

PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DE MINAS GERAIS
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica

**DETERMINAÇÃO DE RESISTÊNCIA À FADIGA EM
AÇOS ABNT 4140 EM VIDAS SUPER LONGAS
(GIGA CICLOS)**

Daniel Januário Cordeiro Gomes

Belo Horizonte

2011

Daniel Januário Cordeiro Gomes

**DETERMINAÇÃO DE RESISTÊNCIA À FADIGA EM AÇOS
ABNT 4140 EM VIDAS SUPER LONGAS (GIGA CICLOS)**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. –Ing. Ernani Sales Palma

Belo Horizonte

2011

FICHA CATALOGRÁFICA

Elaborada pela Biblioteca da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais

G633d Gomes, Daniel Januário Cordeiro
Determinação de resistência à fadiga em aços ABNT 4140 em vidas super longas (giga ciclos) / Daniel Januário Cordeiro Gomes. Belo Horizonte, 2011. 124f. : Il.

Orientador: Ernani Sales Palma
Dissertação (Mestrado) – Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.

1. Aço – Fadiga. 2. Aspereza de superfície. I. Palma, Ernani Sales. II. Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. III. Título.

CDU: 669.14

Daniel Januário Cordeiro Gomes

**DETERMINAÇÃO DE RESISTÊNCIA À FADIGA EM AÇOS
ABNT 4140 EM VIDAS SUPER LONGAS (GIGA CICLOS)**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, como requisito parcial para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Banca Examinadora:

Prof. Dr. –Ing. Ernani Sales Palma (Presidente, Orientador) – PUC Minas

Prof. Dr. Claysson Vimieiro (Examinador Interno) – PUC Minas

Dr. Tanius Rodrigues Mansur (Examinador Externo) – CDTN/CNEN

Belo Horizonte, 21 de fevereiro de 2011

*Aos meus pais,
Joana e Querobim, e à minha namorada
Darcilene por todo apoio, carinho e incentivo.*

AGRADECIMENTOS

Agradeço o meu orientador, Prof. Dr. –Ing. Ernani Sales Palma, por todo o apoio e compreensão, tornando possível a realização deste trabalho.

À PUC Minas e ao CNPq pelo apoio financeiro e ao CDTN pela fabricação dos corpos-de-prova.

Aos funcionários do laboratório de fabricação mecânica da PUC Minas, Vinícius, Leandro, Carlos e Pedro, pela paciência e apoio técnico necessários para o desenvolvimento das atividades envolvidas neste trabalho.

Ao aluno de iniciação científica, Pedro Henrique Aquino, pela contribuição na realização dos ensaios deste trabalho.

Aos colegas do mestrado pelo incentivo e troca de experiências durante o desenvolvimento da dissertação.

E a todos, que de alguma forma, contribuíram para o êxito desta dissertação.

RESUMO

Muitos trabalhos têm sido realizados no intervalo de vidas de fadiga de baixo ciclo (LCF) e de alto ciclo (HCF), e um extenso conhecimento tem surgido ao longo dos anos, como descrito em trabalhos científicos e livros didáticos. O limite de fadiga clássico de metais ferrosos é determinado através de ensaios com amplitude constante de tensões cíclicas, abaixo da qual a falha por fadiga não ocorre. No entanto, estudos recentes sobre fadiga em aços têm mostrado que a falha por fadiga pode ocorrer com amplitudes abaixo do limite de fadiga convencional (HCF), ou seja, no regime de vidas de fadiga super longas (além de 10^6 ciclos). Este trabalho avalia a vida de fadiga no regime entre 10^6 a 10^8 ciclos em função da influência dos processos de fabricação na resistência à fadiga. Especificamente, a proposta desta pesquisa é estudar o efeito da rugosidade superficial na resistência à fadiga no regime de giga ciclos ou vidas super longas (UHCF) de corpos-de-prova do aço ABNT 4140 normalizado. Os aspectos superficiais resultantes da usinagem por torneamento foram caracterizados usando os parâmetros R_a , R_q e R_t . Os ensaios de fadiga foram realizados na temperatura ambiente, aplicando uma frequência de 58 Hz, com tensão média igual a zero ($R = -1$), em uma máquina de ensaio por flexo-rotação com momento de flexão constante. Foi usado o método “staircase” (ou up-and-down) para determinar a resistência à fadiga dos corpos-de-prova.

Palavras-chave: Giga ciclos, Vidas super longas, Limite de fadiga, Danos de fadiga, Rugosidade superficial, Integridade superficial.

ABSTRACT

Several works has been performed in the low-cycle fatigue (LCF) range and high-cycle fatigue (HCF) life regime, and a fair understanding has emerged over the years, as described in standard reviews and textbooks. The classical fatigue limit of ferrous metals is a consequence of testing materials at a constant range of cyclic stress and determining the cyclic stress range below which fatigue failures do not occur. However, recent fatigue studies on steels have shown that fatigue failures can occur at low amplitudes even below this conventional HCF fatigue limit in the ultra-high-cycle fatigue range (life higher than 10^6 cycles). This work examines fatigue life in the regime 10^6 – 10^8 cycles-to-failure in terms of the influence of manufacturing processes on fatigue strength. Specifically, the purpose of this research is to study the influence of surface rugosity of turned surfaces of ABNT 4140 steel specimens on fatigue strength in the giga cycle or ultra-high-cycle fatigue (UHCF) range. The surface texture resulting from machining was characterized using R_a , R_q and R_t parameters. The fatigue experiments were carried out at room temperature, applying a cyclical frequency of 58Hz, with mean stress equal to zero ($R= -1$), on a rotating-bending fatigue testing machine of the constant bending moment type. It was used the staircase (or up-and-down) method to determine the fatigue strength of the specimens.

Keywords: Gyga cycles, Ultra high cycle fatigue, Fatigue limit, fatigue damage, surface roughness, surface integrity

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Nucleação e propagação de uma trinca de fadiga a partir de bandas de deslizamentos.	26
Figura 2: Curva S-N plotada na escala semilogarítmica	30
Figura 3: Método de fadiga Staircase para a determinação da resistência média à fadiga em 5×10^6 ciclos para o aço 4340.	36
Figura 4 : A concepção da curva S-N no regime de giga ciclo.....	38
Figura 5: Geometria dos corpos-de-prova utilizados nos ensaios de fadiga por flexo- rotação.	53
Figura 6: Fluxograma do processo experimental	55
Figura 7: Região AB do corpo-de-prova onde foi realizada as medições de rugosidade	58
Figura 8: Máquina de ensaio de fadiga por flexo-rotação	59
Figura 9: Microestrutura do aço ABNT 4140 visualizada na seção longitudinal do corpo-de-prova. Ampliações de 100 e 500 vezes respectivamente.	64
Figura 10: Microestrutura do aço ABNT 4140 visualizada na seção transversal do corpo-de-prova. Ampliações de 200 e 500 vezes respectivamente.	65
Figura 11: Figura ilustrativa apresentando o procedimento adotado nas medições de microdureza.....	67
Figura 12: Perfil de microdureza da condição 1.1 antes e apos os ensaios de fadiga. ...	68

Figura 13: Perfil de microdureza da condição 2.1 antes e apos os ensaios de fadiga. .	68
Figura 14: Perfil de microdureza da condição 2.2 antes e apos os ensaios de fadiga. .	69
Figura 15: Resultado dos ensaios de fadiga para a condição 1.1 utilizando o método Staircase.	72
Figura 16: Resultado dos ensaios de fadiga para a condição 2.1 utilizando o método Staircase.	73
Figura 17: Resultado dos ensaios de fadiga para a condição 2.2 utilizando o método Staircase.	74
Figura 18: Resultado da rugosidade média (R_a) de cada condição de usinagem.	75
Figura 19: Limite médio de resistência à fadiga de cada condição de usinagem, obtido a partir do método Staircase.	75
Figura 20: Detalhes geométricos e dimensionais dos corpos-de-prova submetidos aos ensaios de fadiga com entalhe.	77
Figura 21: Presença de trincas em corpos-de-prova da condição 1.1 submetidos ao ensaio de fadiga. Ampliações de 200 e 500 vezes respectivamente.	79
Figura 22: Presença de trincas em corpos-de-prova da condição 2.1 submetidos ao ensaio de fadiga. Ampliações de 500 vezes.	79
Figura 23: Presença de trincas em corpos-de-prova da condição 2.2 submetidos ao ensaio de fadiga.. Ampliações de 200 e 500 vezes respectivamente.	80
Figura 24: Diagrama dos momentos fletores e da força cortante atuante no corpo-de-prova	89
Figura 25: Esquema ilustrando a aplicação de cargas	90

Figura 26: Resultado dos ensaios de fadiga para a condição 1.1 utilizando o método Staircase.	118
Figura 27: Resultado dos ensaios de fadiga para a condição 2.1 utilizando o método Staircase.	120
Figura 28: Resultado dos ensaios de fadiga para a condição 2.2 utilizando o método Staircase.	123

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Composição química média do aço ABNT 4140.	53
Tabela 2: Quantidade de corpos-de-prova utilizados em cada tipo de ensaio.	56
Tabela 3: Dados tabulados para o ensaio “Staircase”.....	61
Tabela 4: Média e desvio-padrão da rugosidade média para cada condição de usinagem.....	66
Tabela 5: Média e desvio-padrão dos ensaios de tração para o aço ABNT 4140 normalizado.....	70
Tabela 6: Resultados dos ensaios de fadiga com entalhe para as condições 1.1 e 2.2.	78
Tabela 7: Medições dos parâmetros de rugosidade Ra, Rq e Rt da condição de usinagem 1.1.....	93
Tabela 8: Resultados dos parâmetros de rugosidade Ra, Rq e Rt da condição de usinagem 2.1.....	94
Tabela 9: Resultados dos parâmetros de rugosidade Ra, Rq e Rt da condição de usinagem 2.2.....	94
Tabela 10: Resultados dos ensaios de microdureza da amostra virgem 1.1/01	96
Tabela 11: Resultados dos ensaios de microdureza da amostra virgem 1.1/02	96
Tabela 12: Resultados dos ensaios de microdureza da amostra do corpo-de-prova 1.1/04	97
Tabela 13: Resultados dos ensaios de microdureza da amostra do corpo-de-prova 1.1/06	98

Tabela 14: Resultados dos ensaios de microdureza da amostra do corpo-de-prova 1.1/07	99
Tabela 15: Resultados dos ensaios de microdureza da amostra do corpo-de-prova 1.1/09	99
Tabela 16: Resultados dos ensaios de microdureza da amostra virgem 2.1/01	100
Tabela 17: Resultados dos ensaios de microdureza da amostra virgem 2.1/02	101
Tabela 18: Resultados dos ensaios de microdureza da amostra do corpo-de-prova 2.1/02	102
Tabela 19: Resultados dos ensaios de microdureza da amostra do corpo-de-prova 2.1/07	102
Tabela 20: Resultados dos ensaios de microdureza da amostra do corpo-de-prova 2.1/03	103
Tabela 21: Resultados dos ensaios de microdureza da amostra do corpo-de-prova 2.1/05	104
Tabela 22: Resultados dos ensaios de microdureza da amostra virgem 2.2/01	105
Tabela 23: Resultados dos ensaios de microdureza da amostra virgem 2.2/02	105
Tabela 24: Resultados dos ensaios de microdureza da amostra do corpo-de-prova 2.2/07	106
Tabela 25: Resultados dos ensaios de microdureza da amostra do corpo-de-prova 2.2/08	107
Tabela 26: Resultados dos ensaios de microdureza da amostra do corpo-de-prova 2.2/06	108

Tabela 27: Resultados dos ensaios de microdureza da amostra do corpo-de-prova 2.2/09	108
Tabela 28: Média e desvio-padrão do perfil de microdureza de corpos-de-prova virgens da condição 1.1	109
Tabela 29: Média e desvio-padrão do perfil de microdureza de corpos-de-prova da condição 1.1, que falharam por fadiga.	110
Tabela 30: Média e desvio-padrão do perfil de microdureza de corpos-de-prova, da condição 1.1, que atingiram a vida prescrita.	110
Tabela 31: Média e desvio-padrão do perfil de microdureza de corpos-de-prova virgens da condição 2.1	111
Tabela 32: Média e desvio-padrão do perfil de microdureza de corpos-de-prova da condição 2.1, que falharam por fadiga.	111
Tabela 33: Média e desvio-padrão do perfil de microdureza de corpos-de-prova, da condição 2.1, que atingiram a vida prescrita.	112
Tabela 34: Média e desvio-padrão do perfil de microdureza de corpos-de-prova virgens da condição 2.2	112
Tabela 35: Média e desvio-padrão do perfil de microdureza de corpos-de-prova, da condição 2.2, que falharam por fadiga.	113
Tabela 36: Média e desvio-padrão do perfil de microdureza de corpos-de-prova, da condição 2.2, que atingiram a vida prescrita.	113
Tabela 37: Resultados dos ensaios de tração para a condição 1.1.	114
Tabela 38: Resultados dos ensaios de tração para a condição 2.1.	115
Tabela 39: Resultados dos ensaios de tração para a condição 2.2.	115

