Estudo do comportamento dos aços ferramenta
Thyrotherm 2999 EFS Supra e H13 sob fadiga
de baixo ciclo a alta temperatura

Diego José Inforzato

Dissertação apresentada à
Área Interunidades em
Ciência e Engenharia de
Materiais, da Universidade
de São Paulo, para
obtenção do título de
Mestre em Ciência e
Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Dirceu Spinelli

✱

USP/IFSC/SBI

São Carlos – 2005

8-2-001681

Inforzato, Diego José

“Estudo do comportamento dos aços ferramenta Thyrotherm 2999 EFS Supra e H13 sob fadiga de baixo ciclo a alta temperatura”

Diego José Inforzato – São Carlos, 2005

Dissertação (Mestrado) – Interunidades Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade de São Paulo, 2005 – páginas: 130

Área: Interunidades Ciência e Engenharia de Materiais

Orientador: Prof. Dr. Dirceu Spinelli

1. Aços.

1. Título

MEMBROS DA COMISSÃO JULGADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO DE DIEGO JOSÉ INFORZATO, APRESENTADA À ÁREA INTERUNIDADES CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS, UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO, EM 13/05/2005.

COMISSÃO JULGADORA:

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

Prof. Dr. Ruis Camargo Tokimatsu – UNESP

Dr. Marcelo Tadeu Milan – EESC/USP

A toda minha família e à minha namorada pela
colaboração, compreensão, apoio e incentivo.

A disciplina não significa modelar a mente, mas torná-la livre para viver a plenitude da vida que se encontra dentro de cada um de nós.
Quem ama a disciplina ama o conhecimento. (Pr. 12,1)

Pe. Edmundo de Lima Calvo

AGRADECIMENTOS

Ao amigo e Prof. Dr. Dirceu Spinelli, meu orientador, pela sua imprescindível ajuda, sem a qual não teria sido possível a conclusão deste trabalho.

Ao amigo e Prof. Dr. Waldek W. B. Filho, incentivador de minha pesquisa.

Ao amigo e co-orientador Mauro A. F. de Oliveira pela colaboração.

Aos amigos e colegas de trabalho Gustavo L. de Carvalho, Luciano Rizzatti, Edson de M. Neto, Sergio Eustachio, e José D. Câmio, por toda ajuda prestada e pelo incentivo para a conclusão do trabalho.

E a todos os amigos do Departamento de Engenharia de Materiais, Aeronáutica e Automobilística da EESC-USP, em especial aos amigos João J. Bernardi, Eliezer D. Francisco, José S. C. Lima, César A. J. Falcão, Valdinei F. da Silva, Marcelo T. Milan, Maurício Angeloni, Cássius O. F. T. Ruckert, e Omar Maluf.

SUMÁRIO

SUMÁRIO	V
LISTA DE FIGURAS	VII
LISTA DE TABELAS	XIV
LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS	XV
RESUMO	XVII
ABSTRACT	XVIII
1 – INTRODUÇÃO	1
2 – OBJETIVO	4
3 – REVISÃO DA LITERATURA	6
3.1 – Fadiga dos Metais	6
3.2 - Nucleação e Propagação da Trinca	7
3.3 – Comportamento Monotônico de Metais sob Tensão – Deformação	11
3.4 – Comportamento de Metais sob Tensão – Deformação Cíclicas	16
3.5 – Curva tensão – deformação cíclica	21
3.6 – Curva deformação – vida	24
3.7 – Métodos de previsão de vida de modelos estimativos	27
3.8 – Fadiga de baixo ciclo	33
3.9 – Aços ferramenta	38
3.9.1 – Carbonetos metálicos em aços ferramenta	43
4 – MATERIAIS E MÉTODOS	46
4.1 – Materiais	46
4.2 – Tratamento térmico dos materiais	48
4.3 – Preparação dos corpos-de-prova	50
4.4 – Sistema de designação dos corpos-de-prova e dos ensaios	51
4.5 – Ensaios de tração e fadiga isotérmica	53
4.6 – Sistema de ensaio	55
4.6.1 – Forno de indução	55
4.6.2 – Sistema de medição de temperatura	56
4.6.3 – Extensômetro e garras	57
4.6.4 – Programa de controle e aquisição de dados	59
4.7 – Análise Fratográfica	62

5 – RESULTADOS.....	63
5.1 – Ensaaios Realizados	63
5.2 – Durezas dos corpos-de-prova.....	65
5.3 – Metalografia – Microestruturas obtidas dos tratamentos térmicos	66
5.4 – Tração a temperatura ambiente.....	69
5.5 – Tração a altas temperaturas	69
5.6 – Curvas ε -N	85
5.6.1 – Curvas ε -N obtidas de modelos estimativos baseados em parâmetros monotônicos	85
5.7 – Fadiga Isotérmica de Baixo Ciclo a 400°C.....	90
5.8 – Fratografia.....	109
6 – DISCUSSÃO.....	113
7– CONCLUSÕES.....	122
8 – SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	125
9 – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	126

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1: Processo de forjamento: (a) forjamento de pinhão a morno por extrusão, e (b) simulação computacional do processo de forjamento (representação esquemática – corte transversal da matriz de forjamento).

Figura 3.1: Estágios da vida em fadiga (BUCH, 1988).

Figura 3.2: Estágios da propagação de trinca por fadiga (GROSSKREUTZ, 1971).

Figura 3.3: Curvas tensão – deformação de engenharia e verdadeira (MITCHELL, 2000).

Figura 3.4: Curva tensão – deformação total verdadeira (MITCHELL, 2000).

Figura 3.5: Curva tensão x deformação plástica verdadeira em escala bilogarítmica (MITCHELL, 2000).

Figura 3.6: Parâmetros que caracterizam um ciclo de tensão (CONWAY & SJODAHL, 1991).

Figura 3.7: Ciclos de deformação e correspondente ciclo de tensão (CONWAY & SJODAHL, 1991).

Figura 3.8 – Desenvolvimento de laços de histerese, sob controle de deformação (CONWAY & SJODAHL, 1991).

Figura 3.9: Representação esquemática de comportamentos cíclicos. a) controle de tensão; b) controle de deformação (HERTZBERG, 1995).

Figura 3.10: Resposta em tensão para ensaio sob controle de deformação (MITCHELL, 1978).

Figura 3.11: Curva tensão – deformação cíclica (CONWAY & SJODAHL, 1991).

Figura 3.12: Curva tensão em função da deformação plástica cíclica (KLESNIL & LUKAS, 1992).

Figura 3.13: Deformações elástica e plástica em um laço de histerese (RIBEIRO et al, 1999).

Figura 3.14: Representação esquemática da curva deformação-vida (MITCHELL, 2000).

Figura 3.15: Histereses simétricas experimentais (a) e ajustadas pelo modelo elasto-plástico (b) (BERNHART et al, 1999).

Figura 4.1: Microestruturas do aço Thyrotherm 2999 EFS Supra na condição de recebimento do material recozido; a) Sentido transversal; b) Sentido longitudinal; Aumento 200x; ataque: Nital 3%.

Figura 4.2: Microestruturas do aço H13 na condição de recebimento do material recozido; a) Sentido transversal; b) Sentido longitudinal; Aumento 200x; ataque: Nital 3%.

Figura 4.3: Curvas de revenimento dos aços H13 e Thyrotherm 2999 EFS Supra (Catálogos comerciais Aços Villares e Thyssen).

Figura 4.4: Sistema de designação dos corpos-de-prova.

Figura 4.5: Foto e desenho dos corpos-de-prova dos ensaios de tração.

Figura 4.6: Foto e desenho dos corpos-de-prova dos ensaios de fadiga de baixo ciclo.

Figura 4.7: Localização das medições das durezas antes e após os ensaios de fadiga.

Figura 4.8: Detalhamento das garras do sistema de fixação dos corpos de prova.

Figura 4.9: Detalhe da montagem dos corpos-de-prova de tração e de fadiga com as garras de fixação.

Figura 4.10: Vista do equipamento de ensaios e da montagem dos extensômetros, da bobina de indução com o corpo-de-prova, e do pirômetro.

Figura 4.11: Sistema de aquisição de dados e de controle do ensaio de fadiga a altas temperaturas.

Figura 4.12: Programa de aquisição e controle dos ensaios de fadiga isotérmica; 4 telas do mesmo programa para 4 ensaios de fadiga diferentes.

Figura 5.1: Microestruturas do cp 44THYFBC5209; aumento de 1000x; ataque nital 3%.

Figura 5.2: Microestruturas do cp 51THYFBC4205; aumento de 1000x; ataque nital 3%.

Figura 5.3: Microestruturas do cp 78H13FBC5210; aumento de 1000x; ataque nital 3%.

Figura 5.4: Microestruturas do cp 82H13FBC4205; aumento de 1000x; ataque nital 3%.

Figura 5.5: Curvas de tensão x deformação convencionais para o aço H13, realizadas a 400, 500, e 600°C.

Figura 5.6: Curvas de tensão x deformação convencionais para o aço H13, realizadas a 400°C.

Figura 5.7: Curvas de tensão x deformação convencionais para o aço H13, realizadas a 500°C.

Figura 5.8: Curvas de tensão x deformação convencionais para o aço H13, realizadas a 600°C.

Figura 5.9: Curva de tensão x deformação convencionais para o aço H13; determinação de S_r e S_e .

Figura 5.10: Curva de tensão x deformação convencionais para o aço H13; determinação de S_r e S_e .

Figura 5.11: Curva de tensão x deformação convencionais para o aço H13; determinação de S_r e S_e .

Figura 5.12: Curva de tensão x deformação plástica monotônica para o aço H13; determinação dos parâmetros n e k .

Figura 5.13: Curva de tensão x deformação plástica monotônica para o aço H13; determinação dos parâmetros n e k .

Figura 5.14: Curva de tensão x deformação plástica monotônica para o aço H13; determinação dos parâmetros n e k .

Figura 5.15: Curvas de tensão x deformação convencionais para o aço Thyrotherm 2999 EFS Supra, realizadas a 400, 500, e 600°C.

Figura 5.16: Curvas de tensão x deformação convencionais para o aço Thyrotherm 2999EFS Supra, realizadas a 400°C.

Figura 5.17: Curvas de tensão x deformação convencionais para o aço Thyrotherm 2999EFS Supra, realizadas a 500°C.

Figura 5.18: Curvas de tensão x deformação convencionais para o aço Thyrotherm 2999EFS Supra, realizadas a 600°C.

Figura 5.19: Curvas de tensão x deformação convencionais para o aço Thyrotherm 2999EFS Supra; determinação de S_r e S_e .

Figura 5.20: Curvas de tensão x deformação convencionais para o aço Thyrotherm 2999EFS Supra; determinação de S_r e S_e .

Figura 5.21: Curvas de tensão x deformação convencionais para o aço Thyrotherm 2999EFS Supra; determinação de S_r e S_e .

Figura 5.22: Curva de tensão x deformação plástica monotônica para o aço Thyrotherm 2999 EFS Supra; determinação dos parâmetros n e k .

Figura 5.23: Curva de tensão x deformação plástica monotônica para o aço Thyrotherm 2999 EFS Supra; determinação dos parâmetros n e k .

Figura 5.24: Curva de tensão x deformação plástica monotônica para o aço Thyrotherm 2999 EFS Supra; determinação dos parâmetros n e k .

Figura 5.25: Curva ϵ -N dos dois materiais – Método estimativo.

Figura 5.26: Curva ϵ -N para o material H13 – Método estimativo.

Figura 5.27: Curva ϵ -N para o material Thyrotherm 2999 EFS Supra – Método estimativo.

Figura 5.28: Comparação das curvas ϵ -N para os materiais Thyrotherm 2999 EFS Supra e H13, para a dureza de 42 HRC – Método estimativo.

Figura 5.29: Comparação das curvas ϵ -N para os materiais Thyrotherm 2999 EFS Supra e H13, para a dureza de 52 HRC – Método estimativo.

Figura 5.30: Comparação das curvas ϵ -N para os materiais Thyrotherm 2999 EFS Supra e H13, para a dureza de 58 HRC – Método estimativo.

Figura 5.31: Amplitude de tensão em função do número de ciclos: H13, 42 HRC.

Figura 5.32: Amplitude de tensão em função do número de ciclos: H13, 52 HRC.

Figura 5.33: Amplitude de tensão em função do número de ciclos: H13, 58 HRC.

Figura 5.34: Amplitude de tensão em função do número de ciclos: Thyrotherm, 42 HRC.

Figura 5.35: Amplitude de tensão em função do número de ciclos: Thyrotherm, 52 HRC.

Figura 5.36: Amplitude de tensão em função do número de ciclos: Thyrotherm, 58 HRC.

Figura 5.37: Histerese de carregamento e linhas de construção auxiliares para determinação das parcelas de deformação elástica e plástica dos ensaios de fadiga.

Figura 5.38: Histereses de meia-vida; tensão em função da deformação.

Figura 5.39: Histereses de início de vida, de meia-vida, e de fim de vida.

Figura 5.40: Curva de tensão x deformação plástica cíclica para o aço H13; determinação dos parâmetros n' e k' .

Figura 5.41: Curva de tensão x deformação plástica cíclica para o aço H13; determinação dos parâmetros n' e k' .

Figura 5.42: Curva de tensão x deformação plástica cíclica para o aço H13; determinação dos parâmetros n' e k' .

Figura 5.43: Curva de tensão x deformação plástica cíclica para o aço Thyrotherm 2999 EFS Supra; determinação dos parâmetros n' e k' .

Figura 5.44: Curva de tensão x deformação plástica cíclica para o aço Thyrotherm 2999 EFS Supra; determinação dos parâmetros n' e k' .

Figura 5.45: Curva de tensão x deformação plástica cíclica para o aço Thyrotherm 2999 EFS Supra; determinação dos parâmetros n' e k' .

Figura 5.46: Curva ε -N para o aço H13, com dureza de 42HRC.

Figura 5.47: Curva ε -N para o aço H13, com dureza de 52HRC.

Figura 5.48: Curva ε -N para o aço H13, com dureza de 58HRC.

Figura 5.49: Curva ε -N para o aço Thyrotherm, com dureza de 42HRC.

Figura 5.50: Curva ε -N para o aço Thyrotherm, com dureza de 52HRC.

Figura 5.51: Curva ε -N para o aço Thyrotherm, com dureza de 58HRC.

Figura 5.52: Microestruturas do cp 31THYFBC5808 (esquerda) e 36THYFBC5811 (direita); aumento 1000x; ataque: nital 3%.

Figura 5.53: Microestruturas do cp 41THYFBC5208 (esquerda) e 46THYFBC5210 (direita); aumento de e 1000x; ataque: nital 3%.

Figura 5.54: Microestruturas do cp 51THYFBC4205 (esquerda) e 57THYFBC4208 (direita); aumento e 1000x; ataque: nital 3%.

Figura 5.55 Microestruturas do cp 61H13FBC5808 (esquerda) e 67H13FBC5811 (direita); aumento de 1000x; ataque: nital 3%.

Figura 5.56: Microestruturas do cp 72H13FBC5207 (esquerda) e 78H13FBC5210 (direita); aumento de 1000x; ataque: nital 3%.

Figura 5.57: Microestruturas do cp 81H13FBC4205 (esquerda) e 87THYFBC4208 (direita); aumento de 1000x; ataque: nital 3%.

Figura 5.58: Corpo-de-prova 44THYFBC5209 (aumento: 13x, 200x, e 500x).

Figura 5.59: Corpo-de-prova 52THYFBC4205 (aumento: 13x, 100x, 100x, e 500x).

Figura 5.60: Corpo-de-prova 61H13FBC5808 (aumento: 200x, e 1000x).

Figura 5.61: Corpo-de-prova 72H13FBC5207 (aumento: 13x, 40x, e 200x, e 500x).

Figura 6.1: Curvas ϵ -N experimentais; comparativo entre os materiais Thyrotherm e H13; 42 HRC.

Figura 6.2: Curvas ϵ -N experimentais; comparativo entre os materiais Thyrotherm e H13; 52 HRC.

Figura 6.3: Curvas ϵ -N experimentais; comparativo entre os materiais Thyrotherm e H13; 58 HRC.

Figura 6.4: Curvas ϵ -N experimental e estimativa; comparativo para o material H13; dureza 42 HRC.

Figura 6.5: Curvas ϵ -N experimental e estimativa; comparativo para o material H13; dureza 52 HRC.

Figura 6.6: Curvas ϵ -N experimental e estimativa; comparativo para o material H13; dureza 58 HRC.

Figura 6.7: Curvas ϵ -N experimental e estimativa; comparativo para o material Thyrotherm; dureza 42 HRC.

Figura 6.8: Curvas ϵ -N experimental e estimativa; comparativo para o material Thyrotherm; dureza 52 HRC.

Figura 6.9: Curvas ϵ -N experimental e estimativa; comparativo para o material Thyrotherm; dureza 58 HRC.

Figura 6.10: Curvas ϵ -N experimentais; comparativo entre os materiais; dureza 42 HRC.

Figura 6.11: Curvas ϵ -N experimentais; comparativo entre os materiais; dureza 52 HRC.

Figura 6.12: Curvas ε -N experimentais; comparativo entre os materiais; dureza 58 HRC.

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1: Coeficientes da equação (eq. 3.22) deformação-vida estimados a partir das propriedades mecânicas de tração (MILAN, 1999).

Tabela 3.2: Equações do novo método de estimativa da curva deformação-vida (MEGGIOLARO & CASTRO, 2004).

Tabela 3.3: Resultados gerais dos ensaios de fadiga de baixo ciclo a altas temperaturas para o material 55NiCrMoV8 (BERNHART et al, 1999).

Tabela 4.1: Características dos materiais na condição de fornecimento.

Tabela 4.2: Composição química dos aços H13 e Thyrotherm 2999.

Tabela 5.1: Relação dos ensaios de tração e de parâmetros usados na designação dos corpos-de-prova.

Tabela 5.2: Relação dos ensaios de fadiga de baixo ciclo a 400 °C e dos parâmetros usados na designação dos corpos-de-prova.

Tabela 5.3: Durezas médias obtidas para os dois materiais nos corpos-de-prova, após o tratamento térmico de têmpera e revenimento.

Tabela 5.4: Exemplos de durezas medidas antes e após os ensaios de fadiga.

Tabela 5.5: Parâmetros dos ensaios de tração.

Tabela 5.6: Parâmetros monotônicos dos materiais, dos ensaios de tração a 400°C, a 500°C e a 600°C.

Tabela 5.7: Parâmetros cíclicos estimados para os materiais, pelo método ϵ -N, conforme equação 3.24, para a temperatura de 400°C.

Tabela 5.8: Relação das equações Deformação – Vida, dos resultados estimados.

Tabela 5.9: Relação dos ensaios de fadiga, dos níveis de deformação, especificados e obtidos, e da vida de cada corpo-de-prova.

Tabela 5.10: Parâmetros cíclicos obtidos para os dois materiais.

Tabela 5.11: Relação das equações Deformação – Vida, dos resultados experimentais.

LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS

A	área instantânea da seção do corpo-de-prova
A_0	área inicial do corpo-de-prova
A_f	área final da seção transversal útil do corpo-de-prova
b	expoente de resistência à fadiga
c	expoente de ductilidade à fadiga
cp	corpo-de-prova
d	diâmetro instantâneo da seção útil do corpo-de-prova
d_0	diâmetro inicial da seção transversal do corpo-de-prova
D	tempo derivativo
e	deformação convencional
e_p	deformação plástica convencional
E	módulo de elasticidade
FAC	fadiga de alto ciclo
FBC	fadiga de baixo ciclo
FBCAT	fadiga de baixo ciclo a altas temperaturas
HRC	dureza Rockwell C
HB	dureza Brinnell
l	taxa de integração
k	coeficiente de resistência monotônico
k'	coeficiente de resistência cíclica
l_0	comprimento de medida inicial
l	comprimento de medida instantâneo
n	expoente de encruamento monotônico
n'	expoente de encruamento cíclico
N	número de ciclos
N_f	número total de ciclos ou vida total de um componente
N_i	vida inicial para iniciar uma trinca
N_p	vida necessária para a propagação da trinca até a fratura final
$2N_f$	número de reversos
$2N_t$	número de reversos de transição
P	banda proporcional
P_e	força de escoamento na tração

P_r	força de ruptura na tração
R_a	rugosidade média
RA	redução da área da seção transversal do corpo-de-prova (estricção)
R_ϵ	razão de deformação
R_σ	razão de tensão
$S-N$	curva tensão – vida
S	tensão convencional
S_r	limite de resistência convencional
S_e	limite de escoamento convencional
ϵ_t	deformação total verdadeira
$\Delta\epsilon$	variação de deformação verdadeira
$\Delta\epsilon_t$	variação de deformação total verdadeira
σ	tensão verdadeira
σ_a	amplitude de tensão verdadeira
σ_e	limite de escoamento verdadeiro
σ_r	limite de resistência verdadeiro
σ_f	tensão de fratura verdadeira
$\Delta\sigma$	variação de tensão verdadeira
$\Delta\sigma/2$	amplitude de tensão verdadeira
ρ	densidade de discordâncias
σ_a	amplitude de tensão verdadeira cíclica
σ'_f	coeficiente de resistência à fadiga
ϵ	deformação verdadeira
$\Delta\epsilon_{el}/2$	amplitude de deformação elástica
$\Delta\epsilon_{pl}/2$	amplitude de deformação plástica
ϵ'_f	coeficiente de ductilidade à fadiga
ϵ_p	deformação plástica verdadeira
$\Delta\epsilon_t/2$	amplitude de deformação total
$\epsilon-N$	curva deformação – vida

RESUMO

Realizou-se neste trabalho uma investigação comparativa do comportamento dos aços ferramenta H13 e THYROTHERM 2999 EFS SUPRA, destinados à fabricação de matrizes para conformação a quente, quando submetidos à fadiga de baixo ciclo a altas temperaturas (FBCAT). A partir de suas curvas de revenimento, foram definidas três durezas de trabalho para cada material (durezas de 42, 52 e 58 HRC), correspondendo a três temperaturas de revenimento distintas e três condições de estudo, buscando-se a condição ótima apresentada por estes materiais para este tipo de aplicação, visando-se então analisar a influência da dureza inicial do material na vida do componente. Foi determinada também a temperatura de ensaio de fadiga isotérmica, em 400°C, correspondente à temperatura de utilização da matriz, ou seja, uma temperatura crítica típica que a matriz atinge durante a solicitação em trabalho. A seguir foram realizados para cada material os ensaios de tração a temperatura ambiente, e na sequência, os ensaios de tração na temperatura de trabalho definida, que permitiram a determinação dos primeiros parâmetros monotônicos dos materiais, dentre eles uma previsão para os níveis de deformação a serem utilizados nos ensaios de fadiga (0.5, 0.6, 0.7, 0.8, 0.9, 1.0 e 1.1%), e demais parâmetros como E , k , n , σ_e , σ'_f , ϵ'_f , b , c , que permitiram a elaboração de curvas ϵ - N , com um modelo estimativo já existente. Finalmente, foram então realizados os ensaios de fadiga isotérmica de baixo ciclo, à temperatura de 400°C, e os resultados foram utilizados para a elaboração das curvas ϵ - N , resultando então na proposta de um modelo de previsão de resistência à fadiga específico para os materiais pesquisados.

Palavras chaves:

Aços ferramenta, Fadiga de Baixo Ciclo a Altas Temperaturas, Modelo Estimativo, Modelo de Previsão, Vida.

ABSTRACT

It was made in this work an investigative comparison of the behavior of the tool steels H13 and THYROTHERM 2999 EFS SUPRA, designed for die steels for hot forming, when exposed to high temperature low cycle fatigue (HTLCF). From their tempering curves three material working hardness were defined for each material (hardness of 42, 52 and 58 HRC), corresponding to three different tempering temperatures, and so three study cases for each material, searching for the best condition for this kind of application, and to assess the influence of the initial hardness on the part material life. The isothermal low cycle fatigue test temperature was either defined at 400°C, corresponding to the used temperature at the die steel, i.e., a critical typical temperature that the forging dies reach on hot working. After that, tensile tests were performed for both materials, at room temperature, and at the working temperature formerly defined, and these tests allowed the definition of the first monotonic parameters for these materials, among them predictions for strain levels (0.5, 0.6, 0.7, 0.8, 0.9, 1.0 and 1.1%), to be used on fatigue tests, and further parameters like E , k , n , σ_e , σ'_f , ϵ'_f , b , c , that allowed the elaboration of ϵ - N curves, based on a still existing prediction model. Finally, isothermal low cycle fatigue tests were performed, at 400°C, and the results were used for ϵ - N curves elaboration, resulting on a prediction model of the fatigue strength specified for the assessed materials.

Keywords:

Tool Steels, High Temperature Low Cycle Fatigue, Estimating Model, Prediction Model, Life.

1 – INTRODUÇÃO

A importância da vida das matrizes de trabalho a quente é fundamental nos processos industriais, como por exemplo, nos processos de fundição, de extrusão a quente e de forjamento a quente. A estimativa dos custos destes processos de produção depende diretamente da expectativa de vida do ferramental, e a vida realizada por este componente reflete a precisão desta estimativa dos custos envolvidos. Embora o custo do aço ferramenta represente apenas uma parte da composição de todo o custo do ferramental acabado, pequenas melhorias na vida da matriz justificam a utilização de materiais com custos mais elevados. Os custos envolvidos nos processos de produção são compostos também por montagens iniciais de produção (set-up), ajustes iniciais de produção (try-out), e paradas na produção. Portanto, uma longa vida do ferramental implica numa redução direta no custo de produção por peça, com menos montagens e ajustes iniciais de produção. A longa vida do ferramental e sua previsão com certa precisão implicam em redução de custos, principalmente quando as paradas por falhas prematuras, geralmente com custos altíssimos e até com consequências mais graves, podem ser programadas. Além da questão financeira, as paradas indesejadas comprometem outros aspectos como a confiabilidade que o cliente deposita no fornecedor em manter a logística e cronogramas dos negócios.

Nestes processos industriais, a vida dos ferramentais é limitada devido às extremas condições de trabalho a que estão sujeitos, que acabam por induzir uma série de mecanismos de danos, principalmente:

- A atuação de carregamentos cíclicos, que reduz a vida dos componentes, pela ação de nucleação de trincas e propagação destas, mesmo quando estes componentes estão solicitados abaixo do limite de escoamento do material;
- O desgaste por atrito causando prejuízo nas tolerâncias dimensionais e geométricas, além de prejudicar a qualidade superficial da peça, favorecendo assim a nucleação de trincas;

- As deformações plásticas devido ao decréscimo da tensão de escoamento do material a altas temperaturas, causando prejuízo também nas tolerâncias dimensionais e geométricas;
- A nucleação e propagação de trincas por fadiga térmica, devido a altos gradientes de temperatura no componente;
- A nucleação e rápida propagação de trincas devido a altas tensões localizadas, acelerando o processo de propagação destas, culminando com a fratura prematura do componente, além de outros fatores de menor relevância aqui, como por exemplo, a ação do meio, agindo na oxidação e acelerando a degradação do material e suas propriedades.

O foco deste trabalho é pesquisar a influência dos carregamentos cíclicos a altas temperaturas, a que as matrizes de forjamento a quente estão sujeitas (FIGURA 1.1), definindo a melhor condição de resistência a fadiga, baseado na melhor condição de dureza inicial (e de tratamento térmico – temperatura de revenimento) dos dois materiais.

(a)

(b)

Figura 1.1: Processo de forjamento: (a) forjamento de pinhão a morno por extrusão, e (b) simulação computacional do processo de forjamento (representação esquemática – corte transversal da matriz de forjamento).

Muitas pesquisas vêm sendo realizadas para o melhor entendimento destes mecanismos de falhas dos componentes, visando-se assim desenvolver técnicas de melhorias dos materiais, desenvolvendo suas propriedades para minimizar a intensidade da ação destes mecanismos. Algumas ferramentas que auxiliam neste propósito são metodologias aplicadas na Ciência dos Materiais, que são fundamentos da área de Fadiga e Mecânica da Fratura, e que serão aqui usadas, tais como metodologias de previsão de vida por fadiga - Fadiga de Baixo Ciclo Isotérmica - onde parâmetros, e por consequência propriedades dos materiais, podem ser analisados e atualmente monitorados durante ensaios, indicando o comportamento do material e de suas propriedades, direcionando então em que sentido deve-se atuar na melhoria do material. Embora seja um fato que as matrizes de forjamento a quente estejam submetidas a solicitações de fadiga termomecânica, a reprodução e estudo da FBC isotérmica é uma importante e prévia aproximação para se realizar a predição de vida por fadiga de um componente solicitado a altas temperaturas (OUDIN & RÉZAI-ARIA, 2000).

Antes dos ensaios de fadiga em si, os ensaios de tração a quente permitiram realizar a seleção dos níveis de deformação de forma que a falha dos corpos-de-prova dos ensaios de fadiga isotérmica ocorresse com poucas centenas ou milhares de ciclos, que corresponde à vida industrial das matrizes de forjamento antes da necessidade de reparos.

2 – OBJETIVO

O principal objetivo deste trabalho é a caracterização dos materiais H13 e Thyrotherm 2999 EFS SUPRA, classificados como aços ferramenta, beneficiados a partir da forma em que são fornecidos comercialmente através de processos metalúrgicos convencionais, permitindo uma análise qualitativa e quantitativa das propriedades de cada um, principalmente das propriedades relativas à vida destes, quando solicitados por fadiga isotérmica de baixo ciclo, fornecendo então base para uma comparação e seleção de materiais, além disso, dentre as faixas de durezas investigadas, definir a condição ótima para cada material.

Este objetivo pode ser mais bem definido se dividido nas seguintes etapas de trabalho:

- Definição das durezas de trabalho, e por consequência das temperaturas de revenimento que serão aplicadas em seus tratamentos térmicos para obtenção destas durezas, e com os resultados dos ensaios de fadiga, permitir selecionar o melhor material e a melhor condição (dureza) para a aplicação especificada. Estas durezas, de 52HRC, 58HRC, e 42HRC, foram escolhidas baseadas numa característica deste material, que é o pico de endurecimento no revenimento, e respectivamente correspondem às durezas antes, sob, e depois do pico de endurecimento;
- Definição da temperatura de trabalho em que serão realizados os ensaios de fadiga, que corresponde à temperatura de utilização das matrizes de forjamento, definidas a partir de verificação na prática e de simulação computacional;
- Realização dos ensaios de tração a temperatura ambiente e na temperatura de trabalho, para análise do comportamento monotônico dos materiais, e para a determinação de parâmetros para elaboração de curvas de predição de vida a fadiga do tipo ϵ -N através de modelos já existentes;

- Estimativa dos níveis de deformação a serem utilizados nos ensaios de fadiga isotérmica de baixo ciclo, a partir das curvas ϵ -N elaboradas a partir dos parâmetros monotônicos;
- Realização dos ensaios de fadiga isotérmica de baixo ciclo;
- Elaboração de curvas de predição de vida a fadiga do tipo ϵ -N, a partir dos resultados obtidos nos ensaios de fadiga, e ajuste dos parâmetros para o modelo;
- Comparação da resistência à fadiga dos materiais, com base nos resultados das curvas ϵ -N obtidas;
- Comparação das curvas ϵ -N obtidas dos resultados dos ensaios de fadiga com as curvas obtidas dos modelos estimativos a partir dos parâmetros monotônicos.

3 – REVISÃO DA LITERATURA

3.1 – Fadiga dos Metais

A falha de um componente, que pode ser definida como a perda das características funcionais deste, não acontece somente quando este componente se fratura, mas ocorre também quando este apresenta perda em qualquer aspecto de sua funcionabilidade, impossibilitando-o de desempenhar suas funções com a eficiência previamente estabelecida em projeto.

O impacto das falhas não ocorre apenas no aspecto estrutural, mas também no aspecto financeiro e na imagem das instituições envolvidas (BOLFARINI et al, 2004).

As falhas mecânicas têm causado muitos danos e prejuízos ao longo dos anos. As falhas devido a carregamentos cíclicos, que é uma das várias definições do termo fadiga em materiais, podem somar pelo menos metade destas falhas mecânicas. Devido à falta de apontamentos, é muito difícil de se precisar, mas estima-se que entre 50% e 90% das falhas mecânicas, se atribuam às falhas por fadiga (FUCHS & STEPHENS, 1980).

Existem algumas variáveis que reunidas e agindo simultaneamente configuram o fenômeno de fadiga no material. O tipo de carga, os níveis de carga, o tipo de aplicação desta carga, são algumas destas variáveis.

Nos processos de conformação a quente estas variáveis aparecem, além de outras que intensificam suas ações, como a ação da temperatura. No processo de forjamento a quente, o ferramental é submetido a cargas mecânicas e térmicas. Durante o processo de preenchimento da cavidade da matriz, os raios de transição das diferentes seções são altamente tensionados, sujeitos a altas deformações plásticas cíclicas, que irão causar a nucleação de trincas (BERNHART et al, 1999). Além desta solicitação mecânica a altas temperaturas, que caracteriza a fadiga de baixo ciclo isotérmica, está presente também a ação da fadiga térmica, já que o material está sujeito à variação térmica, resultante dos

sucessivos forjamentos, seus intervalos, e os resfriamentos das matrizes pela ação da operação de lubrificação.

Existem metodologias utilizadas para reprodução das condições verificadas na prática, em ensaios laboratoriais. A metodologia utilizada para fadiga em altos ciclos e controle de tensão, é a metodologia S-N, e para baixo ciclo com controle de deformação, é a metodologia ϵ -N. Um modelo usado em projetos e em predição de vida de componentes, é justamente a utilização dos dados de fadiga isotérmica, onde geralmente a máxima temperatura operacional é escolhida (OUDIN & RÉZAI-ARIA, 2000).

Existem ainda vários modelos estimativos, que apresentam resultados em previsões de vida em fadiga, baseados em resultados monotônicos de ensaios de tração.

3.2 - Nucleação e Propagação da Trinca

A fadiga é um fenômeno importante porque ocorre quando o componente está solicitado por carregamentos cíclicos mesmo com valores de tensão abaixo do limite de escoamento do material.

Este fenômeno pode ser verificado quando uma barra metálica policristalina é tracionada lentamente (D'ISA, 1968), e em alguns grãos, os planos de menor resistência ao deslizamento irão deformar plasticamente por estarem paralelos à direção da tensão de cisalhamento máxima, mesmo com o restante do material ainda estando na região elástica, e macroscopicamente esta deformação plástica localizada não é um efeito perceptível. Portanto, se o carregamento for cíclico, as deformações plásticas locais irão gerar sítios de nucleação de trincas, causando a fadiga do material. A microestrutura do material tem grande influência no estágio de nucleação e crescimento da trinca por fadiga. Microestruturas com poucas inclusões, com ausência de contornos de grãos, e com capacidade de inibir ou homogeneizar o escorregamento superficial, possuem melhor resistência à nucleação da trinca.

As fraturas por fadiga são causadas pela ação simultaneamente combinada de três elementos: carregamento cíclico, tensão de tração, e deformação plástica localizada (BOYER, 1986). A ausência de um destes elementos torna impossível a ocorrência deste fenômeno. A tensão de tração pode aparecer localizada mesmo em componentes que estejam sendo solicitados por compressão, flexão, ou outro tipo de carregamento, que não seja necessariamente a tração.

A vida total de um componente em fadiga, N_f , pode ser decomposta em duas principais partes bem distintas, conforme pode ser observado na equação (3.1): a vida correspondente à iniciação da trinca (N_i), e a vida correspondente à propagação da trinca (N_p), até a falha final (PROVAN & ZHAI, 1991a).

$$N_f = N_i + N_p \quad (3.1)$$

O valor de N_i normalmente se refere à nucleação de pequenas trincas, com 0,5 a 2,0 mm de comprimento, que sejam detectáveis por métodos não destrutivos (McDOWELL, 1996). Mesmo assim, quando se trata de baixos níveis de tensões, a fase de nucleação pode corresponder até a 90% da vida total do corpo-de-prova, e ao contrário, para altos níveis de deformação, a nucleação da trinca ocorre rapidamente, e a fase de propagação é responsável pela maior parte da vida do material (BUCH, 1988). A figura 3.1 exemplifica este comportamento.

Figura 3.1: Estágios da vida em fadiga (BUCH, 1988).

A metodologia desenvolvida para quantificar a vida em fadiga de um componente solicitado por baixos níveis de tensão, é a utilização da curva S-LogN, ou S-N, que é o logaritmo do número de ciclos para faturar em função da tensão aplicada, e está relacionada a altas vidas, e é utilizada para níveis de deformação abaixo do limite de escoamento do material, também conhecida como Fadiga de Alto Ciclo (FAC).

Porém, para altos níveis de deformação, correspondente à região de baixo ciclo, a metodologia denominada de Fadiga de Baixo Ciclo (FBC) oferece melhores resultados, além de ser controlada pela deformação. É conhecida também como curva ϵ -N, que é o logaritmo do número de reversos para falhar em função do logaritmo do nível de deformação aplicado.

Quando aplicamos a fadiga de baixo ciclo, a fratura normalmente ocorre com ciclos de tensão inferiores a 10^4 . Para estes casos, as deformações são altas o suficiente para iniciar a trinca em poucos ciclos. No restante da vida predomina o processo de propagação da trinca (FUCHS & STEPHENS, 1980).

Após a nucleação das microtrincas, uma trinca principal irá crescer e se tornar uma macro trinca, cuja propagação causada pelo carregamento cíclico irá determinar a ruptura do componente. Depois de iniciadas nas bandas de deslizamento, as trincas crescem dos planos de deslizamento ativos, que apresentam uma inclinação de aproximadamente 45° em relação ao eixo da máxima tensão de tração. Este regime de propagação é denominado de estágio I de crescimento da trinca, cuja penetração num corpo-de-prova raramente ultrapassa alguns décimos de milímetros (GROSSKREUTZ, 1971, e KLESNIL & LUKAS, 1992). A trinca logo se acomoda e começa a seguir um curso perpendicular à direção da máxima tensão de tração. Este modo de propagação caracteriza o estágio II, em que a trinca continua a crescer até atingir o tamanho crítico. A figura 3.2 ilustra os estágios I e II do crescimento de uma trinca. O início do estágio I em um material policristalino pode ocorrer a partir de várias trincas individuais formadas em bandas de deslizamento, das quais, poderá resultar apenas uma única trinca dominante, e cujo crescimento dará início ao estágio II. As trincas iniciadas em inclusões crescem apenas alguns μm no estágio I, antes

de mudar para o estágio II. No caso de carregamentos de baixa amplitude, somente algumas poucas trincas irão se iniciar em inclusões, tornando possível que uma única micro-trinca origine a trinca principal que irá crescer até a ruptura final.

Figura 3.2: Estágios da propagação de trinca por fadiga (GROSSKREUTZ, 1971).

A propagação da trinca no estágio I, ao longo das bandas de deslizamento, é controlada pela componente cisalhante da tensão aplicada. O tamanho da trinca na qual ocorre a transição do estágio I para o estágio II depende do material, da amplitude do carregamento e das condições ambientais. Pode-se afirmar que quanto menor a amplitude de carregamento, mais profunda é a penetração na trinca no estágio I. Segundo McDOWELL (1996), a transição para o estágio II ocorre quando as trincas têm comprimento da ordem de 1 a 4 tamanhos de grão. Além disso, ela está associada à mudança do deslizamento simples para o deslizamento múltiplo (HERTZBERG, 1995). Em monocristais, é possível induzir a transição do estágio I para o estágio II e vice-versa em comprimentos arbitrários de trinca, através de aumentos ou reduções da amplitude de carregamento. Em corpos-de-prova polidos, o número de ciclos de carregamento gastos no estágio I pode ser muito maior que o número de ciclos no estágio II, tendo em vista que a taxa de propagação da trinca é geralmente muito menor no estágio I. Por outro lado, na presença de um entalhe iniciador da trinca, o número de ciclos do estágio I torna-se desprezível (KLESNIL & LUKAS, 1992). De qualquer forma, a fração da vida total correspondente ao estágio II normalmente aumenta com o incremento

da amplitude do carregamento, podendo atingir 75% da vida em solicitações de baixo ciclo (GROSSKREUTZ, 1971).

3.3 – Comportamento Monotônico de Metais sob Tensão – Deformação

O comportamento tensão – deformação de engenharia de materiais é geralmente determinado a partir do ensaio de tração de um corpo-de-prova, de onde são obtidas as seguintes relações de engenharia:

$$S = \frac{P}{A_o} \quad (3.2)$$

$$e = \frac{l - l_o}{l_o} = \frac{\Delta l}{l_o} \quad (3.3)$$

No ensaio de tração, devido às mudanças na seção transversal do corpo-de-prova quando ocorre a deformação, observa-se uma tensão verdadeira maior que a tensão convencional, e uma deformação verdadeira menor que a deformação convencional. Isto é válido até a máxima deformação uniforme, ou seja, até o início da estricção do corpo-de-prova.

$$\sigma = \frac{P}{A} \quad (3.4)$$

$$\varepsilon = \int_{l_o}^l \frac{dl}{l} = \ln \frac{l}{l_o} \quad (3.5)$$

Por volta do ano de 1900, LUDWICK definiu a deformação verdadeira, baseada no comprimento instantâneo (l) do corpo-de-prova. O uso de tensão e deformação verdadeiras muda a aparência da curva tensão-deformação monotônica, como ilustrada na figura 3.3.

Figura 3.3: Curvas tensão – deformação convencional e verdadeira (MITCHELL, 2000).

