo de prova FTM	78
4.5. Fadiga anisotérmica de baixo ciclo (Fadiga Termomecânica – FTM)	79
4.5.1. FTM em fase (FTMEF)	80
4.5.2. FTM fora de fase (FTMFF)	82
4.6. Análise metalográfica e fratográfica após os ensaios de FTM	96
4.6.1. Metalografia	96
4.6.2. Fratografia	99
5. CONCLUSÕES	103
6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	105
7. TRABALHOS PUBLICADOS	107
8. ANEXO	108
8.1. Anexo A: Sequência de passos e telas principais do programa para os ensaios de FTM	108
8.2. Anexo B: Projeto das garras e eixos utilizados nos ensaios de FTM	114
9. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	116

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1.1: Comparação esquemática entre os ensaios de fadiga térmica e fadiga termomecânica, ENGLER(1996)	3
FIGURA 2.1: Linhas de escorregamento em metais dúcteis submetidos a carregamento (a) monotônico e (b) cíclicos, REED-HILL (1982a)	7
FIGURA 2.2: Estágios I e II do crescimento de trinca por fadiga, FUCHS & STEPHENS (1980a)	9
FIGURA 2.3: Modelo do estágio I de nucleação e propagação de submicrotrincas em um corpo de prova cilíndrico: (a) nucleação das submicrotrincas, (b, c) crescimento das submicrotrincas, (d) formação da submicrotrinca, PROVAN & ZHAI (1991a)	10
FIGURA 2.4: Modelo da propagação da microtrinca no estágio I em um corpo de prova cilíndrico: (a) iniciação da microtrinca, (b) crescimento da microtrinca, (c, d) crescimento da microtrinca para dentro do material, PROVAN & ZHAI (1991a)	12
FIGURA 2.5: Processo plástico de arredondamento e reaguçamento da ponta da trinca para o estágio II de propagação da trinca por fadiga, segundo DIETER (1981a)	13
FIGURA 2.6: Resposta em tensão para ensaio sob controle de deformação, MITCHELL (1978)	14
FIGURA 2.7: Obtenção das deformações elástica e plástica a partir da histerese tensão-deformação estável, EGGER (1992)	15
FIGURA 2.8: Construção da curva tensão-deformação cíclica, MITCHELL (1978)	16
FIGURA 2.9: Exemplos de vários tipos de curvas tensão-deformação cíclicas, MITCHELL (1978)	17
FIGURA 2.10: Tensão verdadeira em função do número de reversos, em escala bilogarítmica, MITCHELL (1978)	18
FIGURA 2.11: Amplitude de deformação plástica em função do número de reversos, escala bilogarítmica, MITCHELL (1978)	20
FIGURA 2.12: Amplitude de deformação em função do número de reversos em escala bilogarítmica, MITCHELL (1978)	21
FIGURA 2.13: Métodos de ensaio de fadiga em altas temperaturas, ENGLER (1996)	26
FIGURA 2.14: Formas de ciclo normalmente utilizados nos ensaios de fadiga termomecânica a) em fase, b) fora de fase e c) diamante	28
FIGURA 2.15: Exemplo de um ciclo de histerese anisotérmico fora de fase, ENGLER (1996)	30
FIGURA 2.16: Nucleação de trincas por bandas de deslizamento sujeitas ao mecanismo de oxidação, WEELS (1979)	32
FIGURA 2.17: Mecanismo de falha por óxido tipo I, NEU & SEHITOGLU (1989b)	33
FIGURA 2.18: Mecanismo de falha por óxido tipo II, NEU & SEHITOGLU (1989b)	34
FIGURA 2.19: Interação microestrutural entre o dano de fadiga e fluência, EGGER (1992)	37

FIGURA 2.20: Representação esquemática da partição da amplitude de deformação na quatro componentes da amplitude de deformação inelástica. E, P, F significam, respectivamente elástica plástica e fluência, SURESH (1991)	43
FIGURA 2.21: Esquema das amplitudes de deformação divididas em função do número de ciclos para falhar (N_f), SURESH (1991)	43
FIGURA 2.22: Esquema mostrando a diferença entre duas equações inelásticas, ENGLER & SPINELLI (2002)	50
FIGURA 3.1: Corpo de prova de tração	53
FIGURA 3.2: Corpos de prova de fadiga (a) isotérmica (b) anisotérmica	54
FIGURA 3.3: Paleta de uma turbina e corpos de prova para os ensaios de fadiga isotérmica e anisotérmica	54
FIGURA 3.4: Visão geral do sistema de ensaio termomecânico	57
FIGURA 3.5: Visão detalhada mostrando pirômetro Raytek e sistema de garras	58
FIGURA 3.6: Vista detalhada do corpo de prova, da bobina de indução e do extensômetro utilizado em ensaios a altas temperaturas	58
FIGURA 3.7: Esquema do ensaio de fadiga termomecânica	59
FIGURA 3.8: Montagem para verificação do gradiente de temperatura no corpo de prova	62
FIGURA 4.1: Fotomicrografia da seção transversal mostrando inclusões de sulfetos. Sem ataque	64
FIGURA 4.2: Fotomicrografia da seção longitudinal mostrando inclusões de sulfetos alongadas. Sem ataque	65
FIGURA 4.3: Microestrutura da seção transversal do aço AISI 420 como recebido. Ataque: reagente de Vilela	65
FIGURA 4.4: Microestrutura da seção longitudinal do aço AISI 420 como recebido. Ataque: reagente de Vilela	66
FIGURA 4.5: Curva deformação-vida para o aço AISI 420, com taxa de deformação imposta durante os ensaios da ordem de 10^{-3} s^{-1} . Foram realizados três ensaios por nível de amplitude de deformação	69
FIGURA 4.6: Curvas de tensão-deformação monotônica e cíclica verdadeira à temperatura de 490 °C. Foram ensaiados três corpos de prova por nível de deformação	70
FIGURA 4.7: Histereses dos ciclos 10 e 350 para um corpo de prova ensaiado com $\Delta\epsilon_f/2 = 1\%$ à temperatura de 490 °C	71
FIGURA 4.8: Curvas deformação – vida obtidas experimentalmente e por métodos estimativos para o aço AISI 420 a 490 °C	71
FIGURA 4.9: Curvas deformação elástica – vida obtidas experimentalmente e pelos métodos estimativos para o aço AISI 420 a 490 °C	73
FIGURA 4.10: Curvas deformação plástica – vida obtidas experimentalmente e pelos métodos estimativos para o aço AISI 420 a 490 °C	74
FIGURA 4.11: Curvas deformação – vida estimadas e experimental para o aço AISI 420 a 490 °C	75
FIGURA 4.12: Vida estimada através da equação 42 em função da vida experimental para o aço AISI 420 a 490 °C	76
FIGURA 4.13: Vida estimada através do método de Bäuml e Seeger em função da vida experimental para o aço AISI 420 a 490 °C	77

FIGURA 4.14: Vida estimada através do método da Inclinação Universal Modificada em função da vida experimental para o aço AISI 420 a 490 °C	77
FIGURA 4.15: Diferença entre as temperaturas externa e interna em função da temperatura externa medidas no corpo de prova tubular na faixa de 250 °C – 500 °C	79
FIGURA 4.16: Deformação térmica apresentada nos corpos de prova de FTM para um ciclo de temperatura entre 260-490°C	79
FIGURA 4.17: Ciclos de deformação impostos durante um ensaio FTM em fase com $\Delta\epsilon_m/2 = 0,8\%$	80
FIGURA 4.18: Tensão e temperatura durante o ciclo 10. FTMEF com $\Delta\epsilon_m/2 =$ 0,8%	81
FIGURA 4.19: Histereses para dois ciclos do mesmo corpo de prova ensaiado em fase com $\Delta\epsilon_m/2 = 0,8\%$	82
FIGURA 4.20: Ciclos de deformação para um ensaio de FTM fora de fase com $\Delta\epsilon_m/2 = 0,8\%$	83
FIGURA 4.21: Tensão e temperatura durante o ciclo 10. FTMFF, com $\Delta\epsilon_m/2 =$ 0,8%	83
FIGURA 4.22: Curvas de histerese para diversos ciclos no ensaio de FTMFF, com $\Delta\epsilon_m/2 = 0,8\%$	84
FIGURA 4.23: Histereses inelásticas obtidas para os ensaios em fase e fora de fase para uma amplitude de deformação mecânica, $\Delta\epsilon_m/2 = 0,8\%$	85
FIGURA 4.24: Vida em função da amplitude de deformação mecânica aplicada, $\Delta\epsilon_m/2$, para os ensaios FTM	88
FIGURA 4.25: Vida em função da amplitude de deformação inelástica para os ensaos FTM	89
FIGURA 4.26: Vida em função da energia total dissipada, para os ensaios de FTM	89
FIGURA 4.27: Vida em função da energia de Ostergren, para os ensaios de FTM	90
FIGURA 4.28: Vida em função da amplitude de deformação mecânica aplicada para os ensaios isotérmicos e anisotérmicos	94
FIGURA 4.29: Estimativa de vida para os ensaios de FTM	95
FIGURA 4.30: Microestrutura mostrando uma trinca secundária nucleada na parede externa do corpo de prova ensaiado em fase com 0,8% de amplitude de deformação mecânica. Sem ataque químico	97
FIGURA 4.31: Microestrutura mostrando uma trinca secundária nucleada na parede externa do corpo de prova ensaiado em fase com 0,8% de amplitude de deformação mecânica. Reagente: Vilella	97
FIGURA 4.32: Microestrutura mostrando uma trinca secundária nucleada na borda do corpo de prova ensaiado fora de fase com 0,8% de amplitude de deformação mecânica. Sem ataque químico	98
FIGURA 4.33: Microestrutura mostrando uma trinca secundária nucleada na parede externa do corpo de prova ensaiado fora de fase com 0,8% de amplitude de deformação mecânica. Reagente: Vilella	98
FIGURA 4.34: Detalhes das regiões de nucleação e propagação da trinca observadas por MEV, em um corpo de prova ensaiado em FBC, à temperatura de 490 °C, com $\Delta\epsilon_t/2 = 0,6\%$	99

FIGURA 4.35: Aspecto fratógráfico da região de propagação da trinca por fadiga isotérmica de baixo ciclo com amplitude de deformação total de 0,6%. São observadas as estrias de propagação da trinca em estágio II	100
FIGURA 4.36: Regiões de nucleação e propagação da trinca, observadas por MEV, em um corpo de prova ensaiado em FTMFF com $\Delta\epsilon_m/2 = 0,8\%$	100
FIGURA 4.37: Aspecto das estrias de propagação em estágio II, observadas em um corpo de prova fraturado em um ensaio de fadiga isotérmica na temperatura de 490 °C e com $\Delta\epsilon_m/2 = 0,6\%$	101
FIGURA 4.38: Aspecto das estrias de propagação em estágio II, observadas em um corpo de prova fraturado em um ensaio de fadiga termomecânica fora de fase com $\Delta\epsilon_m/2 = 0,8\%$	102
FIGURA A1: Tela do programa de suporte para determinação do módulo de elasticidade em diferentes temperaturas	111
FIGURA A2: Tela do programa principal para os ensaios FTM. Nesta tela são definidos os parâmetros da máquina de ensaio, o tipo de dispositivo para leitura da temperatura, a fase do ciclo, as rampas de temperatura, a geometria do corpo de prova e o número de ciclos para a estabilização térmica	112
FIGURA A3: Tela para a visualização da deformação térmica em função do tempo	112
FIGURA A4: Tela que mostra o perfil de deformação em função do tempo	113
FIGURA A5: Tela de saída para os dados dos ensaios de FTM	113
FIGURA B1: a) Garra, b) eixo e c) porca inferior do sistema de ensaio de FTM	114
FIGURA B2: a) Garra, b) eixo e c) porca superior do sistema de ensaio de FTM	115

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1: Coeficientes da equação 5 (deformação-vida) estimados a partir das propriedades monotônicas de tração, MILAN (1999)	24
Tabela 3.1: Composição química (% peso) do aço inox AISI 420.	52
Tabela 4.1: Propriedades monotônicas do aço AISI 420.	66
Tabela 4.2: Valores médios do expoente de encruamento, n , e do coeficiente de resistência, K , em função da temperatura.	67
Tabela 4.3: Resultados experimentais das amplitudes de deformação e reversos para o aço AISI 420 a 490 °C, com taxa de deformação imposta durante os ensaios da ordem de 10^{-3} s^{-1} . Foram realizados três ensaios por nível de amplitude de deformação.	68
Tabela 4.4: Propriedades de Fadiga baixo ciclo do aço AISI 420 à temperatura de 490°C.	69
Tabela 4.5: Expoente de encruamento e coeficiente de resistência monotônico e cíclico a 490°C.	70
Tabela 4.6: Equações Deformação – vida obtidas experimentalmente e por métodos estimativos.	72
Tabela 4.7: Resultados dos ensaios FTM em fase. Para cada nível de deformação foram ensaiados três corpos de prova	87
Tabela 4.8: Resultados dos ensaios FTM fora de fase. Para cada nível de deformação foram ensaiados três corpos de prova	87
Tabela 4.9: Número de reversos médios em função da amplitude de deformação mecânica aplicada durante os ensaios isotérmicos e anisotérmicos.	91

LISTA DE SÍMBOLOS

$T(t)$	Temperatura em função do tempo
$\varepsilon(t)$	Deformação em função do tempo
S_r	Tensão convencional de resistência
RA	Redução da área da seção transversal do corpo de prova
A_0	Área da seção transversal inicial do corpo de prova
σ	Tensão verdadeira
ε	Deformação verdadeira
D_0	Diâmetro inicial da seção transversal do corpo de prova
D	Diâmetro instantâneo da seção útil do corpo de prova
σ_f	Tensão de fratura verdadeira
A_f	Área final da seção transversal útil do corpo de prova
K	Coefficiente de resistência
n	Expoente de encruamento
σ_e	Limite de escoamento
N	Vida total
N_i	Vida inicial para iniciar uma trinca
N_p	Vida necessária para a propagação da trinca até a fratura final
$\Delta\sigma/2$	Amplitude de tensão
N_f	Número de ciclos
$2N_f$	Número de reversos
$\Delta\varepsilon_t$	Deformação total
$\Delta\sigma_t$	Tensão total
σ_a	Amplitude de tensão
K'	Coefficiente de resistência cíclica
n'	Expoente de encruamento cíclico
ε_t	Deformação total aplicada
ε_{mec}	Deformação mecânica
ε_{ter}	Deformação térmica
ε_{in}	Deformação inelástica
σ	Tensão medida
$E(t)$	Módulo de elasticidade em função do tempo

ε_f	Deformação por fluência
$\alpha(T)$	Coeficiente de dilatação térmica
T	Temperatura do ensaio
T_o	Temperatura de início de ensaio
$\Delta\varepsilon_m$	deformação mecânica total
$\sigma_{m\acute{a}x}$	Tensão máxima
$\Delta\varepsilon_{in}$	Deformação inelástica total
σ_a	Amplitude de tensão verdadeira cíclica
σ_f'	Coeficiente de resistência à fadiga
b	Expoente de resistência à fadiga
$\Delta\varepsilon_{el}/2$	Amplitude de deformação elástica
E	Módulo de elasticidade
$\Delta\varepsilon_{pl}/2$	Amplitude de deformação plástica
ε_f'	Coeficiente de ductilidade à fadiga
c	Expoente de ductilidade à fadiga
$\Delta\varepsilon_t/2$	Amplitude de deformação total
$2N_t$	Número de reversos de transição
ε - N	Curva deformação vida
S - N	Curva tensão vida
t	Tempo
R_ε	Razão de deformação
$\Delta\varepsilon_{mec}$	Deformação mecânica total
$\Delta\varepsilon_{ter}(T)$	Deformação térmica em função da temperatura
$\varepsilon_{tot}(t)$	Deformação total em função do tempo
$\varepsilon_m(T)$	Deformação mecânica em função da temperatura
r	Coeficiente de correlação
ΔT	Variação de temperatura

RESUMO

Os ensaios tradicionais de fadiga realizados à temperatura constante nem sempre são capazes de reproduzir os mecanismos atuantes na solicitação anisotérmica. Por isto, novas técnicas mais avançadas de ensaios à temperatura variável foram desenvolvidas recentemente como a Fadiga Térmica (FT) e a Fadiga Termomecânica (FTM). A parte experimental deste trabalho incluiu a implementação e a descrição da metodologia de um sistema de ensaio para a FTM. Além disto, também foi determinada a propriedade mecânica de fadiga de baixo ciclo para o aço inoxidável AISI 420, utilizado na fabricação de palhetas de turbinas a gás para a geração de energia em usinas de açúcar e álcool. Os ensaios de fadiga isotérmica foram realizados a 490°C, ou seja, na máxima temperatura do ciclo anisotérmico. Já os ensaios anisotérmicos foram realizados na faixa de temperatura entre 260-490°C e nas condições em fase e fora de fase. A curva tensão deformação cíclica foi obtida pelo método convencional para os ensaios isotérmicos, sendo que o material sofreu endurecimento cíclico. Os ensaios em fase apresentaram vida ligeiramente menor do que os ensaios fora de fase. Não foram observados mecanismos ativados pela temperatura como fluência e oxidação, na faixa de temperatura dos ensaios anisotérmicos, assim, o mecanismo determinante para o processo de falha dos corpos de prova foi a fadiga pura. O comportamento dos resultados de FTM fora de fase foi melhor estimado pelo modelo de acúmulo de dano do que os resultados para a condição em fase. A análise microestrutural e metalográfica após os ensaios de fadiga revelou que os carbonetos de cromo continuaram dispersos na matriz. As trincas nuclearam a partir da superfície externa dos corpos de prova tubulares e se propagaram transgranularmente para o interior do metal.

Palavras Chaves:

Fadiga Termomecânica, Fadiga Isotérmica, Aço Inoxidável, Metodologia.

ABSTRACT

The traditional fatigue test performed at elevated and constant temperature not always is able to reproduce the mechanisms acting during thermal loading. Therefore, new advanced testing techniques at variable temperatures were recently developed, and they are called Thermal Fatigue (TF) and Thermomechanical Fatigue (TMF). The experimental part of this work includes the TMF methodology implementation and description, as well as the Isothermal Fatigue (IF) and TMF results from an AISI 420 stainless steel, regularly used to produce gas turbine blades for power generation in sugar and alcohol industry. The isothermal fatigue tests were carried out at 490°C, the maximum temperature reached during the thermal cycle, and the TMF tests were performed in the temperature range of 260-490°C, in the in-phase and out-of-phase loading conditions. The cyclic stress-strain curve was obtained by the conventional method, and the results showed that this material strain hardens. The TMF in phase tests exhibited a fatigue life shorter than the out-of-phase tests. It was not observed, in this range of temperature, any temperature activated micromechanism of failure, such as creep or oxidation mechanisms. Therefore, it was concluded that the only mechanisms acting during the TMF tests was fatigue. The damage accumulation model better fit the TMF results behavior, for the out-of-phase loading condition than the in-phase results. The microstructural and fractographic analyses showed that the chromium carbides continued generally distributed on the matrix after both types of fatigue testing. It was also noted that the fatigue cracks always were nucleated at the specimen external surface, and propagated transgranularly into the materials substrate.

KEYWORDS

Thermomechanical Fatigue, Isothermal Fatigue, Stainless Steel, Methodology.

1. INTRODUÇÃO

A maioria dos componentes utilizados em altas temperaturas está sujeita a variações de temperatura durante o período útil de funcionamento. O gradiente térmico induzido no interior dos componentes pode provocar a ocorrência de tensões internas e a repetição destes ciclos térmicos pode causar a nucleação e a propagação de trincas por um processo de fadiga oligocíclica. Além disto, estes componentes também estão, geralmente, sujeitos a tensões de origem puramente mecânica e ao ataque do meio, muitas vezes corrosivo e oxidante.

As palhetas de turbinas a gás terrestres e aeronáuticas estão entre os componentes submetidos às condições de solicitações descritas anteriormente. Devido ao alto rendimento exigido para estas turbinas, torna-se necessário o estudo do comportamento mecânico da fadiga e dos mecanismos de fratura dos materiais utilizados na fabricação destas palhetas, a fim de possibilitar a concepção de um projeto realista e a utilização racional destes componentes.

Os ensaios tradicionais de fadiga realizados à temperatura constante nem sempre são capazes de reproduzir os mecanismos atuantes na solicitação anisotérmica. Por esta razão, novas técnicas de ensaios a temperaturas variáveis foram desenvolvidas recentemente: os ensaios de fadiga térmica (FT) e os ensaios de fadiga termomecânica (FTM), cujas diferenças principais são mostradas esquematicamente na FIGURA 1.1.

O ensaio de FT consiste em submeter um corpo de prova, de geometria similar à geometria do componente a ser estudado, a ciclos alternados de aquecimento e resfriamento. As tensões, de origem interna, são consequência da geometria do corpo de prova, das taxas de aquecimento e de resfriamento e do tipo de material ensaiado. É um ensaio de cunho mais tecnológico, já que seus resultados possibilitam uma aplicação imediata em projeto, pois determinam a vida útil de um corpo de prova com geometria semelhante a do componente estudado e serve para comparar, de maneira confiável, diferentes tipos de materiais. Por outro lado, apresenta o inconveniente de não permitir que sejam realizadas medições diretas de deformação e de tensão. Desta forma, estes parâmetros devem ser obtidos por cálculos. Normalmente, é utilizado o método de elementos finitos, mas para tanto é necessária a utilização de algum modelo matemático disponível, para que o comportamento mecânico do material seja equacionado.

O ensaio FTM é caracterizado pela superposição, de maneira independente e simultânea, de um ciclo de deformação em função do tempo, $\epsilon(t)$, com um ciclo de temperatura em função do tempo, $T(t)$. A deformação externa é imposta por uma máquina de ensaios especialmente adaptada e informatizada e substitui a deformação interna apresentada no ensaio de FT. O ensaio é uniaxial e deve ser realizado em baixas frequências, de modo que os gradientes de temperatura sejam evitados ao longo do corpo de prova. Apesar da complexidade e do custo elevado, é um ensaio científico, já que todos os parâmetros influentes são controlados. É útil para que o comportamento mecânico dos materiais seja determinado em condições anisotérmicas, que são mais próximas da realidade e, deste modo, auxilia o desenvolvimento e possibilita a verificação dos modelos matemáticos utilizados nos

cálculos de tensões e deformações de componentes reais ou de corpos de prova de FT.