Tabela 40: Resultados dos ensaios de fadiga para a condição 1.1	117
Tabela 41: Tensões alternadas para o evento de menor frequência da condição 1.1.	118
Tabela 42: Resultados dos ensaios de fadiga para a condição 2.1	119
Tabela 43: Tensões alternadas para o evento de menor frequência da condição 2.1.	121
Tabela 44: Resultados dos ensaios de fadiga para a condição 2.2	122
Tabela 45: Tensões alternadas para o evento de menor frequência da condição 2.2.	124

SIMBOLOGIA

Símbolo	Descrição	Unidade
A	Constante utilizada no cálculo do limite teórico de resistência à fadiga	MPa
A_{DM}	Somatório da coluna IV do método “staircase”	Adimensional
a_p	Profundidade de corte	mm
b	Constante utilizada no cálculo do limite teórico de resistência à fadiga	Adimensional
B_{DM}	Somatório da coluna V do método “staircase”	Adimensional
C%	Nível de confiança	Adimensional
C_{DP}	Constante referência do desvio-padrão	Adimensional
C_E	Fator de correção devido aos concentradores de tensões	Adimensional
CE	Corpos-de-prova sem entalhe	Adimensional
C_G	Fator de correção devido ao tamanho	Adimensional
C_L	Fator de correção devido ao carregamento	Adimensional
C_R	Fator de correção devido à confiabilidade	Adimensional
C_S	Fator de correção devido à superfície	Adimensional
C_T	Fator de correção devido à temperatura	Adimensional
C_{TR}	Fator de correção devido às tensões residuais	Adimensional
d	Incremento de tensão estimado	MPa
DP	Desvio-padrão	
DP_e	Desvio-padrão estimado	MPa

Símbolo	Descrição	Unidade
$DP_{e,R,C}$	Desvio-padrão amostral	MPa
f	Avanço	mm/rot
F_A	Força aplicada pelos pesos mortos	N
F_{CP}	Força atuante no corpo-de-prova	N
HV	Dureza Vickers	Kgf/mm ²
I	Distância do apoio (ponto A) ao ponto de aplicação de F_{CP} da figura 24	mm
θ	Ângulo entre as faces opostas do diamante	Graus
i	Incremento adimensional	Adimensional
J	Momento de inércia da área da seção transversal	m ⁴
K	Fator limite de tolerância	Adimensional
L	Comprimento médio entre as diagonais da impressão	mm
M_R	Momento resultante na máquina de fadiga	N.m
M_{FT}	Momento fletor máximo atuante no corpo-de-prova	N.m
N	Número de ciclos de fadiga	Adimensional
$N_{DM,i}$	Número de eventos	Adimensional
P	Carga aplicada	Kgf
r	Raio da área da seção transversal do corpo-de-prova	mm
R	Razão de tensão	Adimensional
R%	Nível de confiabilidade	Adimensional

Símbolo	Descrição	Unidade
R_a	Rugosidade média	μm
R_q	Rugosidade média quadrática	μm
R_t	Rugosidade máxima	μm
S_0	Menor tensão alternada do evento de menor frequência	MPa
SE	Corpo-de-prova sem entalhe	Adimensional
S_e	Limite estimado de resistência à fadiga	MPa
S'_e	Limite teórico de resistência à fadiga	MPa
S_m	Limite médio estimado de resistência à fadiga	MPa
S-N	Curvas S-N ou curva de Wöhler	
S-N-P	Curvas S-N com confiabilidade desejada	
σ	Tensão normal máxima atuante no corpo-de-prova	MPa
V_c	Velocidade de corte	m/min

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

Siglas/Abreviaturas	Descrição
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AISI	American Iron and Steel Institute
ASTM	American Society for Testing and Materials
DIN	Deutsches Institut für Normung
eq.	Equação
FIG.	Figura
GBF	Granular bright facet
HCF	Fadiga de alto ciclo
ISO	International Organization for Standardization
LCF	Fadiga de baixo ciclo
MFLE	Mecânica da Fratura Linear Elástica
SAE	Society of Automotive Engineers
UHCF	Fadiga no regime de vidas super longas ou giga ciclos

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	20
1.1 Objetivos	20
2.2 Justificativas	21
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	22
2.1 Procedimentos de análise de falhas.....	22
2.2 Fundamentos de falhas por fadiga	24
2.2.1 Morfologia das falhas por fadiga	26
2.2.2 Métodos de dimensionamento a fadiga.....	27
2.2.2.1 Fadiga controlada por tensão.....	28
2.3 Métodos de ensaios de fadiga.....	31
2.3.1 Método Padrão	31
2.3.2 Método do Nível de Tensão Constante	32
2.3.3 Método da Sobrevivência.....	32
2.3.4 Método do Degrau.....	33
2.3.5 Método de Prot.....	33
2.3.6 Método do Valor Extremo.....	34
2.3.7 Método “Staircase”	34
2.3.8 Comparação entre os métodos	36
2.4 Fadiga no regime de giga ciclos.....	37
2.5 Integridade superficial e fadiga.....	45
2.5.1 Rugosidade superficial	45
2.5.2 Tensões residuais	49
2.5.3 Condições operacionais	50
3 METODOLOGIA.....	52
3.1 Material.....	52
3.2 Corpos-de-prova	53
3.3 Fabricação.....	54

3.4 Ensaio de tração.....	56
3.5 Ensaio de microdureza.....	57
3.6 Ensaio metalográfico.....	57
3.7 Medição da rugosidade superficial.....	58
3.8 Ensaio de fadiga.....	59
4. RESULTADOS EXPERIMENTAIS E DISCUSSÃO.....	64
4.1 Ensaio metalográfico.....	64
4.2 Rugosidade Superficial.....	65
4.3 Ensaio de microdureza.....	66
4.4 Ensaio de Tração.....	70
4.5 Ensaio de Fadiga.....	71
4.5.1 Ensaio de fadiga com entalhe.....	76
4.5.2 Análise microestrutural.....	78
5 CONCLUSÕES.....	81
5.1 Sugestões para trabalhos futuros.....	82
APÊNDICE A - DISTRIBUIÇÃO DAS CARGAS ATUANTES NA MÁQUINA DE ENSAIO DE FADIGA.....	89
APÊNDICE B – LIMITE TEÓRICO DE RESISTÊNCIA À FADIGA.....	92
APÊNDICE C – MEDIÇÕES DE RUGOSIDADE.....	93
APÊNDICE D – MEDIÇÕES DE MICRODUREZA.....	95
APÊNDICE E – MÉDIA DAS MEDIÇÕES DE MICRODUREZA.....	109
APÊNDICE F – RESULTADOS DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO.....	114
APÊNDICE G – MÉTODO STAIRCASE PARA TODAS AS CONDIÇÕES.....	116

1 INTRODUÇÃO

A fadiga tem sido uma das principais causas de falhas de componentes mecânicos. Fatores como propriedades mecânicas, características metalúrgicas do material, integridade superficial, tipo de carregamento e condições do ambiente de trabalho, exercem influência sobre o comportamento à fadiga de componentes em serviço.

A determinação da vida de componentes submetidos à fadiga é uma etapa essencial no seu dimensionamento. Para alcançar a confiabilidade desejada, as indústrias realizam ensaios de fadiga com o objetivo de levantar as curvas S-N-P dos materiais de interesse. Estas curvas servem de base para projetos e para ensaios de durabilidade dos componentes no ambiente do cliente. Estas curvas são determinadas de maneira padronizada e é um assunto relativamente conhecido. Para aços, os ensaios para determinação destas curvas são interrompidos geralmente quando atinge 10^6 a 10^7 ciclos. A partir destas vidas, assume-se que não há mais falha por fadiga. No entanto, com o desenvolvimento tecnológico, vários equipamentos têm vida esperada muito acima destes valores de corte. Atualmente existem componentes que devem trabalhar além de 10^{10} ciclos, ou seja, na região de vidas super longas ou giga ciclos.

1.1 Objetivos

O objetivo geral deste trabalho consiste em avaliar o comportamento à fadiga de aços em diferentes condições superficiais para vidas além de 10^6 ciclos. Pretende-se, portanto, avaliar a influência dos parâmetros de usinagem na resistência à fadiga do aço ABNT 4140 entre 10^6 a 10^8 ciclos. Especificamente, a proposta desta pesquisa consiste em:

- Estudar o efeito da rugosidade superficial no regime de vidas super longas de corpos-de-prova submetidos ao processo de torneamento.
- Investigar a influência de entalhes nos corpos-de-prova.

2.2 Justificativas

Atualmente, as curvas de fadiga dos aços são determinadas até uma determinada vida de corte. Estas vidas podem variar de um a vinte milhões de ciclos. Após atingir esta vida de corte, os ensaios são interrompidos e admite-se que não ocorrerá mais dano de fadiga. No entanto, a tendência atual consiste em projetarem componentes e/ou sistemas mecânicos com vidas extremamente longas, bem acima destas vidas de corte acima mencionadas.

Em diversos setores industriais, a vida requerida em serviço frequentemente ultrapassa 10^{10} ciclos. Esta exigência aplica-se a rotores de turbinas de aeronaves, componentes de motores de automóveis, componentes ferroviários, entre outros. Além disto, programas de extensão de vida de plantas industriais têm sido cada vez mais usuais. O conhecimento detalhado do comportamento mecânico destes componentes submetidos a esforços cíclicos em vidas da ordem de giga ciclos torna-se uma ferramenta fundamental para estes programas.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A interação entre forças, tempo e ambiente em que um componente ou estrutura está submetido podem levar ao surgimento de uma extensa e complexa variedade de modos de falhas em metais. Além disso, as propriedades mecânicas, a história de fabricação, as características geométricas e as condições de serviço de um componente contribuem para a ocorrência destas falhas (STEPHENS *et al.*, 2001).

Collins (2003) define uma falha como uma mudança no tamanho, na forma, e/ou nas propriedades mecânicas de um componente mecânico que pode levar a uma queda de desempenho e confiabilidade, ou até mesmo impedindo o seu funcionamento.

O primeiro passo para identificar uma falha é determinar suas causas. Durante a análise, todas as possibilidades ou razões que levaram à ocorrência da mesma, devem ser levantadas e questionadas. Frequentemente, um amplo número de fatores, normalmente inter-relacionados, devem ser compreendidos para determinar a causa principal ou a origem da falha (WULPI, 1985).

Entre os principais modos de falhas mecânicas, vale destacar: deformação elástica, deformação plástica, fratura frágil, fratura dúctil, impacto ou carregamento dinâmico, fluência, choque térmico, flambagem, desgaste, corrosão, corrosão sob tensão, “fretting”, fadiga. Além disso, estes modos de falhas podem combinar entre se originando outros danos como fadiga e fluência, fadiga e “fretting”, fadiga e corrosão, entre outros.

Em Collins (1993) há uma revisão detalhada dos diversos modos de falhas mecânicas. Neste trabalho será detalhada apenas a falha por fadiga.

2.1 Procedimentos de análise de falhas

Fatores como, erros de especificação ou de projeto, erros de fabricação, além de instalações, manutenções e operações impróprias motivam o aparecimento de um dano

ou falha. O objetivo da análise de falhas consiste em apontar a causa e o modo de falha existente. De posse destas informações, medidas preventivas e corretivas podem ser tomadas para evitar que novas falhas ocorram.