As correlações entre tensão e deformação convencional e verdadeira são as seguintes:

Para deformação:

$$l = l_o + \Delta l \quad (3.6)$$

Combinando equações (3.5) e (3.6):

$$\epsilon = \ln \left[\frac{l_o + \Delta l}{l_o} \right] = \ln \left[1 + \frac{\Delta l}{l_o} \right] \quad (3.7)$$

Portanto:

$$\varepsilon = \ln(1 + e) \quad (3.8)$$

Esta relação é válida até o início do fenômeno de instabilidade plástica. A diferença entre a deformação convencional e a verdadeira torna-se significativa a partir de 10% de deformação convencional. Em função da variação volumétrica de metais ser menor que 1/1000 para grandes deformações plásticas, pode-se considerar que o volume do corpo-de-prova se mantenha uniforme durante o ensaio de tração até alcançar a carga máxima, e assim pode ser relacionado por uma expressão simples:

$$A_o \cdot l_o = A \cdot l \quad (3.9)$$

Combinando as equações anteriores, tem-se a relação entre as tensões convencional e verdadeira:

$$\sigma = S \cdot (1 + e) \quad (3.10)$$

A equação 3.10 é válida dentro do regime de deformação uniforme, isto é, antes do início do processo de estricção, ou seja, até o limite de resistência do material (σ_r).

A deformação total de um ensaio de tração pode ser decomposta em duas componentes, conforme ilustrado na figura 3.4.

Figura 3.4: Curva tensão – deformação total verdadeira (MITCHELL, 2000).

A deformação elástica (ϵ_e) será recuperada e a deformação plástica (ϵ_p) não será recuperada após o descarregamento do material, ou seja, a deformação plástica é um processo irreversível. A equação 3.11 relaciona matematicamente este comportamento:

$$\epsilon_t = \epsilon_e + \epsilon_p \quad (3.11)$$

Para a maioria dos metais, uma curva em escala bilogarítmica, de tensão em função da deformação plástica verdadeiras pode ser expressa por:

$$\sigma = k.(\epsilon_p)^n \quad (3.12)$$

onde k é o coeficiente de resistência (intercepto para $\varepsilon_p=1$), e n é o expoente de encruamento, que pode ser determinado pela tangente do ângulo de inclinação da reta do gráfico $\log \sigma$ em função de $\log \varepsilon_p$, obtido a partir do limite de escoamento convencional do material.

A figura 3.5 ilustra a parte plástica da curva de tensão – deformação verdadeira em escala bilogarítmica.

Figura 3.5: Curva tensão x deformação plástica verdadeira em escala bilogarítmica (MITCHELL, 2000).

Desta forma a equação 3.11 pode ser reescrita como:

$$\varepsilon_t = \frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\sigma}{k} \right)^{\left(\frac{1}{n} \right)} \quad (3.13)$$

3.4 – Comportamento de Metais sob Tensão – Deformação Cíclicas

Os carregamentos cíclicos em metais causam alterações irreversíveis, que podem vir a resultar na falha estrutural do material. Entende-se por ciclo de carregamento a menor parcela da função carga versus tempo que se repete periodicamente. É possível dividir o processo de fadiga em estágios consecutivos e parcialmente sobrepostos. O número de estágios pode variar de acordo com o nível de detalhamento desta divisão (DIETER, 1981). Apresentam-se abaixo três principais etapas do processo de fadiga:

- 1- Amolecimento e/ou endurecimento cíclico, dependendo principalmente do estado original do material e da amplitude de tensões ou deformações;
- 2- Nucleação de microtrincas, que ocorre geralmente na superfície do material;
- 3- Propagação da trinca, resultando na ruptura.

O amolecimento cíclico pode ser explicado pelo fato da alta densidade inicial de discordâncias que resultam do tratamento térmico de têmpera, que diminui durante os ciclos e geram estruturas celulares de discordâncias (BERNHARDT et al, 1999).

Quando a razão entre o limite de resistência e o limite de escoamento do material, S_r/S_e , for maior que 1,4 o material endurece ciclicamente, e quando for menor que 1,2 o material amolece ciclicamente. Para valores entre 1,2 e 1,4 é difícil prever qual será o comportamento (MITCHELL, 1978). Para materiais com condições de baixa resistência, o comportamento tende ser de endurecimento cíclico, enquanto que para materiais com condições de alta resistência o comportamento tende a ser de amolecimento cíclico.

A vida em fadiga de um corpo-de-prova ou componente é considerada como sendo o número de ciclos de tensão ou deformação necessários para causar a falha. Ainda, do ponto de vista da vida em fadiga, faz-se a distinção entre fadiga de baixo e alto ciclo. Na realidade, a separação de um regime e outro pelo número

de ciclos não é muito bem definida. Algumas definições do regime de baixo ciclo incluem o limite superior de 10^5 ciclos, enquanto outras fixam este limite em 10^4 ciclos (CONWAY & SJODAHL, 1991). O aspecto mais importante que caracteriza a fadiga de baixo ciclo é que as tensões aplicadas superam o limite de escoamento do material, de forma que as deformações induzidas na amostra têm geralmente uma componente plástica visível.

Diversas condições são especificadas quando se executam ensaios de fadiga. Dependendo do modo de controle, isto é, tensão ou deformação, pode se fazer uma distinção entre ciclos de tensão e ciclos de deformação, sendo o controle de deformação o empregado em fadiga de baixo ciclo, e de tensão, em fadiga de alto ciclo. Outros fatores devem ser considerados como: forma de onda (senoidal, triangular), e a frequência da solicitação cíclica.

Figura 3.6: Parâmetros que caracterizam um ciclo de tensão (CONWAY & SJODAHL, 1991).

A figura 3.6 representa um carregamento cíclico estacionário com variação senoidal da tensão. Os principais parâmetros que caracterizam um ciclo de tensão, indicados nesta figura, são descritos a seguir:

- $\sigma_{\text{máx}}$ = Valor da tensão máxima no ciclo.
- $\sigma_{\text{mín}}$ = Valor da tensão mínima no ciclo.
- σ_m = Valor médio entre as tensões máxima e mínima.
- $\Delta\sigma$ = Variação da tensão no ciclo.

- σ_a = Amplitude de tensão no ciclo
- R_σ = Razão entre a tensão mínima e a tensão máxima.

Os quatro últimos parâmetros são determinados a partir dos dois primeiros, de acordo com as equações (3.14) a (3.17) abaixo:

$$\sigma_m = \left(\frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2} \right) \quad (3.14)$$

$$\Delta\sigma = \sigma_{\max} - \sigma_{\min} \quad (3.15)$$

$$\sigma_a = \left(\frac{\sigma_{\max} - \sigma_{\min}}{2} \right) \quad (3.16)$$

$$R_\sigma = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \quad (3.17)$$

Quando a deformação axial é a variável controlada, o corpo-de-prova é deformado dentro dos mesmos limites em cada ciclo. A figura 3.7-a mostra um exemplo de ciclo de deformação com forma de onda triangular. De maneira análoga ao ensaio sob controle de tensão, as mesmas variáveis serão definidas: deformações máxima, mínima e média, bem como a amplitude de deformação e a razão de deformação. A variação da tensão correspondente ao ciclo de deformação aplicado é mostrada na figura 3.7-b. Tendo em vista a ocorrência de deformação plástica, nota-se que a tensão é compressiva quando a deformação se anula.

Figura 3.7: Ciclos de deformação e correspondente ciclo de tensão (CONWAY & SJODAHL, 1991).

As mudanças nas propriedades dos materiais, que ocorrem no início do processo de fadiga, geralmente atingem valores de saturação e estão condicionados pela deformação plástica cíclica, que é o resultado da movimentação e interação de discordâncias. Dentre as mudanças que podem ser observadas, as mais importantes referem-se às propriedades do material e a maneira mais adequada para avaliação é através de medições contínuas do laço de histerese, durante o carregamento cíclico.

Figura 3.8 – Desenvolvimento de laços de histerese, sob controle de deformação (CONWAY & SJODAHL, 1991).

A figura 3.8 exemplifica um exemplo das evoluções dos laços de histerese. Os limites de deformação total (elástica + plástica) permanecem constantes, mas os valores da tensão necessária para atingir a deformação aumentam progressivamente (seqüência O-A-B-C-D), caracterizando o que se define como endurecimento cíclico. O efeito inverso, o amolecimento por deformação cíclica também pode ocorrer. Na figura 3.9 estão representadas o endurecimento e o amolecimento cíclicos correspondentes a carregamentos com controle de tensão (a) e deformação (b). A susceptibilidade de um material ao endurecimento ou amolecimento cíclico pode ser prevista por meio de regras empíricas que levam em conta parâmetros da curva tensão – deformação monotônica (HERTZBERG, 1995). A razão pela qual estes comportamentos ocorrem está relacionada à natureza e estabilidade da estrutura de discordâncias do material. O endurecimento cíclico é típico de materiais recozidos, que apresentam baixa densidade de discordâncias (da ordem de 10^{11} a $10^{12} / \text{m}^2$ para metais policristalinos), enquanto que o amolecimento cíclico ocorre em materiais endurecidos; a densidade de discordâncias em materiais conformados a frio, por exemplo, pode atingir $10^{17} / \text{m}^2$ (KLESNIL & LUKAS, 1992).

Figura 3.9: Representação esquemática de comportamentos cíclicos. a) controle de tensão; b) controle de deformação (HERTZBERG, 1995).

3.5 – Curva tensão – deformação cíclica

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 3.10. 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 20% a 40% da vida total (MITCHELL, 1978).

Figura 3.10: 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, para efeito de cálculos, considera-se que isto ocorra na metade da vida do corpo-de-prova (RAO et al, 1985).

Os melhores critérios para definir a vida em fadiga de baixo ciclo de um corpo-de-prova são a formação de cúspide na porção inferior compressiva da histerese de carregamento, ou a diminuição da tensão máxima de tração em 20% da tensão correspondente ao estado estável (RAO et al, 1985).

Após o endurecimento ou amolecimento ter se completado, a maioria dos materiais exibe um comportamento estável, entre 20 a 50% da vida para falhar (MITCHELL, 2000). As amplitudes de tensão e deformação atingem seus valores de saturação, e não se observam alterações subseqüentes na forma e na área do laço de histerese. Através da realização de uma série de ensaios a diferentes amplitudes (controladas pela tensão ou deformação), obtém-se um conjunto de

laços de histerese estáveis. A curva obtida ao se conectar as pontas destes laços de histerese, conforme mostra a figura 3.11, fornece a relação entre as amplitudes de tensão e deformação na saturação e é denominada curva tensão - deformação cíclica.

Figura 3.11: Curva tensão – deformação cíclica (CONWAY & SJODAHL, 1991).

A figura 3.12 mostra a curva da tensão em função da deformação cíclica para um aço carbono, abrangendo as regiões de altos e baixos ciclos. Observa-se que os pontos de amplitude de tensão (σ_a) versus amplitude de deformação plástica (ϵ_{ap}) seguem uma linha reta quando visualizados na escala bilogarítmica e a curva tensão-deformação cíclica pode, portanto, ser descrita pela equação 3.18, a seguir:

$$\sigma_a = k' \left(\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} \right)^{n'} \quad (3.18)$$

onde k' é o coeficiente de resistência cíclica (intercepto para $\varepsilon_p=1$), n' é o expoente de encruamento cíclico (inclinação da reta).

Figura 3.12: Curva tensão em função da deformação plástica cíclica (KLESNIL & LUKAS, 1992).

Em um laço de histerese, a variação da deformação total é dada pela soma das parcelas elástica e plástica, expressa pela equação (3.19) e exemplificada na figura 3.13 (RIBEIRO et al, 1999).

$$\Delta \varepsilon_t = \Delta \varepsilon_e + \varepsilon_p \quad (3.19)$$

Figura 3.13: Deformações elástica e plástica em um laço de histerese (RIBEIRO et al, 1999).

3.6 – Curva deformação – vida

Segundo CONWAY & SJODAHL (1991), a forma geral da expressão que relaciona a variação de deformação total com a vida em fadiga foi proposta pela primeira vez por Manson. Foi, porém MORROW (1965) quem estabeleceu a superposição da lei de Basquin (equação 3.20.) à equação de Coffin-Manson (equação 3.21) para se chegar à expressão deformação – vida (equação 3.22).

$$\sigma_a = \sigma'_f \cdot (2N_f)^b \quad (3.20)$$

A expressão (3.20) relaciona a amplitude de tensão, σ_a , com o número de reversos para falhar, $2N_f$, o coeficiente de resistência à fadiga, σ'_f , e o expoente de resistência à fadiga, b . estes parâmetros são obtidos pela linearização em

coordenadas bilogarítmicas da curva deformação elástica-vida, como ilustrado na figura 3.14.

Tal qual a relação tensão real-vida (3.20), os dados de deformação plástica-vida (3.21) podem também ser relacionados por uma lei exponencial.

$$\frac{\Delta \varepsilon_p}{2} = \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (3.21)$$

onde ε'_f é o coeficiente de ductilidade à fadiga, c o expoente de ductilidade à fadiga. São obtidos pela linearização em coordenadas bilogarítmicas da curva deformação plástica-vida, como ilustrado na figura 3.14.

Dividindo a equação (3.20) por E (módulo de elasticidade) para se obter a amplitude de deformação elástica e somando com a equação (3.21), tem-se a relação deformação-vida:

$$\frac{\Delta \varepsilon_t}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (2N_f)^b + \varepsilon'_f (2N_f)^c \quad (3.22)$$

Esta equação descreve o comportamento bi-linear da curva de fadiga representada na figura 3.14, e é a equação fundamental de fadiga sob controle de deformação, que é chamada de relação deformação-vida.

A equação (3.22) têm ampla abrangência, tanto em fadiga de alto, como na de baixo ciclo. A interseção das linhas elástica e plástica é considerada a fronteira entre essas duas regiões, sendo denominada vida de transição, $2N_t$. Para vidas pequenas, menores que $2N_t$, a deformação plástica predomina, e os parâmetros de ductilidade controlam o comportamento do material. Para vidas longas, maiores

que $2N_t$ a deformação elástica predomina sobre a plástica e os parâmetros de resistência controlam o comportamento do material.

Assim, pode-se definir a fadiga de baixo ciclo como aquela em que a variação da deformação plástica é maior que a da deformação elástica. (ESIS, 1996).

Como na vida de transição à fadiga $2N_t$, as componentes de deformação elástica e plástica são iguais, pode-se calcular o valor de $2N_t$ por:

$$2N_t = \left(\frac{\varepsilon'_f \cdot E}{\sigma'_f} \right)^{\frac{1}{(b-c)}} \quad (3.23)$$

Figura 3.14: Representação esquemática da curva deformação-vida (MITCHELL, 2000).

3.7 – Métodos de previsão de vida de modelos estimativos

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 (ϵ -N), 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 ainda são bastante utilizados para se obter resultados preliminares das curvas ϵ -N e S-N (BRENNAN, 1994). Foram propostos os métodos “correlação 4 pontos” e “inclinações universais” para estimar a curva S-N, composta de comportamento elástico e plástico que são linearizados quando são plotados em gráficos em escala bilogarítmica (MANSON, 1965). Em 1977 foi desenvolvido outro método (SOCIE et al¹ apud ONG, 1993a), adequado para aço principalmente, denominado “método de Socie et al” (ONG, 1993a), ou o “Método de Mitchell” (PARK & SONG, 1995).

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 para diferentes tipos de metais (BRENNAN, 1994). Entretanto, tem-se verificado que as curvas deformação-vida estimadas por este método são muito conservativas em relação às obtidas experimentalmente, na região de alto ciclo (PARK & SONG, 1995). Para melhorar este método foi desenvolvido um novo método denominado “método da inclinação universal modificado” (MURALIDHARAM & MANSON² apud PARK & SONG, 1995), ou “correlação 4 pontos modificado” (ONG, 1993b).

Apesar da existência dos vários métodos desenvolvidos com finalidade de estimar as propriedades de fadiga, poucos trabalhos têm avaliado estes métodos, e os resultados destes resultados são contraditórios. Os três métodos geralmente utilizados foram avaliados, “correlação 4 pontos”, “inclinação universal”, e o “método de Socie et al”, e concluiu-se que os métodos “correlação 4 pontos” e “inclinação universal” apresentavam os melhores resultados estimados (ONG, 1993b).

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

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

Os seis métodos acima mencionados foram avaliados mais recentemente, utilizando-se 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 (PARK & SONG, 1995). Analisando todos os materiais juntos, concluiu-se 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 (Sr), 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 se obter resultados satisfatórios, uma vez que para utilizar este método são necessários somente os valores do limite de escoamento do material 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, concluiu-se também 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 (PARK & SONG, 1995). Para os aços carbono comum e de alto teor de liga, o método Bäuml e Seeger (BÄUMEL & SEEGER³ apud PARK & SONG (1995)), 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 ligas de titânio.

Milan (1999) listou todos os coeficientes da equação de Basquin mais Coffin-Manson (eq. 3.22) para cada um dos seis métodos utilizados para prever a curva deformação-vida a partir das propriedades monotônicas dos metais. A tabela 3.1, a seguir, apresenta todos estes coeficientes.

³BAUMELL, A., Jr.; SEEGER, T. (1990). Materials data for cyclic loading. Supplement l'Élsvier 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.

Tabela 3.1: Coeficientes da equação (eq. 3.22) deformação-vida estimados a partir das propriedades mecânicas de tração (MILAN, 1999).

Métodos	σ'/E	b	ϵ'_t	c
4 Pontos	$0,5 \cdot 10^{b \log 2 + \log \left[\frac{2,25Sr(1+D)}{0,9} \right]}$	$\frac{\log \left[\frac{2,5(1+D)}{0,9} \right]}{\log [/(4 \cdot 10^3)]}$	$0,5 \cdot 10^{c \log \frac{1}{20} + \log \left(\frac{1}{4} D^{\frac{3}{4}} \right)}$	$\frac{1}{3} \log \left[\frac{0,0132 - \Delta \epsilon_e^*}{1,91} \right] - \frac{1}{3} \log \left[\frac{1}{4} D^{\frac{3}{4}} \right]$
4 Pontos Modificado	$\frac{Sr(1+D)}{E}$	$\frac{1}{6} \left[\log \left[0,17 \left(\frac{Sr}{E} \right)^{0,81} \right] - \log \left[\frac{Sr(1+D)}{E} \right] \right]$	D	$\frac{1}{4} \left[\log \left(\frac{0,00737 - \frac{\Delta \epsilon_e^@}{2}}{2,074} \right) - \log D \right]$
Socie et al	$\frac{Sr + 345}{E}$	$-\frac{1}{6} \log \left[\frac{2(Sr + 345)}{Sr} \right]$	D	-0,6
Inclinação Universal	$1,9018 \frac{Sr}{E}$	-0,12	$0,7570^{0,6}$	-0,6
Inclinação Universal modificada	$0,6227 \left(\frac{Sr}{E} \right)^{0,832}$	-0,09	$0,0196 D^{0,155} \left(\frac{Sr}{E} \right)^{-0,53}$	-0,56
Bäumel & Seeger	$1,50 \frac{Sr}{E}$	-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.

$$\Delta \epsilon_e^* = 10^{b \log 4 + \log \left[\frac{2,5Sr(1+D)}{E} \right]}, \text{ sendo } Sr \text{ o limite de resistência à tração.}$$

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

$$\Psi = 1 \text{ para } Sr/E < 0,003 \text{ ou } \Psi = 1,375 - 125Sr/E \text{ para } Sr/E > 0,003.$$

Em 2004, foram analisados 845 diferentes metais, sendo 724 aços, 81 ligas de alumínio, e 15 diferentes ligas de titânio (MEGGIOLARO & CASTRO, 2004). Dos resultados obtidos, um novo método de estimativa da curva deformação-vida foi proposto e usa a mediana dos parâmetros individuais de cada um dos 845 metais, conforme proposto nas equações 3.24, 3.25, 3.26, na tabela 3.2, a seguir.

Tabela 3.2: Equações do novo método de estimativa da curva deformação-vida (MEGGIOLARO & CASTRO, 2004).

Material	Equação	Nº. da Equação
Aço	$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = 1,5 \frac{S_U}{E} (2N)^{-0,09} + 0,45(2N)^{-0,59}$	(3.24)
Alumínio	$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = 1,9 \frac{S_U}{E} (2N)^{-0,11} + 0,28(2N)^{-0,66}$	(3.25)
Titânio	$\frac{\Delta \varepsilon}{2} = 1,9 \frac{S_U}{E} (2N)^{-0,10} + 0,50(2N)^{-0,69}$	(3.26)

Deve-se ter certa atenção ao uso dos valores relacionados ao titânio, devido ao fato de que foram baseados em uma amostra de tamanho bastante limitado.

Os resultados deste método avaliaram estatisticamente os parâmetros estimados, baseados nos ensaios de tração e nas propriedades de fadiga estimadas com base nas propriedades monotônicas dos 845 metais.