FIGURA 1.1: Comparação esquemática entre os ensaios de fadiga térmica e fadiga termomecânica, ENGLER(1996).

O objetivo deste trabalho é estudar o comportamento mecânico da fadiga de baixo ciclo, através de ensaios em altas temperaturas. Inicialmente, mantendo a temperatura constante, ensaios de Fadiga Isotérmica. Posteriormente, variando-se a temperatura, ensaios de Fadiga Anisotérmica.

Para realizar os ensaios de fadiga anisotérmica foi necessário adquirir o conhecimento e dominar uma técnica de ensaio, até então, inédita no Brasil, a técnica de Fadiga Termomecânica (FTM).

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Fadiga dos Metais

É reconhecido, desde 1830, que um metal submetido a um carregamento cíclico ou flutuante pode fraturar em níveis de tensão aplicados menores do que o limite de escoamento do material. A utilização da curva S-logN, também denominada curva S-N, ou seja, tensão em função do logaritmo do número de ciclos para fraturar, foi o primeiro método desenvolvido com a intenção de entender e quantificar o processo de fadiga. Este método ainda é bastante utilizado em aplicações onde a tensão cíclica atuante é menor do que o limite de escoamento do material e, desta maneira, o número de ciclos para fraturar é grande. A utilização das curvas S-N fornece bons resultados dentro da área do processo de fadiga de alto ciclo. Porém, na região de baixo ciclo, onde as deformações aplicadas são bastante elevadas, ultrapassando o regime elástico do material, a utilização das curvas S-N torna difícil a interpretação dos resultados dos ensaios. Nesta região, denominada de fadiga de baixo ciclo, uma metodologia baseada no controle da deformação fornece melhores resultados.

A falha por fadiga de baixo ciclo ocorre em número de ciclos de tensão menores do que 10^4 . Neste tipo de fenômeno, as deformações plásticas cíclicas são grandes o bastante para iniciar a nucleação de uma trinca em poucos ciclos de tensão,

sendo que no restante da vida predomina o processo de propagação da trinca, de acordo com FUCHS & STEPHENS (1980a).

A vida total (N) de um componente submetido a um carregamento cíclico pode ser dividida em duas partes principais: a vida necessária para iniciar a trinca (N_i) e a vida necessária para a propagação da trinca até a fratura final (N_p), conforme PROVAN & ZHAI (1991a).

Para níveis baixos de tensão e de deformação, a fase de nucleação da trinca pode durar mais de 90% da vida do corpo de prova. Ao contrário, em níveis de tensão ou de deformação elevados, a nucleação da trinca ocorre rapidamente e a fase de propagação é responsável pela maior parte da vida do material.

2.1.1. Nucleação da trinca por fadiga

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

Os mecanismos de nucleação da trinca por fadiga dependem da estrutura do material, tipo de carregamento, temperatura, ambiente, etc. Pesquisas anteriores tem mostrado que a nucleação está relacionada com a deformação plástica alternada, característica do processo de fadiga, isto é, com os movimentos de ida e retorno das

discordâncias nos planos de escorregamento dos cristais metálicos. Sob carregamento cíclico, a direção da deformação se alterna várias vezes, produzindo linhas de escorregamento que aparecem na superfície do material.

O deslizamento das discordâncias ocorre tanto em carregamento cíclico como no monotônico. Quando a deformação é monotônica, as linhas de escorregamento que aparecem na superfície do cristal têm uma topografia relativamente simples, como apresentado na FIGURA 2.1(a). Sob carregamento cíclico as linhas de escorregamento se agrupam formando bandas de deslizamento. Neste caso, a topografia da superfície é mais complexa, apresentando a formação de intrusões e extrusões, como mostrado na FIGURA 2.1(b). Dois mecanismos diferentes para a formação de extrusões e intrusões foram propostos por Cottrell & Hull e por W. A. Wood, e descritos por DIETER (1981a). As trincas por fadiga desenvolvem-se, então, nas intrusões que atuam como concentradores de tensão.

Porém, é geralmente observado que a formação das bandas de deslizamento, com a conseqüente formação das intrusões, não é o único mecanismo responsável pela nucleação da trinca. Segundo GROSSKREUTZ (1972), a nucleação pode ocorrer também em interfaces, tais como nas inclusões, contornos de grãos ou ainda nos contornos das maclas. A nucleação da trinca no contorno de grão ocorre pela quebra das ligações atômicas mais fracas do contorno de grão, devido à excessiva deformação plástica.

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

KANAZAWA et al (1981) observaram que, apesar das trincas nuclearem nos contornos das maclas na superfície do corpo de prova, elas não crescem no mesmo plano, mas desviam deles quando propagam para dentro do material. Assim, a nucleação da trinca nos contornos das maclas pode ser observada quando se examina a superfície do corpo de prova, mas não pode ser observada quando se examina a secção transversal.

FIGURA 2.1: Linhas de escorregamento em metais dúcteis submetidos a carregamento (a) monotônico e (b) cíclicos, REED-HILL (1982a).

Segundo HEINZ & NEUMANN (1990), os contornos das maclas são os núcleos mais importantes para a nucleação da trinca nos metais cúbicos de face centrada, principalmente em ensaios de fadiga de alto ciclo. Em ensaios de baixo ciclo, as tensões são suficientemente altas para também iniciarem a trinca em outros núcleos. Para os autores, a nucleação nos contornos das maclas ocorre por dois motivos: a) a anisotropia elástica, devido à presença das maclas, causa uma concentração de tensão que fortalecem os contornos de grãos contra o escorregamento das discordâncias; b) os contornos das maclas funcionam como

planos favoráveis de deslizamento, de modo que as discordâncias podem deslizar sobre estes planos a grandes distâncias, sob influência da concentração de tensão citada no item a). Isto causa uma deformação concentrada maior nos contornos das maclas em relação aos contornos de grãos.

Uma vez nucleada, a trinca tende a crescer. Este crescimento é muito pequeno, geralmente da ordem de alguns grãos. Segundo Forsyth, como descrito por FUCHS & STEPHENS (1980a), a nucleação e o crescimento inicial destas trincas é controlado pela máxima tensão de cisalhamento, e ocorrem nos planos onde a tensão de cisalhamento aplicada é máxima, aproximadamente 45° em relação à direção da carga aplicada. Forsyth denominou esta fase de nucleação e crescimento inicial, de estágio I e diferenciou do estágio II, onde as trincas propagam em um plano perpendicular à máxima tensão de tração, como mostrado na FIGURA 2.2.

FIGURA 2.2: Estágios I e II do crescimento de trinca por fadiga, FUCHS & STEPHENS (1980a).

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

ausência de contornos de grãos e com capacidade de inibir ou homogeneizar o escorregamento superficial, possuem melhor resistência à nucleação da trinca.

Atualmente algumas técnicas são utilizadas, com sucesso, com o objetivo de inibir o deslizamento superficial, tais como a introdução de tensões residuais de compressão na superfície do material e, também, alguns tratamentos superficiais desde que não ocorram trincas na região tratada durante o carregamento cíclico. Apesar de não poder ser classificado como “microestrutura”, o revestimento superficial representa um meio prático para controlar a nucleação de trinca, principalmente em ambiente agressivo.

A ausência de escorregamento superficial não garante a ausência de trincas por fadiga. Inclusões e partículas de segunda fase podem ser núcleos de iniciação de trincas e, assim, reduzindo suas densidades, dificulta-se também a nucleação da trinca.

Os mecanismos do crescimento de trinca no estágio I ainda não são bem conhecidos. O estudo de trincas curtas tem mostrado que o estágio I pode ainda ser subdividido em nucleação e propagação de submicrotrincas, e formação e propagação de microtrincas. Estes mecanismos foram explicados por PROVAN & ZHAI (1991a), e são apresentados a seguir. A FIGURA 2.3 ilustra o modelo de nucleação e propagação de submicrotrincas.

A FIGURA 2.3(a) mostra várias submicrotrincas nucleadas ou em bandas de deslizamento ou em contornos de grãos, ocorrendo principalmente na superfície do corpo de prova. Estas submicrotrincas são menores do que o comprimento do contorno de grão ou do tamanho de grão que as contêm. Elas podem nuclear num mesmo plano ou em planos diferentes, dependendo dos contornos de grãos e das bandas de deslizamento envolvidas. As submicrotrincas expandem-se rapidamente e

de maneira independente, como mostrado na FIGURA 2.3(b). A nucleação ocorre principalmente ao longo de uma linha irregular, como ilustrado na FIGURA 2.3(c), inclinada de aproximadamente 45° em relação à direção de carregamento, o qual é característico do estágio I.

FIGURA 2.3: Modelo do estágio I de nucleação e propagação de submicrotrincas em um corpo de prova cilíndrico: (a) nucleação das submicrotrincas, (b, c) crescimento das submicrotrincas, (d) formação da submicrotrinca, PROVAN & ZHAI (1991a).

A propagação da microtrinca, ainda no estágio I, é uma continuação da nucleação da submicrotrinca, como ilustrado na FIGURA 2.4. Segundo PROVAN & ZHAI (1991a), próximo à transição do estágio I de propagação da microtrinca para o estágio II da propagação da trinca, a trinca possui a forma de “V”, como ilustrado na FIGURA 2.4(d). Também, como mostrado na FIGURA 2.4, as microtrincas nem sempre iniciam no mesmo plano, e quando elas se juntam, aparecem linhas onduladas, que ajudam o reconhecimento do estágio I de propagação no exame fractográfico.

Como ilustrado na FIGURA 2.4(d), no estágio I a microtrinca propaga em um plano que pode ser comparado com a superfície de um cone, cujo eixo é a própria direção de carregamento, interceptando a superfície livre, e com seu vértice formando o “V” na superfície da amostra. Finalmente, quando a trinca aproxima da transição do estágio I para o estágio II, o ângulo da microtrinca superficial aumenta para um valor de 90° , o qual é característico do estágio II de propagação. Durante a propagação da submicrotrinca, o perfil da trinca é longo e estreito e não possui a forma semi-elíptica, FIGURA 2.4(a) e (b). A propagação da submicrotrinca no estágio I é bidimensional e ocorre principalmente ao longo de uma linha. Durante a propagação da microtrinca, a trinca cresce mais para dentro do material e, assim, a trinca vai adquirindo a forma semi-elíptica, FIGURA 2.4(c) e (d). Desta forma, a propagação da microtrinca no estágio I é tridimensional e acontece ao longo de uma superfície cônica à 45° em relação à direção da carga aplicada. A alteração do perfil da trinca é uma medida do efeito da superfície, e é importante no estudo de nucleação e propagação de trincas curtas.

FIGURA 2.4: Modelo da propagação da microtrinca no estágio I em um corpo de prova cilíndrico: (a) iniciação da microtrinca, (b) crescimento da microtrinca, (c, d) crescimento da microtrinca para dentro do material, PROVAN & ZHAI (1991a).

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

2.1.2. Propagação da trinca por fadiga

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

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

Segundo DIETER (1981a), o mecanismo mais aceito para a formação de estrias é aquele proposto por Laird e Smith, que envolve o sucessivo arredondamento da trinca na fase de tração e reaguçamento durante a fase de compressão, como mostrado na FIGURA 2.5. Segundo GROSSKREUTZ (1972), geralmente a

microestrutura tem pouco efeito sobre a propagação da trinca por fadiga quando a velocidade de propagação é alta, maior do que $1 \mu\text{m}/\text{ciclo}$. Esta falta da influência da microestrutura é devido às grandes deformações que ocorrem na ponta da trinca, diminuindo os efeitos das tensões residuais, discordâncias ancoradas e de pequenos precipitados de segunda fase. Entretanto, o efeito das inclusões pode ser significativo em altas velocidades de propagação.

FIGURA 2.5: Processo plástico de arredondamento e reaguçamento da ponta da trinca para o estágio II de propagação da trinca por fadiga, segundo DIETER (1981a).

2.1.3. Comportamento cíclico dos metais

As propriedades mecânicas de um metal podem ser bastante alteradas quando este material está sujeito ao carregamento cíclico. Dependendo do estado inicial do material, ou seja, do tratamento térmico realizado e das condições do ensaio, a resistência à deformação de um metal pode aumentar, devido ao endurecimento cíclico, diminuir, com amolecimento cíclico ou não se alterar, na estabilidade cíclica. O amolecimento cíclico é característico de metais trabalhados a frio e da maioria dos

aços ensaiados com baixas amplitudes de deformação. O endurecimento cíclico é característico de metais recozidos, da maioria das ligas de alumínio e de aços temperados e revenidos.

O comportamento cíclico do material pode ser facilmente observado quando se registra a amplitude de tensão ($\Delta\sigma/2$) em função do número de reversos ($2N_f$), como mostra a FIGURA 2.6. Apesar do amolecimento ou endurecimento cíclico poderem ocorrer durante um carregamento cíclico, após um determinado número de ciclos a amplitude de tensão não mais varia significativamente, permanecendo aproximadamente constante até a fratura do corpo de prova. É dito, então, que o material está no estado estável e isto ocorre a partir de 20% a 40% da vida total, segundo MITCHELL (1978).

FIGURA 2.6: Resposta em tensão para ensaio sob controle de deformação, MITCHELL (1978).

Alguns materiais, entretanto, apresentam uma variação contínua da tensão até a fratura, sem que esta se estabilize. Como neste caso o estado estável praticamente inexistente, então, para efeitos de cálculos, considera-se que isto ocorra na metade da vida do corpo de prova, de acordo com RAO et al (1985).

Os melhores critérios para definir a vida em fadiga de baixo ciclo de um corpo de prova são a formação da cúspide na porção compressiva da histerese de

carregamento, ou a diminuição da tensão máxima de tração em 20% da tensão correspondente ao estado estável, como foi mostrado por RAO et al (1985).

A FIGURA 2.7 mostra um ciclo de tensão-deformação estável, resultante de um ensaio de fadiga de baixo ciclo realizado com controle de deformação e amplitude de deformação média igual a zero ($R=-1$). A largura da histerese é a deformação total aplicada ao corpo de prova, $\Delta\epsilon_t$. A altura da histerese é a tensão total, $\Delta\sigma_t$.

FIGURA 2.7: Obtenção das deformações elástica e plástica a partir da histerese tensão-deformação estável, EGGELER (1992).

Para construir a curva tensão-deformação cíclica, conecta-se as pontas das histereses tensão-deformação estabilizadas obtidas para vários corpos de prova ensaiados em diferentes níveis de amplitude de deformação, $\Delta\epsilon/2$, sob controle de deformação, como está mostrado na FIGURA 2.8.

FIGURA 2.8: Construção da curva tensão-deformação cíclica, MITCHELL (1978).

A curva tensão deformação cíclica pode ser comparada diretamente com a curva tensão-deformação monotônica para se avaliar quantitativamente as alterações no comportamento mecânico devido ao carregamento cíclico, como está ilustrado na FIGURA 2.9. Assim como na curva tensão-deformação monotônica, considera-se que na curva cíclica, a relação entre as amplitudes de tensão e de deformação plástica pode ser representada pela mesma função potencial:

$$\sigma_a = K' (\varepsilon_p)^{n'} \quad (1)$$

onde σ_a é amplitude de tensão no estado estável, ε_p é amplitude de deformação plástica, K' é o coeficiente de resistência cíclica e n' é o expoente de encruamento cíclico.

Registrando-se as amplitudes de tensão e de deformação em escala bilogarítmica obtém-se uma reta, onde os valores de n' e K' podem ser determinados. O valor de n' varia entre 0,10 e 0,20. Em geral, metais com alto expoente de encruamento monotônico, $n > 0,15$, endurecem ciclicamente. Por outro lado, metais com baixo expoente de encruamento, $n < 0,15$, amolecem ciclicamente.

FIGURA 2.9: Exemplos de vários tipos de curvas tensão-deformação cíclicas, MITCHELL (1978).

Outro método para avaliar o comportamento cíclico é baseado na relação entre o limite de resistência e o limite de escoamento, conforme MITCHELL (1978):

quando $S_r/S_e > 1,4$, é esperado endurecimento cíclico;

quando $S_r/S_e < 1,2$, é esperado amolecimento cíclico.

onde S_r é o limite de resistência e S_e é o limite de escoamento. Entre 1,2 e 1,4, o metal possui um comportamento incerto. Geralmente, é estável, mas também, pode amolecer ou endurecer ciclicamente.

2.2. Curva Deformação-Vida

A primeira investigação sistemática do comportamento em fadiga foi realizada por Wöhler, por volta de 1871, em eixos ferroviários ensaiados em flexão rotativa. Desde então, os dados de fadiga são geralmente apresentados na forma de

uma curva $S_a\text{-log}N_f$, denominada curva tensão-vida, onde S_a é a amplitude de tensão cíclica e N_f é o número de ciclos para falhar. Basquin (1910) mostrou que a relação tensão-vida poderia ser linearizada, quando registrada utilizando coordenadas bilogarátmicas e, assim, estabeleceu uma lei exponencial da fadiga. Esta relação pode ser expressa em termos da tensão verdadeira, como mostrado na equação 2 e FIGURA 2.10.

$$\sigma_a = \sigma'_f (2N_f)^b \quad (2)$$

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

FIGURA 2.10: Tensão verdadeira em função do número de reversos, em escala bilogarátmica, MITCHELL (1978).

O coeficiente de resistência à fadiga, σ'_f , e o expoente de resistência à fadiga, b , são propriedades de fadiga específicas de um material. O valor de b varia entre -0,05 e -0,12, e para muitos metais, σ'_f é aproximadamente igual à tensão verdadeira

na fratura, σ_f , determinada em um ensaio de tração. A equação de Basquin pode ser reescrita em termos da amplitude de deformação elástica:

$$\frac{\Delta \varepsilon_{el}}{2} = \frac{\sigma_a}{E} = \frac{\sigma_f}{E} (2N_f)^b \quad (3)$$

onde $\Delta \varepsilon_{el}/2$ é a amplitude de deformação elástica aplicada e E é o módulo de elasticidade.

Coffin (1954) e Manson (1954) propuseram, independentemente, que a amplitude de deformação plástica verdadeira pode ser relacionada com o número de reversos, utilizando uma função potencial do tipo:

$$\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \varepsilon_f' (2N_f)^c \quad (4)$$

onde $\Delta \varepsilon_p/2$ é a amplitude de deformação plástica, ε_f' é o coeficiente de ductilidade à fadiga e c é o expoente de ductilidade à fadiga. Em escala bilogarítmica, a relação acima origina uma reta, como mostrado na FIGURA 2.11. O coeficiente de ductilidade à fadiga, ε_f' , e o expoente de ductilidade à fadiga, c , são também propriedades de fadiga de um material.

Segundo MITCHELL (1978), para muitos metais à temperatura ambiente, c varia entre -0,5 e -0,7 e ε_f' é aproximadamente igual à deformação verdadeira na fratura, ε_f , determinada em um ensaio de tração. HERTZBERG (1996) listou as propriedades monotônicas e as propriedades cíclicas de diversos metais. Através destes dados verifica-se que ε_f' pode assumir o valor de $0,3\varepsilon_f$ para alguns materiais.

Foi mostrado que a relação Coffin-Manson, equação (4), pode ser aplicada para um carregamento totalmente reverso independente, se o ensaio for realizado com controle de deformação ou de carga, conforme LUKAS & KLESHNIL (1973).

FIGURA 2.11: Amplitude de deformação plástica em função do número de reversos, escala bilogarítmica, MITCHELL (1978).

Mais recentemente citado em NCODE, Morrow mostrou que a amplitude de deformação total, que é a soma das componentes elástica e plástica, pode ser melhor relacionada à vida do material. A FIGURA 2.12 ilustra esquematicamente a natureza da curva amplitude de deformação total em função do número de reversos. Matematicamente, esta curva pode ser descrita somando as curvas dos componentes de Basquin e Coffin-Manson:

$$\frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = \frac{\Delta \varepsilon_{el}}{2} + \frac{\Delta \varepsilon_{pl}}{2} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^b + \varepsilon_f' (2N_f)^c \quad (5)$$

A equação 5 é denominada relação deformação-vida e é a base dos estudos de fadiga com controle de deformação. Várias conclusões podem ser tiradas da curva deformação-vida, mostrada na FIGURA 2.12. Quando o número de reversos é pequeno, menor do que $2N_t$, o que corresponde a vida à fadiga de transição, onde as amplitudes de deformação elástica e plástica são iguais, $\Delta \varepsilon_e/2 = \Delta \varepsilon_p/2$, a deformação plástica é muito maior do que a deformação elástica e a ductilidade do material

controla o comportamento à fadiga. Nestas condições, o processo de fadiga é denominado de baixo ciclo. Para um número de reversos grande, maior do que $2N_t$, a deformação elástica é maior do que a deformação plástica, assim, a resistência à tração do material controla o comportamento à fadiga. O processo de fadiga é, então, denominado de fadiga de alto ciclo. A transição da fadiga de baixo ciclo para a fadiga de alto ciclo ocorre geralmente, entre 10^4 e 10^5 ciclos.

FIGURA 2.12: Amplitude de deformação em função do número de reversos em escala bilogárptica, MITCHELL (1978).

2.2.1. Previsão da vida à fadiga a partir das propriedades monotônicas

Vários métodos, baseados em resultados experimentais, para uma grande quantidade de metais ensaiados à temperatura ambiente, foram desenvolvidos com o objetivo de estimar a curva deformação-vida, utilizando somente as propriedades monotônicas, tais como limite de resistência, redução de área e módulo de elasticidade. Os primeiros métodos surgiram há 30 anos atrás e, segundo BRENNAN (1994), ainda são bastante utilizados para se obter resultados preliminares das curvas

ϵ -N e S-N. MANSON (1965) propôs os métodos “correlação 4 pontos” e “inclinações universais” para estimar a curva s-N, composta de comportamentos elástico e plástico que são linearizados quando são colocadas em gráficos em escala bilogarítmica. Em 1977, SOCIE et al¹ apud ONG (1993a) desenvolveram outro método, adequado principalmente para aço, denominado como “método de SOCIE et al”, por ONG (1993a), ou “método de Mitchell”, por PARK & SONG (1995).