O primeiro passo para a análise e investigação de uma falha é fazer um estudo visual das evidências e um questionamento detalhado sobre as partes de um componente que falharam. Uma completa investigação e análise podem ser realizadas através dos passos que se seguem (WULPI, 1985):

- Coleta de dados e seleção de amostras;
- Exame visual da parte falhada: documentação fotográfica;
- Ensaio não destrutivo;
- Ensaio mecânico;
- Preparação de amostras na fratura e fora da região fraturada;
- Análise macroscópica e documentação fotográfica: superfície da fratura, origem da trinca, trincas secundárias, etc;
- Análise microscópica: lupa, microscópio óptico, microscópio eletrônico;
- Seleção e preparo de amostras metalográficas: exames e análises;
- Determinação do mecanismo de falha;
- Análises químicas;
- Análise por mecânica da fratura;
- Testes: simulação das condições de serviço;
- Análise de todas as evidências, conclusões, recomendações e elaboração de relatório.

A maioria das falhas que ocorrem durante o serviço de componentes está relacionada à fadiga. Consequentemente, muito estudo tem sido realizado para minimizar os danos decorrentes desse tipo de falha.

2.2 Fundamentos de falhas por fadiga

A fratura por fadiga, normalmente, ocorre repentinamente e sem nenhum aviso prévio e em condições normais de operação, com tensões máximas abaixo do limite de escoamento do material. Obviamente, se as condições de serviço forem anormais, ou seja, com sobrecargas, ambiente corrosivos, entre outros, a possibilidade de falha por fadiga é aumentada (WULPI, 1985).

A norma ASTM citado por Stephens *et al* (2001, p.33) define a fadiga como uma mudança estrutural progressiva, localizada e permanente que ocorre em um material submetido às tensões cíclicas ou flutuantes, resultando em trincas e/ou a completa ruptura do mesmo após um determinado número de ciclos.

Estas mudanças estruturais são causadas por deformações localizadas de ordem sub-microscópicas na estrutura cristalina do material. Estas deformações podem progredir gradualmente até formar uma trinca e, conseqüentemente, uma falha de tamanho crítico, podendo levar à fratura final de um componente após um determinado período de tempo.

Estudos têm mostrado que as mudanças estruturais causadas pelo processo de fadiga abrangem os seguintes estágios:

- Nucleação da trinca: Introduce o início do desenvolvimento dos danos de fadiga;
- Estágio I de crescimento da trinca: Envolve o crescimento inicial da trinca ao longo dos planos de tensões cisalhantes máximas;
- Estágio II de crescimento da trinca: Compreende a propagação da trinca ao longo da direção normal à máxima tensão de tração;
- Fratura final: Ocorre quando a trinca se propaga de maneira instável até a ruptura final.

A relação proporcional de cada estágio com o total de ciclos até a falha, depende das condições em que o componente está submetido à fadiga e das propriedades do material. Em baixos níveis de tensões, a maior parte da vida de fadiga está relacionada à nucleação da trinca. O mesmo não ocorre quando há a presença de corrosão ou desgaste severo na superfície do material. Nestes casos o dano inicial para provocar a propagação de uma trinca já existe, ocorrendo somente o estágio II de crescimento da trinca e a fratura final citados anteriormente.

Uma importante consideração dos mecanismos de fadiga é que, as trincas geralmente surgem na superfície do material. No entanto, em regime de vidas super longas a superfície perde sua influência e os defeitos internos passam a vigorar, propiciando o surgimento de trincas no interior do material. Este assunto será mais bem detalhado na seção 2.4.

A nucleação de trincas é normalmente encontrada em regiões conhecidas como bandas de deslizamentos. No entanto, as ocorrências destas não são os únicos meios de nucleação de trincas de fadiga. Segundo Stephens *et al.* (2001) e Lee *et al.* (2005), quaisquer regiões de concentração de tensões como bandas de deslizamento, inclusões, partículas de segunda fase, contornos de grãos, poros, pites de corrosão ou descontinuidades geométricas atuam como fontes de nucleação de trincas.

A trinca inicia no plano de cisalhamento próximo a um concentrador de tensões. Uma vez que a trinca é nucleada, os próximos passos são os estágios de propagação (estágio I e II de crescimento da trinca). No estágio I a trinca propaga-se ao longo dos planos de cisalhamento máximos até atingir alguns diâmetros de grãos, quando então a trinca passa a se propagar na direção normal à máxima tensão de tração (estágio II de crescimento) até atingir a ruptura final (LEE *et al.*, 2005).

As bandas de deslizamento são constituídas de um grande conjunto de planos de deslizamentos que provocam picos e vales na superfície, mais comumente conhecidos como intrusões e extrusões. A figura 1 ilustra a disposição das bandas de deslizamento e a influência destas na nucleação de trincas.

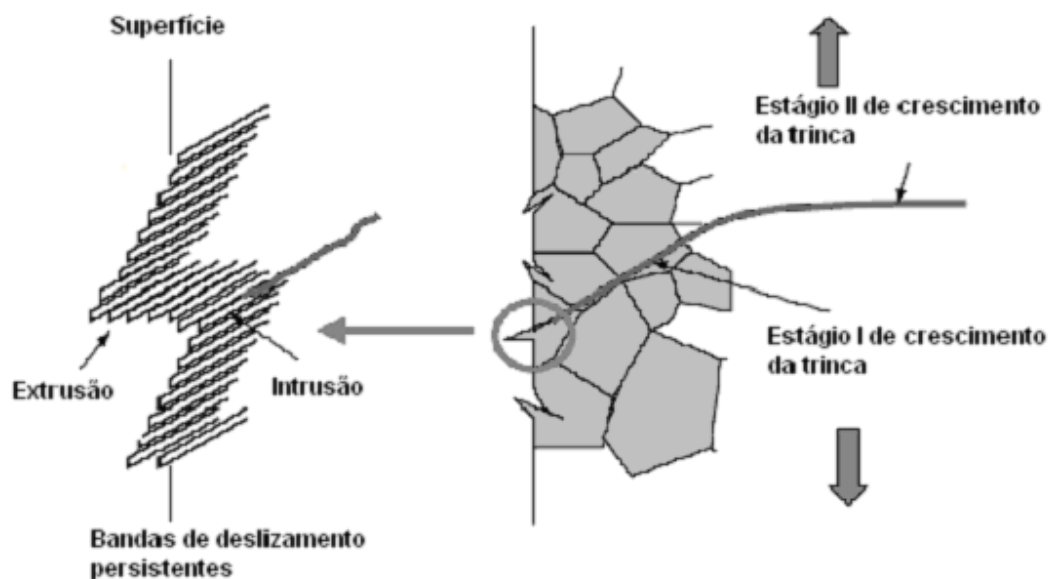


Figura 1: Nucleação e propagação de uma trinca de fadiga a partir de bandas de deslizamentos.

Fonte: LEE *et al.*, 2005.

Geralmente, as trincas de fadiga crescem de maneira transgranular, como mostrado na figura 1. No entanto, elas podem se propagar ao longo dos contornos de grãos, dependendo das condições de carregamento, do material, da temperatura e das condições ambientais (STEPHENS *et al.*, 2001).

2.2.1 Morfologia das falhas por fadiga

Como a falha por fadiga não requer altos níveis de tensões, pouca ou nenhuma deformação plástica macroscópica é encontrada na superfície fraturada. Em geral, a fratura possui um aspecto liso que se assemelha a uma fratura frágil. No entanto, ela possui algumas características estruturais que a distingue de uma fratura frágil.

Uma vez iniciada a propagação de uma trinca de fadiga, surgem marcas na superfície da fratura conhecida como marcas de praias, unicamente encontradas em falhas por fadiga. Estas marcas são provenientes das alterações no ciclo de tensões,

seja no seu valor ou na frequência de aplicação, gerando assim uma propagação descontínua da trinca de fadiga (WULPI, 1985).

As marcas de praias não devem ser confundidas com as estrias, embora elas frequentemente estejam presentes na mesma superfície da fratura. Para cada par macroscópico de marcas de praias, pode haver milhares de estrias, vistas em microscopia eletrônica (WULPI, 1985). As estrias nem sempre estão presentes. Em metais com baixa ductilidade pouca ou nenhuma estria é evidenciada na superfície da fratura (DIETER; BACON, 1988).

2.2.2 Métodos de dimensionamento a fadiga

Existem três métodos básicos de dimensionamento à fadiga: fadiga controlada por tensão (método S-N), fadiga controlada por deformação (método ϵ -N) e mecânica da fratura linear elástica (MFLE). Cada método tem suas particularidades e limitações de aplicação. Portanto, o engenheiro deve escolher o método ou os métodos que são mais apropriados para cada situação (BANNATINE; COMER; HANDROCK, 1990).

O método de fadiga controlada por tensão, também conhecido como fadiga de alto ciclo ou método S-N é aplicado em situações onde, macroscopicamente, somente tensões elásticas estão presentes. Este método é largamente utilizado no dimensionamento de componentes que necessitam de vidas longas (altos valores de ciclos).

Collins (1993) afirma que o número de ciclos que caracteriza a transição entre fadiga de altos e baixos ciclos situa-se entre 10^4 ou 10^5 ciclos.

O método de fadiga controlada por deformação, também conhecido como fadiga de baixo ciclo, ou método ϵ -N, é aplicável quando a tensão cíclica local atinge o regime plástico. Mesmo em um componente onde a tensão cíclica aplicada encontra-se no regime elástico, localmente a tensão pode ultrapassar o limite de escoamento do material. Estas deformações plásticas localizadas ocorrem em entalhes, regiões soldadas ou outros concentradores de tensões. Este método é recomendável para

carregamentos irregulares ou aleatórios e na avaliação da influência da tensão média na vida de fadiga. Assim como o método S-N, o método ϵ -N também é utilizado para a previsão de vida inicial.

A vida de fadiga de um componente é composta pelos estágios de iniciação e propagação. O tamanho da trinca de transição (entre a nucleação e a propagação) dificilmente é conhecido e normalmente depende do ponto de vista da análise e da dimensão do componente. Por exemplo, fazendo uma avaliação do ponto de vista microscópico a trinca de transição pode ser da ordem de uma imperfeição cristalina, mas se uma inspeção for feita no campo, através de ensaios não destrutivos, esta trinca pode ser aquela de menor tamanho detectável. Mesmo assim, o tamanho de trinca inicial deve ser conhecido ou estimado, pois, o método de mecânica da fratura linear elástica necessita deste parâmetro (BANNATINE; COMER; HANDROCK, 1990).

A Mecânica da fratura Linear Elástica (MFLE) é utilizada para estimar a vida de propagação de uma trinca inicial até o seu tamanho crítico. Este método depende da distribuição da tensão local e do tamanho da zona plástica na ponta da trinca, além do tamanho e forma da trinca e das propriedades de fadiga do material.

2.2.2.1 Fadiga controlada por tensão

Componentes, estruturas, equipamentos mecânicos, frequentemente estão expostos a histórias de carregamentos diversos. Estes carregamentos podem ser simples e repetitivos ou completamente aleatórios. Histórias de carregamentos aleatórios são tipicamente encontradas em situações reais de engenharia como em aeronaves e componentes automotivos. Dados de fadiga com amplitude de tensões constantes são usados para obter o comportamento e as propriedades de fadiga de materiais, para que histórias reais de carregamentos possam ser modeladas a partir destes dados (STEPHENS *et al.*, 2001).

O método de fadiga controlada por tensão distingue-se dos outros métodos por ser essencialmente governado pelas tensões no regime elástico. Ademais, como os

níveis de tensões são baixos, o componente suporta altos números de ciclos até a falha e deformações plásticas praticamente nulas.

A curva S-N ou curva de *Wöhler* é a base da metodologia de fadiga controlada por tensão. Através desta, é possível determinar a resistência à fadiga do material para um determinado número de ciclos. Esta curva pode ser gerada a partir de resultados de ensaios de fadiga em protótipos, corpos-de-prova padronizados ou através de estimativas baseadas em propriedades estáticas. Como os resultados apresentam dispersão, existe a necessidade de tratamento estatístico dos dados, para uma maior exatidão dos resultados. Com estes dados obtêm-se as curvas S-N-P, as quais constituem famílias de curvas com probabilidades estatísticas definidas (LOPES, 2006).