Como exemplo de um modelo estimativo de comportamento tensão-deformação cíclico temos um modelo cinemático não-linear elasto-plástico com material de endurecimento isotrópico, formulado com fundamentos de termodinâmica de processos irreversíveis, que foi bastante utilizado e teve seu desenvolvimento impulsionado pelas necessidades da indústria aeronáutica, com as super ligas a base de níquel, e pela indústria nuclear, com os aços martensíticos inoxidáveis, e será brevemente comentado a seguir (BERNHART et al, 1999). Porém, pouca atenção foi dedicada à aplicação destes modelos para outros tipos de materiais. Todavia, o comportamento elasto-plástico de aços bainíticos, e o comportamento visco-plástico de revestimentos de aços martensíticos com 12% de cromo, foram modelados com sucesso.

O comportamento de um aço ferramenta (55NiCrMoV8) resistente a impactos mecânicos a altas temperaturas foi estudado, e a metodologia de seleção das variáveis (cinemáticas e isotrópicas), e o modelo de identificação dos

coeficientes foi explicado. A capacidade deste modelo foi verificada através de ensaios de fadiga de baixo ciclo, simétricos e assimétricos.

O aço ferramenta 55NiCrMoV8 analisado, com 47 HRC de dureza, apresentou um comportamento de amolecimento cíclico para todas as temperaturas (200, 300, 400, 500 e 550°C) e para todos os níveis de deformação total utilizados (0,9 a 2,0%), sem estabilização da tensão.

A figura 3.15 apresenta os laços de histerese experimentais e os obtidos pela aplicação do modelo.

Figura 3.15: Histereses simétricas experimentais (a) e ajustadas pelo modelo elasto-plástico (b) (BERNHART et al, 1999).

O modelo é capaz de reproduzir resultados experimentais com acuracidade, mesmo se a condição do teste não é usada para a identificação do modelo, como em ensaios de FBC com deformação total assimétrica (o efeito de Baushinger e o efeito da tensão média podem ser modelados).

A tabela 3.3 apresenta os resultados dos ensaios de fadiga de baixo ciclo a altas temperaturas, realizados para o material 55NiCrMoV8.

Tabela 3.3: Resultados gerais dos ensaios de fadiga de baixo ciclo a altas temperaturas para o material 55NiCrMoV8 (BERNHART et al, 1999).

Temperatura [°C]	Amplitude de Deformação Total $\Delta\epsilon$ (%)	Número de Ciclos para Falhar (Nf)	Semi-amplitude de Tensão à Meia-vida $\Delta\sigma_m/2$ (MPa)	Amplitude de Deformação Plástica à Meia-vida $\Delta\epsilon_{pm}$ (%)
200	1.2	7690	900	0.18
	1.4	4010	969	0.31
	1.6	2579	1007	0.47
300	1.1	9296	945	0.11
	1.2	6210	958	0.14
	1.4	4356	1023 ^(*)	0.26
	1.6	2700	1057	0.37
	1.8	1795	1101	0.51
400	1.2	6294	869 ^(*)	0.11
	1.3	4280	946 ^(*)	0.20
	1.4	2709	961 ^(*)	0.28
	1.5	3113	962	0.32
	1.6	2240	952 ^(*)	0.43
500	1.0	12780	709	0.07
	1.2	4313	823	0.18
	1.3	1941	795 ^(*)	0.29
	1.4	1907	816 ^(*)	0.31
	1.6	1410	829	0.55
	2.0	840	901	0.77
550	0.9	7755	596 ^(*)	0.09
	1.0	5066	655	0.15
	1.2	2303	707	0.30
	1.4	1221	716	0.47

(*) Iniciação de trinca fora da região abrangida pelo extensômetro

(^o) Iniciação de macrotrinca fora da região do comprimento útil do corpo-de-prova

Estes resultados foram bastante importantes e serviram como referência para o desenvolvimento do estudo para os aços H13 e Thyrothem 2999 EFS Supra deste trabalho.

3.8 – Fadiga de baixo ciclo

Os procedimentos experimentais de simulação em laboratório de condições de fadiga de baixo ciclo em componentes se desenvolveram bastante em função da necessidade dos avanços industriais, como nas indústrias nuclear e aeronáutica, e também em função da relativa simplicidade dos ensaios de fadiga de baixo ciclo isotérmica quando comparados aos ensaios de fadiga termo-mecânica. Por este motivo, a fadiga de baixo ciclo se tornou uma importante e poderosa ferramenta na caracterização das propriedades cíclicas dos materiais, devendo ser utilizada como etapa necessária e fundamental em um projeto que envolva seleção de materiais para aplicações de engenharia onde carregamentos cíclicos estão presentes.

Os problemas de fadiga termo-mecânica ocorrem em muitas aplicações de engenharia a altas temperaturas, onde os componentes são submetidos a carregamentos mecânicos cíclicos com temperatura variável. A mecânica da deformação e do dano para fadiga termo-mecânica é mais complexa do que para fadiga de baixo ciclo isotérmica a altas temperaturas, que tem sido objeto de numerosos estudos. Na fadiga termo-mecânica o comportamento tensão-deformação está associado aos ciclos de carregamentos mecânicos e aos ciclos térmicos, e é difícil determinar o efeito das muitas variáveis na influência deste comportamento. Muitos fatores que devem ser considerados incluem a faixa de temperatura, a temperatura máxima, os gradientes de temperatura, deformação mecânica, períodos e fases dos ciclos térmicos e mecânicos, o tempo de duração, geometria e tamanho dos corpos-de-prova, propriedades dos materiais e alterações metalúrgicas. Além disso, muitos destes fatores estão inter-relacionados. Porém, existem insuficientes estudos para este assunto em relação à sua importância nas aplicações em engenharia (Shi & Pluvillage, 1994).

Alguns testes laboratoriais de fadiga termo-mecânica em corpos-de-prova foram desenvolvidos para simular os carregamentos cíclicos térmicos e mecânicos combinados em fase, fora de fase, ou em formas mais complexas para determinar a resistência destes materiais nestas condições. Entretanto, estes testes são

muito caros e complexos, portanto, a determinação de modelos usando fadiga de baixo ciclo isotérmica para simular o comportamento cíclico da tensão-deformação da fadiga termo-mecânica se torna uma prática bastante interessante nas aplicações atuais de engenharia. Embora a mecânica do dano para a fadiga termo-mecânica seja tão conhecida quanto para a fadiga de baixo ciclo isotérmica, alguns fenômenos como deformação plástica, oxidação a altas temperaturas, fluência, entre outros fatores, ocorrem para ambos os casos, e os dados de fadiga de baixo ciclo isotérmica são tão ricos que se é possível investigar a fadiga termo-mecânica com estes dados.

A fadiga de baixo ciclo a altas temperaturas (ou fadiga de baixo ciclo isotérmica) é um processo interativo de diferentes mecanismos como a fadiga, corrosão, oxidação, fluência, entre outros, que produz falhas prematuras em componentes de engenharia usados em geração de energia, turbinas, motores de propulsão espacial, estruturas, ferramentais, e outros sistemas e subsistemas (Goswami, 1997). Os componentes nos exemplos citados acima são submetidos por períodos a carregamentos constantes e a carregamentos cíclicos mecânicos, térmicos, e outras fontes de tensões a altas temperaturas. Como resultado, ocorrem falhas prematuramente, e isto requer conhecimento para análise de falhas e desenvolvimento de métodos de previsão de vida aplicáveis em uma ampla gama de condições de testes laboratoriais. Muitas destas falhas têm ocorrido na aviação e na indústria de geração de energia desde 1950, e têm requerido o estudo de fadiga de baixo ciclo a altas temperaturas. Tipicamente, estas falhas associadas à vida cíclica abrangem desde poucas centenas até milhares de dezenas de ciclos.

No início dos anos 50, Manson e Coffin apresentaram correlações entre deformação plástica e número de ciclos para falhar, que acelerou o desenvolvimento de muitos métodos fenomenológicos, empiricamente fundamentados. Uma revisão recente descreve alguns métodos populares de previsão de vida desenvolvidos desde 1950. Halford resumizou mais de 100 métodos de previsão de vida para fadiga de baixo ciclo isotérmica e para fadiga termo-mecânica, publicados entre 1953 e 1991 (Halford^{4,5} apud Goswami, 1997). Os métodos de previsão de vida sumarizados por Halford foram classificados em duas frentes de pesquisa, sendo a iniciação do crescimento até um tamanho detectável, e fadiga de baixo ciclo como um processo total de crescimento de trinca, respectivamente.

Extensivas revisões, relatórios privados, e outras referências proveram a esfera de ação da pesquisa na área da fadiga de baixo ciclo a altas temperaturas e da previsão de vida desde os anos 50. Alguns poucos métodos fenomenológicos de previsão de vida empíricos receberam muita atenção e avaliações foram realizadas com dados limitados de fadiga de baixo ciclo a altas temperaturas para determinar suas aplicabilidades. Para aços carbono ligados, com baixo teor de elementos de liga não foi encontrado um método universalmente aplicável. Todos estes métodos têm combinado sucesso e limitações, onde alterações foram realizadas num método específico para analisar um particular tipo de dado. Tais versões modificadas de métodos de previsão de vida permanecem isoladas na literatura, devido à falta de esforços em estender as análises realizadas a novos tipos de dados. Porém, três métodos se tornaram ferramentas analíticas consagradas na área de previsão de vida à fadiga de baixo ciclo a altas temperaturas para componentes de engenharia, que seguem:

⁴HALFORD, G.R. Thermal stresses II. Elsevier Science Publication. Oxford, UK, 1987, chap.6, p.330-428, apud GOSWAMI, T. Low cycle fatigue life prediction – a new model. International Journal of Fatigue, v.19, p.109-15, 1997.

⁵HALFORD, G.R. Evolution of creep-fatigue life prediction models. ASME Winter Annual Meeting on Creep-Fatigue Interaction at High Temperature, v.21, ASTM, Philadelphia 1991, apud GOSWAMI, T. Low cycle fatigue life prediction – a new model. International Journal of Fatigue, v.19, p.109-15, 1997.

- Código do estudo nuclear - ASME N-47 (ANON⁶, 1976, apud GOSWAMI, T., 1997);
- Técnica de partição da amplitude de deformação - NASA Lewis (MANSON⁷ et al, 1971, apud GOSWAMI, T., 1997);
- Abordagem da mecânica do dano contínuo – Onera (LEMAITRE⁸ et al, 1973, apud GOSWAMI, T., 1997).

As duas primeiras técnicas são bastante difundidas pelo mundo todo, apesar de suas limitações, enquanto que a terceira está sendo desenvolvida e usada uma ferramenta de previsão de vida na França e Europa.

Existem vários trabalhos que estudam a correlação entre a fadiga de baixo ciclo isotérmica com a fadiga termo-mecânica, como exemplo o estudo do aço inoxidável austenítico 316L (Shi & Pluvinage, 1994). Outros exemplos de trabalhos de fadiga de baixo ciclo isotérmica serão citados a seguir.

O estudo do comportamento de um aço ferramenta martensítico para matrizes de forjamento (DIN 55NiCrMoV8) sob condições de fadiga de baixo ciclo a altas temperaturas foi realizado e um modelo de previsão de vida foi proposto (Bernhart et al, 1999). O modelo apresentou boa correlação entre os dados previstos e os dados experimentais, e esta boa correlação mostra que os modelos baseados em processos termodinâmicos irreversíveis têm bom ajuste para o comportamento cíclico de fadiga de aços ferramenta martensíticos.

⁶ANON, Code Case N-47, ASME Boiler and pressure vessel code. Criteria for design of elevated temperature, Class I components in Section III, Division I, ASME, New York, 1976, apud GOSWAMI, T. Low cycle fatigue life prediction – a new model. *International Journal of Fatigue*, v.19, p.109-15, 1997.

⁷MANSON, S.S., HALFORD, G.R., HIRSCHBERG, M.H., Proc. Of Symposium on design for elevated temperature environment, p.12-28, ASTM, Philadelphia, 1991, apud GOSWAMI, T. Low cycle fatigue life prediction – a new model. *International Journal of Fatigue*, v.19, p.109-15, 1997.

⁸LEMAITRE, J., CHABOCHE, J.L., MUNAKATA, Y. Proc. Symposium on mechanical behaviour of materials, Kyoto, Japan, p.239-49, 1973, apud GOSWAMI, T. Low cycle fatigue life prediction – a new model. *International Journal of Fatigue*, v.19, p.109-15, 1997.

Outro estudo do aço inoxidável 316L(N) sob condições de fadiga de baixo ciclo a altas temperaturas, com os ensaios conduzidos ao ar em vários níveis de deformação e de temperatura, investigou os mecanismos dependentes do tempo operantes na influência da deformação mecânica cíclica e no comportamento da fratura desta liga (Srinivasan et al, 1999). Uma peculiaridade muito interessante neste estudo é a constatação de um notável endurecimento cíclico observado em todas as condições ensaiadas. O aumento na resposta da tensão cíclica e o decréscimo dos níveis de deformação são manifestações de envelhecimento dinâmico (Dynamic Strain Ageing – DSA), resultado do aumento da dureza do material. Alguns estudos reportaram que a estrutura celular das discordâncias pode se alterar para uma estrutura planar, dependendo da temperatura do ensaio e dos níveis de deformação empregados, e pode também voltar para a estrutura celular, a partir da estrutura planar modificada.

Ainda para o aço inoxidável 316L, resultados de ensaios de fadiga de baixo ciclo em temperaturas entre 300 e 600°C também verificaram a fragilização induzida do material devido aos efeitos do envelhecimento dinâmico (DSA) (Hong et al, 2003).

Um outro aliado da fadiga de baixo ciclo é a relativa facilidade de correlação entre as propriedades monotônicas determinadas a partir de ensaios monotônicos de tração normalmente utilizados em projetos de componentes, com os resultados preditivos de fadiga de baixo ciclo. Ao longo dos anos muitos pesquisadores têm desenvolvido correlações entre os resultados de ensaios de tração monotônicos e as propriedades cíclicas dos materiais (Roessle & Fatemi, 2000). Tais relações são extremamente desejadas devido ao tempo e esforços requeridos na determinação destas propriedades cíclicas, quando comparadas à simplicidade dos ensaios de tração monotônicos. Se correlações confiáveis com boa acuracidade são estabelecidas, previsões de durabilidade e/ou otimizações nas análises podem ser realizadas, a despeito do longo tempo e alto custo consumidos com ensaios de fadiga.

3.9 – Aços ferramenta

Um aço ferramenta é um tipo de aço usado para a confecção de ferramentas para corte, conformação, ou qualquer tipo de processo que transforme um material em uma peça ou componente para um uso específico (Metals Handbook, 1980). Os primeiros aços ferramenta eram simples, confeccionados com aços carbonos comuns, porém a partir de 1868 e através do século 20, foram se tornando mais complexos, e aços ferramenta com altos teores de elementos de liga passaram a ser desenvolvidos. Estes complexos aços ferramenta altamente ligados, que podem conter entre outros elementos químicos, grandes quantidades de tungstênio, manganês, cromo, vanádio, molibdênio, etc, tornam possível atender demandas de serviços altamente severas, e conferir uma alta estabilidade dimensional além de eliminar o surgimento das trincas comuns de tratamentos térmicos. Muitos aços ferramenta são também amplamente utilizados para usinagem de componentes e para aplicações estruturais, onde severos requisitos devem ser atendidos, tais como resistência a altas temperaturas, resistência a altas cargas mecânicas, resistência ao desgaste, entre outros.

Quando em serviço, a maioria destes aços está sujeita a cargas extremamente altas que são velozmente aplicadas. Estes aços devem resistir a estas cargas por muitas vezes sem falhar e sem apresentar excessivo desgaste ou deformação. Em muitas aplicações estes aços devem apresentar estas características sob condições onde se desenvolvem altas temperaturas na ferramenta. Não existe um material específico que combine máxima resistência, resistência ao desgaste, e resistência ao amolecimento sob altas temperaturas. Conseqüentemente, a seleção de um material próprio para uma dada aplicação geralmente requer uma experiência para se obter uma ótima combinação destas características.

A maioria dos aços ferramenta provém de materiais vazados em aciarias, porém fundidos de precisão podem ser usados em algumas aplicações. O processo de metalurgia do pó também é usado para se fabricar aços ferramenta, e proporciona maior uniformidade no tamanho dos carbonetos distribuídos em

grandes secções, além de tornar possível a obtenção de composições especiais difíceis de obter por processos de fusão convencionais.

Para aços ferramentas fundidos e laminados, a matéria-prima (incluindo sucata) é cuidadosamente selecionada, não apenas para garantir as quantidades dos elementos constituintes, mas também para assegurar a qualidade do material, quanto à limpeza e homogeneidade do produto final.

Aços ferramenta são geralmente vazados em grandes tonelagens em fornos elétricos, para atingir tolerâncias economicamente e tecnicamente viáveis, e para se ter boa limpeza do aço e um preciso controle das condições de fundição. Processos especiais de refino e refusão têm surgido para satisfazer necessidades específicas relativas à qualidade e performance da ferramenta. Os aços média e altamente ligados requerem controle especial na conformação e laminação, que podem resultar em grande quantidade de refugo. Barras semi-acabadas e acabadas têm processos rigorosos de inspeção durante e após o processamento. Esta inspeção pode ser bastante rigorosa, sendo que as duas extremidades das barras podem ter testes de macroestrutura, limpeza (inclusões), dureza, tamanho de grão, estrutura normalizada, temperabilidade, e a barra toda pode ser sujeita à inspeção magnética e por ultra-som, para detectar descontinuidades superficiais e internas, respectivamente. É muito importante que as barras de aços ferramenta acabada tenha mínima descarbonetação, e os processos de normalização devem ser feitos sob procedimentos especiais com condições de controle bem definidas.

Tal precisão nas práticas de produção e tal rigor nas práticas de controle, além do alto custo dos elementos de liga, contribuem para o alto custo dos aços ferramenta. A exigência da qualidade no processamento destas ligas especiais é exigida porque a elaboração do ferramental a partir das barras ou blocos é um processo normalmente complicado, justificando por si só o valor do material. Embora alguns aços estruturais se assemelhem a alguns aços ferramenta em suas composições, estes são raramente utilizados para ferramentais, porque, geralmente eles não têm o mesmo processo com a rigorosa qualidade dos aços ferramenta.

A performance de um ferramental em serviço depende da qualidade do projeto com que foi elaborado, da precisão com que foi produzido, da correta seleção do material e do tratamento térmico a que foi submetido. O bom desempenho do ferramental em serviço depende do atendimento destes quatro requisitos.

Com poucas exceções, todos os aços ferramenta podem ser termicamente tratados para desenvolver combinações específicas de resistência ao desgaste, à aplicação de altas cargas, e ao amolecimento sob altas temperaturas.

Muitas operações de trabalho envolvem impacto, conformação, e corte de material a altas temperaturas. O grupo de aços ferramenta para trabalho a quente, grupo H, foi desenvolvido para resistir à combinação de temperatura, alta pressão, e desgaste associadas a tais operações. Normalmente o grupo H tem médio teor de carbono (de 0,35 a 0,45%), além de conter cromo, molibdênio, tungstênio e vanádio, somando de 6 a 25% do total dos constituintes. Eles são divididos em três subgrupos: aços ferramenta para trabalho a quente ao cromo (tipos H10 a H19), ao tungstênio (Tipos H21 a H26), e ao molibdênio (tipo H42).

Os aços ferramenta para trabalho a quente ao cromo apresentam boa resistência ao amolecimento devido às altas temperaturas, devido ao seu teor médio de cromo, e devido à adição de elementos formadores de carbonetos, como o molibdênio, o tungstênio e o vanádio. O baixo teor de carbono e a baixa quantidade total de elementos de liga promovem resistência para as durezas normais de trabalho de 40 a 55 HRC. Altos teores de molibdênio e de tungstênio aumentam a resistência a quente, com pouca redução da resistência. Vanádio é adicionado para conferir resistência ao desgaste a quente. O aumento do teor de silício promove a resistência à oxidação a altas temperaturas, até 800°C. Os tipos mais utilizados são o H11, H12, e H13.

Todos os aços deste grupo são bastante temperáveis. Os aços H11, H12, e H13 podem ser temperáveis ao ar, para atingir total dureza de serviço em seções de até 150 mm. As qualidades do endurecimento ao ar e o teor de liga balanceado destes aços resultam em baixa distorção durante a têmpera. Os aços ferramenta para trabalho a quente ao cromo são especialmente bem adaptados para matrizes

de trabalho a quente de todos os tipos, particularmente para matrizes de extrusão, para moldes de fundição, para matrizes de forjamento, para mandris e facas de tesouras de corte. A maioria destes aços tem teor de carbono e de elementos de liga baixo o suficiente para poderem ser resfriados por água durante serviço, sem trincar. Outras importantes vantagens destes aços para aplicações estruturais e ferramentais incluem a facilidade de conformação e de trabalhabilidade, como boa soldabilidade, o coeficiente de expansão térmica relativamente baixo, condutividade térmica aceitável, e resistência à oxidação e à corrosão acima da média.