Segundo BRENNAN (1994), o método “inclinação universal”, no qual as inclinações das retas elástica e plástica são consideradas constantes, para todos os metais, é bastante utilizado por sua simplicidade e comprovação a muito diferentes tipos de metais. Entretanto, tem-se verificado que a curva deformação-vida estimadas por este método são muito conservativas em relação às obtidas experimentalmente, na região de alto ciclo, como relatado por PARK & SONG (1995). Para melhorar este método, MURALIDHARAN & MANSON² apud PARK & SONG (1995) desenvolveram um novo método denominado “método da inclinação universal modificado”. Recentemente, dois métodos diferentes foram desenvolvidos por BÄUMEL & SEEGER³ apud PARK & SONG (1995) e por ONG (1993b), este último denominado “correlação 4 pontos modificado”.

Apesar da existência dos vários métodos desenvolvidos com a finalidade de estimar as propriedades de fadiga, poucos trabalhos têm avaliado estes métodos, e os resultados destes trabalhos são contraditórios. ONG (1993b) avaliou os três métodos

¹ SOCIE, D.F. et al. (1977). Fundamentals of modern fatigue analysis. *Fracture control program Report nº 26, University of Illinois. USA, apud* ONG, J.H. (1993). An avaluation of existing methods for the prediction of axial fatigue life from tensile data. *International Journal of Fatigue*, v. 15, n.1, p.13-9.

² MURALIDHARAN, U.; MANSON, S.S. (1988). *Engineering Materials Technology*, v. 110, p.55. apud PARK, J.H.; SONG, J.H. (1995). Detailed evaluation of methods for estimation of fatigue properties. *International Journal of Fatigue*, v.17, n.5, p.365-73.

³ BÄUMEL, A.Jr.; SEEGER, T. (1990). Materials data for cyclic loading. *Supplement 1 'Elsevier Science Publishers, Amsterdam. apud* PARK, J.H.; SONG, J.H. (1995). Detailed evaluation of methods for estimation of fatigue properties. *International Journal of Fatigue*, v.17, n.5, p.365-73.

geralmente utilizados, “correlação 4 pontos”, “inclinação universal” e o “método de Socie et al”, e concluiu que os métodos “correlação 4 pontos” e “inclinação universal” apresentavam os melhores resultados estimados.

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

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

método de Socie et al é o melhor para ligas de alumínio, enquanto que o método “correlação 4 pontos modificado” é o melhor para as ligas de titânio.

MILAN (1999) listou todos os coeficientes da equação 5 para cada um dos seis métodos utilizados para prever a curva deformação-vida a partir das propriedades monotônicas dos metais. Estes coeficientes estão apresentados a seguir, na TABELA 2.1.

Tabela 2.1: Coeficientes da equação 5 (deformação-vida) estimados a partir das propriedades monotônicas de tração, MILAN (1999).

Métodos	σ_f/E	b	ϵ_f	c
4 Pontos	$0,5 \cdot 10^{b \log 2 + \log \left[\frac{2,25 S_r (1+D)}{E} \right]}$	$\frac{\log \left[\frac{2,5(1+D)}{0,9} \right]}{\log \left[1/(4 \cdot 10^5) \right]}$	$0,5 \cdot 10^{c \log \frac{1}{20} + \log \left(\frac{1}{4} D^{3/4} \right)}$	$\frac{1}{3} \log \left[\frac{0,0132 - \Delta \epsilon_e^*}{1,91} \right] - \frac{1}{3} \log \left(\frac{1}{4} D^{3/4} \right)$
4 Pontos Modificado	$\frac{S_r (1+D)}{E}$	$\frac{1}{6} \left\{ \log \left[0,16 \left(\frac{S_r}{E} \right)^{0,81} \right] - \log \left[\frac{S_r (1+D)}{E} \right] \right\}$	D	$\frac{1}{4} \left[\log \left(\frac{0,00737 - \frac{\Delta \epsilon_e^@}{2}}{2,074} \right) - \log D \right]$
SOCIE et al	$\frac{S_r + 345}{E}$	$-\frac{1}{6} \log \left[\frac{2(S_r + 345)}{S_r} \right]$	D	-0,6
Inclinação Universal	$1,9018 \frac{S_r}{E}$	-0,12	$0,7579 D^{0,6}$	-0,6
Inclinação Universal Modificada	$0,6227 \left(\frac{S_r}{E} \right)^{0,832}$	-0,09	$0,0196 D^{0,155} \left(\frac{S_r}{E} \right)^{-0,53}$	-0,56
Bäumel & Seeger	$1,50 \frac{S_r}{E}$	-0,087	$0,59 \Psi$	-0,58

Onde:

$D = \ln(1-RA)^{-1}$, sendo RA a redução de área do corpo de prova, medida após o ensaio de tração.

$\Delta \epsilon_e^* = 10^{b \log 4 \times 10^4 + \log \left[\frac{2,25 S_r (1+D)}{E} \right]}$, sendo S_r o limite de resistência à tração.

$$\frac{\Delta \epsilon_e^@}{2} = \frac{S_r (1+D)}{E} \left[10^{\frac{2}{3} \left\{ \log \left[0,16 \left(\frac{S_r}{E} \right)^{0,81} \right] - \log \left[\frac{S_r (1+D)}{E} \right] \right\}} \right]$$

$\Psi = 1$ para $S_r/E < 0,003$ ou $\Psi = 1,375 - 125 S_r/E$ para $S_r/E > 0,003$.

2.3. Fadiga em altas temperaturas

O gradiente térmico induzido no interior de componentes utilizados em altas temperaturas pode originar tensões internas e a repetição destes ciclos térmicos pode causar a nucleação e a propagação de trincas por um processo de fadiga de baixo ciclo. Os materiais utilizados na fabricação das palhetas de turbinas a gás terrestre ou aeronáutica são um bom exemplo de componentes submetidos a este tipo de solicitação. Desta forma, é necessário o estudo do comportamento mecânico em fadiga e o estudo dos mecanismos de fratura destes materiais, através de ensaios de fadiga de baixo ciclo.

Os ensaios de fadiga de baixo ciclo (FBC) são realizados sob controle de deformação e os resultados obtidos são registrados em gráficos, com deformação total em função do logaritmo do número de reversos, como mostra a curva deformação-vida da FIGURA 2.12. Os ensaios com controle de deformação são realizados com o intuito de que seja simulado o processo de iniciação da trinca por fadiga em componentes reais. Desta forma, as variáveis como tensão, deformação, temperatura e meio são diretamente controladas, medidas e registradas. Este tipo de ensaio é realizado graças à utilização de equipamentos de controle servo-hidráulicos que operam em circuito fechado ('closed loop') e que são capazes de impor deformações cíclicas controladas aos corpos de prova.

A fadiga térmica já foi descrita como um caso especial da fadiga de baixo ciclo. SPERA (1976) deu uma definição mais específica que hoje parece ser mais aceita: 'A fadiga térmica é a deterioração gradual e o eventual trincamento de um material através do aquecimento e resfriamento alternado onde a expansão térmica é parcial ou totalmente controlada'. Este autor também propôs uma terminologia que

subdivide o campo geral da fadiga de baixo ciclo em duas categorias: térmica e isotérmica. A fadiga térmica é dividida em fadiga termomecânica e fadiga térmica, dependendo se as tensões são externas ou internas.

De acordo com ENGLER (1996), pode-se dividir o estudo de fadiga em altas temperaturas em fadiga isotérmica com ciclos de tração/compressão impostos à temperatura constante e fadiga anisotérmica com variação simultânea da deformação e da temperatura. A fadiga isotérmica pode ainda ser de alto ciclo, FAC, com ausência de deformação inelástica ou fadiga de baixo ciclo, FBC, com presença de deformação inelástica. Já a fadiga anisotérmica pode ser considerada como fadiga térmica, FT, devido à presença de tensões internas provocadas pela geometria do componente ou fadiga termomecânica, FTM, quando há ausência de tensões internas. A FIGURA 2.13 mostra a classificação dos métodos para o estudo da fadiga em altas temperaturas.

FIGURA 2.13: Métodos de ensaio de fadiga em altas temperaturas, ENGLER (1996).

Os ensaios de fadiga isotérmicos realizados em altas temperaturas seguem o mesmo procedimento dos ensaios realizados à temperatura ambiente e são realizados de acordo com as normas ASTM E466-82 (1991) e ASTM E606-80 (1991). Os resultados são utilizados para determinar os parâmetros das equações matemáticas constitutivas, que são utilizadas para a previsão da vida do componente em serviço.

A fadiga térmica que envolve a ciclagem combinada de temperatura e deformação é bem menos entendida do que a fadiga isotérmica em altas temperaturas.

As equações de previsão de vida obtidas por meio dos ensaios de fadiga isotérmica podem ser extrapoladas para a condição de solicitação não constante (anisotérmica). Entretanto, elas nem sempre são capazes de reproduzir os mecanismos que atuam durante a solicitação anisotérmica. Desta forma, técnicas mais avançadas que também simulem as condições de solicitação em temperaturas variáveis foram desenvolvidas como foi mostrado por HOPKINS (1976).

2.3.1. Fadiga Termomecânica (FTM)

A fadiga termomecânica (FTM), é caracterizada pela superposição independente e simultânea de um ciclo de deformação em função do tempo, $\varepsilon(t)$, a um ciclo de temperatura, também, em função do tempo, $T(t)$, de acordo com CASTELLI & ELLIS (1993) e REMY (1995). O ensaio é uniaxial e deve ser realizado em baixas frequências, de modo que os gradientes de temperatura sejam evitados ao longo do corpo de prova.

A característica do ciclo mecânico/temperatura é classificada de acordo com a relação de fase entre a temperatura e a deformação mecânica. Três ciclos

característicos podem ser impostos durante os ensaios FTM: um ciclo em fase FTMEF, ou seja, quando a máxima deformação mecânica coincide com a máxima temperatura, conforme mostra a FIGURA 2.14a, um ciclo fora de fase FTMFF, quando a máxima deformação mecânica coincide com a mínima temperatura em um ciclo, mostrado na FIGURA 2.14b. Análises térmicas e mecânicas mais recentes demonstraram que os elementos críticos de palhetas de turbinas apresentam os valores máximo e mínimo de deformação a temperaturas intermediárias do ciclo, originando, desta forma, o ciclo diamante, mostrado na FIGURA 2.14c.

FIGURA 2.14: Formas de ciclo normalmente utilizados nos ensaios de fadiga termomecânica a) em fase, b) fora de fase e c) diamante, ENGLER (1996).

O aquecimento dos corpos de prova durante os ensaios de FTM pode ser realizado através de três possíveis métodos: por resistência direta, por indução e por lâmpada de quartzo (radiação), segundo SEHITOGLU (1996).

Apesar da complexidade e do alto custo, este tipo de ensaio aproxima-se mais da realidade do que os ensaios isotérmicos, visto que os parâmetros influentes como temperatura, tensão e deformação são totalmente controladas durante os ensaios.

Diferentemente dos ensaios de fadiga isotérmica, os ensaios anisotérmicos não possuem, ainda, uma norma específica para a sua execução, de acordo com

VERRILLI et al. (1995), entretanto, já existe um esboço ('draft') de uma norma para os ensaios de FTM, proposto por ASTM Committee Fatigue & Fracture (1999). Assim, é aconselhável que sejam definidos alguns termos utilizados num ciclo de histerese anisotérmico.

A deformação total (ε_{tot}) medida durante um ensaio de fadiga FTM é a soma da deformação mecânica (ε_{mec}) imposta pela máquina de ensaio e da deformação térmica (ε_{ter}), resultante da variação de temperatura, conforme SEHITOGLU (1992):

$$\varepsilon_{tot} = \varepsilon_{mec} + \varepsilon_{ter} \quad (6)$$

A deformação mecânica pode ser decomposta em deformação elástica (ε_{el}) e deformação inelástica (ε_{in}):

$$\varepsilon_{mec} = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{in} \quad (7)$$

o termo ε_{el} é obtido da lei de Hooke:

$$\varepsilon_{el} = \sigma/E(T) \quad (8)$$

onde σ é a tensão medida e $E(T)$ é o módulo de elasticidade em função da temperatura. Além disto, em altas temperaturas, ε_{in} pode ser composta por duas componentes: uma deformação plástica (ε_{pl}), provocada pelas tensões superiores ao limite de escoamento do material e uma deformação de fluência (ε_{fl}), devido à ativação térmica.

A deformação térmica pode ser determinada pela seguinte relação:

$$\varepsilon_{ter} = \alpha(T)(T-T_o) \quad (9)$$

onde $\alpha(T)$ é o coeficiente de dilatação térmica, T é a temperatura do ensaio e T_o é a temperatura de início de ensaio.

Assim, a equação 6 fica:

$$\varepsilon_{tot} = \sigma/E(T) + \varepsilon_{pl} + \varepsilon_{fl} + \alpha(T)(T-T_o) \quad (10)$$

Conforme mostra a FIGURA 2.15, os resultados obtidos através de ensaios de fadiga termomecânica são analisados em função dos seguintes fatores:

- Deformação mecânica total, $\Delta\epsilon_m$;
- Tensão total, $\Delta\sigma$;
- Tensão máxima, σ_{max} ;
- Deformação inelástica total, $\Delta\epsilon_{in}$, dada pela abertura da histerese, quando $\Delta\sigma=0$;
- Energia total dissipada por ciclo, $\int \sigma d\epsilon_{in} \approx \Delta\epsilon_{in} \Delta\sigma$, correspondente à área interna do ciclo $\Delta\sigma$ vs $\Delta\epsilon_{in}$;
- Energia de Ostergren, $\int \sigma d\epsilon_{in} \approx \Delta\epsilon_{in} \Delta\sigma_{max}$, correspondente à área interna do ciclo $\Delta\sigma$ vs $\Delta\epsilon_{in}$, medida para $\sigma > 0$.

A energia de Ostergren é determinada quando a tensão é positiva, desta maneira, pode-se dizer que ela mede o trabalho por ciclo para que a trinca por fadiga se propague, já que a propagação da trinca ocorre em tração.

FIGURA 2.15: Exemplo de um ciclo de histerese anisotérmico fora de fase, ENGLER (1996).

2.3.2. Mecanismos de Danos para a FTM

O material submetido às condições de solicitação da FTM pode estar sujeito a vários mecanismos, além do dano ‘puro’ por fadiga. A fluência e a oxidação são dois mecanismos de danos que podem ser ativados dependendo da faixa de temperatura dos ensaios de FTM. Estes mecanismos são diferentes, segundo SEHITOGLU (1996), daqueles determinados através dos ensaios tradicionais de fluência, onde não ocorre a reversão de carregamento, e dos ensaios de oxidação sem tensão aplicada. Assim, a combinação dos mecanismos de fadiga com fluência e/ou oxidação pode levar a uma diminuição acentuada da vida dos corpos de prova ensaiados em altas temperaturas quando comparado aos ensaios realizados à temperatura ambiente onde os mecanismos de fadiga são determinantes para a vida das amostras.

Sob condições de FTM, também podem ocorrer alterações microestruturais na forma de superenvelhecimento, aumento da quantidade dos precipitados e, por fim, transformação de fase dentro dos limites de temperatura do ciclo de FTM.

2.3.2.1. Mecanismos de Danos por Oxidação

Em geral, nos ensaios de FTM que excedem a temperatura de 500°C, é formada uma camada de óxido na superfície dos corpos de prova de ligas ferrosas, de acordo com WELLS (1979). Os óxidos de ferro que se formam são frágeis e podem facilitar o avanço da trinca para o interior do metal.

A camada de óxido pode sofrer influência dos seguintes fatores isolada ou conjuntamente: deformação mecânica, devido ao carregamento aplicado; deformação térmica, por causa da diferença do coeficiente de expansão térmica entre os óxidos e

o metal ensaiado, de acordo com KARASEK (1988); tensão devido à diferença de volume entre o substrato do material e os vários óxidos (Fe_2O_3 , Fe_3O_4 e FeO); efeitos da geometria, por exemplo, convexidade da superfície; escorregamento de segmentos de óxidos sobre a superfície do metal. Estes fatores podem afetar a morfologia do óxido na superfície e o crescimento da trinca induzida pelo óxido.

Os efeitos da oxidação e corrosão geralmente podem governar a iniciação da trinca por fadiga na superfície livre de um metal em altas temperaturas. Estes efeitos, segundo WEELS (1979), incluem a passivação dos degraus de escorregamento, estabilização dos contornos de grão, oxidação intergranular, formação de filme e película de óxido. WEELS (1979) mostra esquematicamente na FIGURA 2.16 o modelo de FUJITA que é bastante aceito na literatura. Neste modelo, os degraus de escorregamento na superfície do metal podem ser progressivamente oxidados. Assim, a difusão superficial combinada com os deslizamentos alternados podem resultar em uma trinca por banda de deslizamento.

FIGURA 2.16: Nucleação de trincas por bandas de deslizamento sujeitas ao mecanismo de oxidação, WEELS (1979).

Outros mecanismos de danos por oxidação têm sido propostos na literatura de acordo com SEHITOGLU (1996). Dentre eles, têm-se a nucleação e o crescimento da trinca através da ruptura do óxido superficial; oxidação dos contornos de grão que resulta no trincamento intergranular e a oxidação preferencial de partículas de segunda fase. A oxidação e a fadiga podem interagir, resultando numa vida muito menor do que se estivessem agindo isoladamente.

Dois mecanismos de dano por oxidação foram propostos por NEU & SEHITOGLU (1989a) e, estão mostrados nas FIGURAS 2.17 e 2.18.

FIGURA 2.17: Mecanismo de falha por óxido tipo I, NEU & SEHITOGLU (1989b).

A FIGURA 2.17 mostra a formação de uma intrusão de óxido através da ruptura do óxido. (a) Inicialmente, uma camada de óxido é formada na superfície, (b) quando a camada de óxido atinge uma espessura crítica, h_{f1} , ela se rompe e a

nucleação da trinca ocorre. Então, a superfície do metal livre de óxido fica exposta ao meio e rapidamente se oxida (c). Quando a espessura dessa nova camada de óxido atinge o valor crítico h_{f2} , o óxido se rompe novamente (d). O processo continua como está mostrado em (e) e (f). NEU & SEHITOGLU (1989b) verificaram que a espessura da camada rompida não era constante, podendo variar conforme a deformação aplicada, taxa de deformação e temperatura.

O mecanismo descrito anteriormente foi denominado de crescimento tipo I por NEU & SEHITOGLU (1989b). Este mecanismo é caracterizado pela formação contínua da camada de óxido nas intrusões, sem estratificação do óxido. A estratificação do óxido é o que caracteriza o crescimento tipo II, mostrado na FIGURA 2.18.

FIGURA 2.18: Mecanismo de falha por óxido tipo II, NEU & SEHITOGLU (1989b).

No crescimento tipo II forma-se multicamadas de óxidos ou camadas estratificadas. A progressão do crescimento é bastante parecida com a do tipo I, ou seja, o óxido se rompe quando ele atinge uma espessura de camada crítica, h_n . Contudo, quando o óxido se rompe no crescimento tipo II, ele se destaca da superfície do metal. Este efeito deixa a superfície do metal mais exposta ao meio do que no tipo I. Conseqüentemente, são observadas intrusões mais largas no tipo II de crescimento.

Em FTM fora de fase, a camada de óxido é formada próximo da maior temperatura do ciclo; no resfriamento, ela está submetida à tração, fraturando localmente. A fratura do óxido em tração facilita a iniciação e o crescimento da trinca, pois, a fratura repetida do óxido pode expor a superfície do metal ao meio e, desta forma, a trinca pode crescer para o interior do corpo de prova.

O carregamento em FTM fora de fase é mais prejudicial à amostra, se a taxa de fratura do óxido exceder a taxa de dano por fluência, segundo SEHITOGLU (1996). O dano por oxidação aumenta com o aumento da deformação mecânica aplicada, $\Delta\epsilon_m$, com a temperatura máxima, T_{max} , ou com o aumento da diferença entre os coeficientes de expansão térmica do metal e do óxido. Se a repetição da oxidação for muito severa para uma determinada liga, então, isto pode resultar em uma vida menor para os componentes submetidos ao carregamento fora de fase, comparando-se com o carregamento em fase.

Os aços carbono comum e os aços baixa liga Cr-Mo exibem vidas mais curtas em FTM fora de fase, comparado com as vidas para a condição em fase, pois, é sabido que estes materiais são mais suscetíveis ao dano por oxidação, conforme NEU & SEHITOGLU (1989a) e SKELTON (1987).

Para os aços inoxidáveis que não são tão suscetíveis à falha por oxidação, a vida em fadiga, depende principalmente da faixa de temperatura ensaiada e da taxa de dano por oxidação. Se esta for menor que a taxa de dano por fluência, então, a vida para a condição em fase será menor, de acordo com ZAUTER et al (1994).

2.3.2.2. Mecanismos de danos por fluência-fadiga.

A interação entre fadiga e fluência tem sido estudada a mais de meio século. As primeiras tentativas para avaliar conjuntamente fluência e fadiga foram realizadas na Alemanha entre 1936 e 1942, segundo EGGER (1992). O primeiro pesquisador a usar o termo ‘interação fluência – fadiga’ parece ter sido WOOD⁴ em 1966 apud EGGER (1992).

Por um longo período, vários pesquisadores investigaram como os danos por fluência e fadiga poderiam interagir em escala microestrutural. EGGER (1992) ilustrou algumas possibilidades para tal interação, como pode ser observado na FIGURA 2.19.

Uma trinca iniciada na superfície de uma amostra sob fadiga de baixo ciclo sofre uma diminuição da sua força motriz, porque a tensão de saturação na histerese de carregamento diminui como uma consequência do amolecimento, como está mostrado na FIGURA 2.19a. Neste caso, a fluência influencia o campo de tensão ao redor da ponta da trinca. Na FIGURA 2.19b, a trinca por fadiga pode crescer mais rápido na porção trativa do ciclo, porque ela cresce ao longo dos contornos de grãos cavitados. A FIGURA 2.19c ilustra as bandas de deslizamento por fadiga que

⁴ WOOD, D. S. (1966). *The effect of Creep on the High-Strain Fatigue Behavior of a Pressure Vessel Steel*, *Weld. Journal Res. Suppl.*, Vol. 45, p 92S-96S apud EGGER, G. (1992). *Assessment of High Temperature Fatigue Activities in the European Research Project COST 50 (Rounds 1-3)*, Swiss Federal Institute of Technology, Lausanne (EPFL, DMX, LMM), 179p.

interceptam os contornos de grão podendo facilitar a nucleação das cavidades por fluência, como foi proposto por SHIOZAWA & WEETERMAN (1983). A nucleação das cavidades é facilitada pelos concentradores de tensão produzidos nos pontos de intersecção. Neste exemplo, o dano por fluência pode ocorrer mais facilmente depois de um pré-carregamento de fadiga. As cavidades geradas por fluência crescem na porção trativa do ciclo e sofrem um ‘encolhimento’ na porção compressiva do ciclo, como está indicado na FIGURA 2.19d.