Para gerar os dados de fadiga através do método S-N, os ensaios de fadiga são realizados em vários corpos-de-prova, com diferentes amplitudes de tensões totalmente reversas ($R = -1$). Os dados de ensaios de fadiga, normalmente, são plotados na escala semilogarítmica ou logarítmica. A figura 2 ilustra uma curva S-N obtida através de resultados de ensaios de fadiga por flexo-rotação em um aço. Esta figura foi plotada na escala semilogarítmica, onde a ordenada representa os valores da amplitude de tensão e a abscissa o número de ciclos até a falha. Quando a curva é plotada na escala log-log, a curva se torna linear a partir de um determinado número de ciclos. A porção da curva com inclinação negativa se chama região de vida finita e a assíntota horizontal é a região de vida infinita. O ponto de transição entre a região de vida finita e vida infinita representa o limite de resistência à fadiga, abaixo do qual se supõe que não ocorre a nucleação de trinca de fadiga (LEE *et al.*, 2005).

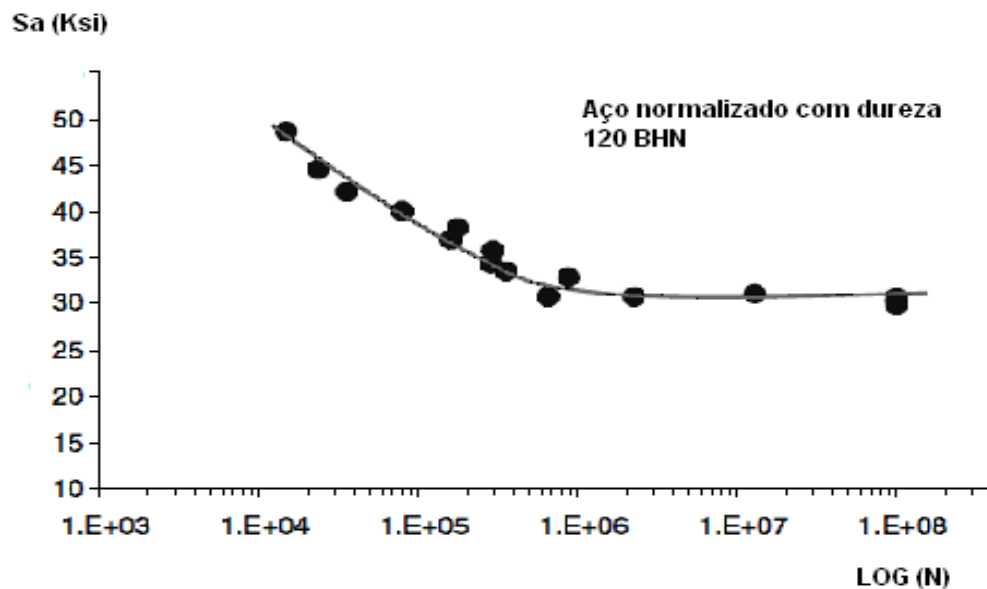


Figura 2: Curva S-N plotada na escala semilogarítmica

Fonte: LEE *et al.*, 2005.

Alguns fatores influem diretamente na resistência à fadiga de um componente. Dentre estes, pode-se ressaltar as tensões residuais, concentradores de tensão, temperatura de trabalho, ambiente agressivo, forma geométrica, rugosidade superficial, tratamentos térmicos e presença de entalhe (LOPES, 2006).

A curva S-N fornece dados de fadiga para uma dada geometria, condição de carregamento, ambiente de ensaio e parâmetros de fabricação. Entretanto, estes dados podem ser ajustados para avaliar as condições reais de um componente tais como entalhes, dimensão, acabamento superficial, temperatura e tipo de carregamento. No entanto, se o projeto for modificado uma nova curva S-N deve ser gerada para incorporar os efeitos dessas alterações (LEE *et al.*, 2005).

2.3 Métodos de ensaios de fadiga

A curva S-N é a ferramenta fundamental no método de fadiga controlada por tensão. Assim, existem vários métodos padronizados de ensaios de fadiga para a obtenção destas curvas.

Variáveis como o limite de resistência à fadiga, vida (número de ciclos até falha), sobrevivida (número de ciclos em que o componente pode ser submetido a uma dada tensão sem que venha falhar) e curvas S-N-P são características essenciais no dimensionamento à fadiga. Para isto, existem alguns métodos que poderão ser escolhidos de acordo com o objetivo da análise, custo, quantidade de corpos-de-prova disponíveis e tempo de execução. Para melhor seleção do método que deve ser utilizado, serão apresentados abaixo os métodos experimentais mais importantes na determinação da resistência à fadiga. A seguir serão explicados os métodos mais usados. Em Collins (1993) há uma detalhada revisão sobre estes métodos.

2.3.1 Método Padrão

O Método Padrão é normalmente utilizado em situações onde se dispõe de poucas peças ou corpos-de-prova e quando se deseja obter uma estimativa de toda a curva S-N.

Para este método, uma ou duas amostras devem ser ensaiadas para cada um dos níveis de amplitude de tensão previamente escolhidos, para determinar os pontos da curva S-N. Os dados são plotados em um gráfico S-N padrão e uma curva média é traçada através dos pontos obtidos. Além disso, uma família de curvas S-N-P pode ser estimada. No entanto, estas curvas não podem ser associadas com uma probabilidade de sobrevivência, pois, o tamanho da amostra é muito pequeno para a utilização de informações estatísticas.

2.3.2 Método do Nível de Tensão Constante

Este método baseia-se na determinação da vida em alguns níveis de tensões que variam entre o limite de resistência à fadiga e o limite de escoamento do material. Para cada nível de tensão, previamente escolhido, são ensaiados aproximadamente 15 corpos-de-prova.

Todos os dados obtidos em cada nível de tensão são plotados em um gráfico de distribuição de probabilidade log-normal, a fim de verificar a distribuição e determinar a média e o desvio-padrão para a log-vida em cada nível de tensão. Experiências têm indicado que este método é mais eficiente para os níveis de tensões maiores, apresentando uma boa aproximação da família de curvas S-N-P na região de vida finita. No entanto para níveis de tensões próximas ao limite de resistência à fadiga, este método não é recomendado, pois, apresenta uma alta dispersão dos resultados.

2.3.3 Método da Sobrevivência

Este método é usado para determinar a média e o desvio-padrão do limite de resistência à fadiga para uma vida prescrita. Vários grupos de corpos-de-prova são ensaiados em faixas estreitas de tensões, limitadas entre dois desvio-padrão acima e abaixo do limite de resistência à fadiga estimado empiricamente. A partir dos dados obtidos, pode-se construir um gráfico de probabilidade normal, onde o nível de tensão é uma variável aleatória plotada em relação à probabilidade de sobrevivência. Desta forma, é possível determinar o limite médio de resistência à fadiga e o seu desvio-padrão.

Aliando o método de sobrevivência, que determina o limite de resistência à fadiga e sua distribuição, com o método de nível de tensão constante, o qual prescreve a vida em fadiga e sua distribuição na região de vida finita, pode-se construir, com confiabilidade, uma família de curvas S-N-P em toda a extensão de vida finita e infinita.

2.3.4 Método do Degrau

Em comparação ao método da sobrevivência, o Método do Degrau possui a vantagem de utilizar menos corpos-de-prova para determinar o limite médio de resistência à fadiga e seu desvio-padrão. Neste método, todos os corpos-de-prova são submetidos a níveis de tensões que são incrementados a cada número de ciclos até que seja atingida a falha.

O início do ensaio acontece em aproximadamente 70% do limite de fadiga estimado. O ensaio nesta tensão inicial é realizado até que o corpo-de-prova se rompa, ou até que ele alcance a vida prescrita (run-out). Se a vida estabelecida for alcançada, o mesmo corpo-de-prova é novamente ensaiado, porém com um nível de tensão aumentado de um incremento de aproximadamente 0,7 do desvio-padrão estimado. Este procedimento se repete até que, o corpo-de-prova se rompa. Para que se tenha um bom resultado, um mínimo de dez a quinze corpos-de-prova é requerido.

2.3.5 Método de Prot

Em 1948, Prot desenvolveu um método mais rápido, a fim de determinar o limite de resistência à fadiga (PROT *apud* COLLINS, 1993, p.381-383). O Método de "Prot" associa o aumento constante do nível de tensão ao número de ciclos até a falha do material. O início deste método acontece em cerca de 70% do limite estimado de resistência fadiga. Posteriormente, o nível de tensão é aumentado de acordo com o aumento do número de ciclos, tornando a relação entre eles linear. Um grupo de quinze a vinte corpos-de-prova são, normalmente, ensaiados para uma mesma taxa de aumento de tensão. Esta variação de tensão é definida como taxa de Prot, com dimensões em MPa/ciclo. Os corpos-de-prova são ensaiados até falhar quando então, um novo grupo de corpos-de-prova é ensaiado utilizando uma taxa de Prot diferente.

O objetivo deste método é determinar o limite de resistência à fadiga através da equação de Prot. Esta equação relaciona o limite de resistência à fadiga com a tensão Prot de falha, com a taxa de Prot e com as constantes K e n do material. Uma vez que as constantes do material (K e n) forem determinadas, é possível determinar o limite de resistência à fadiga de cada corpo-de-prova ensaiado e conseqüentemente, o limite médio de resistência à fadiga e seu desvio-padrão.

2.3.6 Método do Valor Extremo

O Método do Valor Extremo é utilizado na determinação de valores extremos da probabilidade da curva S-N. Este método consiste em avaliar um grupo de n corpos-de-prova simultaneamente em n máquinas de ensaios de fadiga, todas com o mesmo nível de tensão. Quando ocorre a falha do primeiro corpo-de-prova, os dados de tensão e número de ciclos são armazenados e as demais amostras são descartadas. Este procedimento é repetido em diferentes níveis de tensões acima do limite de resistência à fadiga. Finalmente, após ensaiar todos os corpos-de-prova, os dados obtidos são plotados em uma curva S-N com probabilidade de sobrevivência pré-determinada. Esta probabilidade é função do tamanho da amostra (n) de cada grupo de corpos-de-prova. Este método fornece valores extremos de probabilidade da vida para projeto, prevendo informações sem conhecimentos específicos da forma de distribuição.

2.3.7 Método “Staircase”

Um método muito utilizado na determinação da média e desvio-padrão da resistência à fadiga, em uma vida de interesse, é o método “Staircase” ou “up-and-down”. O ponto de partida para a utilização deste método é a determinação da vida de interesse, assumindo-se que não haverá falhas posteriores a esta.

O nível de tensão escolhido para cada corpo-de-prova é baseado no resultado do teste realizado anteriormente. Se o corpo-de-prova anterior não falhou para o número de ciclos pré-determinado, o próximo teste é executado com um nível de tensão maior. No entanto, se este corpo-de-prova falhar antes de atingir a vida prescrita, o nível de tensão é reduzido no próximo ensaio. A razão de tensão bem como o incremento de tensão de um ensaio para o outro é mantido constante (MORRISSEY; NICHOLAS, 2006). Este procedimento é repetido sucessivamente com um nível de tensão maior ou menor em relação à tensão aplicada no corpo-de-prova anterior, dependendo se este falhou ou atingiu a vida de interesse sem a ocorrência de falha. Collins (1993) recomenda um grupo de pelo menos 15 corpos-de-prova para o emprego deste método.

A figura 3 ilustra um resultado obtido a partir do método “staircase” . Note que o início do método é válido quando a primeira reversão ocorre. O nível de tensão inicial é arbitrário e não influencia o resultado. Contudo, é habitual utilizar um nível de tensão inicial ligeiramente acima do limite estimado de resistência à fadiga, para economizar tempo e garantir que ocorra a falha no primeiro corpo-de-prova. Posteriormente, no capítulo referente à metodologia, este método será mais bem detalhado.