Em especial, o aço H13 e o aço Thyrotherm 2999 EFS Supra são recomendados para utilização na confecção de matrizes e punções de forjamento a quente, matrizes de recalçamento a quente, insertos para matrizes, moldes e componentes de máquinas de fundição sob pressão de ligas de zinco e alumínio, matrizes de extrusão de latão, alumínio e magnésio, mandris e outros componentes de extrusoras, moldes para plásticos, e facas de tesouras de corte a quente. Estes aços apresentam excelentes propriedades mecânicas em temperaturas elevadas, além de alta usinabilidade e grande estabilidade dimensional no tratamento térmico, e de ser pouco sensível aos choques térmicos que ocorrem em ferramentas refrigeradas por água. Outra característica muito peculiar destes materiais é a resistência ao impacto, podendo ser superior a 300 J, na condição de serviço, beneficiados para durezas na ordem de 55 HRC. Iremos abordar aqui as características e propriedades destes materiais, quando utilizados para aplicações em matrizes de forjamento a quente, mais especificamente para processos de forjamento a morno em prensas mecânicas.

A temperatura de serviço das matrizes nos processos de forjamento a morno é de aproximadamente 400°C, porém, podendo atingir temperaturas mais elevadas em algumas regiões na superfície, onde há o contato da matriz com a peça, dependendo do tempo de contato da peça com a matriz de forjamento, tempo este determinado pelo ritmo de produção, podendo a peça atingir temperaturas da ordem de 1000°C.

Os aços ferramenta para trabalho a quente ao tungstênio, dos tipos H21 ao H26, têm como principais elementos o carbono, o tungstênio, o cromo e o vanádio. O alto teor de elementos de liga torna estes aços mais resistentes às altas temperaturas que os aços H11, H12, e H13. Entretanto, este alto teor também os torna mais susceptíveis a fragilização nas durezas normais de serviço, de 45 a 55 HRC, impossibilitando-os de serem resfriados por água quando em serviço.

O único aço ferramenta para trabalho a quente ao molibdênio, H42, contém carbono, molibdênio, cromo, vanádio, e tungstênio. Este subgrupo é bastante similar ao subgrupo dos aços ao tungstênio, tendo características e finalidades quase idênticas. Embora sua composição seja bastante similar a vários tipos de aço rápido ao molibdênio, ele tem menores teores de carbono, e apresenta maior resistência. A principal vantagem deste aço sobre os aços do grupo do tungstênio, é o preço inicial inferior. Ele é também mais resistente ao desgaste por atrito em altas temperaturas que os aços ao tungstênio, e assim como para todos os aços com alto teor de molibdênio, requer grande cuidado no tratamento térmico, especialmente em relação à descarbonetação e ao controle da temperatura de austenitização.

Novas tecnologias de produção e processamento metalúrgico dos aços ferramenta apresentam grande evolução na qualidade das propriedades obtidas. Os processos de refusão ou refino sob escória eletro-condutora são exemplos de avanços em relação aos processos normais de vazamento destes aços.

3.9.1 – Carbonetos metálicos em aços ferramenta

O projeto e seleção de materiais para aços ferramenta são fortemente influenciados pela presença dos elementos de liga formadores de carbonetos como o cromo, o molibdênio, o vanádio, e o tungstênio (Krauss, 1990). A segregação destes elementos entre a matriz austenítica e os carbonetos ocorrem durante a solidificação, o trabalho a quente, o recozimento, e a austenitização para a têmpera. Durante a têmpera, os carbonetos metálicos formados na austenita são retidos e parte da matriz austenítica se transforma em martensita. Parte da segregação dos elementos de liga ocorre durante o revenimento conforme a austenita retida se transforma e a precipitação de finos carbonetos acontece na matriz de martensita revenida. A resistência mecânica e ao desgaste são providas devido a todos os elementos presentes na microestrutura: os carbonetos retidos, a martensita revenida, e os carbonetos formados no revenimento.

Nos aços, os metais formadores das estruturas cristalinas dos carbonetos incorporam ferro e também outros elementos de liga metálicos formadores de carbonetos e, portanto, a letra “M” é usada para designar o número total de átomos componentes de um carboneto.

O carboneto do tipo M_3C , com cela cristalina do tipo ortorrômbica, é um carboneto do tipo cementita (Fe_3C), onde M pode conter Fe, Mn, Cr, Mo, V, e W.

O carboneto do tipo M_7C_3 , com cela cristalina hexagonal, é o mais encontrado em aços ligados ao cromo, são resistentes à dissolução a altas temperaturas, e apresentam alta dureza e resistência à abrasão.

O carboneto do tipo $M_{23}C_6$, com cela cristalina de face cúbica centrada, é muito comum nos aços altamente ligados ao cromo, como nos aços rápido.

O carboneto do tipo M_6C , com cela cristalina de face cúbica centrada, é um carboneto típico de aço rico em Mo ou W, podendo conter quantidades moderadas de Cr, V, ou Co, e são extremamente resistentes à abrasão.

O carboneto do tipo M_2C , com cela cristalina hexagonal, é um carboneto típico de aços também ricos em Mo ou W, que aparecem depois do revenimento, e podem dissolver grande quantidade de Cr.

O carboneto do tipo MC, com cela cristalina de face cúbica centrada, é um carboneto rico em V, resistente à dissolução, e a pequena quantidade que dissolve, precipita no endurecimento secundário.

Os carbonetos mais comuns formados pelos elementos de transição (elementos de liga) da tabela periódica são do tipo $Cr_{23}C_6$, Cr_7C_3 , Cr_3C_2 para o cromo, do tipo Mo_2C , Mo_3C_2 , MoC_{1-x} , para o molibdênio, e do tipo V_4C_3 , V_2C , e VC para o vanádio.

Existem, porém carbonetos bastante complexos, como exemplos o $(CrFe)_7C_3$, o $(FeWMo)_6C$, Fe_4Mo_2C , Fe_3Mo_3C , e além disso eles podem coexistir simultaneamente na mesma microestrutura, juntamente também com estruturas como ferrita, austenita e martensita.

A alta temperabilidade destes aços efetivamente suprime a formação de perlita, em qualquer taxa de resfriamento, e a bainita também é difícil de se obter. Entretanto, formação de carbonetos nos contornos de grãos austeníticos é difícil de se evitar. As pequenas quantidades contidas nos contornos de grão não chegam a afetar a dureza significativamente, porém, podem diminuir a resistência à fratura do aço, como quando em performance em matrizes de forjamento, como o aço H13.

De acordo com a composição dos aços H13 e Thyrotherm aqui estudados, tem-se a formação de carbonetos na matriz do tipo M_3C ricos em cementita, e M_3C_2 , ricos em cromo como Cr_3C_2 , do M_2C , ricos em molibdênio como Mo_2C , além de carbonetos ricos em vanádio VC, ou V_4C_3 , e nos contornos de grão com carbonetos ricos em cromo, do tipo M_7C_3 , e $M_{23}C_6$. Estes carbonetos tendem a se agrupar com uma orientação similar.

Algumas observações de microscopia eletrônica de varredura feitas em finas folhas retiradas de corpos-de-prova de um aço ferramenta ao Cr-Mo-V, similar aos deste estudo, ensaiados à temperatura ambiente e a altas temperaturas puderam detectar algumas alterações (ZHONG-GUANG et al, 1985).

Percebe-se uma desorientação do alinhamento inicial dos carbonetos, supostamente devido à degradação dos carbonetos pela deformação cíclica, no corpo-de-prova ensaiado à temperatura ambiente. Na amostra do corpo-de-prova ensaiado em alta temperatura, a posição dos carbonetos adotou um razoável e bem-definido padrão celular após o ensaio, além dos carbonetos assumirem um formato mais arredondado e grosseiro. Deste trabalho concluiu-se que a deformação cíclica tem grande efeito sobre a morfologia dos carbonetos e que o nível de deformação não tem tanto efeito. Portanto, desde que se observa que o efeito da deformação seja cumulativo, pode-se prever que seja possível que para longas vidas em níveis de deformação pequenos obtenha-se grandes alterações na morfologia dos carbonetos. Para a análise da composição dos carbonetos e suas possíveis alterações, foram feitas mais de 200 análises de espectro de energia de dispersão no estado inicial antes dos ensaios. Amostra de ensaio à temperatura ambiente mostra alteração na composição dos carbonetos, geralmente observando-se um aumento no teor de Mo. Amostra de ensaio em alta temperatura também induziu a formação de carbonetos ricos em Mo e V.

4 – MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 – Materiais

Os materiais utilizados neste trabalho são dois aços ferramenta, o aço ferramenta comercialmente chamado de H13, e o outro aço ferramenta de Thyrotherm 2999 EFS Supra. São ligas do tipo cromo-molibênio-vanádio para trabalho a quente. Eles são designados comercialmente pelos códigos 1.2344, e 1.2999, e também por DIN X40CrMoV5-1, e DIN X45MoCrV5-3-1, respectivamente (WEGST, 2001). A condição de fornecimento das barras laminadas e recozidas aparece na tabela 4.1, abaixo:

Tabela 4.1: Características dos materiais na condição de fornecimento.

Especificação	Material 1	Material 2
Designação	H13	Thyrotherm 2999 EFS Supra
	1.2344	1.2999
	X40CrMoV5-1	X45MoCrV5-3-1
Temperatura de recozimento [°C]	870	800
Dureza de recozimento [HB]	235	230

As barras fornecidas possuíam originalmente diâmetro aproximado de 25,4 mm, por aproximadamente 100,0 mm de comprimento. As figuras 4.1 e 4.2, abaixo, apresentam as microestruturas dos aços ferramentas recozidos, conforme foram fornecidos. A figura 4.1 é referente ao aço Thyrotherm 2999 EFS Supra, e a figura 4.2 é referente ao aço H13.

Figura 4.1: Microestruturas do aço Thyrotherm 2999 EFS Supra na condição de recebimento do material recozido; a) Sentido transversal; b) Sentido longitudinal; Aumento 200x; ataque: Nital 3%.

Figura 4.2: Microestruturas do aço H13 na condição de recebimento do material recozido; a) Sentido transversal; b) Sentido longitudinal; Aumento 200x; ataque: Nital 3%.

A análise microscópica apresenta microestruturas típicas de aço ferramenta recozido, com carbonetos metálicos de elementos de liga esferoidizados, dispersos numa matriz ferrítica, com grãos equiaxiais de tamanho 8 (ASTM E112-96, 2000), quando observados em microscópios ópticos.

As composições químicas especificadas em catálogos comerciais de fornecimento dos materiais, e as encontradas em análise em um Espectrômetro de Emissão Óptica, da marca Spectrolab, de modelo M5, em % peso, para os dois materiais podem ser vistas na tabela 4.2, na página seguinte.

Tabela 4.2: Composição química dos aços H13 e Thyrotherm 2999.

Elemento	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	W	Cu	Al	V
H13 Especificado	0.40	1.00	-	-	-	5.00	-	1.50	-	-	-	1.00
H13 Encontrado	0.34	0.99	0.33	0.016	0.001	4.82	0.17	1.23	0.14	0.06	0.034	0.87
2999 Especificado	0.45	0.30	0.30	-	-	3.00	-	5.00	-	-	-	1.00
2999 Encontrado	0.39	0.34	0.32	0.020	0.002	3.34	0.43	5.04	0.08	0.12	0.017	0.89

Observação: Os valores especificados são valores médios recomendados, não sendo apresentada uma faixa com valores mínimos e máximos para cada elemento.

Outro fato importante a ser mencionado é que os materiais utilizados foram adquiridos nas mesmas condições em que são comumente fornecidos comercialmente, e não em condições especiais de processamento metalúrgico como processos especiais de refino, que são processos de refusão chamados de Refusão sob escória eletrocondutora (Eletro Slag Remelting), ou Refino sob escória eletrocondutora (Eletro Slag Refining), cujas microestruturas resultantes são finas, homogêneas, e mais compactas, sem porosidades, e as poucas inclusões, se ainda presentes, são menores e mais distribuídas, o que melhora muito a performance do material quando em serviço.

Os corpos-de-prova foram usinados após o tratamento térmico de beneficiamento, e todas as medidas de dureza foram realizadas após a usinagem dos mesmos.

4.2 – Tratamento térmico dos materiais

Os dois materiais foram tratados termicamente por processo de têmpera seguida de duplo revenimento, objetivando-se três condições distintas de durezas: 42 HRC, 52 HRC e 58 HRC. As curvas de revenimento de cada material, conforme pode ser observado na figura 4.3, foram utilizadas para a determinação das respectivas temperaturas de revenimento, que permitiram a obtenção de tais

durezas. O material H13 apresenta uma faixa de durezas, enquanto o material Thyrotherm apresenta um valor médio para as durezas de revenimento.

Figura 4.3: Curvas de revenimento dos aços H13 e Thyrotherm 2999 EFS Supra (Catálogos comerciais Aços Villares e Thyssen).

O processo de tratamento térmico de beneficiamento dos aços Thyrotherm 2999 EFS Supra e H13, foi composto de três etapas para têmpera, e três etapas para o revenimento também:

- Aquecimento, austenitização, e resfriamento, para a têmpera, e,
- Aquecimento, equalização, e resfriamento, para o revenimento.

Para o aço 2999, a primeira parte do aquecimento foi realizada a uma taxa de aquecimento de 50°C/min até a temperatura aproximada de 650°C, e depois até uma temperatura entre a faixa de 1050 e 1100°C, com uma taxa de 16°C/min, permanecendo nesta temperatura por volta de 30 minutos. O resfriamento ao ar foi feito até a temperatura de 100°C, na qual permaneceu até a equalização.

O revenimento foi realizado duas vezes (duplo revenido), na temperatura especificada para a dureza desejada, e a equalização nesta temperatura teve duração de 2 horas: é recomendado 1 hora para cada 20mm de espessura, ou

pelo menos 2 horas, para espessuras maiores que 20mm. As temperaturas de revenimento para este aço foram utilizadas em 500, 550, e 650°C, para as durezas de 52, 58, e 42 HRC, respectivamente.

Para o aço H13, o aquecimento para a têmpera foi feito até a faixa de temperatura entre 400 e 500°C, e em seguida até uma temperatura entre a faixa de 760 a 800°C, onde permaneceram até a completa homogeneização. Finalmente, foram aquecidos até a faixa de temperatura entre 980 a 1070°C, aí permanecendo até equalização em toda a massa. O resfriamento foi feito ao ar.

Para o revenimento, que foi realizado imediatamente após a têmpera, as peças foram aquecidas lenta e uniformemente, até a temperatura escolhida para a dureza desejada, aí permanecendo por 2 horas - é recomendado pelo menos 1 hora para cada 25mm de espessura. Recomenda-se também realizar sempre no mínimo dois revenimentos. O aquecimento para o segundo revenimento só foi iniciado após as peças terem atingido novamente a temperatura ambiente, conforme recomendado. As taxas de aquecimento são similares às do aço 2999. As temperaturas de revenimento para este aço foram utilizadas em 500, 550, e 620°C, para as durezas de 52, 58, e 42 HRC, respectivamente.

4.3 – Preparação dos corpos-de-prova

Após terem sido tratados termicamente, os corpos-de-prova foram usinados em tornos automáticos de comando numérico, em etapas de desbaste e acabamento final, conferindo boa repetibilidade das dimensões e tolerâncias especificadas, com diâmetro nominal de 6,5 mm, e comprimento nominal de medida de 30,0 mm e 15,0 mm, respectivamente para os corpos-de-prova de tração e de fadiga. Porém, o acabamento superficial não apresentou boa qualidade logo após a usinagem, devido à alta dureza encontrada nas barras após o tratamento térmico. Então foram utilizadas lixas de papel para conferir uma melhor rugosidade aos corpos-de-prova, atingindo-se a qualidade de superfície

espelhada. As rugosidades médias (Ra) encontradas ficaram na faixa de valores de 0,079 a 0,159 μm .

4.4 – Sistema de designação dos corpos-de-prova e dos ensaios

Estabeleceu-se um sistema de nomenclatura e designação para os corpos-de-prova, e conseqüentemente para os ensaios, onde se definiu uma sigla com um conjunto de 13 dígitos e letras para os ensaios de tração, e de 12 dígitos e letras para os ensaios de fadiga de baixo ciclo, conforme pode ser verificado a seguir:

Do primeiro ao segundo dígito: Designação da seqüência do ensaio, que também foi utilizado na identificação do cp (01 para o primeiro, 02 para o segundo, e assim por diante).

Do terceiro ao quinto dígito: Designação do material, com THY para o aço ferramenta Thyrotherm 2999 EFS Supra, e com H13, para o próprio aço ferramenta H13.

Do sexto ao oitavo dígito: Designação do ensaio, com TRT para ensaio de tração a temperatura ambiente (25°C), TQT para tração a quente (400°C), e com FBC para fadiga de baixo ciclo a 400°C.

Do nono ao décimo dígito: Designação da dureza do material, com 42, 52 ou 58, respectivamente para durezas de 42HRC, 52HRC e 58HRC.

Do décimo primeiro ao décimo segundo dígito para os ensaios de fadiga, ou do décimo primeiro ao décimo terceiro dígito para os ensaios de tração:

- Do décimo primeiro ao décimo segundo: Designação do nível de da amplitude total de deformação ($\Delta\epsilon_t/2$) usado nos ensaios de fadiga, podendo ser 05, 06, 07, 08, 09, 10, 11, correspondendo a 0.5%, 0.6%, 0.7%, 0.8%, 0.9%, 1.0% e 1.1% de deformação, respectivamente, portanto, estes dois últimos dígitos, apenas serão usados para os corpos-de-prova de fadiga, ou:
- Do décimo primeiro ao décimo terceiro: Designação da temperatura dos ensaios de tração, podendo ser 025, 400, 500 e 600, correspondendo a 25°C para os ensaios de tração à temperatura ambiente, e 400°C, 500°C e 600°C

para os ensaios de tração a altas temperaturas, portanto, estes três últimos dígitos, apenas serão usados para os corpos-de-prova de tração.

Exemplos de designação de corpos-de-prova, de acordo com o teste a que foi submetido, identificados conforme o sistema de nomenclatura estabelecido anteriormente:

- 41THYFBC5208, que significa o corpo-de-prova nº. 41, do material Thyrotherm com dureza de 52 HRC, submetido ao ensaio de fadiga com 0,8% de amplitude de deformação;
- 01H13TRT58025, que significa o corpo-de-prova nº. 01, do material H13 com 58 HRC de dureza, submetido à tração a temperatura ambiente;
- 67H13FBC5811, que significa o corpo-de-prova nº. 67, do material H13 com dureza de 58 HRC, submetido ao ensaio de fadiga com 1.1% de amplitude de deformação;
- 19THYTQT42600, que significa o corpo-de-prova nº. 19, do material Thyrotherm com dureza de 42 HRC, submetido à tração a 600°C, entre os demais ensaios realizados.

A figura 4.4 esquematiza a seqüência de dígitos e letras usados na designação dos corpos-de-prova.

Figura 4.4: Sistema de designação dos corpos-de-prova

4.5 – Ensaios de tração e fadiga isotérmica

Os ensaios de tração à temperatura ambiente (25°C) e a 400°C foram realizados conforme as normas ASTM E8M-01 (2001) e ASTM E21-92 (2000), respectivamente, com 2,0 mm/min de velocidade de deslocamento do pistão, e a figura 4.5 apresenta os corpos-de-prova:

Corpo de prova Tração

Figura 4.5: Foto e desenho dos corpos-de-prova dos ensaios de tração.

Os ensaios de fadiga isotérmica foram realizados de acordo com a norma ASTM E606-92 (1998). A amplitude de deformação total, $\Delta\epsilon_t/2$, que foi aplicada nestes ensaios variou de 0,5% a 1,1%, com razão de deformação $R_\epsilon = -1$, portanto com deformação média igual a zero. A carga aplicada para o ciclo de deformação foi uma onda no formato triangular, com frequência de oscilação de 0,5 Hz. Os ensaios foram conduzidos até a fratura final abrupta, ou encerrados quando houve um decréscimo de 10% do valor da carga máxima atingida durante o ensaio. Os corpos-de-prova utilizados foram do tipo “hour-glass test section”, com as conexões das extremidades do tipo “button-head”, conforme a figura 4.6:

Figura 4.6: Foto e desenho dos corpos-de-prova dos ensaios de fadiga de baixo ciclo.

As durezas nos corpos-de-prova foram medidas antes e após os ensaios de fadiga, para verificar o efeito da aplicação das cargas cíclicas de fadiga e da exposição dos corpos-de-prova à alta temperatura (400°C). As medidas após os ensaios foram realizadas na região do corpo-de-prova termicamente afetada. Os locais das medidas de dureza estão mostrados na figura 4.7:

Figura 4.7: Localização das medições das durezas antes e após os ensaios de fadiga.