FIGURA 2.19: Interação microestrutural entre o dano de fadiga e fluência, EGGELER (1992).

ZAUTER et al (1994a) realizou um estudo sobre a falha por fadiga-fluência sob condições de FTM no aço inoxidável AISI 304L. Para minimizar os efeitos da oxidação, os ensaios foram realizados no vácuo. Na faixa de temperatura de 250-500°C, o número de ciclos para a ocorrência de falha não foi muito diferente para ambas as condições, em fase e fora de fase. Nesta faixa de temperatura os mecanismos de dano são típicos da fadiga, ou seja, para as duas condições de ensaio o modo de trincamento foi transgranular, com nítida aparência de iniciação e propagação da trinca nos estágios I e II, respectivamente. Por outro lado, na faixa de temperatura de 400 a 650°C, a vida dos corpos de prova ensaiados em fase diminuiu drasticamente em comparação com a vida nos ensaios fora de fase. Isto foi atribuído à mudança do modo de trincamento para intergranular na condição em fase, enquanto que na condição fora de fase, o modo permaneceu transgranular e o número de ciclos para a ocorrência de falha foi da mesma ordem dos ensaios realizados na faixa de 250-500°C.

De acordo com ZAUTER et al (1994b) na faixa de temperatura de 250 a 500°C predominou as estruturas de arranjo de discordâncias do tipo camada/parede e labirinto. Com o aumento da faixa de temperatura dos ensaios para 400-650°C, as estruturas tipo camada/parede e labirinto tornaram-se menos presentes. Ocorreu uma transição da estrutura de camada/parede para uma estrutura de subgrãos direcionais, chamada de subgrãos alongados. Estes subgrãos parecem com as camadas da estrutura camada/parede, mas na faixa de temperatura mais elevada, eles continham discordâncias de rede.

Segundo TAIRA et al (1979), a redução da vida em fadiga nos ensaios em fase, em temperaturas mais elevadas normalmente é creditada ao resultado da interação entre fluência e fadiga. TAIRA & FUJINO (1979) mostraram que o

escorregamento dos contornos de grãos é um dos mecanismos de interação fluência-fadiga ativados pela faixa de temperatura dos ensaios. Estes autores reportaram que a extensão do escorregamento dos contornos de grão submetidos aos ciclos em fase e fora de fase era da mesma ordem de grandeza. SHEFFELER (1976) verificou que o escorregamento dos contornos também reduziu a vida em FTM fora de fase em relação aos ensaios isotérmicos.

Muitos mecanismos foram propostos a fim de explicar a falha induzida por fluência e as interações fluência-fadiga. SEHITOGLU (1996) fez um sumário destes mecanismos que estão listados a seguir:

- coalescência de vazios intergranulares na ponta de uma trinca se propagando;
- uma região plástica maior na ponta da trinca, resultante da soma da zona plástica dos vazios localizados na frente da trinca;
- escorregamento dos contornos de grão iniciado a partir das trincas do tipo cunha, localizadas nos contornos de grão e nas partículas de segunda fase com elevada dureza;
- contornos de grão agindo como caminhos que facilitam o crescimento da trinca;
- a modificação dos campos de deformação na ponta da trinca na ausência de cavidades.

É esperado que os mecanismos de fluência citados anteriormente possam estar atuando em ambas as condições, em fadiga isotérmica e anisotérmica, dependendo da liga em estudo e da faixa de temperatura onde são realizados os ensaios.

2.4. Previsão de vida para a FTM

Algumas aproximações foram desenvolvidas com a finalidade de prever a vida total para a ocorrência da falha de materiais submetidos à fadiga em altas temperaturas. Uma revisão mais aprofundada dos modelos disponíveis pode ser encontrada, por exemplo, em BATTE (1983). Os métodos mais utilizados para a previsão de vida podem ser classificados, segundo SURESH (1991) em três grupos: modelos de acúmulo de danos, equações de Coffin-Manson de frequência modificada e partição (ou divisão) da amplitude de deformação.

2.4.1. Modelo de acumulação de danos

A aproximação mais simples para prever a vida em fluência-fadiga envolve o modelo de soma de dano linear, como mostra SURESH (1991). Nesse método, os danos acumulados por fadiga mecânica e por fluência são sobrepostos através da seguinte equação:

$$\zeta_{fad} + \zeta_{flu} = 1 \quad (11)$$

onde ζ_{fad} e ζ_{flu} são a fração de dano devido à fadiga e fluência, respectivamente. Se o material for submetido a n_i ciclos em uma amplitude de tensão de $\Delta\sigma_i$ e o número de ciclos para a ocorrência de falha nessa amplitude de tensão for N_i , a fração do dano por fadiga será dada por $\sum n_i/N_i$, onde a somatória é feita para o número total de blocos de tensão com diferentes amplitudes. Da mesma forma, se t_j é o tempo médio sob uma tensão média imposta σ_i e t_{Rj} é o tempo para romper naquele nível de

tensão, então $\sum t_j/t_{Rj}$ é a quantidade de dano acumulado por fluência. Para um carregamento de amplitude variável em altas temperaturas, o modelo de soma de dano é reescrito como:

$$\sum n_i/N_i + \sum t_j/t_{Rj} = d \quad (12)$$

onde d é a fração de dano acumulada que normalmente é igual a 1.

Esta aproximação é amplamente utilizada em ensaios de fadiga de baixo ciclo com períodos de permanência ('hold times'). Entretanto, BATTE (1983) encontrou no mínimo três problemas na implementação do conceito de soma linear de dano: em períodos de permanência em deformação constante, as tensões relaxam continuamente; o endurecimento ou amolecimento cíclico leva a diferentes níveis de relaxamento de tensão durante a deformação por fadiga; os resultados de tensão de ruptura, utilizados na previsão de vida através da equação 12, são obtidos dos ensaios monotônicos e, estes ensaios, nem sempre, são representativos do comportamento fluência-fadiga.

2.4.2. Equação de Coffin-Manson de frequência modificada

A relação deformação-vida para frequência modificada considera o efeito da frequência cíclica sobre a resposta cíclica em altas temperaturas, de acordo com SURESH (1991). A relação que incorpora o termo da frequência, v_c , na relação de Coffin-Manson dada pela equação 4, torna-se assim:

$$\Delta \varepsilon_p = c_f \left(N_f v_c^{k-1} \right)^{-\beta} \quad (13)$$

onde, as constantes c_f , k e β são específicas para o sistema temperatura-material-meio. O comportamento deformação-vida de muitos aços é satisfatoriamente descrito

através de uma forma alternativa da equação 13, onde a amplitude de deformação total, $\Delta\epsilon_t$, é separada nas componentes elástica e plástica, semelhante a equação 5:

$$\Delta\epsilon_t = \Delta\epsilon_{el} + \Delta\epsilon_{pl} = c_{f1}(N_f \nu_c^{k_1-1})^{-\beta_1} + c_{f2}(N_f \nu_c^{k_2-1})^{-\beta_2} \quad (14)$$

A aplicação das equações 13 e 14 para prever a vida em fluência-fadiga requer um conhecimento da histerese de carregamento tensão-deformação.

2.4.3. Partição da amplitude de deformação

Os métodos de partição da amplitude de deformação, propostos por HALFORD et al (1973), separam o dano total devido às interações da fadiga termomecânica, nas componentes mecânica e dependente do tempo.

Segundo SURESH (1991), numa escala microscópica, o escorregamento cíclico é determinado pela fadiga mecânica dependente do tempo. A cavitação e o escorregamento dos contornos de grão são considerados os mecanismos primários que influenciam o dano por fluência-fadiga. O método de partição da amplitude de deformação também leva em consideração a reversão da deformação associada com o fenômeno de fadiga e fluência. Neste método, a amplitude de deformação inelástica é dividida em 4 componentes: $\Delta\epsilon_{pp}$, significa deformação plástica em tração e compressão; $\Delta\epsilon_{pf}$, deformação plástica em tração e fluência em compressão; $\Delta\epsilon_{ff}$, fluência em tração e compressão e, $\Delta\epsilon_{fp}$, fluência em tração e deformação plástica em compressão. A FIGURA 2.20 ilustra esquematicamente o método de partição da amplitude de deformação.

A resistência cíclica é relacionada com quatro componentes da amplitude de deformação por uma relação de lei de potência do tipo Coffin-Manson, mostrada na equação 4. A FIGURA 2.21 mostra as relações vida-fadiga para as amplitudes de

deformação divididas. A vida total em fadiga é então determinada pela soma das frações dos quatro modos de deformação, através da expressão:

$$\frac{1}{N_f} = \frac{1}{N_{pp}} + \frac{1}{N_{pc}} + \frac{1}{N_{ff}} + \frac{1}{N_{fp}} \quad (15)$$

FIGURA 2.20: Representação esquemática da partição da amplitude de deformação nas quatro componentes da amplitude de deformação inelástica. E, P, F significam, respectivamente elástica, plástica e fluência, SURESH (1991).

FIGURA 2.21: Esquema das amplitudes de deformação divididas em função do número de ciclos para falhar (N_f), SURESH (1991).

Os dois modelos mais utilizados para previsão de vida dos diversos tipos de materiais metálicos submetidos à solicitação em FTM são, segundo CAI et al (1999), os modelos de acumulação de danos e de partição da amplitude de deformação. Entretanto, algumas modificações são realizadas nestas aproximações a fim de satisfazer a condição de solicitação anisotérmica.

Os mecanismos de danos (falhas) presentes na FTM dos diversos metais envolvem os três aspectos principais envolvidos na solicitação anisotérmica: a falha causada pela fadiga, pelo ambiente (oxidação) e pela fluência. Dependendo da temperatura, deformação e da fase entre os ciclos de temperatura e deformação, todos estes três mecanismos poderiam estar operando conjuntamente, segundo NEU & SEHITOGLU (1989b). O mecanismo de dano por fadiga controla a vida do metal sujeito às condições de solicitação termomecânica se as temperaturas forem baixas, assim, a contribuição dos mecanismos de oxidação e fluência para a vida podem ser desprezadas.

Em um ensaio de FTM fora de fase, no qual as tensões compressivas coincidem com as maiores temperaturas durante o ciclo, o dano por oxidação pode ser significativo enquanto que a falha por fluência pode ser desprezível, pois, os mecanismos de crescimento de vazios e o trincamento intergranular são reprimidos em compressão. Neste caso, a vida será determinada pelo mecanismo de oxidação.

O modelo proposto por NEU & SEHITOGLU (1989b) é uma modificação do modelo de acúmulo de dano. Neste novo modelo, o dano por ciclo dos três mecanismos envolvidos (fadiga, oxidação e fluência) é somado para se obter um dano total por ciclo, D^{tot} :

$$D^{tot} = D^{fad} + D^{oxi} + D^{flu} \quad (16)$$

A equação 16 pode ser reescrita em termos da vida para a ocorrência de falha, N_f . Como o dano é igual a $1/N_f$ (assumindo dano linear e dano igual a 1, na falha):

$$\frac{1}{N_f} = \frac{1}{N_f^{fad}} + \frac{1}{N_f^{oxi}} + \frac{1}{N_f^{flu}} \quad (17)$$

De acordo com CAI et al (1999), o dano por fadiga é representado pelos mecanismos que normalmente ocorrem à temperatura ambiente ou em baixas temperaturas, ou seja, o movimento de ida e volta dos planos de discordância e a nucleação da trinca. O crescimento da trinca ocorre pela deformação localizada na frente da trinca.

O termo vida em fadiga, N_f , é estimado através da relação deformação-vida:

$$\frac{\Delta \varepsilon_{mec}}{2} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f^{fad})^b + \varepsilon_f' (2N_f^{fad})^c \quad (18)$$

onde σ_f' é o coeficiente de resistência à fadiga, E é o módulo de Young, b é o expoente de resistência à fadiga, ε_f' é o coeficiente de ductilidade à fadiga e c é o expoente de ductilidade à fadiga.

A curva deformação-vida determinada à temperatura ambiente pode ser considerada o limite superior da vida. De acordo com NEU & SEHITOGLU (1989b), qualquer diminuição da vida do componente ensaiado em altas temperaturas poderia ser atribuída ao dano por oxidação, D^{oxi} , dano por fluência, D^{flu} , ou os dois juntos.

Existem diversos modelos de danos para o processo de oxidação-fadiga e alguns deles estão listados em SEHITOGLU (1996). A maioria destes modelos utiliza mecanismos que caracterizam a falha devido às tensões de crescimento ou condições de variações de temperatura. O efeito da deformação mecânica sobre a oxidação, ainda não está bem entendido. Além disto, os modelos de mecanismos

consideram uniforme a espessura da camada de óxido. Contudo, observações realizadas por KADIOGLU & SEHITOGLU (1991), mostraram que a espessura do óxido não é uniforme.

De acordo com CAI et al (1999), um dos modelos de danos por oxidação mais aceitos é o formulado por NEU & SEHITOGLU (1989b). Este modelo considera que a severidade da oxidação pode variar, dependendo da interação deformação-temperatura. Então, o termo de vida que leva em consideração a oxidação na equação 17 pode ser expresso por:

$$\frac{1}{N_f^{oxi}} = \left[\frac{h_{cr} \delta_o}{B \Phi^{ox} K_p^{ef}} \right]^{-1/\beta} \frac{2(\Delta \varepsilon_{mec})^{(2/\beta)+1}}{\varepsilon^{1-(\alpha/\beta)}} \quad (19)$$

É assumido que a trinca cresce de zero a um valor crítico, h_{cr} . Os termos δ_o , B , α e β são constantes, ε é a taxa de deformação, Φ^{oxi} é o fator de fase que é uma função da razão entre a taxa de deformação térmica e a taxa de deformação mecânica.

Dependendo do material, tipo de carregamento, em fase ou fora de fase, e se houver ou não períodos de permanência ('hold times') em tração ou em compressão, o dano por oxidação poderia ser significativamente maior que o dano por fluência. Para minimizar os efeitos dos mecanismos de falha por oxidação e estudar separadamente a influência dos mecanismos de fluência sobre a vida de um metal, vários experimentos têm sido realizados em atmosfera controlada ou até inerte, como pode ser observado nos trabalhos de NEU & SEHITOGLU (1989b) e ZAUTER et al (1993).

SEHITOGLU (1996) fez um sumário dos principais modelos utilizados para descrever a interação fluência-fadiga. O modelo de dano para a fluência, desenvolvido por NEU & SEHITOGLU (1989b), ajustou-se muito bem para o aço 1070 ensaiado no vácuo, e também está sendo utilizado para superligas à base de Ni,

segundo CAI et al (1999). Os danos por fluência são detectáveis por microscopia eletrônica de varredura e, estão na forma de trincas intergranulares. Este dano é observado, principalmente, nos ensaios de FTM em fase, de acordo com NEU & SEHITOGLU (1989b). O crescimento de vazios e a propagação da trinca intergranular ocorrem predominantemente na porção trativa do ciclo. Desta forma, o termo que descreve a influência da interação fluência-fadiga sobre a vida do material ensaiado em FTM é uma função da tensão efetiva e da tensão hidrostática, sendo dado pela seguinte expressão:

$$D^{flu} = \Phi^{flu} \int_0^{t_c} A e^{(-\Delta H/RT)} \left(\frac{\alpha_1 \sigma_{ef} + \alpha_2 \sigma_H}{K} \right)^m dt \quad (20)$$

onde σ_{ef} é a tensão efetiva, σ_H é a tensão hidrostática, K é a tensão de arraste, α_1 e α_2 são fatores que representam a quantidade relativa de dano ocorrido em tração e compressão, Φ^{flu} é o fator de fase similar aquele usado no termo em oxidação, A e m são constantes do material.

2.5. Modelamento do comportamento da histerese anisotérmica em função de dados isotérmicos

Tão importante quanto os modelos de previsão de vida para os ensaios de fadiga termomecânica, também é de grande importância a determinação do comportamento da histerese de carregamento anisotérmico utilizando resultados da curva tensão-deformação isotérmica.

O comportamento cíclico em fadiga de baixo ciclo pode ser representado de três maneiras distintas: pela análise do endurecimento ou amolecimento cíclicos, pela histerese tensão-deformação (mecânica ou inelástica), ou ainda, pela curva de

encruamento cíclico. A diferença entre as duas últimas metodologias é que a curva de encruamento cíclico é representada pelos valores extremos de tensão e de deformação obtidos em diversos ensaios, superpostos em um único gráfico. O perfil tensão-deformação, assim obtido, nem sempre representa a histerese individual, obtida durante um ensaio efetuado à uma amplitude de deformação fixa.

Normalmente, as curvas de encruamento cíclico, assim como as histereses tensão-deformação, podem ser representadas por uma relação de potência, como a sugerida por Ramberg-Osgood, inicialmente para uma sollicitação monotônica:

$$\sigma = A_m (\varepsilon_{in})^\beta \quad (21)$$

Esta relação pode ser adaptada para o caso de carregamento cíclico:

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = A_m \left(\frac{\Delta\varepsilon_{in}}{2} \right)^\beta \quad (22)$$

onde A_m e β são constantes do material e variam em função da temperatura. Através da interpolação dos resultados obtidos isotermicamente é possível determinar os valores destas constantes para a faixa de temperatura do ciclo anisotérmico.

Um dos problemas da utilização de uma equação como a de Ramberg-Osgood para simular uma histerese individual é que, no caso de carregamento cíclico, as constantes A_m e β costumam variar em função da amplitude de deformação plástica imposta ao material. Por este motivo, não é raro encontrar na literatura a utilização desta equação como uma representação da própria histerese, de acordo com SKELTON (1993).

Outra complicação decorrente da utilização da equação de Ramberg-Osgood é a ausência de um regime puramente elástico, já que qualquer tensão aplicada resultaria em uma deformação plástica do material, mesmo que pequena. Esta transição gradual do regime elástico para plástico dificulta especialmente o

modelamento do efeito Bauschinger, segundo o qual uma deformação plástica reduz o limite elástico em compressão e vice-versa.

SKELTON (1993) descreve três métodos utilizados para o modelamento da histerese anisotérmica: um método gráfico, um método do módulo tangente e módulo secante. O método gráfico é o mais utilizado na literatura, devido ao seu melhor ajuste.

2.5.1. Modelamento pelo método gráfico

O modelamento simplificado do comportamento isotérmico é possível fazendo-se a aproximação do comportamento cíclico do material por um modelo elástico-plástico linear, segundo o qual a relação entre tensão e deformação no regime plástico é dada por uma equação do tipo:

$$\sigma = \sigma_e + E_{pp} \varepsilon_{in} \quad \text{em tração} \quad (22)$$

ou ainda:

$$\sigma = -\sigma_e + E_{pp} \varepsilon_{in} \quad \text{em compressão} \quad (23)$$

onde σ_e é o limite de escoamento, E_{pp} é a inclinação aproximada da curva de encruamento em um gráfico tensão-deformação inelástica, σ é a tensão e ε_{in} é a deformação inelástica (que é usada ao invés de deformação plástica, por ser uma denominação mais adequada para ensaios em altas temperaturas). Estas duas equações definem um contorno superior (tração) e um inferior (compressão) de deformação plástica, sendo que na região entre estas duas equações o comportamento do material é puramente elástico, regido pela conhecida lei de Hooke:

$$\sigma = E(\varepsilon_{mec} - \varepsilon_{in}) \quad (24)$$

onde E é o módulo de elasticidade e ε é a deformação mecânica total. Nesse caso, o efeito Bauschinger é automaticamente levado em conta, já que a distância vertical entre as duas equações inelásticas é fixa e igual a $2\sigma_e$ para uma dada temperatura, como está mostrado na FIGURA 2.22.

FIGURA 2.22: Esquema mostrando a diferença entre duas equações inelásticas, ENGLER & SPINELLI (2002).

As equações para o regime plástico podem ser representadas também em função da deformação mecânica total (ε), pelas seguintes expressões:

$$\sigma = S_p + E_p \varepsilon \quad \text{em tração} \quad (25)$$

ou

$$\sigma = S_p - E_p \varepsilon \quad \text{em compressão} \quad (26)$$

onde E_p é a constante de proporcionalidade para o regime plástico. Os valores de S_p e de E_p estão relacionados aos valores obtidos através do gráfico tensão-deformação inelástica.

De acordo com o modelo proposto por ENGLER & SPINELLI (2002), os valores de σ_e e E_{pp} são determinados de tal forma que a energia plástica dissipada (a

área sob a curva σ - ε_{in}) seja a mesma para o modelo proposto o modelo de Ramberg-Osgood.

O limite elástico utilizado no modelo de ENGLER & SPINELLI (2002) é descrito através da seguinte equação:

$$\sigma_e = A_m (\varepsilon_{in})^\beta \left(\frac{1-\beta}{1+\beta} \right) \quad (27)$$

e a constante de proporcionalidade entre σ e ε_{in} :

$$E_{pp} = A_m (\varepsilon_{in})^{\beta-1} \left(\frac{2\beta}{1+\beta} \right) \quad (28)$$

Segundo as equações apresentadas acima, o cálculo das histereses anisotérmicas pode ser efetuado iterativamente, dividindo-se o ciclo termomecânico, $\varepsilon(T)$, em N intervalos e calculando-se a tensão e a deformação inelástica resultante a cada ponto.

O modelo proposto por ENGLER & SPINELLI (2002) permite uma representação satisfatória do comportamento da histerese de carregamento para pequenas deformações inelásticas.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1. Material

O material utilizado no presente trabalho é um aço inoxidável martensítico, AISI 420, fornecido na forma de barra laminada e recozido na temperatura de 850°C. A barra possui seção circular de 19 mm de diâmetro por 5,6 m de comprimento. Este material é utilizado na fabricação de palhetas de turbinas a vapor utilizadas na geração de energia em usinas de produção de açúcar e álcool. A temperatura de serviço está na faixa de 250-525°C. Sua composição química medida em % peso está apresentada na TABELA 3.1.