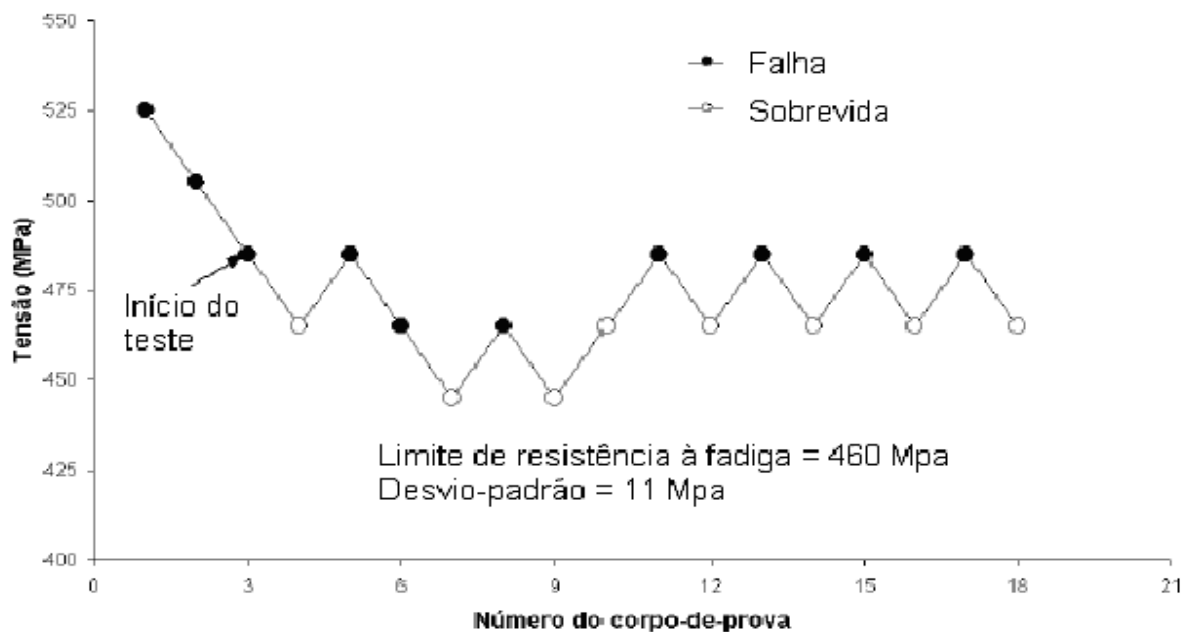


Figura 3: Método de fadiga Staircase para a determinação da resistência média à fadiga em 5×10^6 ciclos para o aço 4340.

Fonte: COLLINS, 1993.

2.3.8 Comparação entre os métodos

Muito cuidado e atenção devem ser tomados na escolha do método de ensaio de fadiga. Fatores como eficiência do método, confiabilidade dos resultados, tempo e custos na execução dos ensaios, devem ser avaliados em concordância com a finalidade do projeto.

Na comparação entre os métodos pode-se dizer que o método padrão possui a desvantagem de não apresentar grande aceitabilidade estatística devido ao baixo número de corpos-de-prova testados. Por outro lado, este método é útil na determinação de curvas S-N média, além do baixo custo.

O Método do Nível de Tensão Constante possui uma quantidade suficiente de corpos-de-prova para análise estatística, apresentado uma boa distribuição log-normal para níveis maiores de tensões. O mesmo não é verdade para níveis de tensões próximas ao limite de resistência à fadiga, devido à alta dispersão da vida nesta região.

O método de sobrevivência é eficiente na determinação de curvas S-N-P na região de vida infinita. Porém, torna-se inviável devido ao grande número de corpos-de-prova exigido e o longo tempo para sua execução.

Apesar do método de Prot ser simples e rápido. A sua ineficiência em relação aos outros métodos tem sido contestada em trabalhos científicos. Além disso, necessita-se de máquinas sofisticadas para seu desenvolvimento.

O método do valor extremo é o que apresenta o maior custo em termos de equipamentos, quantidade de corpos-de-prova e tempos despendidos. Em função disto, tem sido pouco usado.

Por fim o Método Staircase que além de determinar, com boa eficiência, o limite médio de resistência à fadiga, destaca-se também por permitir uma análise de variância e confiabilidade dos resultados. Este método é o mais utilizado em trabalhos científicos e em aplicações industriais.

2.4 Fadiga no regime de giga ciclos

Os ensaios para a determinação das curvas de fadiga são padronizados. Na região de vidas em torno de um milhão de ciclos, o método “staircase” ou “up-and-down” é o mais usado para determinar o limite de resistência à fadiga. Este método está detalhadamente explicado em Collins (1993) e Lee *et al.* (2005). O ponto de partida para a utilização deste método é a determinação de uma vida de corte, assumindo-se que não haverá falhas posteriores a esta vida. Até há cerca de dez anos, este valor estava em torno de dez milhões de ciclos, sendo o valor de dois milhões o mais usual. Em função da necessidade de vidas cada vez mais longas, começaram a surgir resultados de pesquisas mostrando que a curva S-N não se torna horizontal após a vida de milhões de ciclos serem atingidas (FIG. 4). Assim, discute-se a idéia de que metais não apresentam um limite de resistência à fadiga, sendo mais correto descrever a resistência à fadiga para um determinado número de ciclos.

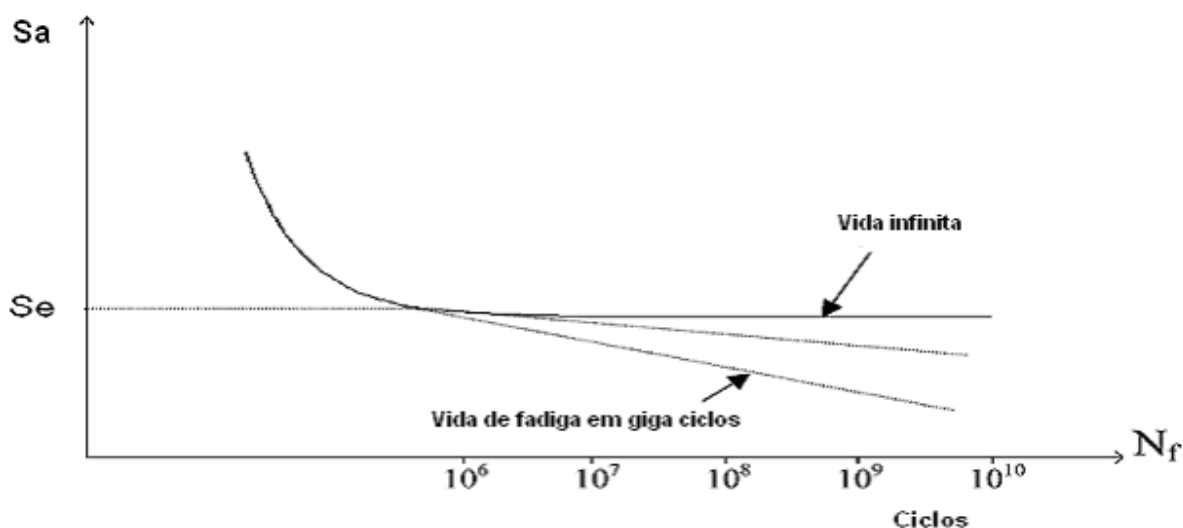


Figura 4 : A concepção da curva S-N no regime de mega ciclos

Fonte: BATHIAS; PARIS, 2005.

A durabilidade de alguns componentes frequentemente ultrapassa 10^8 ciclos. Esta necessidade tem aumentado o número de pesquisas sobre fadiga na região de vidas super longas ou giga ciclos ($>10^7$ ciclos). Estes trabalhos incluem estudos sobre mecanismos de falhas, desenvolvimento de novas técnicas experimentais e métodos de previsão da vida de fadiga (MARINES; BIN; BATHIAS, 2003).

A partir do final dos anos oitenta, começaram a surgir alguns estudos sobre fadiga com vidas superiores a 10^7 ciclos. No entanto, somente na década de noventa vieram a público vários resultados consistentes mostrando que componentes metálicos podem falhar por fadiga além de dez milhões de ciclos. Estes estudos pioneiros foram realizados principalmente por pesquisadores japoneses e pelo grupo de pesquisas liderado por Bathias (BATHIAS *et al.*, 1991; BATHIAS; NI, 1993; MASUDA; TANAKA, 1994; MURAKAMI; ENDO, 1994; WU; NI; BATHIAS, 1994; BATHIAS, 1996; KANAZAWA; NISHIJIMA, 1997; STANZL-TSCHEGG, 1999).

Nishijima e Kanazawa (1999) concluíram que a falha por fadiga pode nuclear tanto na superfície quanto no interior do metal. Eles mostraram que, mesmo em metais

não endurecidos superficialmente, houve a formação de trincas internas em vidas super longas.

Estudos sobre a influência de inclusões não-metálicas para vidas de fadiga além de 10^7 ciclos foram realizadas por Murakami, Takada e Toriyama (1998). Estes estudos avaliaram o comportamento à fadiga de aços de alta resistência a partir da dureza da matriz e do tamanho de inclusões não-metálicas. Além disso, as curvas S-N apresentaram dois patamares horizontais: um entre 10^6 e 10^7 ciclos e outro mais baixo após atingir vidas superiores a 10^8 ciclos, caracterizando dois valores distintos de limites de resistência à fadiga.

Os danos de fadiga no regime de giga ciclos vêm sendo detalhadamente estudado pelo grupo de pesquisas liderado por Bathias no CNAM/ITMA de Paris. Eles avaliaram vários materiais metálicos para vidas até 10^9 ou 10^{10} ciclos. Foi evidenciado que independentemente da temperatura ou do ambiente de ensaio, a falha por fadiga pode ocorrer em vidas superiores a 10^7 ciclos. Várias curvas S-N foram levantadas e todas apresentaram uma diferença de resistência à fadiga entre 10^6 e 10^9 ciclos, em alguns casos alcançando uma diferença de 200 MPa. Em suas experiências eles perceberam que o limite de resistência à tração exerce influência na inclinação das curvas S-N para esta faixa de vida. Além disso, a maioria das trincas nucleou-se no interior dos materiais metálicos em inclusões, poros e outros defeitos internos. No entanto, em ligas de alumínio e magnésio fundidos surgiram trincas na superfície devido à grande quantidade de poros superficiais. Estes autores afirmaram que a deformação plástica cíclica em vidas super longas não é grande o suficiente para iniciar um trinca superficial. Ocorrendo assim, uma competição entre defeitos internos e danos superficiais. (BATHIAS, 1999; BATHIAS; DROUILLAC; FRANÇOIS, 2001; BATHIAS; PARIS, 2005).

Wang *et al.* (2002) avaliaram o efeito de inclusões na nucleação de trincas de fadiga em seis ligas de aço de alta resistência mecânica. Uma expressão analítica foi desenvolvida a fim de determinar a vida total de fadiga no regime de vidas super longas. Este modelo foi baseado nas propriedades mecânicas do material, no nível de tensão aplicado e no tamanho da inclusão. Os resultados mostraram que a porção de vida de fadiga atribuída à nucleação de trincas entre 10^7 e 10^9 ciclos foi maior que 99%.

Também foi detectado que as curvas S-N possuíam dois grupos de falhas, um até 10^7 ciclos correspondendo à nucleação de trincas na superfície, e outro após 10^7 ciclos com iniciação de trincas no interior do material.

No regime de giga ciclos, os ensaios são normalmente realizados em frequências ultra-sônicas, a fim de reduzir consideravelmente o tempo de execução dos mesmos. Em Bathias e Paris (2005) há uma descrição detalhada sobre este método de ensaio.

Morrissey e Nicholas (2006) utilizaram o método *staircase* para a determinação da resistência a fadiga em vidas superiores a 10^8 ciclos. Eles avaliaram o efeito da frequência em uma liga de titânio (Ti-6Al-4V). Através dos resultados obtidos com ensaios ultra-sônicos e ensaios convencionais estes autores concluíram que, a frequência não exerceu influência aparente para esta faixa de vida de fadiga. Resultados similares foram encontrados por Xue *et al.* (2008).

Bayraktar, Garcias e Bathias (2006) avaliaram a influência dos tipos de defeitos nos mecanismos de falhas por fadiga superior a 10^7 ciclos. Estes pesquisadores mostraram que os danos de fadiga não são originados apenas por inclusões e poros, mas também pela natureza da microestrutura ou defeitos metalúrgicos. Segundo estes autores, o ponto de nucleação de uma trinca ou a vida de fadiga de um componente provocado por inclusões é função do seu tamanho, tipo, formato, localização e quantidade presente no material. Além disso, as trincas de fadiga causadas por poros dependem do tamanho e densidade dos mesmos existentes no volume do material. A iniciação de trincas também foi encontrada na fase ferrítica em aços contendo ferrita e perlita na microestrutura. Comportamento semelhante foi evidenciado em ferros fundidos com ferrita e grafita na microestrutura. Estes autores afirmaram que este comportamento é devido às fases microestruturais possuírem características de deformação distintas durante o carregamento cíclico.

A influência da microestrutura no comportamento à fadiga também foi investigada por Zuo, Wang e Han (2008). Este autor percebeu que apesar da nucleação de trincas além de 10^7 ciclos terem ocorrido no interior do material, nenhuma inclusão ou poro foi observado. Ao contrário, a nucleação de trincas internas foi induzida pelas heterogeneidades microestruturais. Estes autores afirmaram que no

material bifásico o local da nucleação da trinca depende, entre outros fatores microestruturais, da resposta de cada fase em relação à deformação cíclica.