4.6 – Sistema de ensaio

Os ensaios de fadiga isotérmica foram realizados sob controle de deformação total numa máquina servo-hidráulica MTS 810 de circuito fechado, com capacidade de carga de 250 kN, equipada com um controlador MTS MicroConsole 458.20. Para possibilitar a execução dos ensaios de fadiga isotérmica também foram utilizados: um forno de indução, um sistema de medição de temperatura, um extensômetro para medir a deformação em altas temperaturas. Além disso, utilizou-se um sistema de garras para o ensaio em altas temperaturas e um programa de controle de aquisição de dados.

4.6.1 – 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 fadiga em ambientes inertes (REMY, 1990). Por outro lado, a utilização deste método para o aquecimento durante os ensaios de fadiga 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 potencia entre 5-40kW e frequência entre 10-450kHz.

Para executar o aquecimento dos corpos-de-prova foi utilizado um forno de indução da marca INDUCTOHEAT, de 7,5 kW de potência e 200kHz de frequência. Os parâmetros de banda proporcional (P), taxa de integração (I), e tempo derivativo (D), dependentes do material e de suas propriedades eletromagnéticas, foram ajustados previamente aos ensaios, respectivamente com os valores:

- $P = 1,0$
- $I = 9,59$
- $D = 0$.

Estes parâmetros permitiram rápida obtenção do valor de temperatura especificada, e pequena variação nesta temperatura durante os ensaios, garantindo boa estabilidade no sistema de aquecimento.

Ao forno foi acoplada uma bobina indutora, especialmente projetada para possibilitar o aquecimento uniforme do comprimento de medida dos corpos-de-prova, além de permitir a passagem das hastes cerâmicas do extensômetro de altas temperaturas e do foco de mira a laser do pirômetro óptico. A bobina indutora especialmente projetada para as dimensões do corpo-de-prova tem diâmetro externo 54,0 mm, com três espiras de diâmetro de 4,4 mm, que proporcionaram o aquecimento uniforme ao longo do comprimento de medida dos corpos-de-prova.

4.6.2 – Sistema de medição de temperatura

As medidas de temperatura nos corpos-de-prova dos ensaios de tração a quente foram realizadas por meio de um pirômetro óptico infravermelho com mira a laser da marca Maureer, para medições de temperatura na faixa de 500 a 1100°C. Já as medidas de temperatura nos corpos-de-provas dos ensaios de fadiga isotérmica a 400°C, foram realizadas por meio de um pirômetro óptico infravermelho com mira a laser para medições de temperatura na faixa de -18°C a 500°C, da marca Raytek, modelo D9ETXSLTCF1L2. O pirômetro óptico é um equipamento essencial do sistema de ensaios de fadiga isotérmica acima da temperatura ambiente. A temperatura medida por este sensor é armazenada pelo sistema de aquisição de dados desenvolvido para os ensaios de fadiga isotérmica. Os corpos-de-prova foram pintados com tinta especial preta resistente às temperaturas elevadas, para garantir a acuracidade na aquisição das temperaturas pelo pirômetro.

4.6.3 – Extensômetro e garras

Para medir e controlar a deformação imposta ao corpo-de-prova em altas temperaturas podem ser utilizados extensômetros com hastes de quartzo ou de alumina. Nos ensaios em altas temperaturas deste trabalho foram utilizados extensômetros com hastes de alumina (Al_2O_3) com comprimento de medida de 12,0 mm, e 2,0 mm de diâmetro cada uma das duas hastes, de procedência da MTS, modelo DC632.03F.31. As hastes são acopladas ao corpo-de-prova, através de um mecanismo de molas. Deve-se ter especial atenção na montagem do extensômetro, por causa da bobina de indução, para que as hastes não toquem na bobina durante o movimento de tração e compressão do ensaio, mascarando assim a verdadeira aquisição de deformação do extensômetro. Além disso, a força exercida nas molas de fixação das hastes do extensômetro no corpo-de-prova deve ser controlada a fim de evitar a introdução de defeitos na superfície do corpo-de-prova (SEHITOGLU, 1996).

As figuras 4.8, 4.9, e 4.10, mostram, respectivamente, o detalhamento das garras, o detalhamento da montagem dos corpos-de-prova com as garras de fixação, e uma visão do equipamento de ensaio de fadiga a altas temperaturas e da montagem do corpo-de-prova, dos extensômetros e da bobina de indução.

Figura 4.8: Detalhamento das garras do sistema de fixação dos corpos-de-prova.

Figura 4.9: Detalhe da montagem dos corpos-de-prova de tração e de fadiga com as garras de fixação.

Figura 4.10: Vista do equipamento de ensaios e da montagem dos extensômetros, da bobina de indução com o corpo-de-prova, e do pirômetro.

4.6.4 – Programa de controle e aquisição de dados

O ensaio de fadiga isotérmica consiste na manutenção de uma determinada temperatura em função do tempo, durante a imposição de ciclos de deformação em função do tempo. O ensaio é monitorado por um microcomputador, juntamente com um sistema de aquisição (HP3852A, da Hewlett-Packard). O HP3852A é um aparelho multifunções que permite enviar os sinais de controle da deformação, assim como fazer a aquisição de dados de tensão (σ), deformação (ϵ) e temperatura (T) em função do tempo (t), conforme está ilustrado na figura 4.11.

Figura 4.11: Sistema de aquisição de dados e de controle do ensaio de fadiga a altas temperaturas.

A aquisição é feita por um voltímetro analógico-digital instalado no sistema de aquisição HP3852A. Para assegurar a emissão dos ciclos $\varepsilon(t)$, o computador deve gerar um sinal 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, e pode ser visto na figura 4.12:

Figura 4.12: Programa de aquisição e controle dos ensaios de fadiga isotérmica; 4 telas do mesmo programa para 4 ensaios de fadiga diferentes.

A realização dos ensaios de fadiga isotérmica 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 $R_e = -1$. Nestas condições, um eventual desalinhamento faria com que o corpo-de-prova fosse submetido também a esforços de flambagem durante o ensaio.

2. Medição do módulo de elasticidade, E , em diferentes temperaturas, com a finalidade de decompor a variação de deformação total, $\Delta\epsilon_t$, em variações de deformação elástica, $\Delta\epsilon_e$, e plástica, $\Delta\epsilon_p$. 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 a temperatura 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 o ciclo mecânico.

4. Início do ensaio, com controle de $\Delta\epsilon_t(t)/2$.

5. O ensaio é interrompido quando um dos seguintes fenômenos ocorrerem: a fratura abrupta do corpo-de-prova, ou quando a tensão sofre um decréscimo de 10% do valor máximo atingido durante o ensaio.

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

4.7 – Análise Fratográfica

O aspecto morfológico das superfícies de fratura dos corpos-de-prova ensaiados em fadiga isotérmica foi examinado utilizando a técnica de microscopia eletrônica de varredura. Foi utilizado um microscópio eletrônico ZEISS modelo DSN960, objetivando-se localizar e visualizar possíveis sítios de nucleação e as regiões de propagação da trinca.

5 – RESULTADOS

5.1 – Ensaios Realizados

As tabelas abaixo apresentam todos os ensaios realizados, tanto os de tração, na tabela 5.1, quanto os de fadiga, na tabela 5.2, e ainda relacionam alguns principais parâmetros dos ensaios e dos materiais, para melhor designação e identificação dos corpos-de-prova e dos ensaios, como pode ser visto abaixo:

Tabela 5.1: Relação dos ensaios de tração e nomenclatura usada na identificação dos corpos-de-prova.

SEQUÊNCIA	MATERIAL	ENSAIO	DUREZA	TEMPERATURA	DESIGNAÇÃO
-	-	-	[HRC]	[°C]	-
01	H13	TRT	58	25	01H13TRT58025
02		TQT	42	400	02H13TQT42400
03				500	03H13TQT42500
04				600	04H13TQT42600
05			58	400	05H13TQT58400
06				600	06H13TQT58600
07				500	07H13TQT58500
08			52	400	08H13TQT52400
09				500	09H13TQT52500
10				600	10H13TQT52600
15	THY	TRT	58	25	15THYTRT58025
16		TQT	58	600	16THYTQT58600
17				500	17THYTQT58500
18				400	18THYTQT58400
19			42	600	19THYTQT42600
20				500	20THYTQT42500
21				400	21THYTQT42400
22			52	600	22THYTQT52600
23				500	23THYTQT52500
24				400	24THYTQT52400

No total foram realizados 2 ensaios de tração a temperatura ambiente, 18 ensaios de tração a altas temperaturas (400, 500, e 600°C), totalizando 20 ensaios de tração, e 45 ensaios de fadiga de baixo ciclo na temperatura de 400°C.

Tabela 5.2: Relação dos ensaios de fadiga de baixo ciclo a 400 °C e nomenclatura utilizada para designação dos corpos-de-prova.

MATERIAL	SEQUÊNCIA	DUREZA	DEFORMAÇÃO	DESIGNAÇÃO
-	-	[HRC]	[%]	-
THY	31	58	0.8	31THYFBC5808
	32		0.9	32THYFBC5809
	33		0.9	33THYFBC5809
	34		1.0	34THYFBC5810
	35		1.0	35THYFBC5810
	36		1.1	36THYFBC5811
	37		1.1	37THYFBC5811
	41	52	0.8	41THYFBC5208
	42		0.8	42THYFBC5208
	43		0.8	43THYFBC5208
	44		0.9	44THYFBC5209
	45		0.9	45THYFBC5209
	46		1.0	46THYFBC5210
	47		1.0	47THYFBC5210
	51	42	0.5	51THYFBC4205
	52		0.5	52THYFBC4205
	53		0.6	53THYFBC4206
	54		0.6	54THYFBC4206
	55		0.7	55THYFBC4207
	56		0.7	56THYFBC4207
	57		0.8	57THYFBC4208
	58		0.8	58THYFBC4208
H13	61	58	0.8	61H13FBC5808
	62		0.9	62H13FBC5809
	63		0.9	63H13FBC5809
	64		1.0	64H13FBC5810
	65		1.0	65H13FBC5810
	66		1.1	66H13FBC5811
	67		1.1	67H13FBC5811
	71	52	0.7	71H13FBC5207
	72		0.7	72H13FBC5207
	73		0.8	73H13FBC5208
	74		0.8	74H13FBC5208
	75		0.9	75H13FBC5209
	76		0.9	76H13FBC5209
	77		1.0	77H13FBC5210
	78		1.0	78H13FBC5210
	81	42	0.5	81H13FBC4205
	82		0.5	82H13FBC4205
	83		0.6	83H13FBC4206
	84		0.6	84H13FBC4206
	85		0.7	85H13FBC4207
	86		0.7	86H13FBC4207
	87		0.8	87H13FBC4208
	88		0.8	88H13FBC4208

A temperatura foi monitorada e registrada durante todos os ensaios de fadiga de baixo ciclo, e apresentou um valor médio de 402,4 °C, com um desvio padrão de 3,1°C.

5.2 – Durezas dos corpos-de-prova

As durezas dos corpos-de-prova obtidas dos tratamentos térmicos de têmpera e duplo revenimento objetivaram 42, 52 e 58 HRC para ambos os materiais. As durezas foram medidas nos locais indicados na figura 4.7. Foram obtidas durezas médias, com os respectivos desvios padrão, medidas antes dos ensaios de fadiga, nos corpos-de-prova, conforme mostrado na tabela 5.3, a seguir:

Tabela 5.3: Durezas médias obtidas para os dois materiais nos corpos-de-prova, após o tratamento térmico de têmpera e revenimento.

Dureza [HRC]	Material H13			Material 2999		
Especificada	42,0	52,0	58,0	42,0	52,0	58,0
Média	41,7	51,3	56,4	42,4	51,5	56,3
Desvio Padrão	0,7	1,0	0,7	0,7	0,8	0,9

Após os ensaios de fadiga, novas medidas das durezas foram tomadas dos corpos-de-prova, para verificar a ação da temperatura durante o ensaio, conforme se pode observar os resultados na tabela 5.4. Foram medidas as durezas nos corpos-de-prova com maior e menor vida, ensaiados a 400 °C.

Tabela 5.4: Exemplos de durezas medidas antes e após os ensaios de fadiga.

Corpo-de-prova	Dureza [HRC] *	Dureza [HRC] **
31THYFBC5808	56,3	56,0
36THYFBC5811		56,5
43THYFBC5208		51,5
46THYFBC5210	51,5	51,0
52THYFBC4205		42,0
57THYFBC4208		43,0
61H13FBC5808	42,4	54,5
66H13FBC5811		56,0
72H13FBC5207		50,0
77H13FBC5210	51,3	50,0
81H13FBC4205		41,0
87H13FBC4208		41,0

Observação: * - Média das durezas medidas antes dos ensaios de fadiga.

** - Durezas medidas após os ensaios de fadiga.

5.3 – Metalografia – Microestruturas obtidas dos tratamentos térmicos

As figuras 5.1, 5.2, 5.3 e 5.4 apresentam as microestruturas obtidas dos tratamentos térmicos, sendo as figuras 5.1 e 5.2 referentes ao material Thyrotherm e as figuras 5.3 e 5.4 referentes ao material H13.

As microestruturas resultantes dos tratamentos térmicos de têmpera e duplo revenimento são compostas por uma fina matriz martensítica com tamanho de grão austenítico 8 (7) (ASTM E112-96, 2000). Nesta matriz martensítica estão dispersos os carbonetos metálicos dos elementos de liga (cromo, molibdênio e vanádio), conforme pôde ser observado na literatura no item referente à formação de carbonetos (item 3.9.1). Como foi visto, a formação destes carbonetos ocorre por precipitação na etapa do aquecimento da austenitização e durante o revenimento, e ocorre na matriz austenítica e nos contornos dos grãos austeníticos. Os carbonetos formados podem ser compostos binários simples, ou compostos mais complexos envolvendo vários elementos de liga. Nas figuras mencionadas abaixo, nota-se facilmente a presença destes carbonetos dispersos pela matriz martensítica. Morfologicamente percebe-se uma sensível diferença nos tipos de carbonetos entre os materiais Thyrotherm e H13; embora nos dois materiais os carbonetos dissolvidos sejam esferoidizados, no material Thyrotherm eles são ligeiramente mais esféricos e maiores que nos material H13, onde eles são mais pontuais e ligeiramente menores. Os tipos mais comuns de carbonetos encontrados neste tipo de aço são da composição M_3C (Fe_3C), M_3C_2 (Cr_3C_2), M_2C (Mo_2C), MC (VC), M_4C_3 (V_4C_3), na matriz martensítica, e nos contornos de grão da composição M_7C_3 (Cr_7C_3), $M_{23}C_6$ ($Cr_{23}C_6$). Além destes carbonetos serem importantes nas propriedades mecânicas do aço, e serem bastante comuns, existem carbonetos com importância secundária nestes tipos de aço, que são formados com manganês, ferro, tungstênio, entre outros elementos que compõe o aço. Os carbonetos mais complexos que também aparecem neste tipo de aço são do tipo $(CrFe)_7C_3$, $(FeWMo)_6C$, Fe_4Mo_2C , Fe_3Mo_3C , entre outras combinações possíveis entre estes elementos.

Figura 5.1: Microestruturas do cp 44THYFBC5209; aumento de 1000x; ataque nital 3%.

Figura 5.2: Microestruturas do cp 51THYFBC4205; aumento de 1000x; ataque nital 3%.

Figura 5.3: Microestruturas do cp 78H13FBC5210; aumento de 1000x; ataque nital 3%.

Figura 5.4: Microestruturas do cp 82H13FBC4205; aumento de 1000x; ataque nital 3%.

5.4 – Tração a temperatura ambiente

A tabela 5.5 apresenta os resultados dos ensaios de tração a temperatura ambiente dos materiais com dureza de 58 HRC:

Tabela 5.5: Parâmetros dos ensaios de tração.

N _o	Descrição	d ₀	d _f	L ₀	L _f	S ₀	S _f	P _r	P _e	σ_r	σ_e	R.A.	Along.
cp	Material	mm	mm	mm	mm	mm ²	mm ²	kgf	kgf	MPa	MPa	%	%
2999	Aço Ferram.	6,55	5,89	25,0	27,20	33,70	27,25	6980	5900	2030	1716	19,1	8,8
H13	Aço Ferram.	6,47	5,40	25,0	29,23	32,88	22,90	5830	4770	1738	1422	30,3	16,9

5.5 – Tração a altas temperaturas

Os ensaios de tração foram realizados nas temperaturas de 400, 500 e 600°C. A princípio objetivava-se realizar um estudo mais abrangente, para as três temperaturas de trabalho mencionadas acima, o que foi inviabilizado devido ao número insuficiente de corpos-de-prova provisionados, sendo possível atingir replicação mínima dos resultados de fadiga para apenas uma das temperaturas, porém os ensaios de tração puderam ser realizados para as três temperaturas.

A figura 5.5 apresenta as curvas de tensão - deformação convencionais dos ensaios de tração a altas temperaturas, para o material H13.

Figura 5.5: Curvas de tensão x deformação convencionais para o aço H13, realizadas a 400, 500, e 600°C.

As figuras 5.6 a 5.8 apresentam as curvas tensão – deformação convencionais para o material H13.

Figura 5.6: Curvas de tensão x deformação convencionais para o aço H13, realizadas a 400°C.

Figura 5.7: Curvas de tensão x deformação convencionais para o aço H13, realizadas a 500°C.

Figura 5.8: Curvas de tensão x deformação convencionais para o aço H13, realizadas a 600°C.

Como era esperado, pode-se notar a redução da resistência com a diminuição da dureza do corpo-de-prova, e também com o aumento da temperatura do ensaio.

As figuras 5.9 a 5.11 apresentam as curvas tensão – deformação convencionais e a determinação de parâmetros monotônicos (S_r , S_e).

Figura 5.9: Curva de tensão x deformação convencionais para o aço H13; determinação de S_r e S_e .

Figura 5.10: Curva de tensão x deformação convencionais para o aço H13; determinação de S_r e S_e .

Gráfico: Tração a 400°C, CP 08, Dureza 52 HRc.

Figura 5.11: Curva de tensão x deformação convencionais para o aço H13; determinação de S_r e S_e .

As figuras 5.12 a 5.14 apresentam as curvas tensão – deformação plástica verdadeiras, os respectivos coeficientes de resistência, k , e expoentes de encruamento, n .

Figura 5.12: Curva de tensão x deformação plástica monotônica verdadeira para o aço H13.

Figura 5.13: Curva de tensão x deformação plástica monotônica verdadeira para o aço H13.

Figura 5.14: Curva de tensão x deformação plástica monotônica verdadeira para o aço H13.

Os intervalos de deformação utilizados para estas curvas variam do limite de escoamento até o limite de resistência conforme os resultados dos ensaios de tração.

A figura 5.15 apresenta as curvas de tensão - deformação convencionais dos ensaios de tração a altas temperaturas, para o material Thyrotherm 2999 EFS Supra.

Figura 5.15: Curvas de tensão x deformação convencionais para o aço Thyrotherm 2999 EFS Supra, realizadas a 400, 500, e 600°C.

As figuras 5.16 a 5.18 apresentam as curvas tensão – deformação convencionais para o material Thyrotherm 2999 EFS Supra.

Figura 5.16: Curvas de tensão x deformação convencionais para o aço Thyrotherm 2999EFS Supra, realizadas a 400°C.

Figura 5.17: Curvas de tensão x deformação convencionais para o aço Thyrotherm 2999EFS Supra, realizadas a 500°C.

Gráfico Tensão vs Deformação Total - Material Thyrotherm 2999

Temperaturas de ensaio: 600°C

Figura 5.18: Curvas de tensão x deformação convencionais para o aço Thyrotherm 2999EFS Supra, realizadas a 600°C.

Aqui também se pode notar a diminuição da resistência do material com a diminuição de sua dureza, e com o aumento da temperatura do ensaio.

As figuras 5.19 a 5.21 apresentam as curvas tensão – deformação convencionais, e a determinação de parâmetros monotônicos (S_R , S_E).

Figura 5.19: Curvas de tensão x deformação convencionais para o aço Thyrotherm 2999EFS Supra; determinação de S_r e S_e .

Figura 5.20: Curvas de tensão x deformação convencionais para o aço Thyrotherm 2999EFS Supra; determinação de S_r e S_e .

Figura 5.21: Curvas de tensão x deformação convencionais para o aço Thyrotherm 2999EFS Supra; determinação de S_r e S_e .

As figuras 5.22 a 5.24 apresentam as curvas tensão – deformação plástica verdadeiras, os respectivos coeficientes de resistência, k , e expoentes de encruamento, n .

Figura 5.22: Curva de tensão x deformação plástica monotônica para o aço Thyrotherm 2999 EFS Supra.

Figura 5.23: Curva de tensão x deformação plástica monotônica para o aço Thyrotherm 2999 EFS Supra.