TABELA 3.1: Composição química (% peso) do aço inox AISI 420.

C	Mn	P	Si	Ni	Cr	S
0,33	0,62	0,016	0,38	0,20	12,92	0,030

3.2. Ensaio de tração e fadiga (isotérmica e anisotérmica)

Os ensaios de tração foram realizados segundo a norma ASTM E8M-00 (2000) e ASTM E21-92 (1998), à temperatura ambiente (25°C) e a 490°C, respectivamente, com velocidade do pistão igual 2 mm/min. Para cada temperatura, foram ensaiados três corpos de prova cilíndricos, cujas dimensões estão mostradas na FIGURA 3.1.

FIGURA 3.1: Corpo de prova de tração.

Os ensaios de fadiga isotérmica foram realizados de acordo com a norma ASTM E606-80 (1991). A deformação total, $\Delta\epsilon_t$, que foi aplicada nestes ensaios variou de 0,4% a 2,4%, com razão de tensão $R = -1$, ou seja, tensão média igual a zero. A taxa de deformação aplicada durante os ensaios de fadiga isotérmica foi da ordem de 10^{-3} s^{-1} . Para o ciclo de deformação mecânica foi utilizada uma onda de formato triangular. Os corpos de prova utilizados para estes ensaios são cilíndricos e maciços, e foram usinados conforme o desenho mostrado na FIGURA 3.2a. Os ensaios isotérmicos foram executados a 490°C .

Os ensaios de fadiga anisotérmicos foram realizados, nas condições de ciclos de temperatura e deformação, em fase e fora de fase, com deformação mecânica total aplicada, $\Delta\epsilon_m$, entre 1,6% e 2,4%. Para estes ensaios, a taxa de deformação imposta aos corpos de prova foi da ordem de 10^{-4} s^{-1} . Ambos os ciclos, de deformação mecânica e térmica possuíam forma de onda triangular, uma vez que este formato de onda é mais fácil para o controle e aquisição dos dados. O ciclo de temperatura variou de 260°C a 490°C . Os corpos de prova utilizados nos ensaios de fadiga anisotérmica possuíam uma geometria tubular e foram usinados de acordo com o desenho da FIGURA 3.2b. Esta geometria possibilita executar ciclos térmicos com altas taxas de resfriamento, dependendo do sistema de resfriamento e da faixa de

temperatura, de até 5°C/s, e evita gradientes de temperatura na seção transversal e ao longo do corpo de prova.

FIGURA 3.2: Corpos de prova de fadiga (a) isotérmica (b) anisotérmica.

A FIGURA 3.3 mostra os corpos de prova já usinados, juntamente com uma paleta de turbina confeccionada a partir do aço inoxidável AISI 420.

FIGURA 3.3: Paleta de uma turbina e corpos de prova para os ensaios de fadiga isotérmica e anisotérmica.

3.3. Sistema de ensaio

Os ensaios foram realizados numa máquina servo-hidráulica com capacidade de carga de 250 kN, equipada com um controlador MTS MicroConsole 458.20. Para possibilitar a execução dos ensaios de fadiga anisotérmica também foram utilizados: um forno de indução, um sistema de medição de temperatura, um extensômetro para medir a deformação em altas temperaturas. Além disso, houve a necessidade de se projetar um novo sistema de garras para o ensaio em altas temperaturas e de desenvolver um programa de controle e aquisição de dados.

3.3.1. Forno de indução

O método de aquecimento por indução proporciona rápidos aquecimentos, permite a utilização de geometrias mais complexas para os corpos de prova e, também possibilita a realização dos ensaios de FTM em ambientes inerte, de acordo com RÉMY (1990). Por outro lado, a utilização deste método para o aquecimento durante os ensaios de FTM requer cuidados com o projeto da bobina e ruído elétrico no sinal de deformação, causado pelo campo magnético de alta frequência, segundo CASTELLI & ELLIS (1993).

Os fornos de indução utilizados para o aquecimento dos corpos de prova geralmente possuem potência entre 5-40kW e frequência entre 10-450kHz.

Para executar os ciclos térmicos no presente trabalho, o aquecimento dos corpos de prova foi realizado através de um forno de indução de 7,5 kW de potência e 200 kHz de frequência. O forno possui uma bobina indutora, especialmente projetada para possibilitar o aquecimento uniforme ao longo dos corpos de prova

tubulares e maciços, além de permitir a passagem das hastes do extensômetro de altas temperaturas. Um controlador programável de temperatura também foi acoplado ao forno.

3.3.2. Sistema de medição de temperatura

As medidas de temperatura no corpo de prova foram realizadas por meio de um pirômetro ótico infravermelho com mira a laser para medições de temperatura na faixa de 25°C a 500°C. Foi escolhido este método de medição, pois, o contato produzido pela soldagem de termopares nos corpos de prova pode gerar defeitos na parede, o que pode provocar a nucleação prematura da trinca durante o ensaio de fadiga, como foi constatado por SHI & PLUVINAGE (1994). O pirômetro óptico é um equipamento essencial do sistema de ensaios de fadiga isotérmica e anisotérmica acima da temperatura ambiente, até 500°C. A temperatura medida por este sensor serve de parâmetro de controle para o forno de indução e para o sistema de aquisição de dados desenvolvido para os ensaios de fadiga anisotérmica.

3.3.3. Extensômetro e garras

Para medir e controlar a deformação imposta ao corpo de prova em altas temperaturas pode ser utilizado um extensômetro com hastes de quartzo ou alumina. Deve-se ter especial atenção na montagem do extensômetro, por causa da bobina de indução. Além disto, a força exercida nas molas de fixação das hastes do extensômetro no corpo de prova deve ser controlada a fim de reduzir possíveis defeitos na parede do corpo de prova, segundo SEHITOGLU (1996).

Os ensaios de fadiga foram realizados sob controle de deformação, com a utilização de um extensômetro para altas temperaturas. Este dispositivo possui duas hastes de cerâmica com 2 mm de diâmetro cada e que são acopladas ao corpo de prova, através de um mecanismo de molas.

Um novo dispositivo de fixação (garras) para os corpos de prova foi projetado. Além disto, o sistema ainda possui duas camisas de refrigeração por onde circula água. As FIGURAS 3.4, 3.5 e 3.6 mostram, respectivamente, uma visão geral da máquina de ensaio, uma visão detalhada das garras e do pirômetro e uma visão detalhada do corpo de prova, bobina de indução e do extensômetro.

FIGURA 3.4: Visão geral do sistema de ensaio termomecânico.

FIGURA 3.5: Visão detalhada mostrando pirômetro Raytek e sistema de garras.

FIGURA 3.6: Vista detalhada do corpo de prova, da bobina de indução e do extensômetro utilizado em ensaios a altas temperaturas.

3.3.4. Programa de controle e aquisição de dados

Como descrito anteriormente, o ensaio de fadiga termomecânica consiste na superposição de ciclos de temperatura em função do tempo a ciclos de deformação em função do tempo. O ensaio é monitorado por um micro-computador, juntamente com um sistema de aquisição (HP3852A, da Hewlett-Packard). O HP3852A é um aparelho multifunções que permite enviar os sinais de controle da temperatura e da deformação, assim como fazer a aquisição dos dados de tensão (σ), deformação (ϵ) e temperatura (T) em função do tempo (t), conforme está ilustrado na FIGURA 3.7.

FIGURA 3.7: Esquema do ensaio de fadiga termomecânica.

A aquisição é feita por um voltímetro analógico-digital instalado no sistema de aquisição HP3852A. Para assegurar a sincronização dos ciclos $\varepsilon(t)$ e $T(t)$, o computador deve gerar os dois sinais simultaneamente, por meio de uma placa digital-analógica, também instalada no HP3852A. A linguagem de programação gráfica Veetest, da companhia Hewlett-Packard, foi utilizada para o desenvolvimento do programa de controle e aquisição de dados. O programa de aquisição e controle foi desenvolvido pelo pesquisador Dr. Carlos Carvalho Engler Pinto Júnior em Lausane na Suíça, para a plataforma UNIX. Este programa foi adaptado para a plataforma PC em nosso laboratório.

Um dos primeiros sistemas utilizados para controlar simultaneamente a deformação e temperatura foi desenvolvido por BEUCHAMP & ELLISON (1982). Posteriormente, MARCHAND & PELLOUX (1986), desenvolveram um sistema computadorizado que acompanhava o crescimento da trinca por fadiga termomecânica.

A realização dos ensaios de FTM compreende as seguintes etapas:

1. Fixação e alinhamento do corpo de prova. É extremamente importante haver um bom alinhamento entre os dispositivos de fixação e o corpo de prova, visto que os ensaios serão efetuados a uma razão de deformação $R_\varepsilon = -1$. Nestas condições, um eventual desalinhamento faria com que o corpo de prova fosse submetido também a esforços de flexão durante o ensaio.

2. Medição do módulo de elasticidade, E , em diferentes temperaturas, com a finalidade de decompor a deformação mecânica total, $\Delta\varepsilon_m$, em deformação elástica, $\Delta\varepsilon_{el}$, e inelástica, $\Delta\varepsilon_{in}$. Para isto, foi desenvolvido um programa que determina o módulo de elasticidade quando o corpo de prova está sujeito a carregamentos cíclicos

elásticos. Assim, o módulo de elasticidade pode ser avaliado para a temperatura ambiente e para algumas temperaturas na faixa dos ensaios.

3. Entrada dos principais parâmetros necessários para o ensaio: parâmetros da máquina de ensaio, o tipo de dispositivo utilizado para a medição de temperatura (termopar ou pirômetro) e os parâmetros que definem os ciclos mecânico e térmico.

4. Estabilização térmica do dispositivo de ensaio formado pelo corpo de prova, extensômetro e dispositivos de fixação, através da realização de alguns ciclos térmicos sob carga nula.

5. Armazenamento da dilatação térmica em função da temperatura, $\Delta\epsilon_{ter}(T)$, durante um ciclo estabilizado. Desta maneira, pode ser calculado o perfil de deformação total, $\epsilon_{tot}(t)$, que deverá ser imposto ao corpo de prova para que o perfil de deformação mecânica desejada, $\epsilon_m(T)$, seja obtido.

6. Início do ensaio, com controle simultâneo de $\Delta\epsilon_{tot}(t)$ e de $T(t)$.

7. O ensaio é interrompido quando um dos seguintes fenômenos ocorrerem:

- Um número pré-determinado de ciclos é atingido ou
- Um desvio excessivo é observado entre a medida e o sinal de controle de temperatura ou de deformação.

8. Terminado o ensaio, outro programa é utilizado para determinar os seguintes parâmetros: números de ciclos, tensões máxima e mínima, amplitude de deformação máxima e mínima mecânica, amplitude de deformação mecânica, deformação inelástica máxima e mínima, amplitude de deformação inelástica e energias total e de Ostergren.

3.4. Determinação da velocidade de aquecimento

A velocidade de aquecimento do ciclo de temperatura é determinada pela taxa de resfriamento. Pode-se aumentar as taxas de resfriamento, passando-se água, ar comprimido ou argônio pelo interior do corpo de prova, como foi realizado nos trabalhos de SHI & PLUVINAGE (1994), SRINIVASAN et al. (1999) e ENGLER (1996), respectivamente. Entretanto, deve-se tomar cuidado para evitar a formação de gradientes de temperatura na amostra.

Para verificar a ocorrência de gradientes de temperatura, foi realizada a medição da temperatura externa e interna de um corpo de prova durante um ciclo de temperatura entre 250-500°C. Na mesma parede do corpo de prova tubular foi soldado, interna e externamente, um termopar tipo K com diâmetro dos fios de 0,5 mm. Além disto, a mira laser do pirômetro foi colocada na mesma parede, só que do lado externo do corpo de prova. Desta forma, conseguiu-se medir a temperatura externa com o pirômetro ou com o termopar. A FIGURA 3.8 mostra o sistema montado para a verificação do gradiente de temperatura no corpo de prova.

FIGURA 3.8: Montagem para verificação do gradiente de temperatura no corpo de prova.

As duas camisas de refrigeração são utilizadas para extrair calor do sistema garras/corpo de prova, protegendo também, a célula de carga da máquina de ensaio. Através do furo do corpo de prova tubular também é injetado ar comprimido até que a taxa de resfriamento seja maximizada sem a ocorrência de grandes diferenças de temperatura entre as duas paredes, interna e externa, e também, ao longo da amostra.

3.5. Análise Fratográfica

O aspecto morfológico das superfícies de fratura dos corpos de prova ensaiados em fadiga isotérmica e anisotérmica foi examinado utilizando a técnica de microscopia eletrônica de varredura. Foi utilizado um microscópio eletrônico ZEISS modelo DSN960.

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. Análise Microestrutural

As FIGURAS 4.1 a 4.4 mostram a microestrutura do aço AISI 420 nas seções transversal e longitudinal na condição como recebido. Foi observado que o material apresenta algumas inclusões de sulfetos, alongadas e alinhadas na matriz, conforme pode ser visto nas FIGURAS 4.1 e 4.2 Este tipo de estrutura é desfavorável para as propriedades mecânicas de tração e de fadiga do material, pois é um concentrador de tensão, atua como nucleador de trincas, podendo diminuir a vida do componente em carregamento cíclico.

FIGURA 4.1: Fotomicrografia da seção transversal mostrando inclusões de sulfetos. Sem ataque.

FIGURA 4.2: Fotomicrografia da seção longitudinal mostrando inclusões de sulfetos alongadas. Sem ataque.

O aço AISI 420, estudado neste trabalho, apresenta carbeto de cromo dispersos numa matriz ferrítica, como pode ser observado nas FIGURAS 4.3 e 4.4. Os ensaios de fadiga foram realizados nesta condição, ou seja, como recebido, uma vez que as palhetas das turbinas são fabricadas com este material, nesta condição microestrutural, sem a aplicação de tratamentos térmicos.

FIGURA 4.3: Microestrutura da seção transversal do aço AISI 420 como recebido. Ataque: reagente de Vilela.

FIGURA 4.4: Microestrutura da seção longitudinal do aço AISI 420 como recebido. Ataque: reagente de Vilela.

4.2. Propriedades Mecânicas – Tração

A TABELA 4.1 apresenta um resumo das propriedades monotônicas do aço inoxidável AISI 420, obtidas nos ensaios de tração à temperatura ambiente e a 490°C.

TABELA 4.1: Propriedades monotônicas de tração do aço AISI 420.

Temperatura (°C)	$\sigma_{e0,2\%}$ ¹ (MPa)	σ_r ² (MPa)	σ_f ³ (MPa)	R.A. ⁴ (%)	e ⁵ (%)	E ⁶ (GPa)
23	314	671	1159	53	28	211
490	197	379	755	72	21	165

¹limite de escoamento a 0,2% de deformação.

²limite de resistência à tração.

³ σ_f = tensão verdadeira de fratura.

⁴Redução de Área.

⁵alongamento.

⁶módulo de elasticidade.

Observa-se, na TABELA 4.1, que tanto o limite de escoamento quanto o de resistência, à 490°C, diminuíram em relação aos respectivos valores à temperatura

ambiente. Desta forma, pode-se perceber a influência significativa da temperatura nas propriedades monotônicas deste aço.

Os valores médios do expoente de encruamento, n , e do coeficiente de resistência, K , à temperatura ambiente e a 490°C estão mostrados na TABELA 4.2. Estes valores foram obtidos a partir da curva tensão-deformação verdadeira, utilizando-se a relação $\sigma = K\epsilon_p^n$. Para os níveis de deformação estudados, 0,2% - 1,2%, esta equação representou bem a relação entre a tensão e a deformação plástica verdadeira do aço AISI 420. Também, foi observado um comportamento linear no gráfico $\log\sigma$ - $\log\epsilon_p$, como pode ser analisado pelo valor do coeficiente de correlação, apresentado na TABELA 4.2.

TABELA 4.2: Valores médios do expoente de encruamento, n , e do coeficiente de resistência, K , em função da temperatura.

Temperatura (°C)	n ¹	K (MPa)	r^2
23	0,24	1075	0,980
490	0,21	707	0,977

¹valores calculados para valores de deformação entre 0,2%-1,2%.

²coeficiente de correlação para a relação linear $\log\sigma$ - $\log\epsilon_p$.

4.3. Fadiga isotérmica de baixo ciclo

A TABELA 4.3 mostra os resultados das amplitudes de deformação, em função do número de reversos. A partir destes resultados foi possível construir a curva deformação-vida para os ensaios de fadiga de baixo ciclo, para o aço AISI 420.

Os resultados da TABELA 4.3 foram colocados em gráfico em uma escala bilogarítmica, como mostra a FIGURA 4.5. Estes pontos representam a curva deformação-vida para o aço AISI 420 à temperatura de ensaio de 490°C. Neste gráfico, pode-se observar os pontos referentes à deformação elástica, plástica e total.

A máxima amplitude de deformação total aplicada, $\Delta\epsilon_t/2$, foi 1,2%, pois acima desta deformação ocorreu a flambagem dos corpos de prova. O número de reversos correspondente à transição da região de baixo ciclo para a região de alto ciclo é de aproximadamente de $5,5 \times 10^4$ reversos. A partir das curvas da FIGURA 4.5, foram obtidos os valores do coeficiente de resistência à fadiga, σ_f' , do expoente de resistência à fadiga, b , do coeficiente de ductilidade à fadiga, ϵ_f' , e do expoente de ductilidade à fadiga, como mostrados na TABELA 4.4. A relação deformação-vida obtida pode ser expressa pela equação 5 definida na revisão bibliográfica:

$$\frac{\Delta\epsilon_t}{2} = \frac{\sigma_f'}{E} (2N_f)^b + \epsilon_f' (2N_f)^c = 0,004 (2N_f)^{-0,1061} + 0,2075 (2N_f)^{-0,4679} \quad (29)$$

onde $\Delta\epsilon_t/2$, $\Delta\epsilon_{el}/2$ e $\Delta\epsilon_{pl}/2$ são, respectivamente, amplitude de deformação total, elástica e plástica.

TABELA 4.3: Resultados experimentais das amplitudes de deformação e reversos para o aço AISI 420 a 490 °C, com taxa de deformação imposta durante os ensaios da ordem de 10^{-3} s^{-1} . Foram realizados três ensaios por nível de amplitude de deformação.

$\Delta\epsilon_e/2(\%)$	$\Delta\epsilon_p/2(\%)$	$\Delta\epsilon_t/2(\%)$	2Nf (Reversos)
0,1978	0,997	1,2	600
0,1988	0,996	1,2	700
0,1998	0,995	1,2	746
0,1848	0,812	1	800
0,1848	0,812	1	904
0,1838	0,813	1	1006
0,1818	0,616	0,8	1860
0,1878	0,610	0,8	2000
0,1878	0,610	0,8	2220
0,1589	0,440	0,6	3318
0,1589	0,440	0,6	3582
0,1719	0,427	0,6	5136
0,1499	0,250	0,4	12636
0,1499	0,250	0,4	13756
0,1599	0,240	0,4	14680
0,1117	0,088	0,2	100088
0,1117	0,088	0,2	110382
0,1117	0,088	0,2	121736

FIGURA 4.5: Curva deformação-vida para o aço AISI 420, com taxa de deformação imposta durante os ensaios da ordem de 10^{-3} s^{-1} . Foram realizados três ensaios por nível de amplitude de deformação.

TABELA 4.4: Propriedades de Fadiga baixo ciclo do aço AISI 420 à temperatura de 490°C .

Deformação Elástica		Deformação Plástica	
σ_f' (MPa)	b	ϵ_f'	c
660	-0,11	0,21	-0,47

A FIGURA 4.6 mostra uma comparação entre as curvas de tensão vs deformação real monotônica e cíclica, para a temperatura de 490°C . A partir da curva tensão vs deformação real cíclica, os valores do expoente de encruamento cíclico, n' , e do coeficiente de resistência cíclico, K' , foram determinados e estão mostrados na TABELA 4.5 onde, também, é feita uma comparação com os valores de n e K obtidos no ensaio de tração, a 490°C .

FIGURA 4.6: Curvas de tensão-deformação monotônica e cíclica verdadeira à temperatura de 490 °C. Foram ensaiados três corpos de prova por nível de deformação.

TABELA 4.5: Expoente de encruamento e coeficiente de resistência monotônico e cíclico a 490°C.

ENSAIO	n ¹	K ¹ (MPa)
Monotônico	0,21	707
Cíclico	0,20	964

¹valores calculados até a deformação total máxima de 1,2%, utilizando a relação: $\sigma = K\varepsilon^n$.

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

$$\text{Monotônica: } \sigma = 707 \varepsilon_p^{0,21} \quad (30)$$

$$\text{Cíclica: } \frac{\Delta\sigma}{2} = 964 \left(\frac{\Delta\varepsilon_p}{2} \right)^{0,20} \quad (31)$$

Metais com expoente de encruamento monotônico, n , maior do que 0,20, como observado no aço em estudo, apresentam endurecimento cíclico, como mostra a FIGURA 4.6. O endurecimento cíclico mostrado na FIGURA 4.6, também pode ser observado na FIGURA 4.7, onde se verifica um aumento da tensão máxima do ciclo 10 para o ciclo 350.

FIGURA 4.7: Histereses dos ciclos 10 e 350 para um corpo de prova ensaiado com $\Delta\epsilon_t/2 = 1\%$ à temperatura de 490 °C.

A FIGURA 4.8 compara a curva deformação-vida total, obtida experimentalmente e utilizando os métodos estimativos citados na revisão bibliográfica. As equações das curvas deformação-vida total estão mostradas na TABELA 4.6.

FIGURA 4.8: Curvas deformação-vida obtidas experimentalmente e por métodos estimativos para o aço AISI 420 a 490 °C.

TABELA 4.6: Equações deformação-vida obtidas experimentalmente e por métodos estimativos.