Berger, Pyttel e Trossmann (2006) fizeram uma investigação à cerca de corpos-de-prova com e sem a presença de entalhes para vidas de fadiga muito longas. Estes autores concluíram que não existe limite de resistência à fadiga para ambos os tipos de corpos-de-prova analisados. Além do mais, as trincas de fadiga surgiram abaixo da superfície em corpos-de-prova sem entalhe e na superfície em corpos-de-prova entalhados. Estudo semelhante foi apresentado por Akiniwa *et al.* (2006). Em seus estudos eles concluíram que a resistência à fadiga foi menor nos corpos-de-prova entalhados. Adicionalmente, eles perceberam que a sensibilidade ao entalhe tende a reduzir em vidas superiores a 10^7 ciclos.

As propriedades de fadiga de quatro aços de alta resistência, contendo tamanhos de inclusões diferentes, foram estudadas por Zhang *et al.* (2007). Eles avaliaram o tamanho, a forma e a distribuição das inclusões na resistência à fadiga em vidas superiores a 10^7 ciclos. Ainda segundo estes autores, a maioria das trincas de fadiga originadas a baixas tensões foi nucleada no interior do material.

Morrissey e Golden (2007) investigaram o comportamento à fadiga de um monocristal de níquel em vidas super longas usando o teste de fadiga ultra-sônico. Os resultados mostraram que as trincas de fadiga ocorreram no interior do material. Além do mais, análises da superfície fraturada revelaram que na região de nucleação da trinca havia inclusões não-metálicas.

Algumas regras e recomendações de projeto para evitarem falhas de componentes submetidos a carregamentos cíclicos durante vidas muito longas foram sugeridas por Sonsino (2007). Este pesquisador levantou e analisou várias curvas S-N de materiais metálicos usados nas indústrias automotiva e aeronáutica. Ele obteve parâmetros que possibilitam extrapolar as curvas S-N convencionais para a região de vidas super longas.

Marines-Garcia *et al.* (2007) observando a nucleação de trincas no regime de giga ciclos desenvolveram equações, baseadas no modelo de Paris-Hertzberg-McCintock, que estimam a porção da vida de fadiga relacionada à propagação. Estes autores demonstraram, por meio do aço SAE 8620, que o estágio de propagação da

trinca constitui uma parte muito pequena da vida de fadiga do material. Também, foi verificado que a razão de tensão não exerceu influência considerável na região de propagação do dano de fadiga.

Sadananda, Vasudevan e Phan (2007) mostraram que a resistência à fadiga de aços em regiões de vidas super longas são mais sensíveis à presenças de concentradores de tensões que em vidas curtas. Estes autores analisaram resultados experimentais utilizando-se teorias de danos e chegaram à conclusão que, a resistência à fadiga nestas vidas está associada às tensões necessárias à propagação de micro-defeitos existentes no material.

Algumas pesquisas vêm destacando que os mecanismos de falhas associados ao regime de giga ciclos são, em parte, diferentes daqueles conhecidos na fadiga convencional. Além disso, tem sido mostrado que em vidas super longas, particularmente em aços de alta resistência, os danos de fadiga geralmente iniciam no interior do material. Estes danos são, em muitos casos, caracterizados por um fenômeno de falha conhecido como “fish eye” encontrado nas superfícies fraturadas. Este fenômeno caracteriza o início e a propagação de trincas internas de fadiga (RANC; WAGNER; PARIS, 2008).

Segundo Almaraz (2008) a nucleação de trinca relacionada às inclusões não-metálicas é muito frequente em falhas por fadiga de aços de alta resistência no regime de vidas super longas. Este autor desenvolveu um método que determina a vida de fadiga de aços de alta resistência baseado nas propriedades geométricas da inclusão. Resultado semelhante foi apresentado por Makimo (2008). Este autor apresentou resultados experimentais mostrando a influência da geometria de inclusões em aços forjados sobre o comportamento em fadiga no regime de giga ciclos.

Muitos componentes de engenharia estão sujeitos não somente a tensões cíclicas axiais ou de flexão, mas também a carregamentos cíclicos de torção (ex: molas helicoidais). Sonsino, citado por Akiniwa *et al.* (2008, p. 2057), afirma que válvulas automotivas operadas com molas helicoidais são projetadas para não falharem no regime de giga ciclos. Devido esta necessidade, Akiniwa *et al.* (2008) estudou o comportamento à fadiga de um aço utilizado na fabricação de molas automotivas. Este autor realizou ensaios de fadiga ultra-sônicos em condições de carregamento axial

(tração-compressão) e de torção. Os resultados mostraram que a razão entre a resistência à fadiga sob torção e a resistência à fadiga sob esforço axial foi em torno de 0.68, para toda a faixa de vida de fadiga analisada. Apesar dos corpos-de-prova terem sido polidos, todas as trincas de fadiga de ambos os carregamentos iniciaram-se na superfície. Estes autores afirmaram que as inclusões e os defeitos internos eram menores que o tamanho crítico necessário para propagar uma trinca de fadiga.

Ranc, Wagner e Paris (2008) avaliaram a distribuição da temperatura durante os ensaios de fadiga ultra-sônicos em um aço de alta resistência. Os campos de temperatura medidos durante os ensaios mostraram que, imediatamente após a nucleação da trinca, havia um aumento abrupto e localizado da temperatura caracterizando a propagação da trinca de fadiga. A fim de compreender melhor o efeito térmico e fazer uma conexão com a nucleação e a propagação do dano de fadiga, um modelo termomecânico foi desenvolvido. Comparações entre os dados experimentais e os dados do modelo apresentaram uma boa correlação. Estes resultados reafirmaram que a propagação da trinca de fadiga no regime de giga ciclos corresponde a uma parte muito pequena da vida do material.

Bathias e Paris (2009) fizeram uma investigação à cerca da aplicabilidade do método de tolerância ao dano (damage tolerance) em componentes aeronáuticos submetidos a vidas de fadiga super longas. Segundo estes autores, o controle do dano através da técnica de inspeção não-destrutiva torna-se praticamente impossível por dois fatores. Primeiro, devido à dificuldade na detecção da propagação de uma trinca iniciada no interior do componente. E segundo, o tempo de vida de fadiga relacionado à propagação é muito pequeno. Assim, quando a trinca é detectada a falha praticamente já ocorreu. Portanto, o uso do conceito de tolerância ao dano torna-se inapropriado ou ineficiente nestas condições. Sendo mais correto desenvolver técnicas que permitam prever ou estimar a vida de nucleação do dano de fadiga.

Algumas pesquisas mostraram que sob a ação de baixo carregamento cíclico (no regime de giga ciclos) o hidrogênio dissolvido no aço acumula-se em torno das inclusões não-metálicas. Este fenômeno é comumente encontrado em aços de alta resistência. Este acúmulo de hidrogênio resulta em uma característica morfológica conhecida como “granular bright facet” (GBF) que se localiza no interior da região

conhecida como “fish eye”. Alguns autores afirmaram que a formação desse fenômeno consome a maior parte da vida em fadiga, ou seja, esta relacionada à nucleação da trinca de fadiga (MURAKAMI; NOMOTO; UEDA, 1999; SHIOZAWA *et al.*, 2006; YANG *et al.*, 2008).

Com base em dados experimentais e do ponto de vista da mecânica da fratura linear elástica (MFLE), Yang *et al.* (2010) sugeriram uma relação empírica entre a resistência à fadiga, o tamanho de inclusões não-metálicas e a concentração de hidrogênio presente no material metálico. Diferentes concentrações de hidrogênio foram investigadas, a fim de conhecer a influência do hidrogênio no regime de giga ciclos. Estes pesquisadores perceberam que quanto maior a concentração de hidrogênio no material maior é a queda da resistência à fadiga.

Como mostrado nos estudos citados acima, os ensaios de fadiga ultra-sônicos têm mostrado que os materiais metálicos exibem um decréscimo na resistência à fadiga após 10^7 ciclos. Portanto, o conceito de vida-segura baseado no critério de vida infinita não deve ser usado, pois, as curvas S-N não apresentam um patamar horizontal como se pensava anteriormente.

Na fadiga convencional a nucleação de trincas surge essencialmente a partir de defeitos superficiais. Pesquisas recentes mostraram que em vidas super longas a nucleação tende a ocorrer no interior do material a partir de inclusões, poros, heterogeneidades microestruturais e outros defeitos internos. No entanto, ainda não existem estudos conclusivos sobre os mecanismos de falhas e métodos de previsão da vida em fadiga nesta faixa de vida.

Vários estudos mostraram que a nucleação do dano de fadiga em vidas super longas consome a maior parte da vida do componente. Desse modo, a nucleação exerce um papel dominante no controle da vida total de fadiga. Assim, maior atenção deve ser dada à nucleação no estudo de fadiga em giga ciclos.

Apesar das trinca de fadiga nuclearem predominantemente no interior do material, muitas dúvidas a respeito do efeito das condições superficiais no regime de giga ciclos ainda permanecem sem resposta.

2.5 Integridade superficial e fadiga

O comportamento à fadiga de um componente mecânico depende fortemente da sua integridade superficial. Diferentes processos de fabricação alteram não somente a rugosidade superficial do material, mas também introduz tensões residuais e encruamento na camada superficial. Estas alterações, por sua vez, alteram o comportamento à fadiga de um componente em serviço. Em Zahavi e Torbilo (1996) há uma revisão detalhada sobre este assunto.

2.5.1 Rugosidade superficial

A rugosidade superficial de um componente mecânico é desenvolvida durante sua manufatura, principalmente durante o acabamento, sendo influenciada pelos processos e condições de fabricação. Os processos de fabricação que mais influenciam a rugosidade superficial incluem: operações de remoção de material, processos abrasivos e processos de trabalho a frio.

Durante os processos de fabricação, o componente mecânico pode sofrer alterações estruturais, deformações elasto-plásticas, além de tensões residuais e o surgimento de irregularidades na superfície. O conjunto e o formato destas irregularidades constituem a rugosidade superficial. Obviamente, superfícies com diferentes irregularidades apresentam comportamentos distintos em relação à fadiga.

Entre as operações de remoção de material incluem os processos de usinagem como: torneamento, fresamento, furação, aplainamento, entre outros. Nestes processos, a geométrica e a vibração da ferramenta de corte, bem como os parâmetros de fabricação influenciam diretamente no formato e na dimensão da rugosidade superficial. Durante o processo de remoção de material pode ocorrer deformação plástica, causando um aumento da rugosidade superficial. Esta deformação pode ser reduzida utilizando-se fluidos de corte durante a operação. A vibração da ferramenta de

corte deve ser reduzida ao máximo, pois, quanto maior a amplitude de vibração maior será a rugosidade superficial.

Um estudo sistemático, correlacionando os parâmetros de torneamento com a resistência à fadiga, foi realizado por Lopes (2006) e Lopes, Sales e Palma (2008). Neste trabalho, foi feita uma análise da influência dos parâmetros de usinagem na rugosidade superficial e na resistência à fadiga de corpos-de-prova, obtendo-se às seguintes conclusões:

- A rugosidade superficial diminui com o aumento da profundidade de corte e da velocidade de corte, ao contrário, ela aumenta com o aumento do avanço;
- O parâmetro de maior influência na rugosidade superficial média é o avanço, seguido da profundidade de corte e velocidade de corte. Estes dois últimos parâmetros têm influências aproximadamente iguais. Os parâmetros de rugosidade superficial máxima são mais influenciados pela velocidade de corte;
- O aumento da profundidade e da velocidade de corte gera um aumento da resistência à fadiga. Já o aumento do avanço, diminui a resistência à fadiga;
- A influência da velocidade de corte na resistência à fadiga é quase linear. Já a influência da profundidade de corte é significativa apenas até certos valores, sendo basicamente constante após estes;
- A influência do avanço na resistência à fadiga é a mais significativa das três. O efeito do avanço é cerca do triplo da influência da profundidade de corte, e seis vezes a influência da velocidade de corte;

Os processos abrasivos são os mais usados entre os processos de acabamento superficial. Durante estes processos, a operação de corte é efetuada por um grande número de grãos abrasivos, tendo diferentes formatos e espalhados aleatoriamente um em relação ao outro. Os processos abrasivos mais predominantes são a retificação, o brunimento, o polimento e o superacabamento. As irregularidades superficiais geradas

por estes processos são influenciadas, além de outros fatores, pela geometria dos grãos abrasivos e pelos movimentos relativos entre a ferramenta abrasiva e a peça a ser processada. Grãos abrasivos menores necessitam de menores forças durante a operação e conseqüentemente, menores impressões são geradas na superfície da peça. A pressão de contato e o aquecimento gerado durante o processo favorecem a deformação plástica e, portanto, maiores irregularidades superficiais são obtidas. Além disso, vibrações do rebolo abrasivo também podem aumentar as irregularidades superficiais durante o processo.