Figura 5.24: Curva de tensão x deformação plástica monotônica para o aço Thyrotherm 2999 EFS Supra.

Assim como foi feito e mencionado para os ensaios do material H13, aqui também para os ensaios do material Thyrotherm, os intervalos de deformação utilizados para estas curvas variam do limite de escoamento até o limite de resistência conforme os resultados dos ensaios de tração.

Na tabela 5.6 tem-se uma síntese dos parâmetros monotônicos dos ensaios de tração a quente para os dois materiais, ensaiados nas temperaturas de 400°C, 500°C e a 600°C.

Tabela 5.6: Parâmetros monotônicos dos materiais, dos ensaios de tração a 400°C, 500°C e 600°C.

Material	H13	H13	H13	2999	2999	2999
Dureza [HRC]	42	52	58	42	52	58
Sr₄₀₀ [MPa]	722	903	1086	983	1473	1751
Se₄₀₀ [MPa]	607	734	851	905	1423	1515
E₄₀₀ [MPa]	179760			178706		
n₄₀₀	0,092	0,117	0,134	0,129	0,210	0,171
k₄₀₀	1003	1363	1695	1711	3600	3263
Sr₅₀₀ [Mpa]	592	808	1018	750	1400	1565
Se₅₀₀ [MPa]	516	643	829	740	1359	1408
E₅₀₀ [MPa]	179760			178706		
Sr₆₀₀ [MPa]	444	592	789	454	992	1004
Se₆₀₀ [MPa]	380	493	610	354	796	796
E₆₀₀ [MPa]	179760			178706		

5.6 – Curvas ε -N

5.6.1 – Curvas ε -N obtidas pelo método estimativo baseado em parâmetros monotônicos

As curvas tensão – deformação apresentadas a seguir (figuras 5.25 a 5.30) foram estimadas com a utilização dos parâmetros monotônicos dos materiais, e com a aplicação da equação 3.24 (MEGGIOLARO & CASTRO, 2004).

Figura 5.25: Curva ε -N dos dois materiais – Método estimativo.

Amplitude de Deformação x Número de Reversos

Figura 5.26: Curva ϵ -N para o material H13 – Método estimativo.

Amplitude de Deformação x Número de Reversos

Figura 5.27: Curva ϵ -N para o material Thyrotherm 2999 EFS Supra – Método estimativo.

Amplitude de Deformação x Número de Reversos

Figura 5.28: Comparação das curvas ϵ -N para os materiais Thyrotherm 2999 EFS Supra e H13, para a dureza de 42 HRC – Método estimativo.

Amplitude de Deformação x Número de Reversos

Figura 5.29: Comparação das curvas ϵ -N para os materiais Thyrotherm 2999 EFS Supra e H13, para a dureza de 52 HRC – Método estimativo.

Figura 5.30: Comparação das curvas ϵ -N para os materiais Thyrotherm 2999 EFS Supra e H13, para a dureza de 58 HRC – Método estimativo.

Na tabela 5.7 têm-se os parâmetros cíclicos dos materiais, estimados a partir dos ensaios de tração a quente, utilizando o modelo estimativo de curva deformação-vida, conforme equação 3.24, e a tabela 5.8 apresenta as equações obtidas a partir destes parâmetros (da tabela 5.7).

Tabela 5.7: Parâmetros cíclicos estimados para os materiais com a aplicação da equação 3.24, para a temperatura de 400°C.

Material	H13	H13	H13	2999	2999	2999
Dureza [HRC]	42	52	58	42	52	58
ϵ'_f [mm/mm]	0,45			0,45		
σ'_f/E [Mpa/MPa]	0,0059	0,0075	0,0093	0,0082	0,0123	0,0148
b	-0,09			-0,09		
c	-0,59			-0,59		
E [Mpa]	183400	180150	175730	179170	180150	176170

Tabela 5.8: Equação deformação – vida (ϵ -N).

MATERIAL	DUREZA [HRC]	$\Delta\epsilon_f/2$
H13	42	$0,0059(2Nf)^{-0,09} + 0,45(2Nf)^{-0,59}$
H13	52	$0,0075(2Nf)^{-0,09} + 0,45(2Nf)^{-0,59}$
H13	58	$0,0093(2Nf)^{-0,09} + 0,45(2Nf)^{-0,59}$
THY	42	$0,0082(2Nf)^{-0,09} + 0,45(2Nf)^{-0,59}$
THY	52	$0,0123(2Nf)^{-0,09} + 0,45(2Nf)^{-0,59}$
THY	58	$0,0149(2Nf)^{-0,09} + 0,45(2Nf)^{-0,59}$

Uma observação importante a ser feita aqui é que o método utilizado pela equação 3.24 tem para todas as parcelas de deformação plástica a mesma constante ($\epsilon'_f=0,45$), independentemente do material e de suas propriedades, e isto fica bem claro nas curvas ϵ -N, quando se vê apenas uma reta para todas as deformações plásticas (observar as figuras 5.25 a 5.30).

5.7 – Fadiga Isotérmica de Baixo Ciclo a 400°C

Tabela 5.9: Resultados experimentais obtidos nos ensaios de fadiga de baixo ciclo para os dois materiais.

MATERIAL	DUREZA	DESIGNAÇÃO	AMPLIT. DEF. TOTAL (ESPECIF.)	AMPLIT. DEF. TOTAL (OBTIDA)	AMPLIT. DEF. PL. ÁSTICA (OBTIDA)	VIDA (Nf)
-	[HRC]	-	$\Delta\epsilon_t/2$ [%]	$\Delta\epsilon_t/2$ [%]	$\Delta\epsilon_p/2$ [%]	(CICLOS)
THY	58	31THYFBC5808	0,8	0,711	0,036	2141
		32THYFBC5809	0,9	0,749	0,068	982
		33THYFBC5809	0,9	0,780	0,091	734
		34THYFBC5810	1,0	0,901	0,179	450
		35THYFBC5810	1,0	0,910	0,142	271
		36THYFBC5811	1,1	1,041	0,240	209
		37THYFBC5811	1,1	1,029	0,238	214
	52	41THYFBC5208	0,8	0,655	0,025	1102
		42THYFBC5208	0,8	0,649	0,009	926
		43THYFBC5208	0,8	0,669	0,012	1173
		44THYFBC5209	0,9	0,765	0,034	849
		45THYFBC5209	0,9	0,759	0,017	756
		46THYFBC5210	1,0	0,887	0,091	192
		47THYFBC5210	1,0	0,896	0,124	282
	42	51THYFBC4205	0,5	0,391	0,011	4126
		52THYFBC4205	0,5	0,389	0,013	9129
		53THYFBC4206	0,6	0,511	0,066	1836
		54THYFBC4206	0,6	0,508	0,042	1735
		55THYFBC4207	0,7	0,647	0,168	1194
		56THYFBC4207	0,7	0,628	0,124	952
		57THYFBC4208	0,8	0,768	0,205	594
H13	58	61H13FBC5808	0,8	0,659	0,027	3018
		62H13FBC5809	0,9	0,771	0,018	568
		63H13FBC5809	0,9	0,773	0,018	906
		64H13FBC5810	1,0	0,880	0,092	302
		65H13FBC5810	1,0	0,850	0,064	425
		66H13FBC5811	1,1	0,961	0,201	116
		67H13FBC5811	1,1	0,984	0,111	107
	52	71H13FBC5207	0,7	0,596	0,026	2147
		72H13FBC5207	0,7	0,571	0,017	3516
		73H13FBC5208	0,8	0,684	0,088	724
		74H13FBC5208	0,8	0,702	0,065	590
		75H13FBC5209	0,9	0,823	0,113	335
		76H13FBC5209	0,9	0,807	0,153	506
		77H13FBC5210	1,0	0,843	0,282	220
		78H13FBC5210	1,0	0,862	0,296	204
	42	81H13FBC4205	0,5	0,432	0,083	5405
		82H13FBC4205	0,5	0,434	0,094	5309
		83H13FBC4206	0,6	0,576	0,225	691
		84H13FBC4206	0,6	0,573	0,215	1685
		85H13FBC4207	0,7	0,602	0,272	684
		86H13FBC4207	0,7	0,612	0,308	579
		87H13FBC4208	0,8	0,787	0,416	314
		88H13FBC4208	0,8	0,725	0,398	408

As figuras 5.31 a 5.36 apresentam os gráficos dos registros das amplitudes de tensão em função do número de ciclos (N_f) para falhar, para todos os ensaios de fadiga de baixo ciclo isotérmica realizados a 400°C.

Figura 5.31: Amplitude de tensão em função do número de ciclos: H13, 42 HRC.

Figura 5.32: Amplitude de tensão em função do número de ciclos: H13, 52 HRC.

Figura 5.33: Amplitude de tensão em função do número de ciclos: H13, 58 HRC.

Figura 5.34: Amplitude de tensão em função do número de ciclos: Thyrotherm, 42 HRC.

Figura 5.35: Amplitude de tensão em função do número de ciclos: Thyrotherm, 52 HRC.

Figura 5.36: Amplitude de tensão em função do número de ciclos: Thyrotherm, 58 HRC.

As curvas anteriores, das amplitudes de tensão em função das vidas dos corpos-de-prova revelam uma característica do comportamento cíclico do material, dependendo das condições do ensaio.

O material Thyrotherm 2999 EFS Supra apresenta o seguinte comportamento:

- Para a dureza de 58 HRC: comportamento estável, com um amolecimento cíclico apenas no final de vida do componente, para os maiores níveis de deformação;
- Para a dureza de 52 HRC: endurecimento cíclico, mais notável ainda para maiores níveis de deformação;
- Para a dureza de 42 HRC: comportamento misto, de estável a amolecimento cíclico nos níveis de deformação mais altos.

O material H13 apresenta o seguinte comportamento:

- Para a dureza de 58 HRC: sensível endurecimento cíclico, independentemente do nível de deformação aplicado;
- Para a dureza de 52 HRC: comportamento misto, com amolecimento cíclico para altos níveis de deformação, estabilidade para níveis de deformações intermediárias, e endurecimento cíclico para baixos níveis de deformação.
- Para a dureza de 42 HRC: amolecimento cíclico notável, para todos os níveis de deformação aplicados.

A figura 5.37 apresenta histereses de deformação total, plástica e elástica, e a construção com linhas auxiliares para a determinação das parcelas de deformação elástica e plástica, exemplificando conforme foi realizado para todos os ensaios, com auxílio do software Microcal Origin 7.0TM.

Figura 5.37: Histerese de carregamento e linhas de construção auxiliares para determinação das parcelas de deformação elástica e plástica dos ensaios de fadiga.

A figura 5.38 apresenta dois exemplos de histereses de meia-vida para deformação total, elástica e plástica, para a dureza de 42 HRC, para cada material, apenas para exemplificação da maneira com que os dados foram aqisitados e trabalhados neste estudo.

Figura 5.38: Histereses de meia-vida; tensão em função da deformação.

A figura 5.39 apresenta dois exemplos de histereses para deformação total, de início de ensaio, de meia vida e de fim de ensaio, para a dureza de 42HRC, para cada material.

Figura 5.39: Histereses de início de vida, de meia-vida, e de fim de vida.

Percebe-se nitidamente a formação de uma cúspide na histerese (em verde) no ciclo 622 do corpo-de-prova 58THYFBC4208 (figura 5.39 acima), que é um indicativo do fim de ensaio, conforme mencionado no item 3.5.

As figuras 5.40 a 5.45 apresentam as curvas tensão – deformação plástica cíclicas de meia vida, e os respectivos parâmetros k' e n' (coeficiente de resistência e expoente de encruamento cíclicos, respectivamente), para as três durezas de cada material. Diferentemente dos resultados de n e k , obtidos dos ensaios de tração, aqui, nos ensaios de fadiga, os coeficientes n' e k' foram obtidos nos intervalos de deformação em que os ensaios foram realizados.

Figura 5.40: Curva de tensão x deformação plástica cíclica para o aço H13; determinação dos parâmetros n' e k' .

Figura 5.41: Curva de tensão x deformação plástica cíclica para o aço H13; determinação dos parâmetros n' e k' .

Figura 5.42: Curva de tensão x deformação plástica cíclica para o aço H13; determinação dos parâmetros n' e k' .

Figura 5.43: Curva de tensão x deformação plástica cíclica para o aço Thyrotherm 2999 EFS Supra; determinação dos parâmetros n' e k' .

Figura 5.44: Curva de tensão x deformação plástica cíclica para o aço Thyrotherm 2999 EFS Supra; determinação dos parâmetros n' e k' .

Figura 5.45: Curva de tensão x deformação plástica cíclica para o aço Thyrotherm 2999 EFS Supra; determinação dos parâmetros n' e k' .

As figuras 5.46 a 5.51 apresentam as curvas ε -N experimentais, ajustadas a partir dos resultados obtidos nos ensaios de fadiga, para os aços.

Figura 5.46: Curva ε -N para o aço H13, com dureza de 42HRC.

Figura 5.47: Curva ε -N para o aço H13, com dureza de 52HRC.

Figura 5.48: Curva ε -N para o aço H13, com dureza de 58HRC.

Figura 5.49: Curva ε -N para o aço Thyrotherm, com dureza de 42HRC.

Figura 5.50: Curva ϵ -N para o aço Thyrotherm, com dureza de 52HRC.

Figura 5.51: Curva ϵ -N para o aço Thyrotherm, com dureza de 58HRC.

A tabela 5.10 apresenta uma síntese dos parâmetros cíclicos dos dois materiais, obtidos a partir dos resultados dos ensaios de fadiga de baixo ciclo a 400°C, e dos ajustes das curvas ϵ -N experimentais, para as várias condições de dureza, e a tabela 5.11 apresenta as respectivas equações deformação-vida obtidas a partir destes parâmetros experimentais.

Tabela 5.10: Parâmetros cíclicos obtidos para os dois materiais.

Material	H13	H13	H13	2999	2999	2999
Dureza [HRC]	42	52	58	42	52	58
n'	0,106	0,312	0,659	0,333	0,483	0,346
K'	735,59	1309,60	1548,53	1046,17	1474,37	1374,37
σ'_f/E	0,00721	0,00906	0,01257	0,00419	0,01523	0,01191
ϵ'_f	0,08653	0,05833	0,10585	0,08880	0,3121	0,26165
b'	-0,088	-0,054	-0,079	-0,018	-0,105	-0,070
c'	-0,493	-0,640	-0,850	-0,530	-0,944	-0,780

Tabela 5.11: Relação das equações deformação – vida (ϵ -N), para os materiais.

MATERIAL	DUREZA [HRC]	$\Delta\epsilon_f/2$
H13	42	$0,00721(2Nf)^{-0,088} + 0,08653(2Nf)^{-0,493}$
H13	52	$0,00906(2Nf)^{-0,054} + 0,05833(2Nf)^{-0,640}$
H13	58	$0,01257(2Nf)^{-0,079} + 0,10585(2Nf)^{-0,850}$
THY	42	$0,00419(2Nf)^{-0,018} + 0,08880(2Nf)^{-0,530}$
THY	52	$0,01523(2Nf)^{-0,105} + 0,3121(2Nf)^{-0,944}$
THY	58	$0,01191(2Nf)^{-0,070} + 0,26165(2Nf)^{-0,780}$

A seguir, nas figuras 5.52 a 5.57, são mostradas as microestruturas dos corpos-de-prova, realizadas após os ensaios de fadiga. A verificação foi realizada para se identificar se ocorreram alterações morfológicas significativas nas microestruturas dos materiais, após a ação da temperatura durante os ensaios de fadiga. Selecionou-se dois corpos-de-prova para cada material em cada dureza, um com maior vida e outro com menor vida, para se comparar os corpos-de-prova com menor e maior tempo de exposição à temperatura do ensaio.

Figura 5.52: Microestruturas do cp 31THYFBC5808 (esquerda) e 36THYFBC5811 (direita); aumento 1000x; ataque: nital 3%.

Figura 5.53: Microestruturas do cp 41THYFBC5208 (esquerda) e 46THYFBC5210 (direita); aumento de e 1000x; ataque: nital 3%.

Figura 5.54: Microestruturas do cp 51THYFBC4205 (esquerda) e 57THYFBC4208 (direita); aumento e 1000x; ataque: nital 3%.

Figura 5.55 Microestruturas do cp 61H13FBC5808 (esquerda) e 67H13FBC5811 (direita); aumento de 1000x; ataque: nital 3%.

Figura 5.56: Microestruturas do cp 72H13FBC5207 (esquerda) e 78H13FBC5210 (direita); aumento de 1000x; ataque: nital 3%.

Figura 5.57: Microestruturas do cp 81H13FBC4205 (esquerda) e 87THYFBC4208 (direita); aumento de 1000x; ataque: nital 3%.

As microestruturas dos dois materiais não apresentam diferenças morfológicas significativas entre os corpos-de-prova com maior tempo de exposição e os de menor tempo de exposição à temperatura do ensaio (400°C), quando observados por auxílio de microscopia óptica, como visto nas figuras anteriores, porém não podemos afirmar que não houve mudanças microestruturais, pois conforme pudemos observar o comportamento destes aços varia ao longo dos ensaios de fadiga, e ainda, esta variação pode estar relacionada ao nível de deformação aplicado no ensaio (figuras 5.31 a 5.36). Não foi possível notar também nenhuma diferença relevante entre as microestruturas antes dos ensaios e depois dos ensaios de fadiga, quando analisadas com o auxílio de microscopia óptica. Embora a temperatura de 400°C não seja suficiente para conferir alterações microestruturais que possam ser detectadas com o auxílio da microscopia óptica nestes materiais, pudemos observar na literatura (ZHONG-GUANG et al, 1985), que com o auxílio da microscopia eletrônica de varredura é possível notar variações na morfologia, na composição e na quantidade de carbonetos em materiais similares a estes ensaiados, em condições de ensaios também similares às aqui aplicadas.

5.8 – Fratografia

As fratógrafias, obtidas em um microscópio eletrônico de varredura, MEV, podem ser vistas nas figuras 5.58 a 5.61, a seguir:

Legenda:

N: sítios de nucleação da trinca;

PE: propagação estável da trinca;

FF: fratura final.

Figura 5.58: Corpo-de-prova 44THYFBC5209 (aumento: 13x, 200x, e 500x).

Legenda:

N: sítios de nucleação da trinca;

PE: propagação estável da trinca;

FF: fratura final.

Figura 5.59: Corpo-de-prova 52THYFBC4205 (aumento: 13x, 100x, 100x, e 500x).

Legenda:

- N: sítios de nucleação da trinca;
- PE: propagação estável da trinca;
- FF: fratura final.

Figura 5.60: Corpo-de-prova 61H13FBC5808 (aumento: 200x, e 1000x).

Legenda:

- N: sítios de nucleação da trinca;
- PE: propagação estável da trinca;
- FF: fratura final.

Figura 5.61: Corpo-de-prova 72H13FBC5207 (aumento: 13x, 40x, e 200x, e 500x).

O objetivo da análise fratógrfica neste trabalho foi de identificar e localizar algumas regiões importantes no processo de falha por fadiga, como os sítios de nucleação de trincas, as regiões de propagação estável e de fratura final, além de aspectos morfológicos como a presença de inclusões, entre outros.

6 – DISCUSSÃO

As figuras 6.1, 6.2, e 6.3 apresentam as curvas ε -N obtidas dos resultados experimentais, em gráficos comparativos entre os materiais Thyrotherm e H13, para as três durezas ensaiadas sob fadiga de baixo ciclo isotérmica a 400°C.

Figura 6.1: Curvas ε -N experimentais; comparativo entre os materiais Thyrotherm e H13; dureza 42 HRC.

Figura 6.2: Curvas ε -N experimentais; comparativo entre os materiais Thyrotherm e H13; dureza 52 HRC.

Figura 6.3: Curvas ϵ -N experimentais; comparativo entre os materiais Thyrotherm e H13; dureza 58 HRC.

As figuras 6.4 a 6.9 apresentam comparativos entre as curvas ϵ -N obtidas dos resultados experimentais de ensaios de fadiga de baixo ciclo isotérmica a 400°C e as obtidas através dos resultados monotônicos dos ensaios de tração a 400°C , para as três condições de durezas.

Figura 6.4: Curvas ϵ -N experimental e estimativa; comparativo para o material H13; dureza 42 HRC.

Figura 6.5: Curvas ε -N experimental e estimativa; comparativo para o material H13; dureza 52 HRC.

Figura 6.6: Curvas ε -N experimental e estimativa; comparativo para o material H13; dureza 58 HRC.

Figura 6.7: Curvas ε -N experimental e estimativa; comparativo para o material Thyrotherm; dureza 42 HRC.

Figura 6.8: Curvas ε -N experimental e estimativa; comparativo para o material Thyrotherm; dureza 52 HRC.

Figura 6.9: Curvas ε -N experimental e estimativa; comparativo para o material Thyrotherm; dureza 58 HRC.