Métodos de Obtenção	Equação Deformação – Vida
Experimental	$\frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = 0,004(2N_f)^{-0,1061} + 0,2075(2N_f)^{-0,4679}$
Correlação 4 Pontos	$\frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = 0,003(2N_f)^{-0,1429} + 0,4272(2N_f)^{-0,5812}$
Inclinação Universal	$\frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = 0,0022(2N_f)^{-0,12} + 0,438(2N_f)^{-0,6}$
Socie et al.	$\frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = 0,0046(2N_f)^{-0,1001} + 1,273(2N_f)^{-0,6}$
Inclinação Universal Modificada	$\frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = 0,004(2N_f)^{-0,09} + 0,5094(2N_f)^{-0,56}$
Bäumel e Seeger	$\frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = 0,0034(2N_f)^{-0,087} + 0,59(2N_f)^{-0,58}$
Correlação 4 Pontos Modificado	$\frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = 0,0023(2N_f)^{-0,099} + 0,6365(2N_f)^{-0,6625}$

Pode-se observar através da FIGURA 4.8 que os métodos inclinação universal modificada e Bäumel e Seeger são os que melhor representam o comportamento dos resultados experimentais. Para a região de baixo ciclo, ou seja, $2N_f < 10^4$ reversos, estes dois métodos fornecem uma estimativa de vida ligeiramente maior do que os resultados experimentais. Por outro lado, para a região de alto ciclo, $2N_f > 10^4$ reversos, os dois métodos apresentaram boa estimativa das propriedades de fadiga para o aço AISI 420.

Tal como foi constatado por PARK & SONG (1995), os métodos 4 pontos e inclinação universal são muito conservativos com relação à estimativa das propriedades mecânicas de fadiga. O método Socie et al foi o único método que forneceu resultados não conservativos ao longo de todo o comportamento do material em fadiga.

As FIGURAS 4.9 e 4.10 apresentam uma comparação entre os vários métodos levando em consideração as contribuições isoladas das deformações elástica

e plástica na vida à fadiga, respectivamente. Pode-se observar na FIGURA 4.9 que o método de Bäuml e Seeger é o que mais se aproxima dos resultados experimentais. O método da inclinação universal modificada e de Socie et al. superestimam os resultados experimentais. Os demais métodos subestimam a curva experimental.

FIGURA 4.9: Curvas deformação elástica–vida obtidas experimentalmente e pelos métodos estimativos para o aço AISI 420 a 490 °C.

Na FIGURA 4.10 pode-se notar que nenhum método fornece uma boa aproximação da curva deformação plástica–vida experimental. Entretanto, os métodos de Bäuml e Seeger e da inclinação universal modificada são os melhores entre todos os métodos.

Analisando a eficiência dos métodos em estimar as contribuições das deformações elástica e plástica sobre a vida à fadiga do aço AISI 420, pode-se perceber que o método de Bäuml e Seeger é o mais eficiente para estimar a componente elástica.

FIGURA 4.10: Curvas deformação plástica-vida obtidas experimentalmente e pelos métodos estimativos para o aço AISI 420 a 490 °C.

Para estimar a componente plástica, os dois métodos, o da Inclinação Universal Modificada e o de Bäumel e Seeger tiveram comportamentos parecidos. Desta forma, na tentativa de determinar um método que melhor estimasse a vida em fadiga, foram somadas as contribuições elástica, estimada pelo método Bäumel e Seeger, com a plástica, estimada pelo método da Inclinação Universal modificada. Esta combinação dos dois métodos resultou na seguinte equação:

$$\frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = 1,50 \frac{S_r}{E} (2N_f)^{-0,087} + 0,0196 \left[\ln \left(\frac{1}{1-RA} \right) \right]^{0,155} \left(\frac{S_r}{E} \right)^{-0,53} (2N_f)^{-0,56} \quad (32)$$

Substituindo os valores das propriedades mecânicas de tração obtidas a 490°C obtém-se:

$$\frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = 0,0034 (2N_f)^{-0,087} + 0,5094 (2N_f)^{-0,56} \quad (33)$$

A curva estimada utilizando a equação 33, denominada Bäumel + Inclinação Universal Modificada, está apresentada na FIGURA 4.11. Pode-se observar nesta figura, que a curva dada pela equação 33 também se ajusta relativamente bem com a

curva deformação-vida experimental, assim como os outros dois métodos já mencionados anteriormente. Entretanto, não há uma melhora significativa em relação aos métodos Bäuml e Seeger e o da Inclinação Universal Modificada, para a descrição do comportamento dos resultados experimentais de deformação-vida.

FIGURA 4.11: Curvas deformação-vida estimadas e experimental para o aço AISI 420 a 490 °C.

VAREDA (1997) obteve uma boa aproximação da curva deformação-vida experimental para a temperatura ambiente de um aço inoxidável austenítico, utilizando uma curva denominada “Bäuml e Seeger + Inclinação Universal”. Depois o autor estimou um comportamento de deformação-vida para as temperaturas de 150 e 300°C, utilizando as propriedades monotônicas nestas temperaturas.

Com a intenção de comparar a previsão de vida estimada pelos métodos que melhor se ajustaram aos resultados experimentais, foram traçadas as curvas de previsão de vida estimada em função da vida obtida experimentalmente, sendo mostradas nas FIGURAS 4.12 a 4.14. Nestas figuras, pode-se observar as linhas que representam uma relação perfeita entre a vida experimental e a estimada

$(2Nf_{exp}=2Nf_{est})$, as linhas que representam a banda de dispersão dos resultados estimados com um fator de 1,5, ou seja, $2Nf_{est}=1,5*(2Nf_{exp})$ e $2Nf_{est}=(2Nf_{exp})/1,5$.

A vida estimada através da equação 33 e o método de Bäuml e Seeger são os que melhor se aproximam da vida experimental, como pode ser visto nas FIGURAS 4.12 e 4.13. Estes métodos, entretanto, superestimam a vida levemente na região de baixo ciclo onde as amplitudes de deformação são mais elevadas.

FIGURA 4.12: Vida estimada através da equação 33 em função da vida experimental para o aço AISI 420 a 490 °C.

Dentre os três métodos utilizados para prever a vida experimental o que mais superestima os resultados é o da Inclinação Universal Modificada, como mostra a FIGURA 4.14. Desta forma, o método da Inclinação Universal Modificada é o pior para se estimar a vida em fadiga dos resultados experimentais.

FIGURA 4.13: Vida estimada através do método de Bäumel e Seeger em função da vida experimental para o aço AISI 420 a 490 °C.

FIGURA 4.14: Vida estimada através do método da Inclinação Universal Modificada em função da vida experimental para o aço AISI 420 a 490 °C.

4.4. Verificação do gradiente de temperatura para o corpo de prova FTM

A diferença da temperatura interna e externa foi medida no corpo de prova tubular para um ciclo entre 260°C - 490°C e está mostrada no gráfico da FIGURA 4.15. Pode-se observar que esta diferença de temperatura está entre $\pm 6^{\circ}\text{C}$. O sistema de resfriamento utilizado neste trabalho foi capaz de produzir uma taxa de resfriamento igual a 2°C/s . Esta taxa pode ser considerada baixa comparando-se com os trabalhos realizados por SHI & PLUVINAGE (1994) e SRINIVASAN et al (1999) que obtiveram 5°C/s para uma faixa de temperatura e material similares às deste projeto. Para se evitar maiores gradientes de temperatura, foi necessário ajustar a passagem de ar comprimido através do furo do corpo de prova para uma taxa de 15 l/min.

A aquisição das temperaturas externa e interna não foi feita simultaneamente, sendo primeiro medida a temperatura interna e depois a externa. Levando-se isto em consideração, as diferenças de temperatura encontradas estão dentro de uma faixa aceitável. Valores entre -2°C e 6°C foram reportados no trabalho de ENGLER (1996), sendo que diferenças de até 10°C são aceitáveis para os ensaios anisotérmicos realizados na faixa de temperatura empregada neste trabalho, como é observado no trabalho de SHI & PLUVINAGE (1994).

Após a verificação do gradiente de temperatura, foi observado que o sistema de resfriamento proposto determinava ciclos de temperatura e de carregamento mecânico com um período de 240 segundos, ou seja, 4 minutos. Como as taxas de resfriamento controlam a velocidade do ensaio, torna-se impraticável, neste caso, realizar ensaios de FTM com amplitude de deformação mecânica menor do que 0,8%.

FIGURA 4.15: Diferença entre as temperaturas externa e interna em função da temperatura externa medidas no corpo de prova tubular na faixa de 250°C–500°C.

4.5. Fadiga anisotérmica de baixo ciclo (Fadiga Termomecânica – FTM)

Os ensaios de fadiga termomecânica foram realizados na faixa de temperatura entre 260°C-490°C. A amplitude de deformação mecânica total aplicada, $\Delta\epsilon_m/2$, variou entre 0,8% e 1,2%. Foram realizados ensaios em fase e fora de fase e em cada nível de deformação foram ensaiados três corpos de prova.

A deformação térmica imposta a um corpo de prova sem o carregamento mecânico, durante o ciclo de temperatura entre 260 °C–490 °C, está mostrada na FIGURA 4.16.

FIGURA 4.16: Deformação térmica apresentada nos corpos de prova de FTM para um ciclo de temperatura entre 260 °C–490 °C.

O ciclo de deformação térmica e o de temperatura mostrado na FIGURA 4.16 foram aplicados nas amostras durante os ensaios de FTM, em fase e fora de fase.

4.5.1. FTM em fase (FTMEF)

Durante os ensaios FTM em fase, a deformação total, $\Delta\epsilon_t$, a que os corpos de prova foram submetidos, resultou da soma da deformação mecânica, $\Delta\epsilon_m$, imposta pela máquina de ensaio, e a deformação térmica, $\Delta\epsilon_{ter}$, gerada pelo ciclo de temperatura.

A FIGURA 4.17 mostra o perfil das deformações em função do tempo. A deformação total, neste caso, é de aproximadamente 1%, que é a soma da deformação mecânica imposta pela máquina, igual a 0,8%, com a deformação térmica, que é aproximadamente igual a 0,2%.

FIGURA 4.17: Ciclos de deformação impostos durante um ensaio FTM em fase com $\Delta\epsilon_m/2 = 0,8\%$.

A tensão máxima de um ciclo coincide com a maior temperatura para o ensaio de FTMEF. Este comportamento está mostrado na FIGURA 4.18. Desta figura, nota-se que o material apresenta maior resistência à compressão, aproximadamente -490MPa , do que à tração cerca de 300MPa . Este comportamento é devido à influência da temperatura aplicada no ciclo, já que a resistência do material diminui com o aumento da temperatura.

FIGURA 4.18: Tensão e temperatura durante o ciclo 10. FTMEF com $\Delta\epsilon_m/2 = 0,8\%$.

Os corpos de prova ensaiados em FTM em fase apresentaram duas características na histerese de carregamento, tensão-amplitude de deformação, que indicavam a presença de uma trinca (defeito). Uma foi o decréscimo de aproximadamente 20% da carga máxima atingida durante o ensaio e a outra foi a formação de uma irregularidade (cúspide) na porção compressiva da histerese, conforme mostra a FIGURA 4.19.

FIGURA 4.19: Histereses para dois ciclos do mesmo corpo de prova ensaiado em fase, com $\Delta\epsilon_m/2 = 0,8\%$.

4.5.2. FTM fora de fase (FTMFF)

Os ciclos de deformação total, deformação mecânica e deformação térmica, em função do tempo, para a condição fora de fase e amplitude de deformação mecânica igual a 0,8%, estão mostrados na FIGURA 4.20. Esta figura mostra que a máxima temperatura do ciclo coincide com a mínima deformação mecânica e vice-versa, caracterizando os ensaios de FTMFF. A deformação total aplicada durante este ensaio foi menor do que 0,8% (aproximadamente 0,6%), visto que a deformação térmica subtraiu a deformação mecânica aplicada, diferentemente do ensaio FTMEF cujas deformações são somadas.

A tensão máxima de um ciclo coincide com a mínima temperatura para o ensaio de FTMFF e está mostrada na FIGURA 4.21. Diferentemente dos ensaios em fase, percebe-se que o material possui maior resistência à tração, aproximadamente 400 MPa do que à compressão, cerca de -300 MPa. Este comportamento é devido à influência da temperatura do ciclo, uma vez que o corpo de prova possui maior

resistência ao carregamento de tração, pois quando a tensão máxima é atingida o corpo de prova está sujeito à menor temperatura (260°C). Em compressão, a amostra resiste menos, pois está sujeita à maior temperatura (490°C) no ciclo de temperatura.

FIGURA 4.20: Ciclos de deformação para um ensaio FTM fora de fase com $\Delta\epsilon_m/2 = 0,8\%$.

FIGURA 4.21: Tensão e temperatura durante o ciclo 10. FTMFF, com $\Delta\epsilon_m/2 = 0,8\%$.

O critério de falha apresentado pelos corpos de prova ensaiados fora de fase foi somente a diminuição em aproximadamente 20% da tensão máxima atingida durante o ensaio, como pode ser observado na FIGURA 4.22. Nos ensaios fora de fase não houve a formação da cúspide na porção compressiva da histerese de carregamento, como ocorreu nos ensaios em fase.

FIGURA 4.22: Curvas de histerese para diversos ciclos no ensaio de FTMFF, com $\Delta\epsilon_m/2 = 0,8\%$.

A FIGURA 4.23 compara as curvas de histerese inelásticas obtidas nos ensaios de FTM em fase e fora de fase, com amplitude de deformação mecânica, $\Delta\epsilon_m/2 = 0,8\%$. Pode ser observado que existe uma diferença entre as amplitudes de deformação inelástica (máxima e mínima) e entre as tensões (máxima e mínima), ou seja, elas não são iguais para as duas condições de ensaio anisotérmico.

Geralmente, devido à variação de temperatura durante os ensaios de FTM, vários mecanismos de deformação podem estar presentes em tração e em compressão. Em faixas de temperatura mais elevada, os ensaios fora de fase são caracterizados por tensões de tração mais elevadas e por fluência em compressão. Já os ensaios em fase são caracterizados por fluência em tração e tensões compressivas mais elevadas, de acordo com SEHITOGLU (1996). A diferença nas tensões e na

deformação inelástica constitui, então, a principal diferença entre os ensaios anisotérmicos e os isotérmicos, visto que nestes últimos, a componente de deformação por fluência, quando estiver presente, é introduzida de maneira equivalente em tração e em compressão.

FIGURA 4.23: Histereses inelásticas obtidas para os ensaios em fase e fora de fase para uma amplitude de deformação mecânica, $\Delta\epsilon_m/2 = 0,8\%$.

Neste trabalho, a componente da deformação inelástica é composta, somente, pela deformação plástica para ambos os tipos de ensaios, em fase e fora de fase, visto que os ensaios foram executados em uma faixa de temperatura intermediária (260 – 490°C) evitando a deformação por fluência.

Através da FIGURA 4.23 observa-se que os ensaios em fase apresentaram tensão média compressiva igual a -71,5 MPa, enquanto que os ensaios fora de fase apresentaram tensão média trativa igual a 65 MPa, para a amplitude de deformação mecânica igual a 0,8%. Todos os ensaios de FTM apresentaram este comportamento, ou seja, nos ensaios em fase a tensão média foi compressiva e nos ensaios fora de fase, trativa, como pode ser observado nas TABELAS 4.7 e 4.8.

A energia total dissipada nos ensaios em fase e fora de fase também foi calculada. Observou-se que os ensaios em fase apresentaram energia dissipada por ciclo um pouco maior do que os ensaios fora de fase. Para os ciclos mostrados na FIGURA 4.23, a energia total dissipada por ciclo é igual a $7,86 \text{ MJ/m}^3$ e $6,8 \text{ MJ/m}^3$ para os ensaios em fase e fora de fase, respectivamente.

As TABELAS 4.7 e 4.8 apresentam, separadamente, alguns resultados, após a avaliação dos ensaios de FTM em fase e fora de fase, respectivamente.

Comparando-se o número de ciclos para fraturar e/ou a detecção de uma falha no corpo de prova, percebe-se que os corpos de prova ensaiados em FTMFF possuem vida ligeiramente maior do que os corpos de prova ensaiados em FTMEF, para um mesmo nível de amplitude de deformação. Este comportamento é explicado, uma vez que os corpos de prova ensaiados em FTMEF estão submetidos a uma deformação total maior do que os corpos de prova ensaiados em FTMFF. Nos ensaios de FTMEF a deformação total é:

$$\Delta\epsilon_t / 2 = \Delta\epsilon_{mec} / 2 + \Delta\epsilon_{term} / 2 \quad (34)$$

Já nos ensaios de FTMFF é:

$$\Delta\epsilon_t / 2 = \Delta\epsilon_{mec} / 2 - \Delta\epsilon_{term} / 2 \quad (35)$$

onde $\Delta\epsilon_t/2$, $\Delta\epsilon_{mec}/2$, $\Delta\epsilon_{term}/2$ são, respectivamente, amplitudes de deformação total, mecânica e térmica.

Como já foi analisada, anteriormente, através da FIGURA 4.23, a condição em fase apresentou tensão média compressiva e a condição fora de fase trativa. Então, poderia ser esperado que os ensaios em fase apresentassem maior vida do que os ensaios fora de fase, visto que a tensão média compressiva favorece o fechamento da trinca durante o processo de fadiga. Entretanto, parece que o efeito da tensão

média sobre a vida das amostras ensaiadas em FTM foi menos prejudicial do que a amplitude de deformação total aplicada durante os ensaios.

Para melhor visualização foi traçado um gráfico, a partir das TABELAS 4.7 e 4.8, da amplitude de deformação mecânica, $\Delta\epsilon_m/2$, em função da vida para a condição em fase e fora de fase que está mostrado na FIGURA 4.24. Neste gráfico, pode-se perceber que os ensaios em fase possuem menor vida do que os ensaios fora de fase. Foram traçadas linhas de ajuste de função de potência com a finalidade de facilitar a observação deste comportamento.

TABELA 4.7: Resultados dos ensaios FTM em fase. Para cada nível de deformação foram ensaiados três corpos de prova.

NCp	$\Delta\epsilon_m/2$ (%)	$\sigma_{\max}$ (MPa)	$\sigma_{\min}$ (MPa)	$\Delta\sigma_{\text{med}}$ (MPa)	$\Delta\epsilon_{\text{in}}$ (mm/mm)	Energia Total (MJ/m ³)	Energia de Ostergren (MJ/m ³)	2Nf (Reversos)
11	1,2	338	-446,5	-54,3	0,019392	12,52	5,78	444
13	1,2	331,3	-446,1	-57,4	0,019448	12,36	5,71	462
12	1,2	353	-467,5	-57,1	0,019554	12,93	6,07	500
18	1	347,6	-467,6	-60	0,015697	10,56	4,8	618
17	1	337,7	-449,7	-56	0,015576	10,21	4,68	796
16	1	334,3	-449,1	-57,4	0,015816	9,95	4,96	808
22	0,8	295	-406,8	-55,9	0,011988	6,99	3,12	830
24	0,8	314,5	-429,7	-57,7	0,012088	7,45	3,36	934
23	0,8	325,7	-425,5	-49,9	0,012077	7,51	3,4	1076

TABELA 4.8: Resultados dos ensaios FTM fora de fase. Para cada nível de deformação foram ensaiados três corpos de prova.

NCp	$\Delta\epsilon_m/2$ (%)	$\sigma_{\max}$ (MPa)	$\sigma_{\min}$ (MPa)	$\Delta\sigma_{\text{med}}$ (MPa)	$\Delta\epsilon_{\text{in}}$ (mm/mm)	Energia Total (MJ/m ³)	Energia de Ostergren (MJ/m ³)	2Nf (Reversos)
10	1,2	448	-333,7	57,1	0,019366	12,48	6,74	460
7	1,2	434,2	-329,7	52,2	0,019269	12,22	6,61	580
08	1,2	438,3	-325,3	56,5	0,018981	12,08	6,58	600
15	1	425,2	-317,7	53,8	0,015431	9,57	5,25	830
25	1	429,1	-320,6	54,3	0,015291	9,59	5,27	946
14	1	415,6	-304	55,8	0,015241	9,13	5,06	986
02	0,8	407,5	-299,4	54	0,011932	7,02	3,89	1052
20	0,8	401,9	-293,8	54,1	0,011682	6,8	3,81	1152
21	0,8	407,4	-299,5	53,9	0,01158	6,81	3,8	1306

FIGURA 4.24: Vida em função da amplitude de deformação mecânica aplicada, $\Delta\epsilon_m/2$, para os ensaios FTM.

A vida para os ensaios de FTM possui uma relação direta, seja em função da amplitude de deformação mecânica, mostrada na FIGURA 4.24, seja em função da amplitude de deformação inelástica, mostrada na FIGURA 4.25. Isto é, a vida diminuiu com o aumento da amplitude de deformação mecânica e deformação inelástica.

A vida também pode ser analisada em função das energias total e de Ostergren, calculadas a partir da histerese de carregamento inelástico, mostrada na FIGURA 4.23. No caso deste trabalho, analisando-se a vida em relação às energias, obteve-se comportamentos distintos para as duas condições de ensaios de FTM.

Os ensaios em fase apresentaram maior energia total e menor vida do que os ensaios fora de fase, existindo, desta forma, uma relação inversa entre energia total e vida para a condição em fase, como está apresentado na FIGURA 4.26.

FIGURA 4.25: Vida em função da amplitude de deformação inelástica para os ensaios FTM.

FIGURA 4.26: Vida em função da energia total dissipada, para os ensaios de FTM.

Diferentemente do comportamento da vida em função da energia total, a relação entre a energia de Ostergren e vida é direta, como pode ser observado na FIGURA 4.27, ou seja, os ensaios em fase possuem menor energia de Ostergren e menor vida comparando-se com os ensaios fora de fase.

O comportamento observado acima pode ser explicado através das tensões máxima e mínima atingidas durante os ensaios de FTM, visto que a energia total e de Ostergren são calculadas em função destes dois parâmetros. Conforme está mostrado nas TABELAS 4.7 e 4.8, as tensões compressivas são mais elevadas para a condição em fase, porque o material está sujeito à menor temperatura (260°C) durante o ciclo de carregamento, diferentemente da condição fora de fase, em que o material está submetido à maior temperatura (490°C) durante o ciclo de carregamento. Desta forma, a energia total dissipada num ciclo é maior para a condição em fase.

FIGURA 4.27: Vida em função da energia de Ostergren, para os ensaios de FTM.