Os processos de trabalho a frio como a laminação e o jateamento de granalhas são realizados sob altas pressões ou por impacto entre a ferramenta e a área superficial da peça trabalhada. Estes processos provocam encruamento (endurecimento por deformação) e alterações na rugosidade superficial da peça. O efeito do trabalho a frio em relação à rugosidade superficial depende, entre outros fatores, da face geométrica da ferramenta e do movimento relativo entre esta e a superfície processada. De um modo geral, metais endurecidos por deformação apresentam uma maior resistência à fadiga. Isto significa que, o encruamento dificulta a nucleação e a propagação de trincas, além de reduzir os efeitos negativos da rugosidade superficial e de outros concentradores de tensões.

Além das técnicas de trabalho a frio, os processos térmicos e termoquímicos também podem ser usados para aumentar a dureza superficial e/ou introduzir tensões residuais de compressão na camada superficial de um componente mecânico. Exemplos de processos de endurecimento superficial incluem: aquecimento por indução, cementação, nitretação, entre outros.

Fathallah *et al.* (2004) fez uma investigação sobre a vida de fadiga em torno de 10^6 ciclos de componentes mecânicos submetidos ao jateamento de granalhas. Estes autores avaliaram os efeitos benéficos e prejudiciais deste processo sob duas condições. Segundo estes autores menores tempos de exposição da peça sobre o jateamento de granalhas aumentaram a resistência à fadiga devido ao encruamento e às tensões residuais de compressão. Porém, tempos de exposição maiores favoreceram o aumento de imperfeições e defeitos superficiais resultando assim, na redução da resistência à fadiga.

Gao (2008) avaliou a influência da nitretação e do jateamento de granalhas em corpos-de-prova submetidos à fadiga de contato em torno de 10^7 ciclos. Este autor afirmou que corpos-de-prova submetidos conjuntamente à nitretação e ao jateamento de granalhas apresentaram maiores vidas de fadiga em relação aos corpos-de-prova somente nitretados.

Sirin, Sule; Sirin, Kahraman e Kaluc (2008) avaliaram o comportamento à fadiga do aço AISI 4340 para vidas em torno de 10^6 ciclos, submetido a nitretação iônica. O perfil de dureza e a espessura da camada nitretada foram analisados de acordo com o tempo e a temperatura de nitretação. Conforme estes autores, houve um ganho de resistência à fadiga com este processo termoquímico. Além disso, eles obtiveram uma relação aproximadamente linear entre o ganho de resistência à fadiga e a espessura da camada nitretada.

Tanaka e Akiniwa (2002) obtiveram resultados interessantes no regime de vidas super longas de corpos-de-prova submetidos ao jateamento de granalhas. Estes autores perceberam que todas as trincas de fadiga nuclearam no interior do material devido às tensões residuais de compressão na superfície. Além disso, quando comparados com corpos-de-prova retificados, houve redução da resistência à fadiga devido às tensões residuais de tração existentes no interior do material.

Um estudo feito por Limodin e Verreman (2006) avaliou o comportamento à fadiga do aço AISI 4140 submetido a nitretação a gás. Estes autores afirmaram que, no regime de giga ciclos, a nitretação não alterou a resistência à fadiga quando a nucleação ocorreu no interior do material.

Bayraktar *et al.* (2009) fizeram uma investigação à cerca das condições superficiais em componentes mecânicos, a fim de entender o comportamento à fadiga na região de vida super longas. Estes autores avaliaram a espessura de cementação, a rugosidade superficial e o efeito da corrosão. Este estudo mostrou que a resistência à fadiga não sofreu influência evidente para os dois casos de espessura da camada superficial endurecida por cementação. Além disso, os três casos de rugosidade superficial investigados também não exerceram efeito perceptível nas curvas S-N. Por outro lado, os corpos-de-prova submetidos ao ambiente corrosivo sofreram um

decrécimo na resistência à fadiga do material e as trincas surgiram predominantemente na superfície, a partir dos pites de corrosão.

2.5.2 Tensões residuais

As tensões residuais são aquelas existentes num componente mecânico sem a presença de carregamentos externos. Estas tensões surgem devido a deformações elasto-plásticas irregulares provocadas pelos processos de fabricação. Em alguns processos ainda há a influência do aquecimento durante o processo, seja por uma fonte externa ou pelo contato da ferramenta com a peça, gerando tensões residuais e até mesmo distorções.

Nos processos de remoção de material, tanto a deformação plástica na camada superficial quanto o aquecimento durante o processo propiciam na formação de tensões residuais. Em operações de remoção de material com predomínio de deformação plástica, ocorre um aumento das tensões residuais de compressão. Por outro lado, um aquecimento mais intenso introduz tensões térmicas que aumentam as tensões residuais de tração na superfície trabalhada. Além disso, fatores como as propriedades do material, condições de fabricação e geometria da ferramenta de corte alteram a distribuição destas tensões. Com relação às condições de processo, o aumento da velocidade de corte e do avanço favorece o surgimento de tensões residuais de tração quando não há uma refrigeração adequada. Este efeito é mais perceptível em materiais mais dúcteis. Em contrapartida, os parâmetros geométricos da ferramenta de corte podem melhorar ou deteriorar a integridade superficial em termos de tensões residuais.

Quanto aos processos abrasivos, a retificação é caracterizada pelo forte efeito térmico. Este processo é determinado por altas tensões e deformações que acarretam altas temperaturas durante o processo. Sob estas condições, surgem tensões residuais de tração na superfície. Este efeito pode ser minimizado utilizando-se resfriamento adequado, redução da velocidade de rotação do rebolo abrasivo, decréscimo da pressão de contato, etc. Outros processos abrasivos, no entanto são realizados com

menores velocidades e pressões. Assim, os efeitos térmicos são reduzidos e a deformação plástica passa a ser o fator dominante, introduzindo tensões residuais de compressão na camada superficial.

Durante os processos de trabalho a frio, o componente sofre uma intensa deformação plástica. Este efeito provoca o desenvolvimento de tensões residuais de compressão na camada superficial. Nestes processos, a pressão de contato entre a ferramenta e a peça trabalhada exerce um efeito significativo na formação destas tensões. Portanto, quanto maiores a pressão de contato e o tempo de operação, maior é a intensidade de deformação plástica e conseqüentemente, maiores tensões residuais de compressão são obtidas.

De um modo geral, a presença de encruamento na superfície dificulta a nucleação de trincas de fadiga. As tensões residuais de compressão na camada superficial, por sua vez, retardam a propagação destas trincas.

2.5.3 Condições operacionais

A integridade superficial de um componente mecânico também pode ser alterada durante sua atuação em serviço. Estas alterações são ocasionadas pelas condições operacionais como: pressão, desgaste, ambiente corrosivo, aquecimento, modo de carregamento, entre outros.

O desgaste é provocado pelo contato entre as superfícies. Este modo de falha causa deformações plásticas, perdas de material e trincas nas superfícies de contato. Nestas condições, as superfícies se deterioram rapidamente, reduzindo a resistência à fadiga das peças envolvidas. A deterioração da camada superficial também pode ocorrer em componentes expostos a um ambiente agressivo. Um exemplo típico é a erosão e a corrosão superficial em pás de turbinas a jato submetidas a um fluxo de gás em alta velocidade e temperatura.

Componentes mecânicos submetidos à fadiga em um ambiente agressivo apresentam uma aceleração do dano sofrido. A corrosão acelera o processo de fadiga

provocando um efeito multiplicador na degradação das propriedades do componente. Em muitas situações, o processo de fadiga provoca o rompimento da camada protetora do componente, permitindo assim uma nucleação da trinca por corrosão (JONES, 1992). Em consequência disto, o ambiente corrosivo provoca a nucleação e o crescimento de trincas com tensões inferiores se comparadas com componentes submetidos à fadiga em ambiente neutro.

O crescimento de trincas em corpos de prova de aço comum ao carbono com rugosidades superficiais distintas e em diversos ambientes foi analisado por Fonte, Romeiro e Freitas (2007). Os ensaios de fadiga foram realizados com vários valores de tensões médias. A maior influência verificada foi o ambiente de ensaio, sendo superior inclusive à tensão média utilizada.

Como visto acima, um componente mecânico geralmente sofre deterioração superficial durante sua operação em serviço. Assim, a avaliação da resistência à fadiga não deve ser baseada apenas nas condições superficiais iniciais obtidas durante sua manufatura.

Para uma análise aprofundada do comportamento à fadiga de um componente mecânico, deve-se avaliar não somente a rugosidade superficial, mas também as tensões residuais, o endurecimento provocado pelos processos de fabricação, as alterações provocadas pelas condições operacionais, além das interações entre todos estes fatores.

Por fim, pode-se afirmar que a integridade superficial afeta significativamente a resistência à fadiga para vidas menores. No entanto, ainda não há estudos conclusivos sobre a integridade superficial de componentes submetidos a vidas de fadiga super longas.

3 METODOLOGIA

O trabalho experimental desenvolvido nesta dissertação foi dividido em duas etapas: uma referente à fabricação dos corpos-de-prova e outra referente aos diversos ensaios de caracterização mecânica do material. Os ensaios realizados foram os seguintes: tração, dureza, metalografia, rugosidade e ensaios de fadiga.

Para a determinação da resistência à fadiga de cada condição de ensaio, foi utilizado o método “staircase” conforme detalhado no item 3.8. Para a realização da análise metalográfica e de dureza retirou-se amostras de corpos-de-prova virgens e de corpos-de-prova ensaiados por fadiga. Com relação aos ensaios de tração, os corpos-de-prova utilizados foram os mesmos designados aos ensaios de fadiga.

3.1 Material

Os corpos-de-prova foram fabricados em aço ABNT 4140. Este material possui similaridade com os aços SAE 4140, AISI 4140, ASTM 4140, DIN 42 CrMo 4.

O aço ABNT 4140 é um aço cromo-molibdênio de temperabilidade relativamente elevada. A dureza na condição temperada varia de 54 a 59 HRC. Apesar de apresentar uma soldabilidade ruim, este aço possui ótima forjabilidade, razoável usinabilidade e boa resistência à torção e à fadiga. Além disso, suas propriedades mecânicas podem ser melhoradas através da nitretação (CATÁLOGO GERDAU, 2009).

O aço ABNT 4140 é utilizado na indústria mecânica e automotiva na confecção de componentes que exigem elevada dureza, resistência e tenacidade, tais como virabrequins, engrenagens, bielas, eixos, peças para equipamentos de perfuração de petróleo, etc. A composição química média deste aço está mostrada na Tabela 1.

Tabela 1: Composição química média do aço ABNT 4140.

Elemento	C	Mn	P	S	Si	Cr	Mo
Média (%)	0,40	0,87	0,030	0,040	0,25	0,95	0,20

Fonte: Catálogo Gerdau, 2009.

Para a fabricação dos corpos-de-prova foram adquiridas barras cilíndricas laminadas do aço ABNT 4140 normalizado. As barras tinham um comprimento de 3000 mm e diâmetro de 16,88 mm (5/8"), com possibilidade de fabricação de 11 corpos-de-prova em cada barra.

3.2 Corpos-de-prova

A geometria dos corpos-de-prova utilizados para os ensaios de fadiga por flexo-rotação esta mostrada na figura 5. As dimensões estão de acordo com norma ASTM E 466-96 e pela norma DIN 50113 (MANSUR, 2002).

Os corpos-de-prova não possuem o acabamento superficial referenciado na norma, pois neste trabalho o objetivo é avaliar a influência dos parâmetros de usinagem na resistência à fadiga.