As figuras 6.10, 6.11, e 6.12 apresentam novamente as curvas ε -N obtidas dos resultados experimentais, em gráficos comparativos entre os materiais Thyrotherm e H13, para as três durezas ensaiadas sob fadiga de baixo ciclo isotérmica a 400°C, com alguns elementos gráficos necessários à compreensão de algumas características destas curvas, que serão discutidas a seguir.

Figura 6.10: Curvas ε -N experimentais; comparativo entre os materiais Thyrotherm e H13; dureza 42 HRC.

Figura 6.11: Curvas ϵ -N experimentais; comparativo entre os materiais Thyrotherm e H13; dureza 52 HRC.

Figura 6.12: Curvas ϵ -N experimentais; comparativo entre os materiais Thyrotherm e H13; dureza 58 HRC.

O primeiro item a ser discutido neste capítulo é o fato de que, embora as propriedades monotônicas relativas à resistência do material Thyrotherm fossem expressivamente maiores que as propriedades do material H13 para a temperatura de 400°C (ver tabela 5.6), o comportamento cíclico do material Thyrotherm nem sempre apresentou maiores vidas que o material H13, para os mesmos níveis de deformação aplicados. As figuras 6.1, 6.2, e 6.3 apresentam comparativos de curvas ϵ -N para os materiais Thyrotherm e H13, para os três níveis de dureza ensaiados por fadiga de baixo ciclo isotérmica a 400°C.

Para a dureza de 42HRC, a vida do material H13 é ligeiramente maior do que a do material Thyrotherm para os níveis de deformação de baixo ciclo, e para a região de alto ciclo o material Thyrotherm apresentou maiores vidas que o material H13.

Para as durezas de 52 e 58HRC, os comportamentos cíclicos foram bastante similares entre os dois materiais, com maiores vida para o material Thyrotherm, e a diferença entre as vidas diminui consideravelmente com a aproximação da vida de transição ($2N_t$), fazendo com que os materiais apresentem vidas, ou resistências similares na região de alto ciclo.

As figuras 6.10, 6.11, e 6.12 exemplificam as diferenças entre as vidas dos dois materiais, apesar da sutileza da diferença entre suas curvas ϵ -N, para alguns níveis de deformação de relevância neste estudo.

A figura 6.10 mostra a diferença entre as vidas ($2N_f$) dos dois materiais, com dureza de 42HRC, quando aplicado um nível de deformação de 1,0% (amplitude de deformação). As vidas obtidas são de aproximadamente 140 e 220 reversos, para o material Thyrotherm e H13 respectivamente. Embora as curvas estejam graficamente muito próximas, existe uma diferença de 57% entre as vidas. Este caso é bastante peculiar, pois apesar das propriedades monotônicas relativas à resistência do material H13 serem menores do que as do material Thyrotherm, o aço H13 apresenta maior vida que o próprio aço Thyrotherm, nestas condições.

O mesmo raciocínio aplicado à figura 6.11, para os materiais com dureza de 52HRC, com um nível de deformação de 1,0% (amplitude de deformação), apresenta vidas ($2N_f$) de aproximadamente 85 e 290 reversos, para os aços H13 e Thyrotherm, respectivamente. Neste caso, a diferença entre as vidas foi de 241%, e é importante ressaltar que as propriedades monotônicas e cíclicas são maiores para o aço Thyrotherm.

E para a figura 6.12, para os materiais com dureza de 58HRC, e um nível de deformação de 1,0% (amplitude de deformação), os materiais apresentaram vida de aproximadamente 200 e 500 reversos, para os aços H13 e Thyrotherm, respectivamente. Esta diferença entre as vidas é de 150%. Já para um nível de deformação de 0,65% (amplitude de deformação), as vidas foram de 4000 e 9500 reversos, respectivamente para os aços H13 e Thyrotherm, com uma diferença de 137,5%, ou seja, uma diferença de 5500 reversos, ou 2750 ciclos, que é uma diferença bastante notável para aplicações de aço-ferramenta em forjamento.

Destas combinações de resultados para as três durezas dos dois materiais em estudo, observa-se que nem sempre as altas propriedades monotônicas relativas à resistência de um material, implicam numa alta vida em comportamento cíclico. Esta alta vida em comportamento cíclico depende da boa combinação das propriedades monotônicas relativas à resistência e à tenacidade do material. Além disso, alguns fenômenos como o amolecimento e o endurecimento cíclicos, relacionados ao comportamento cíclico a altas temperaturas, também têm influência no desempenho a fadiga a altas temperaturas de um material.

Já em relação ao modelo estimativo da equação 3.24 aplicado aos resultados monotônicos dos materiais, para a obtenção de uma relação deformação – vida estimativa, este não apresentou boa correlação com os resultados experimentais, conforme pode ser visto nas figuras 6.4 a 6.9. O modelo apresenta bom desempenho para resultados à temperatura ambiente, conforme mencionado na literatura, porém não apresentou desempenho satisfatório neste estudo a altas temperaturas, mais especificamente a 400°C, e apresenta uma deficiência para a região de baixo ciclo nesta temperatura, pois o coeficiente de ductilidade a fadiga (ϵ'_f), que faz parte da parcela plástica da relação deformação-

vida do modelo, é uma constante e, portanto não leva em consideração as propriedades monotônicas dos materiais em diferentes temperaturas. Para a região de alto ciclo, onde a parcela elástica da relação deformação-vida considera a variável coeficiente de resistência a fadiga (σ'_f) e o módulo de elasticidade do material, o modelo apresenta alguns bons resultados quando comparados aos resultados experimentais, conforme pode ser visto nas figuras 6.4, 6.8, e 6.9.

O comportamento de amolecimento e endurecimento cíclico observado nos gráficos com os registros de Tensão (σ) em função do Número de Ciclos para Falhar (N_f), nas figuras 5.31 a 5.36, mostram a influência dos fenômenos cíclicos nos materiais submetidos à fadiga a altas temperaturas. Estes fenômenos estão relacionados à estrutura das discordâncias no material, e também ao comportamento dos carbonetos metálicos precipitados neste tipo de aço-ferramenta. A energia fornecida ao material com a aplicação da carga mecânica, aliada à energia térmica da alta temperatura dos ensaios, vão determinar a possível alteração dos carbonetos já existentes gerando o amolecimento cíclico, ou a possível precipitação de novos carbonetos no material, gerando o endurecimento cíclico. Maiores níveis de deformação aplicados inferem maior energia no sistema, e vice-versa.

7- CONCLUSÕES

Com base na composição química verificada nos dois materiais estudados, confirma-se que são ligas do tipo cromo-molibênio-vanádio para trabalho a quente e quanto à especificação eles podem ser classificados como aços de designação DIN X40CrMoV5-1, e DIN X45MoCrV5-3-1, para os aços H13 e Thyrotherm 2999 EFS Supra, respectivamente.

Embora os dois materiais tenham apresentado comportamento de amolecimento cíclico, endurecimento cíclico, além do comportamento de estabilidade cíclica, estes comportamentos não foram perceptíveis às medições de dureza, quando realizadas antes e depois dos ensaios de fadiga (tabela 5.4). Este comportamento cíclico de amolecimento, endurecimento, ou estabilidade, é um fenômeno que depende não só das propriedades mecânicas e metalúrgicas do material, mas sim também das condições do ensaio, que infere energia nos corpos-de-prova, e essa energia depende da temperatura e dos níveis de deformação aplicados.

As microestruturas martensíticas dos corpos-de-prova dos dois materiais, também não sofreram alterações que pudessem ser percebidas com o auxílio da microscopia óptica quando comparadas antes e depois dos ensaios de fadiga.

A tração a temperatura ambiente, para os dois materiais com dureza de 58HRC, apresentou notável diferença nos valores de limite de resistência e de escoamento entre os dois materiais, sendo o limite de resistência aproximadamente 14% maior para o aço Thyrotherm, e o limite de escoamento aproximadamente 17% maior para o aço Thyrotherm.

Para as três condições de dureza o aço Thyrotherm apresentou maiores limites de resistência e escoamento do que o aço H13, quando ensaiados a tração em altas temperaturas (400, 500, e 600°C) (tabela 5.6), com exceção apenas do limite de escoamento a 600°C, onde o valor do material H13 foi maior que o do Thyrotherm.

Os coeficientes de resistência e os expoentes de encruamento monotônicos do material Thyrotherm são maiores para as três condições de dureza quando comparados ao aço H13, utilizando o modelo da equação 3.24, para a temperatura de 400°C, conforme tabela 5.6.

A maioria dos ensaios foi interrompida abruptamente quando houve ruptura do corpo-de-prova, ou quando se percebeu queda da tensão em 10% do valor inicial, ou do valor estável, porém em alguns ensaios pôde-se notar a formação da cúspide, como no caso do corpo-de-prova 58THYFBC4208 (figura 5.39).

As curvas ε -N ajustadas dos resultados experimentais tiveram boas correlações de ajuste (R^2), com algumas exceções, como por exemplo, o ajuste da parcela elástica da curva do material Thyrotherm com 42 HRC (figura 5.49), com $R^2=0,24396$.

Os parâmetros cíclicos b' e c' , obtidos experimentalmente tiveram valores próximos aos valores previstos teoricamente a partir de parâmetros monotônicos do modelo da equação 3.24, respectivamente -0,09 e -0,6, com exceção do valor de b' do material Thyrotherm com 42 HRC, conforme tabela 5.10.

Pôde-se identificar nas análises de microscopia eletrônica de varredura, alguns casos com iniciação de trinca em inclusões, além de se poder observar as regiões com sítios de nucleação de trinca, de propagação estável de trinca, e regiões de fratura final.

Para a dureza de 42HRC, os resultados experimentais mostraram que o material Thyrotherm apresenta maiores vidas que o material H13, quando solicitados por fadiga a 400°C, na região de alto ciclo da curva ε -N, e na região de baixo ciclo, o material H13 apresentou melhores vidas que o material Thyrotherm (figura 6.10). Para o nível de deformação de 1,0% (amplitude de deformação), vimos que a vida do material H13 corresponde a 157% da vida do material Thyrotherm, ou seja, são 220 reversos do material H13 contra 140 reversos do material Thyrotherm, aproximadamente. Portanto, indica-se a opção pelo material H13 para condições de utilização com altos níveis de deformação, e pelo material Thyrotherm, para baixos níveis de deformação, para esta dureza de 42HRC, sob fadiga isotérmica a 400°C.

Para a dureza de 52HRC, os resultados experimentais mostraram que o material Thyrotherm apresenta maiores vidas que o material H13, quando solicitados por fadiga a 400°C, na região de baixo ciclo da curva ϵ -N, e na região de alto ciclo as vidas são bastante próximas (figura 6.11). Para o nível de deformação de 1,0% (amplitude de deformação), vimos que a vida do material Thyrotherm corresponde a 341% da vida do material H13, ou seja, são 290 reversos do material Thyrotherm contra 85 reversos do material H13, aproximadamente. Portanto, indica-se o material Thyrotherm para condições de utilização com altos níveis de deformação, e para baixos níveis de deformação, os dois materiais apresentam vidas similares, para esta dureza de 52HRC, sob fadiga isotérmica a 400°C.

Para a dureza de 58HRC, os resultados experimentais também mostraram que o material Thyrotherm apresenta maiores vidas que o material H13, quando solicitados por fadiga a 400°C, na região de baixo ciclo da curva ϵ -N, e na região de alto ciclo as vidas são bastante próximas (figura 6.12). Para o nível de deformação de 1,0% (amplitude de deformação), vimos que a vida do material Thyrotherm corresponde a 250% da vida do material H13, ou seja, são 500 reversos do material Thyrotherm contra 200 reversos do material H13, aproximadamente, e ainda, para o nível de deformação de 0,65% (amplitude de deformação), vimos que a vida do material Thyrotherm corresponde a 237,5% da vida do material H13, ou seja, são 9500 reversos do material Thyrotherm contra 4000 reversos do material H13, aproximadamente. Portanto, indica-se o material Thyrotherm para condições de utilização com altos níveis de deformação, e para baixos níveis de deformação, os dois materiais apresentam vidas similares, para esta dureza de 58HRC, sob fadiga isotérmica a 400°C.

8 – SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar FT (Fadiga Térmica) para estes aços para completar a análise destes materiais para esta utilização;
- Realizar FTM (Fadiga Termomecânica) na sequência e estudo da tenacidade destes aços para completar a análise destes materiais para esta utilização;
- Verificar os resultados experimentais confrontando-os com os resultados propostos pelos métodos citados no trabalho, buscando um método estimativo que se ajuste a estes resultados a altas temperaturas;
- Realizar todo o processo de ensaios e análises para várias temperaturas (ensaio de tração a temperatura ambiente, tração a quente, FBC isotérmica, FT, e também FTM como proposto anteriormente), analisar as tendências indicadas por estas temperaturas, analisar a influência da temperatura (como efeitos de revenimento), definir novos modelos mais completos;
- Analisar a influência dos processos convencionais de produção destes aços ferramenta na resistência a fadiga destes materiais, e comparar com processos de refusão mais refinados como refusão sob escória eletrocondutora (“Eletro Slag Remelting” ou “Eletro Slag Refining”), além de outros processos de refinamento das microsegregações com recozimento especial, conforme proposto em catálogos de fabricantes deste tipo de material.

9 – REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ASTM E112-96: *Standard test methods for determining average grain size*. ASTM American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 2000.

ASTM E8M-01: *Standard Test Methods for Tension of Metallic Materials*. ASTM American Society for Testing and Materials, 22p., 2001.

ASTM E21-92: *Standard practice for elevated temperature tension test of metallic materials*. ASTM American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 2000.

ASTM 606-92: *Standard practice for Strain-Controlled Fatigue Testing*. ASTM American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1992.

BAUMEL, A. Jr. and SEEGER, T. (1990), *Materials data for cyclic loading, Supplement I'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.

BERNHART, G., MOULINIER, G., BRUCELLE, O., DELAGNES, D. High temperature low cycle fatigue behaviour of a martensitic forging tool steel, *International Journal of Fatigue*, 1999.

BOYER, H. E, *Atlas of Fatigue Curves*, ASM, *Metals Park*, Ohio, 1986.

BOLFARINI et al, *Análise de Falhas, CCDM, UFSCar/UNESP*, 1ed, São Carlos-SP, 2004.

BRENNAN, F. P., The use of approximate strain-life fatigue cracks initiation predictions. *International Journal of Fatigue*, v.16, n.5, p.351-6, 1994.

BUCH, A. Fatigue Strength Calculation, *Trans. Tech. Publications*, Switzerland, p.467, 1988.

CASTELLI, M. G. and ELLIS, J. R. Improved techniques for thermo-mechanical Testing in Support of Deformation Modeling, in *Thermo-mechanical fatigue Behaviour of Material*, ASTM STP 1886, Philadelphia, p.195-211, 1993.

CONWAY, J. B. and SJODAHL, L. H., Analysis and Representation of Fatigue Data, *ASTM International*, Materials park, Ohio, p.239, 1991.

DIETER, G. E., Metalurgia Mecânica, *Guanabara Dois*, 2 ed, Rio de Janeiro, p.635, 1981.

D'ISA, F. A., Mechanical of Metals, *Addison-Wesley Publishing Company*, reading (Massachusetts), p.375, 1968.

ESIS, F. D., Guidelines for Terminology and Nomenclature in the Field Structural Integrity, *Fatigue Fracture Engineering Structure*, v.19, p.1515-33, 1996.

FUCHS, H. O. and STEPHENS, R. I., *Metal Fatigue in Engineering*, cap. 5: Constant amplitude fatigue tests and data, New York, John Wiley, p.56-104, 1980.

GOSWAMI, T. Low cycle fatigue life prediction – a new model. *International Journal of Fatigue*, v.19, p.109-15, 1997.

GROSSKREUTZ, J. C., Fatigue Mechanisms in the Sub – Creep Range, *Metal fatigue damage – Mechanism, detection, Avoidance and repair*, ASTM STP 495, American Society for Testing and Materials, p.5-60, 1971.

HERTZBERG, R. W., Deformations and Fracture Mechanics of Engineering Materials, *John Wiley & Sons*, New York, 4 ed, p.786, 1995.

HONG, S.G., YOON, S., LEE, S.B. The effect of temperature on low cycle behaviour of prior cold worked 316L stainless steel. *International Journal of Fatigue*, v.25, p.1293-300, 2003.

KLESNIL, M. and LUKAS, P., Fatigue of Metallic Materials, *Elsevier*, 2 ed, Amsterdam, p.270, 1992.

KRAUSS, G. Steels: Heat Treatment and Processing Principles, *ASM International*, p.401, ed. 1990.

MANSON, S.S., Fatigue: a complex subject - some simple approximations, *Experimental Mechanics*, July, p. 193-229, 1965.

MEGGIOLARO M. A., CASTRO J. T. P., A Critical Evaluation of fatigue Crack Initiation Parameter Estimates, *Fatigue 2004, 2nd SAE Brasil 2004, International Conference of Fatigue, Seção São Paulo*, June, 22 – 23, 2004.

METALS HANDBOOK. Properties and Selection: Stainless Steels, Tool Materials and Special Purpose Metals, vol. 3, ninth ed., p.421-427, 1980.

McDOWELL, D. L., Basic Issues in the Mechanics of High Cycle Metal Fatigue, *International Journal of Fracture*, v.80, p.103-145, 1996.

MILAN, M. T., Propriedades mecânicas de tração e fadiga de chapa final de um aço livre de intersticiais, Dissertação (Mestrado) – *Escola de Engenharia de São Carlos – EESC, Universidade de São Paulo – USP, São Carlos-SP*, 1999.

MITCHELL, C. R., Fundamentals of modern fatigue analysis for design, *ASM Materials Science Seminar*, St. Louis, Fatigue and Microstructure, Metals Park, ASM, p.385-437, 1978.

MITCHELL, M. R., Fatigue Analysis for Design, *I Seminário Internacional de Fadiga da SAE Brasil*, p.1-29, 2000.

MORROW, J. D., Cycles Strain Energy and fatigue of Metals, *Symposium on Internal Friction, damping and Cyclic Plasticity*, ASTM ATP 378, American Society for Testing and Materials, p.45-87, 1965.

MURALIDHARAN, U., MANSON, S.S (1998), Engineering Materials Technology, v.110, p.55, apud PARK, J. H. and SONG, J. H. (1995), Detailed evaluation of methods for estimation of fatigue properties, *International Journal of Fatigue*, v.17, n.5, p.365-73.

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 prediction of axial fatigue life from tensile data. *International Journal of Fatigue*, v.15, n.3, p. 213-19.

LOUDIN, A. and RÉZAI-ARIA, F., Thermo-mechanical fatigue behaviour of a tempered martensitic 5% chromium steel, França, *Centre Matériaux*, 2000.

PROVAN, J. W. and ZHAI, Z. H., Fatigue crack initiation and stage-I propagation in polycrystalline materials, II: modeling, *International Journal of Fatigue*, v.13, n.2, p.99-109, 1991.

RAO, K. B. S. et al, On the failure condition in strain-controlled low cycle fatigue, *International Journal of Fatigue*, v.7, n.3, 9.141-47, 1985.

REMY, L., Recent Developments in Thermal Fatigue, in High Temperature Fracture Mechanisms and Mechanics, EGF6, P. Bensussan, eds, *Mechanical Engineering Publications*, London, p.353-377, 1990.

RIBEIRO, A. S., COSTA, J. D. M., FERNANDES, A. A., Fadiga Oligocíclica: Propriedades Cíclicas da Liga de Alumínio AL 6061-T651, *COBEM – Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica, Águas de Lindóia, Anais (em CD-ROM)*, p.10, 1999.

ROESSLE, M.L., FATEMI, A. strain-controlled fatigue properties of steels and some simple approximations. *International Journal of Fatigue*, v.22, p.495-511, 2000.

SEHITOGLU, H., Thermal and Thermo-mechanical fatigue of Structural Alloys, in *ASM Handbook: Fatigue and Fracture*, vol. 19, p.527-56, 1996.

SHI, H.J., Pluvinage, G. Cyclic stress-strain response during isothermal and thermo mechanical fatigue. *International Journal of Fatigue*, v.16, p.549-57, 1994.

SRINIVASAN, V.S., VALSAN, M., SANDHYA, R., RAO, K.B.S., MANNAN, S.L., SASTRY, D.H. High temperature time-dependent low cycle fatigue behaviour of a type 316L(N) stainless steel. *International Journal of Fatigue*, v.21, p.11-21, 1999.

WEGST, C. W., *Stahlschlüssel* (Key to steel), Germany, 2001.

ZHONG-GUANG, W., RAHKA, K., NENONEN, P., LAIRD, C. Changes in morphology and composition of carbides during cyclic deformation at room and elevated temperature and their effect on mechanical properties of Cr-Mo-V steel. *Acta Metallurgica*, v.33, n.12, p.2129-41, 1985.