Inversamente à condição em fase, o material possui resistência à tração mais elevada na condição fora de fase, uma vez que o material está submetido à menor temperatura durante o ciclo de carregamento. Em fase, o material resiste menos à tração, pois está sujeito à maior temperatura, por isso, a energia de Ostergren é maior para a condição fora de fase.

A TABELA 4.9 faz uma comparação da vida em fadiga para os ensaios isotérmicos e anisotérmicos. A vida mostrada nesta tabela é o número médio de reversos para os três níveis de amplitude de deformação mecânica aplicada, $\Delta\epsilon_m/2$, para os ensaios de FTM, ou seja, 0,8%, 1,0% e 1,2%. De acordo com NEU & SEHITOGLU (1989a), os ensaios isotérmicos e anisotérmicos podem ser comparados, desde que eles sejam realizados com a mesma amplitude de deformação mecânica, $\Delta\epsilon_m/2$. Os ensaios isotérmicos foram executados à 490°C, ou seja, na temperatura mais elevada do ciclo dos ensaios de FTM. O uso desta temperatura para a realização dos ensaios isotérmicos é plausível, contudo, há materiais que exibem uma vida menor em fadiga isotérmica em faixas de temperaturas mais baixas, segundo SEHITOGLU (1992).

TABELA 4.9: Número de reversos médios em função da amplitude de deformação mecânica aplicada durante os ensaios isotérmicos e anisotérmicos.

Tipo de Ensaio	Ampl. Def. Mecânica Aplicada $\Delta\epsilon_m/2$ (%)	Reversos (2Nf)
ISOTÉRMICO	0,8	2027
	1,0	903
	1,2	682
FTMEF	0,8	947
	1,0	741
	1,2	469
FTMFF	0,8	1170
	1,0	921
	1,2	547

Pode-se notar da TABELA 4.9 que a vida determinada a partir dos ensaios de FTM foi aproximadamente igual para as duas condições, em fase e fora de fase, sendo ligeiramente maior para a condição fora de fase. Assim, para a faixa de temperatura (260-490°C) dos ensaios realizados neste trabalho, pode-se concluir que os mecanismos ativados termicamente, como a fluência e a oxidação, não foram determinantes para a vida dos corpos de prova ensaiados em FTM. Desta forma, pode-se afirmar que o mecanismo que controlou a vida dos ensaios de FTM neste trabalho foi a fadiga ‘pura’.

NEU & SEHITOGLU (1989a) realizaram estudos de FTM no aço 1070 na faixa de temperatura entre 150 e 700°C. Os mecanismos de fluência e oxidação foram ativados quando a temperatura do ensaio foi superior a 450°C. Para temperaturas inferiores, os mecanismos de oxidação e fluência não foram significantes. Assim, a vida dos corpos de prova ensaiados em fadiga isotérmica e anisotérmica foi controlada pelo mecanismo de dano por fadiga.

ZAUTER et al (1994) obtiveram um comportamento semelhante para o aço 304L na faixa de temperatura entre 250-500°C. Para esta faixa de temperatura, estes autores verificaram que a vida para os ensaios de FTM em fase era ligeiramente menor que a dos ensaios fora de fase. Para a faixa de temperatura entre 400-650°C, os ensaios em fase tiveram uma diminuição acentuada da vida, devido à presença do mecanismo de fluência.

A vida média dos ensaios isotérmicos, realizados em amplitudes de deformação mecânica aplicada igual a 1% e 1,2%, está bem próxima da vida encontrada para os ensaios de FTM fora de fase, sendo também maior que a vida encontrada nos ensaios em fase, como pode ser observado da TABELA 4.9. Para a

amplitude de deformação mecânica igual a 0,8%, a vida dos ensaios isotérmicos é praticamente o dobro da encontrada para as condições em fase e fora de fase.

Uma explicação para este fato é a possível influência da taxa de deformação aplicada durante os ensaios deste trabalho. Todos os ensaios isotérmicos foram realizados numa taxa de deformação da ordem de 10^{-3} s^{-1} e os ensaios anisotérmicos foram realizados em taxas de deformação da ordem de 10^{-4} s^{-1} . RAO et al (1988) realizaram estudos sobre a influência da taxa de deformação sobre a vida em ensaios isotérmicos. Estes autores verificaram um aumento da vida com o aumento da taxa de deformação aplicada durante os ensaios. Num trabalho anterior, de RAOUF et al (1973), foi verificado que na faixa de temperatura entre 250–500°C, também houve um aumento da vida para a ocorrência de falha com o aumento da taxa de deformação aplicada.

NEU & SEHITOGLU (1989a) obtiveram vidas semelhantes para os ensaios isotérmicos e anisotérmicos fora de fase, para uma amplitude de deformação mecânica igual a 0,7% e uma taxa de deformação da ordem de 10^{-4} s^{-1} . O aumento da taxa de deformação para 10^{-2} s^{-1} dobrou a vida dos ensaios isotérmicos, em relação aos ensaios realizados com uma taxa de 10^{-4} s^{-1} .

O gráfico da FIGURA 4.28 mostra os três ensaios realizados por nível de deformação, para cada tipo de ensaio, isotérmico, FTMEF e FTMFF. Além disto, também está traçada a curva deformação-vida para os ensaios isotérmicos, descrita a partir da equação 29, até 10^4 reversos, no máximo:

$$\frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = \frac{\sigma_f}{E} (2N_f)^b + \varepsilon_f (2N_f)^c = 0,004 (2N_f)^{-0,1061} + 0,2075 (2N_f)^{-0,4679}$$

Como pode ser observada na FIGURA 4.28, a curva deformação-vida parece descrever relativamente bem o comportamento dos resultados deformação-vida para os ensaios de FTM em fase e fora de fase.

O dano por fadiga parece que foi o mecanismo determinante sobre a vida dos ensaios de FTM, como foi discutido anteriormente. Assim, com a intenção de realizar a estimativa de vida dos corpos de prova ensaiados em fase e fora de fase não serão levados em consideração os mecanismos de falha por fluência e oxidação. Desta forma, a equação 18, descrita na revisão bibliográfica, torna-se mais simples:

$$\frac{1}{N_f} = \frac{1}{N_f^{fad}} \quad (36)$$

Reorganizando a equação anterior temos:

$$2N_f = 2N_f^{fad} \quad (37)$$

onde $2N_f^{fad}$ é o número de reversos para a ocorrência da falha em fadiga, dado pela equação 29, que descreve o comportamento da curva deformação-vida total para os ensaios isotérmicos.

FIGURA 4.28: Vida em função da amplitude de deformação mecânica aplicada para os ensaios isotérmicos e anisotérmicos.

A FIGURA 4.29 mostra a vida estimada para os ensaios anisotérmicos em fase e fora de fase. Pode-se observar nesta figura, linhas que representam uma relação perfeita entre a vida experimental e a estimada ($2N_{f_{exp}}=2N_{f_{est}}$) e linhas que representam a banda de dispersão dos resultados estimados com um fator de 1,5, ou seja, $(2N_{f_{est}})=1,5*(2N_{f_{exp}})$ e $(2N_{f_{est}})=(2N_{f_{exp}})/1,5$.

Como podemos observar da FIGURA 4.29, a vida para os ensaios fora de fase foi melhor estimada, através do modelo de acúmulo de dano, do que a vida para a condição em fase. O modelo superestimou a vida acima de 10^3 reversos para a condição em fase, entretanto, para vidas menores o modelo se aproximou mais dos resultados experimentais.

FIGURA 4.29: Estimativa de vida para os ensaios de FTM.

ELLISON & ZAMILY (1994a e b) obtiveram resultado semelhante para seus ensaios no aço 1CrMoV, entretanto, foi verificado que o mecanismo de fluência

atuava significativa. Então, eles resolveram modificar a aproximação para o modelo de divisão da amplitude de deformação inelástica, obtendo melhores aproximações.

SHI et al (1993) obtiveram excelente aproximação para os resultados dos ensaios de FTM em fase e fora de fase, através do modelo de acúmulo de dano. Entretanto, o modelo proposto por estes autores era baseado na energia total do ciclo da histerese de carregamento calculadas para as temperaturas máxima e mínima do ciclo anisotérmico.

4.6. Análise metalográfica e fratógrafa após os ensaios de FTM

4.6.1. Metalografia

As FIGURAS 4.30 a 4.33 mostram trincas superficiais de uma amostra retirada de um dos corpos de prova ensaiados em FTM com amplitude de deformação mecânica igual a 0,8%. O comportamento descrito a seguir foi observado para todos os níveis de amplitude de deformação mecânica e tipo de ensaio, em fase e fora de fase.

Pode-se observar na FIGURA 4.30, sem ataque químico, uma trinca secundária nucleada na parede externa do corpo de prova tubular para a condição em fase. Esta trinca tem aproximadamente 0,2 mm de comprimento. Também foi observada a nucleação de trincas na parede interna dos corpos de prova, porém, elas eram de menor tamanho.

A FIGURA 4.31, com ataque químico, mostra a mesma região da FIGURA 4.30, com um aumento maior. Neste caso, pode-se observar que a trinca se propagou, a partir da parede externa, aproximadamente a 45° em relação à direção de

carregamento, caracterizando o estágio I de propagação. Posteriormente, a trinca sofreu um desvio e propagou-se na direção perpendicularmente à do carregamento, caracterizando o estágio II de propagação. Além disto, também pode ser observado na FIGURA 4.31 que os carbonetos de cromo permaneceram dispersos na matriz, não segregando nos contornos de grão.

FIGURA 4.30: Microestrutura mostrando uma trinca secundária nucleada na parede externa do corpo de prova ensaiado em fase com 0,8% de amplitude de deformação mecânica. Sem ataque químico.

FIGURA 4.31: Microestrutura mostrando uma trinca secundária nucleada na parede externa do corpo de prova ensaiado em fase com 0,8% de amplitude de deformação mecânica. Reagente: Vilella.

As FIGURAS 4.32 e 4.33 mostram as microestruturas observadas próximas de uma trinca secundária, para a condição fora de fase, sem e com ataque químico, respectivamente. As trincas secundárias nuclearam, preferencialmente na parede externa do corpo de prova tubular, como está mostrado na FIGURA 4.32.

FIGURA 4.32: Microestrutura mostrando uma trinca secundária nucleada na borda do corpo de prova ensaiado fora de fase com 0,8% de amplitude de deformação mecânica. Sem ataque químico.

FIGURA 4.33: Microestrutura mostrando uma trinca secundária nucleada na parede externa do corpo de prova ensaiado fora de fase com 0,8% de amplitude de deformação mecânica. Reagente: Vilella.

Pode-se observar da FIGURA 4.33 que a trinca também desviou, caracterizando a mudança do modo de propagação do estágio I para o estágio II. Aqui também não foi observada a segregação dos carbonetos de cromo para os contornos de grão, permanecendo dispersos na matriz, tal como foi observado para a condição em fase.

4.6.2. Fratografia

A FIGURA 4.34 mostra a superfície de fratura de um corpo de prova ensaiado em fadiga de baixo ciclo à temperatura de 490 °C, com amplitude de deformação total de 0,6%. Pode-se observar que a trinca foi nucleada na superfície do corpo de prova e propagou-se de modo transgranular. Na região de propagação da trinca em estágio II nota-se a formação de estrias típicas de propagação, como está mostrado na FIGURA 4.35.

FIGURA 4.34: Detalhes das regiões de nucleação e propagação da trinca observadas por MEV, em um corpo de prova ensaiado em FBC, à temperatura de 490 °C, com $\Delta\epsilon_m/2 = 0,6\%$.

FIGURA 4.35: Aspecto fratógráfico da região de propagação da trinca por fadiga isotérmica de baixo ciclo com amplitude de deformação total de 0,6%. São observadas as estrias de propagação da trinca em estágio II.

A FIGURA 4.36 mostra a superfície de fratura de um corpo de prova ensaiado em FTM na condição fora de fase, em uma amplitude de deformação mecânica igual a 0,8%. Observar-se que a trinca principal nucleou na borda externa da amostra e cresceu com uma frente de propagação com forma semi-elíptica.

FIGURA 4.36: Regiões de nucleação e propagação da trinca, observadas por MEV, em um corpo de prova ensaiado em FTMFF com $\Delta\epsilon_m/2 = 0,8\%$.

Nas regiões de propagação de trinca em estágio II, as estrias de propagação não puderam ser detectadas com grande nitidez, como pode ser observado nas FIGURAS 4.37 e 4.38 para os ensaios de fadiga isotérmica e anisotérmica, respectivamente.

A possível explicação para esta perda de nitidez das estrias deve-se ao fato que estes corpos de prova foram submetidos à elevada deformação mecânica durante os ensaios de fadiga e, também, a uma razão de deformação, $R_\epsilon = -1$, o que provocaria o esmagamento destas estrias na região compressiva do ciclo de carregamento. Esta ocorrência também foi observada por ROVEN & NES (1991a e b), em aços ferríticos, onde as estrias de propagação foram nitidamente observadas apenas nos ensaios de fadiga realizados com razão de deformação positiva, isto é, sob carregamento apenas trativo.

FIGURA 4.37: Aspecto das estrias de propagação em estágio II, observadas em um corpo de prova fraturado em um ensaio de fadiga isotérmica na temperatura de 490°C e com $\Delta\epsilon_m/2 = 0,6\%$.

FIGURA 4.38: Aspecto das estrias de propagação em estágio II, observadas em um corpo de prova fraturado em um ensaio de fadiga termomecânica fora de fase com $\Delta\epsilon_m/2 = 0,8\%$.

5. CONCLUSÕES

A metodologia de ensaio de fadiga termomecânica, até então inexistente no Brasil, foi implementada no Laboratório de Propriedades Mecânicas – LAPROMEC – EESC – USP com sucesso. Com esta nova técnica de ensaio, pode-se caracterizar as propriedades de fadiga em altas temperaturas dos materiais metálicos utilizados na fabricação de fornos, rolos de laminadores, palhetas de turbinas, componentes de motores em geral, etc.

O programa de FTM desenvolvido mostrou ser eficiente para o controle e aquisição dos dados, para ambas as condições, em fase e fora de fase.

O expoente de encruamento monotônico para o aço inoxidável AISI 420 é igual a 0,22 na faixa de 0,2% a 1,2% de amplitude de deformação. Desta forma, este material deve sofrer endurecimento cíclico, como foi observado, neste trabalho.

O número de reversos para a transição da região de baixo ciclo para a de alto ciclo é aproximadamente igual a $5,5 \times 10^4$.

O método de Bäuml e Seeger e um método denominado ‘Bäuml e Seeger + Inclinação Universal Modificada’ foram os que melhor estimaram a vida em fadiga isotérmica.

O gradiente de temperatura medido no corpo de prova está entre -4 e $+6^\circ\text{C}$. Para evitar maiores gradientes de temperatura, foi necessário o ajuste da passagem de ar comprimido através do interior do corpo de prova para uma taxa de 15 l/min. Com

esta vazão de ar comprimido, foi obtida uma taxa de resfriamento satisfatória de 2°C/s e, assim, cada ciclo dos ensaios em fase e fora de fase tiveram duração de 240 segundos (4 minutos).

O indicativo de falha nos corpos de prova ensaiados em FTM deu-se de duas formas distintas. Nos ensaios em fase, houve uma diminuição de aproximadamente 20% da tensão máxima apresentada durante o ensaio e o surgimento da cúspide na porção compressiva da histerese. Nos ensaios fora de fase, somente foi observada a diminuição de 20% da tensão máxima durante o ensaio, sem a formação de cúspide.

Os ensaios realizados em fase possuem vida ligeiramente menor em comparação com os fora de fase, para a mesma amplitude de deformação mecânica aplicada.

As tensões máximas mais elevadas foram observadas para os ensaios fora de fase. Inversamente, as maiores tensões compressivas foram atingidas para a condição em fase.

Os ensaios em fase e fora de fase exibiram uma tensão média compressiva e trativa, respectivamente. O efeito da tensão média sobre o tempo de vida em FTM foi superado pela deformação total aplicada durante os ensaios.

O método de acúmulo de dano aproximou melhor o resultado dos ensaios fora de fase. Já para os ensaios em fase, a vida foi superestimada.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- A vida determinada a partir dos ensaios de FTM foi aproximadamente igual para as duas condições, em fase e fora de fase, sendo ligeiramente maior para a condição fora de fase. Desta forma, para a faixa de temperatura dos ensaios realizados neste trabalho, o mecanismo predominante que controlou a vida foi a fadiga. Seria interessante realizar ensaios de FTM em faixas de temperaturas mais elevadas, onde os mecanismos de oxidação e fluência estivessem presentes e, então, determinar a influência destes mecanismos sobre a vida do aço AISI 420.
- Os modelos que determinam o comportamento da histerese anisotérmica utilizam resultados dos ensaios isotérmicos executados nas diversas temperaturas do ciclo térmico. Fica sugerido, então, a realização de ensaios isotérmicos na faixa de temperatura de 260 a 490°C, a fim de determinar os parâmetros necessários para descrever o comportamento da histerese anisotérmica.
- As taxas de resfriamento obtidas para os ensaios de FTM neste trabalho foram relativamente baixas, impossibilitando a execução de ensaios em amplitudes de deformação mecânica mais baixas, onde a vida é mais longa e existe uma escassez de resultados de FTM. Por isso, fica sugerido a realização de ensaios de FTM em amplitudes de deformação mecânica mais

baixas a fim de se determinar uma curva deformação-vida para a condição anisotérmica.

- Os resultados dos ensaios fora de fase foram melhor aproximados pelo método de acúmulo de danos do que os resultados dos ensaios em fase. Parece que a taxa de deformação aplicada nos ensaios isotérmicos foi um fator determinante para este comportamento. Por isso, seria interessante verificar a influência da taxa de deformação sobre os ensaios isotérmicos e anisotérmicos.
- A maioria dos ensaios de FTM descrita na literatura é realizada em fase e fora de fase, entretanto, sabe-se que para algumas ligas, as condições de maior solicitação (térmica/mecânica) são encontradas no ciclo diamante. O software desenvolvido para os ensaios de FTM mostrou-se eficaz para a condição em fase e fora de fase. Fica como sugestão, a implementação deste software para a realização de ensaios de FTM com o ciclo diamante.

7. TRABALHOS PUBLICADOS

Falcão, C.A.J., Bose, W.W., Spinelli, D. (2001). Thermomechanical Fatigue: Testing Methods and Application. *In: SAE Brazil International Conference on Fatigue Modern Trends on Fatigue*, P.M. Pimenta, L.C.H. Ricardo & A.F. Camarão, eds, SAE Brasil, Sao Paulo , p.99-105

Falcão, C.A.J., Bose, W.W., Spinelli, D. (2002). Thermomechanical Fatigue Testing Methodology and Performance Evaluation of a Stainless Steel AISI 420. *In: Camp2002 – High Temperature Fatigue*, G. Biallas, H.J. Maier, O.Hahn, K. Kermann, F. Vollertsen, eds., Germany, p.193-206.

8. ANEXOS

8.1. Anexo A: Sequência de passos e telas principais do programa para os ensaios de FTM

Este anexo mostra uma sequência de passos para a realização dos ensaios de FTM. Em seguida, são mostradas as principais telas do programa de aquisição e controle dos dados para os ensaios de fadiga anisotérmica.

1. INICIAR Vee Program

1. Ensaio novo ou continuação
2. Pasta de Armazenamento dos Resultados

2. DEFINIÇÃO DOS PARÂMETROS

1. Dados da MTS

Fundo de escala em deformação do pistão (mm)
Fundo de escala em força (kN)
Fundo de escala em deformação (mm/mm)
 L_0 do extensômetro (mm)
Limite superior em força (kN)
Limite inferior em força (kN)

2. Cálculo da área do corpo de prova

Diâmetro externo (mm)
Diâmetro interno (mm)

3. Título do ensaio

4. Número de ciclos de estabilização
5. Ciclo final
6. Desvio máximo em deformação (%)
7. Desvio máximo em temperatura (°C)
8. Definição da medição de temperatura

Pirômetro -18 a 500°C
 Pirômetro 400 a 1200°C
 Termopar

9. Tipo de Termopar (K, S)
10. Canal de temperatura (0 – 13)
11. Ciclo de Deformação mecânica

Exemplo 1: ensaio em-fase de $\Delta_{mec}/2 = 0,40\%$ de 150 a 450°C

Temperatura (°C)	Deformação Mecânica (%)	Posição
300	0	Aquecimento
450	0.40	Máximo
150	-0.40	Mínimo

Exemplo 2: ensaio fora-de-fase de $\Delta_{mec}/2 = 0,40\%$ de 150 a 450°C

Temperatura (°C)	Deformação Mecânica (%)	Posição
300	0	Aquecimento
450	-0.40	Mínimo
150	0.40	Máximo

12. Ciclo de temperatura

Exemplo 3: ensaio FTM de 150 a 450°C com período de 200s

Tempo (s)	Temperatura (°C)
0	300
50	450
150	150
200	300

13. Valores do módulo de elasticidade

Exemplo 4: ensaio FTM de 150 a 450°C (valores fictícios)

Temperatura (°C)	Módulo de Elasticidade (GPa)
25	200
150	190
300	180
450	170
480*	168

*Colocar sempre um valor de temperatura pouco acima da máxima do ensaio.

3. PREPARAÇÃO DO ENSAIO - INSTRUÇÕES PARA ESTABILIZAÇÃO E AQUISIÇÃO DA DEFORMAÇÃO TÉRMICA

1. Introduza os valores abaixo na MTS.
2. Sem o corpo de prova, ajuste Força = 0 com o potenciômetro "Zero Control".
 - 3.1 Passe a MTS para controle de Força.
 - 3.2 Ajuste o potenciômetro "SetPoint" em Força para zerar "DC Error".
 - 3.3 Ajuste todos potenciômetros "Span" para o valor máximo (1000).
- 4.1 Aplique pressão "HIGH".
- 4.2 Fixe o corpo de prova na garra inferior.
- 4.3 Mova o pistão para cima usando "Setpoint" em Força até realizar o contato com a garra superior ($F < -1\text{kN}$).
- 4.4 Fixe o corpo de prova na garra superior
5. Com o extensômetro sobre a peça padrão (ou com o pino), ajuste def. = 0 usando o botão "Zero Control" em Deformação.
 - 6.1 Ajuste $F=0$ usando "SetPoint" em Força
 - 6.2 Coloque o extensômetro
 - 6.3 Ajuste a abertura inicial (ou remova o pino)
 - 6.4 Meça o "offset" do extensômetro e coloque abaixo
- 7.1 Aquecer o corpo de prova, lentamente e manualmente, até a temperatura máxima do ensaio.
- 7.2 Após estabilização da temperatura, meça novamente o "offset" do extensômetro e coloque abaixo.
8. Ajuste novamente def. = 0 usando o botão "Zero Control" em Deformação.
9. Confira e habilite os limites de segurança em deslocamento, força e deformação.
 - 10.1 Ajuste manualmente a temperatura para aplicar a temperatura inicial indicada abaixo.
 - 10.2 Em seguida passe o indutor para controle remoto.

4. ESTABILIZAÇÃO E AQUISIÇÃO DA DEFORMAÇÃO TÉRMICA (visualização)

5. GERAÇÃO DO CICLO DE DEFORMAÇÃO TOTAL (visualização)

6. INSTRUÇÕES PARA O ENSAIO DE FADIGA TERMOMECAÂNICA

1. Ajuste o botão "SetPoint" em Força para aplicar a força inicial indicada abaixo
2. Confira e ajuste, se necessário, $def. = 0$ usando o botão "Zero Control" em Deformação
- 3.1 Ajuste o botão "SetPoint" em Deformação para zerar "DC Error"
- 3.2 Passe a MTS para controle de Deformação
4. Tudo Pronto Para o Ensaio?

7. INSTRUÇÕES PARA FINALIZAÇÃO DO ENSAIO

1. O corpo de prova está quebrado?
 - 2.1 Ajuste o botão "SetPoint" em Força para zerar "DC Error"
 - 2.2 Passe a MTS para controle de Força
 - 2.3 Ajuste todos botões "Span" para o valor mínimo (zero)
3. Ajuste $F=0$ usando "SetPoint" em Força
4. Desligue o aquecimento, desabilite os detectores de limite, remova o extensômetro e o corpo de prova.

8. PROGRAMAS DE SUPORTE

1. MÓDULO DE ELASTICIDADE
2. AVALIAÇÃO DO ENSAIO DE FTM

FIGURA A1: Tela do programa de suporte para determinar o módulo de elasticidade em diferentes temperaturas.

<div style="border: 1px solid black; padding: 2px; margin-bottom: 2px;"> Full Scale Stroke (mm) </div> <div style="border: 1px solid black; padding: 2px; margin-bottom: 2px;"> Full Scale Load (kN) </div> <div style="border: 1px solid black; padding: 2px; margin-bottom: 2px;"> Full Scale Strain </div> <div style="border: 1px solid black; padding: 2px; margin-bottom: 2px;"> L.O Extensometer (mm) </div> <div style="border: 1px solid black; padding: 2px; margin-bottom: 2px;"> Upper Limit Load (kN) </div> <div style="border: 1px solid black; padding: 2px; margin-bottom: 2px;"> Lower Limit Load (kN) </div> <div style="border: 1px solid black; padding: 2px; margin-bottom: 2px;"> Pirómetro 6-10 - 500 (degC) </div> <div style="border: 1px solid black; padding: 2px; margin-bottom: 2px;"> Thermocouple Type </div> <div style="border: 1px solid black; padding: 2px; margin-bottom: 2px;"> K </div> <div style="border: 1px solid black; padding: 2px; margin-bottom: 2px;"> Temperature Channel </div> <div style="border: 1px solid black; padding: 2px; margin-bottom: 2px;"> 02 </div>	<div style="border: 1px solid black; padding: 2px; margin-bottom: 2px;"> Channel 17 STRAIN </div> <div style="border: 1px solid black; padding: 2px; margin-bottom: 2px;"> Channel 18 LOAD </div> <div style="border: 1px solid black; padding: 2px; margin-bottom: 2px;"> Channel 19 DISPLACEMENT </div> <div style="border: 1px solid black; padding: 2px; margin-bottom: 2px;"> EXTERNAL DIA. (mm) </div> <div style="border: 1px solid black; padding: 2px; margin-bottom: 2px;"> INTERNAL DIA. (mm) </div> <div style="border: 1px solid black; padding: 2px; margin-bottom: 2px;"> TRANSVERSE SECTION (mm²) </div> <div style="border: 1px solid black; padding: 2px; margin-bottom: 2px;"> T min (degC) </div> <div style="border: 1px solid black; padding: 2px; margin-bottom: 2px;"> T max (degC) </div>	<div style="border: 1px solid black; padding: 2px; margin-bottom: 2px;"> Test Title </div> <div style="border: 1px solid black; padding: 2px; margin-bottom: 2px;"> Results Storage Folder </div> <div style="border: 1px solid black; padding: 2px; margin-bottom: 2px;"> Initial Cycle </div> <div style="border: 1px solid black; padding: 2px; margin-bottom: 2px;"> Stabilization Cycles </div> <div style="border: 1px solid black; padding: 2px; margin-bottom: 2px;"> End Cycle </div> <div style="border: 1px solid black; padding: 2px; margin-bottom: 2px;"> Initial Load (kN) </div> <div style="border: 1px solid black; padding: 2px; margin-bottom: 2px;"> Max. Deviation Strain (%) </div> <div style="border: 1px solid black; padding: 2px; margin-bottom: 2px;"> Max. Deviation Temp. (deg. C) </div> <div style="border: 1px solid black; padding: 2px; margin-bottom: 2px;"> Tmp. (deg C) </div> <div style="border: 1px solid black; padding: 2px; margin-bottom: 2px;"> Strain (%) </div> <div style="border: 1px solid black; padding: 2px; margin-bottom: 2px;"> Position </div> <div style="border: 1px solid black; padding: 2px; margin-bottom: 2px;"> t (s) </div> <div style="border: 1px solid black; padding: 2px; margin-bottom: 2px;"> Temp. (deg C) </div> <div style="border: 1px solid black; padding: 2px; margin-bottom: 2px;"> E (GPa) </div> <div style="border: 1px solid black; padding: 2px; margin-bottom: 2px;"> NPLC </div> <div style="border: 1px solid black; padding: 2px; margin-bottom: 2px;"> Delta t (s) </div>
--	--	--

FIGURA A2: Tela do programa principal para os ensaios FTM. Nesta tela são definidos os parâmetros da máquina de ensaio, o tipo de dispositivo para leitura de temperatura, a fase do ciclo, as rampas de temperatura, a geometria do corpo de prova e o número de ciclos para a estabilização térmica.

FIGURA A3: Tela para a visualização da deformação térmica e temperatura em função do tempo.

FIGURA A4: Tela que mostra o perfil de deformação em função do tempo.

FIGURA A5: Tela de saída para os dados dos ensaios de FTM.

8.2. Anexo B: Projeto das garras e eixos utilizados nos ensaios de FTM.

(a)

(b)

(c)

Figura B1: a) Garra, b) eixo e c) porca inferior do sistema de ensaio de FTM.

(a)

(b)

(c)

Figura B2: a) Garra, b) eixo e c) porca superior do sistema de ensaio de FTM.

9. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, ASTM E21-92. (2000). *Standard practice for elevated temperature tension test of metallic materials*. Philadelphia.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, ASTM E466-82. (1991). *Standard practice for conducting constant amplitude axial fatigue tests of metallic materials*. Philadelphia.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, ASTM E606-80. (1991). *Standard recommended practice for constant-amplitude low-cycle fatigue tests*. Philadelphia.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, ASTM E8M-90a. (1991) *Standard test methods of tension testing of metallic materials*. Philadelphia.
- ASTM Committee Fatigue & Fracture (1999). *ASTM TMF Working Document: Standard Test Method for Strain Controlled Thermomechanical Fatigue Testing*. ASTM E08.05.07., p. 33-37.
- BASQUIN, O.H. (1910). The exponential law of endurance tests. *Proceedings of the American Society for Testing and Materials*, vol 10, pp.625-630.
- BATTE, A. D. (1983). *Creep-fatigue life predictions*. In *Fatigue at High Temperature*, R. P. Skelton eds. London: Elsevier Applied Science pp. 365-401.
- BEUCHAMP, D. J.; ELLISON, E. G. (1982). A rig for controlled cycling strain and temperature testing, *Journal of Strain Analysis*, v. 17, n1, pp45-52.
- BRENNAN, F.P. (1994). The use of approximate strain-life fatigue cracks initiation predictions. *International Journal of Fatigue*, v. 16, n.5, p351-6.
- CASTELLI, M.G., ELLIS, J.R. (1993). *Improved Techniques for Thermomechanical Testing in Support of Deformation Modeling*. In "Thermomechanical Fatigue Behaviour of Materials, ASTM STP 1186". Philadelphia, H. Sehitoglu (ed.), American Society for Testing and Materials, pp. 195-211.

- CAI, C.; LIAW, P. K.; YE, M.; YU, J. (1999). Recent Developments in the Thermomechanical Fatigue Life Prediction of Superalloys. *JOM*, v.51, n 4. Artigo exclusivamente da WEB não tendo equivalente impresso. Endereço na WEB: www.tms.org/pubs/journals/JOM/9904/Cai/Cai-9904.html.
- COFFIN, L.F. (1954). A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal. *Transactions of the American Society of the Mechanical Engineers*, ASME, n. 76, pp. 931-949.
- DIETER, G.E. (1981b). *Metallurgia Mecânica*. Trad. Antonio Sergio de Souza e Silva. 2 ed. Rio de Janeiro, Guanabara Dois, p.294-96.
- DIETER, G.E. (1981a). *Metallurgia Mecânica*. Trad. Antonio Sergio de Souza e Silva. 2 ed. Rio de Janeiro, Guanabara Dois. Cap. 12: Fadiga dos metais, p.344-84.
- DUGGAN, T.; BYRNE, J. (1977). Metallurgical aspects of fatigue. In: *Fatigue as a design criterion*. London, Macmillan, p.65-93.
- EGGELER, G. (1992). *Assessment of High Temperature Fatigue Activities in the European Research Project COST 50 (Rounds 1-3)*, Swiss Federal Institute of Technology, Lausanne (EPFL, DMX, LMM), 179p.
- ELLISON, E. G.; AL-ZAMILY, A.(1994a). Stress response under Thermal-Mechanical strain cycling for a 1CrMoV ferritic steel and two 316 stainless steels. *Fatigue Fracture Engineering Material and Structure*, v.17, n1, pp. 39-51.
- ELLISON, E. G.; AL-ZAMILY, A.(1994b). Fracture and life prediction under thermal-mechanical strain cycling. *Fatigue Fracture Engineering Material and Structure*, v.17, n1, pp. 53-67.
- ENGLER, C.C. (1996). *Étude de L' Endommagement end Fatigue Thermo-Mécanique de Superalliages à Base de Ni*. Tese de Doutorado apresentada à École Polytechnique Fédérale de Lausanne, Lausanne, Suíça, 138p.
- ENGLER, C.C. (2002). *Cyclic Behavior of the CM247LC-DS Superalloy at High Temperatures*. In: CAMP2002 – High Temperature Fatigue, G. Biallas, H.J. Maier, O.Hahn, K. Hermann, F. Vollertsen, eds, p. 2-13.
- FUCHS, H.O.; STEPHENS, R.I. (1980a). *Metal fatigue in engineering*. New York, John Wiley. Cap. 5: Constant amplitude fatigue tests and data, p.56- 104.
- FUCHS, H.O.; STEPHENS, R.I. (1980b). *Metal fatigue in engineering*. New York, John Wiley. Cap. 11: Environmental effects, p. 217-58.
- GROSSKREUTZ, J.C. (1972). Strengthening and fracture in fatigue (Approaches for achieving high fatigue strength). *Metallurgical Transactions*, v.3, p.1255-62.

- HALFORD, G. R.; HIRSCBERG, M. H.; MANSON, S. S. (1973). *Temperature effects on the strain range partitioning approach for creep-fatigue analysis*. In: ASTM STP 520, American Society for Testing and Materials, p658-667.
- HEINZ, A.; NEUMANN, P. (1990). Crack initiation during high cycle fatigue of an austenitic steel. *Acta metalurgica et materialia*, v.38, n. 10, p. 193 3-40.
- HERTZBERG, R.W. (1996). *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*. 4th Edition, John Wiley & Sons Eds. Chapter 12: Cyclic Stress and Strain Fatigue, pp.521-590.
- HOPKINS S.W. (1976) *Low-Cycle Thermal Mechanical Fatigue Testing*. In "Thermal Fatigue of Materials and Components, ASTM STP 612", D.A. Spera and D.F. Mowbray (eds.), American Society for Testing and Materials, pp. 157-169.
- KADIOGLU, Y.; SEHITOGLU, H. (1991). *Modeling of Thermo-Mechanical Fatigue Damage In Coated Alloys*. In: Thermo-Mechanical Fatigue Behavior of Materials. ASTM STP 1186, H. SEHITOGLU, eds., American Society for Testing and Materials, p.17-34.
- KANAZAWA, K. et al. (1981). The mechanism of low-cycle fatigue crack formation related to annealing twin boundaries in austenitic stainless steels. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, v.21, n. 10, p.708-15.
- KARASEK, M.; SEHITOGLU, H.; SLAVIK, D. (1988). *Deformation and Damage under Thermal Loading*. In Low Cycle Fatigue, ASTM STP 942, H. Solomon, G. Halford, L. Kaisand, B. Leis, Eds., American Society for Testing and Materials, p. 184-205.
- LUKAS, P., KLESNIL, M. (1973). *Cyclic stress-strain response and fatigue life of metals in low amplitude region*. Material Science and Engineering, v. 11, p. 345-356.
- MANSON, S.S. (1954). Behavior of materials under conditions of thermal stress. *National Advisory Commission on Aeronautics (NACA): Report 1170* Cleveland.
- MANSON, S.S. (1965). Fatigue: a complex subject-some sample approximations. *Experimental Mechanics*, July, p. 193-226.
- MARCHAND, N.; PELLOUX, R. M. (1986). A Computerized Test System for Thermal-Mechanical Fatigue Crack Growth, *Journal of Testing and Evaluation*, JTEVA, v. 14, n6, pp. 303-311.
- MILAN, M.T. *Propriedades mecânicas de tração e fadiga de chapa fina de um aço livre de intersticiais*. São Carlos, 1999. 104p. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos –EESC, Universidade de São Paulo – USP.

- MITCHELL, C.R. (1978). *Fundamentals of modern fatigue analysis for design*. In ASM Materials Science Seminar, St Louis, 14-15 October. Fatigue and Microstructure. Metals Park, Ohio, ASM, p. 385-437.
- MONTEIRO, S.N.; REED-HILL, R.E. (1972). Análise da forma das curvas de tensão-deformação plástica de metais policristalinos. *Metallurgia*, v.28, n.179, p.741-9.
- NEU, R. W.; SEHITOGLU, H. (1989a). Thermomechanical Fatigue, Oxidation and Creep: Part I. Damage Mechanisms. *Mechanical Transactions A*, v.20, pp.1755-1767.
- NEU, R. W.; SEHITOGLU, H. (1989a). Thermomechanical Fatigue, Oxidation and Creep: Part II. Life prediction. *Mechanical Transactions A*, v.20, pp.1769-1783.
- ONG, J.H. (1993a). An evaluation of existing methods for the prediction of axial fatigue life from tensile data. *International Journal of Fatigue*, v. 15, n.1, p.13-19.
- ONG, J.H. (1993b). An improved technique for the prediction of axial fatigue life from tensile data. *International Journal of Fatigue*, v.15, n.3, p.213-19.
- PARK, J.H.; SONG, J.H. (1995). Detailed evaluation of methods for estimation of fatigue properties, *International Journal of Fatigue*. v. 17, n.5, p.365-73.
- PROVAN, J.W.; ZHAI, Z.H. (1991a). Fatigue crack initiation and stage-I propagation in polycrystalline materials. I: micro mechanisms. *International Journal of Fatigue*, v. 13, n.2, p.99-109.
- PROVAN, J.W.; ZHAI, Z.H. (1991b). Fatigue crack initiation and stage-I propagation in polycrystalline materials. II: modeling. *International Journal of Fatigue*, v.13, n.2, p.110-116.
- RAO, K.B.S. et al. (1985). *On the failure condition in strain-controlled low cycle fatigue*, *International Journal of Fatigue*. v.7, n.3, p.141-147.
- RAO, K.B.S.; SCHIFFERS, H.; SCHUSTER, H.; NICKEL, H. (1988). Influence of Time and Temperature Dependent Processes on Strain Controlled Low Cycle Fatigue Behavior of Alloy 617. *Metallurgical Transactions A*, v.19A, p.359-71.
- RAOUF, H.A.; PLUMTREE, A.; TOPPER, T.H. (1974). Temperature and Strain Rate Dependence of Cyclic Deformation Response and Damage Accumulation in OFHC Copper and 304 Stainless Steel. *Metallurgical Transactions*, v.5, p.267-77.
- REMY, L. (1995). *Thermal Mechanical Fatigue and Thermal Fatigue Experiments*. In "NATO-ASI. Mechanical Behaviour of Materials at High Temperature", Sesimbra, Portugal, pp 381-416.

- REMY, L. (1990). *Recent Developments in Thermal Fatigue*. In: High Temperature Fracture Mechanisms and Mechanics, EGF6. P. Bensussan, eds, Mechanical Engineering Publications, London, pp353-377.
- ROVEN, H. J.; NES, E (1991a). *Cyclic Deformation of ferritic steel – I. Stress – strain response and structure evolution*, Acta Metallurgical and Materiale, v.39, n 8, pp. 1719-1733.
- ROVEN, H. J.; NES, E (1991b). *Cyclic Deformation of ferritic steel – II. Stage I crack propagation*, Acta Metallurgical and Materiale, v.39, n 8, pp. 1735-1754.
- SEHITOGLU, H. (1996) Thermal and Thermomechanical Fatigue of Structural Alloys. In: *ASM Handbook: Fatigue and Fracture*, vol. 19, p. 527-556.
- SEHITOGLU, H. (1992). Thermo-Mechanical Fatigue Life Prediction Methods. In: *Advances in Fatigue Lifetime Predictive Techniques*, ASTM STP 1122, M. R. Mitchell & R. W. Landgraf, Eds. American Society for Testing and Materials, Philadelphia, pp. 47-76.
- SHEFFLER, K. D. (1976). *Vacuum Thermal-Mechanical Fatigue Testing of Two Iron Base High Temperature Alloys*. In Thermal Fatigue of Materials and Components, ASTM STP 612, D. A. Spera & D. F. Mowbray, Eds., American Society for Testing and Materials, p 214-226.
- SHI, H.J., PLUVINAGE, G. (1994). *Cyclic stress-strain response during isothermal and thermo mechanical fatigue*. International Journal of Fatigue, vol. 16, pp. 549-557.
- SHI, H.J., ROBIN, C., PLUVINAGE, G. (1993). *Thermal-Mechanical Fatigue Lifetime Prediction of an Austenitic Stainless Steel*. In "Advances in Fatigue Lifetime Predictive Techniques: Second Volume, ASTM STP 1211, Philadelphia, M.R. Mitchell and R.W. Landgrafs (eds.), American Society for Testing and Materials, pp. 105-116.
- SHIOZAWA, K., WEETERMAN, J. R. (1983). *Studies of nucleation mechanisms and the role of residual stresses in the grain-boundary cavitation of a superalloy*. Acta Metallurgical, vol.31, n 7, p. 993-1004.
- SKELTON R.P. (1987). *Historical Introduction: Stresses, Strains and Material Behaviour*, in "High Temperature Fatigue Properties and Prediction", R.P. Skelton (ed.), New York, Elsevier Science Publishers Ltd., pp. 1-25.
- SKELTON R.P. (1993). *The determination of Hysteresis Loops in Thermo-mechanical Fatigue Using Isothermal Stress-Strain Data*. Fatigue and Fracture of Engineering Materials Structure, vol. 17, n4, p.479-496.
- SPERA, D. A. (1976). *What is thermal fatigue?*. In "Thermal Fatigue of Materials and Components, ASTM STP 612", D.A. Spera and D.F. Mowbray (eds.), American Society for Testing and Materials, pp. 3-9.

- SRINIVASAN, V.S., VALSAN, M., SANDHYA, R., BHANU SANKARA RAO, K. MANNAN, S. L., SASTRY, D.H. (1999). *High temperature time-dependent low cycle fatigue behavior of a type 316L(N) stainless steel*. International Journal of Fatigue, vol. 21, pp. 11-21.
- SURESH, S. (1991). *Fatigue of materials*. Cambridge Solid State Science Series.
- TAIRA, S.; FUJINO, M.; OHTANI, R. (1979). *Collaborative Study on Thermal Fatigue Properties of High Temperature Alloys in Japan*. Fatigue of Engineering Materials and Structures, vol 1, p. 495-508.
- TAIRA, S.; FUJINO, M. (1979). *A Damage Analysis in High Temperature Thermal Fatigue*, Transaction of Iron Steel Institute of Japan, vol.19, p. 185-190.
- VAREDA, L. V. (1997). Avaliação das propriedades mecânicas de fadiga de baixo ciclo e tenacidade à fratura de um aço inoxidável austenítico do sistema CrMoN. Tese de Doutorado apresentada à Escola de Engenharia de São Carlos – EESC USP, São Carlos/SP, Brasil, 233p.
- VERRILLI, M.J., CASTELLI, M.G., BRESSERS, J., OEHMKE R.L.T. (1995). *Standardization activities in TMF test methodologies*. In 81st Meeting of the AGARD Structures and Materials Panel, Bamff, Canada, p. 4(1)-4(11).
- WEELS, C. H. (1979). *High-Temperature Fatigue*. In: Fatigue and Microstructure, 1978 ASM Materials Science Seminar, Sponsored by the Division of American Society for Metals, ASM, Metals Park, Ohio.
- ZAUTER, R., CHRIST, H. J., MUGHARABI, H. (1994a). *Some Aspects of Thermomechanical Fatigue of AISI 304L Stainless Steel: Part I: Creep-Fatigue Damage*. Metallurgical and Materials Transactions A, vol 25A, Feb, p. 401-406.
- ZAUTER, R., CHRIST, H. J., MUGHARABI, H. (1994b). *Some Aspects of Thermomechanical Fatigue of AISI 304L Stainless Steel: Part II: Dislocation Arrangements*. Metallurgical and Materials Transactions A, vol 25A, Feb, p. 407-413.