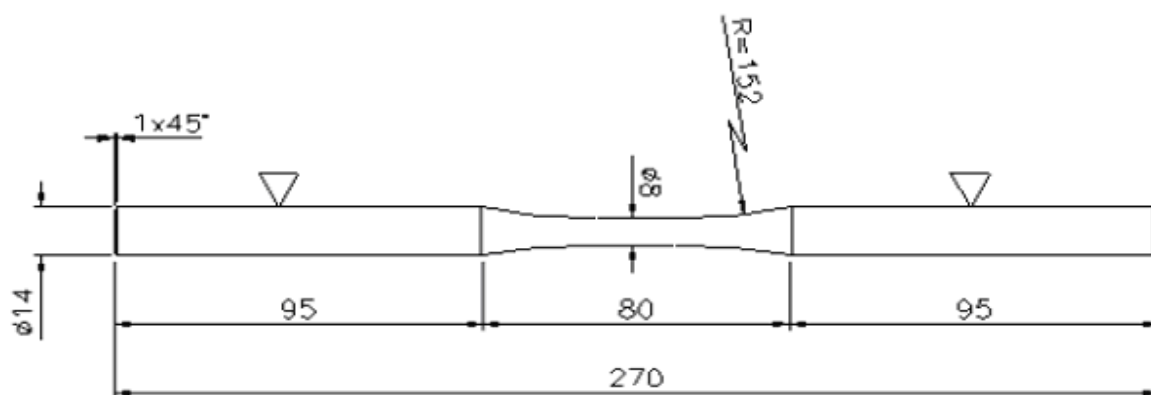


Figura 5: Geometria dos corpos-de-prova utilizados nos ensaios de fadiga por flexo-rotação.

Fonte: LOPES, 2006.

3.3 Fabricação

Em todos os ensaios experimentais foi utilizado o aço ABNT 4140. Além do seu largo uso comercial, este material vem sendo utilizado na PUC Minas em projetos de pesquisa para a determinação da resistência à fadiga.

Dois grupos de corpos-de-prova do aço ABNT 4140 foram fabricados para a análise de fadiga. As dimensões são as mesmas para todos os corpos-de-prova utilizados nos ensaios. Ambos os grupos distinguem-se pelo acabamento superficial final. Em cada grupo, os corpos-de-prova foram divididos em condições de acordo com os parâmetros de usinagem. No grupo 1 o acabamento retificado possui valores de rugosidade superficial (R_a) inferior a $0,30 \mu\text{m}$. Os corpos-de-prova do grupo 2 foram fabricados com Velocidade de corte (V_c) de 60 m/min , profundidade de corte (a_p) de $1,2 \text{ mm}$ e avanços (f) de $0,12 \text{ mm/rot}$ e $0,25 \text{ mm/rot}$. Este grupo foi subdividido em dois subgrupos de acordo com o valor do avanço (f) usado na sua fabricação. Sendo o subgrupo 2.1 usinado com avanço de $0,12 \text{ mm/rot}$ e o subgrupo 2.2 com avanço de $0,25 \text{ mm/rot}$. Estes parâmetros de usinagem foram os mesmos usados por Lopes (2006). A figura 6 apresenta detalhadamente o fluxograma do processo experimental.

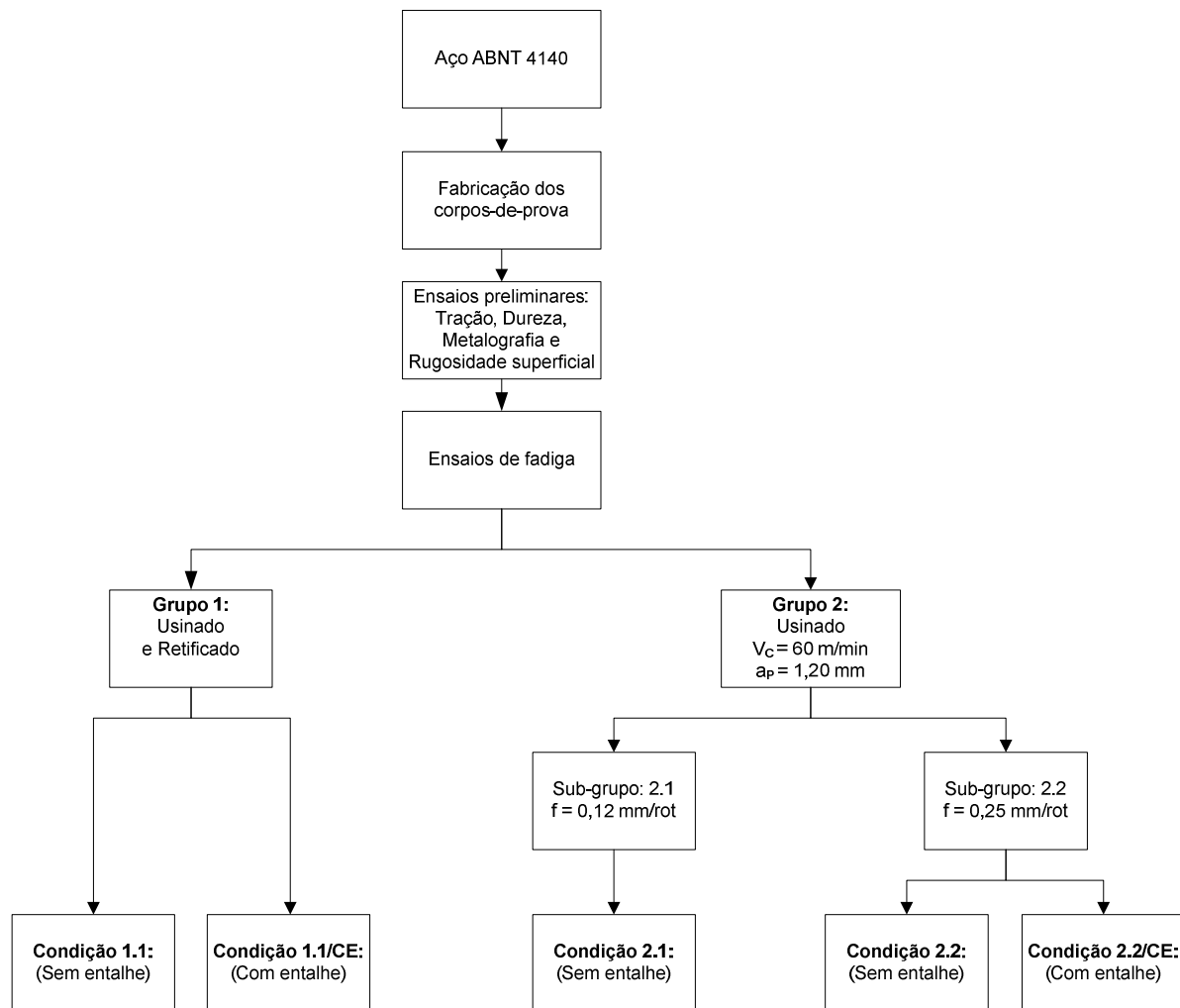


Figura 6: Fluxograma do processo experimental

Fonte: Dados da pesquisa.

Para cada condição de acabamento superficial foram utilizados nove corpos-de-prova para a realização dos ensaios de fadiga sem entalhe. Para a realização dos ensaios de fadiga com entalhe, três corpos-de-prova das condições 1.1 e 2.2 foram utilizados. Além disso, dois corpos-de-prova de cada condição foram utilizados nos ensaios de rugosidade superficial, metalografia e microdureza e três para os ensaios de tração. Portanto, 48 corpos-de-prova foram utilizados na investigação dos objetivos propostos. A tabela 2 apresenta estas divisões. A simbologia é a mesma usada na figura 6.

Tabela 2: Quantidade de corpos-de-prova utilizados em cada tipo de ensaio.

Ensaio	Quantidade de corpos-de-prova		
	Condição 1.1	Condição 2.1	Condição 2.2
Tração	3	3	3
Rugosidade superficial, metalografia e microdureza	2	2	2
Fadiga sem entalhe	9	9	9
Fadiga com entalhe	3	-	3

Fonte: Dados da pesquisa

3.4 Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados na máquina de tração fabricada pela Wolpert com capacidade de 200KN e à temperatura ambiente. Neste ensaio foi obtida a curva tensão x deformação convencional para o material analisado, onde foi possível determinar o limite de escoamento, o limite de resistência à tração e a tensão de ruptura do material.

Para a obtenção destes ensaios utilizaram-se corpos-de-prova sem entalhes com dimensões e acabamentos superficiais idênticos aos utilizados nos ensaios de fadiga (FIG. 5). Estes ensaios têm o intuito de avaliar se o acabamento superficial interfere ou não na resistência mecânica do material.

3.5 Ensaio de microdureza

Devido ao seu largo uso e aceitação em pesquisas científicas, adotou-se neste projeto a microdureza Vickers como o método de medição da dureza do material. A microdureza Vickers envolve o mesmo procedimento prático que o ensaio de dureza Vickers, exceto pelas cargas aplicadas que são iguais ou menores que 1,0 kgf. Este método utiliza um penetrador de diamante com formato piramidal de base quadrada e ângulo interno de 136° entre suas faces opostas. Este ensaio é baseado na relação entre a área gravada pelo penetrador e a carga aplicada. A microdureza Vickers é definida como a carga aplicada dividida pela área da impressão. Esta área é calculada através das diagonais da impressão. O valor da microdureza Vickers (HV) é definido de forma analítica pela equação 3.1.

$$HV = \frac{2.P.\text{sen}(\frac{\theta}{2})}{L^2} = \frac{1,854.P}{L^2} \quad (3.1)$$

Onde P é a carga aplicada (Kgf), L é o comprimento médio entre as diagonais da impressão (mm) e θ é o ângulo entre as faces opostas do diamante ($\theta = 136^{\circ}$).

As amostras foram cuidadosamente preparadas, passando pelo processo de lixamento e posterior polimento com um abrasivo à base de diamante. Estes ensaios foram efetuados no laboratório de Microscopia Óptica e Ensaio de Dureza da PUC Minas. Utilizou-se durante os ensaios uma carga de 1,0 Kgf e um tempo de 30 segundos para a obtenção da impressão.

3.6 Ensaio metalográfico

O ensaio metalográfico é necessário para determinar os constituintes estruturais do material a ser estudado. Para a realização da análise metalográfica foram retiradas

amostras nas seções transversais e longitudinais do material. Em seguida estas amostras foram lixadas, polidas e atacadas com reagente químico, de modo a revelar as interfaces entre os diferentes constituintes que compõe o metal. Também, foram analisadas amostras de corpos-de-prova submetidos aos ensaios de fadiga.

3.7 Medição da rugosidade superficial

Neste trabalho os parâmetros de rugosidade superficial: rugosidade média (R_a), rugosidade média quadrática (R_q) e rugosidade máxima (R_t) foram medidos pelo rugosímetro Surtronic fabricado pela Taylor Hobson. Além disso, foi utilizado um “cut-off” de 0,8 mm. As medições foram realizadas na região de menor diâmetro do corpo-de-prova, ou seja, na região AB conforme ilustra a figura 7. Estas medidas foram obtidas em quatro regiões axialmente equidistantes (90°) de cada corpo-de-prova, com a haste do rugosímetro deslocando-se longitudinalmente na região AB do corpo-de-prova. Para realizar estes ensaios foi necessário cortar os corpos-de-prova ao meio. De posse dos resultados foi efetuado o cálculo médio e o desvio-padrão dos parâmetros de rugosidade superficial citados acima.

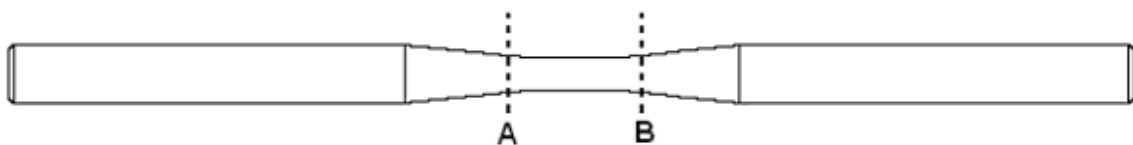


Figura 7: Região AB do corpo-de-prova onde foi realizada as medições de rugosidade

Fonte: LOPES, 2006.

3.8 Ensaio de fadiga

Para a realização dos ensaios de fadiga por flexo-rotação, foi utilizada a máquina de ensaio flexo-rotativa do laboratório de análise estrutural da PUC Minas, conforme figura 8. Este equipamento possui um sistema de refrigeração a água, permitindo a realização do ensaio à temperatura ambiente.

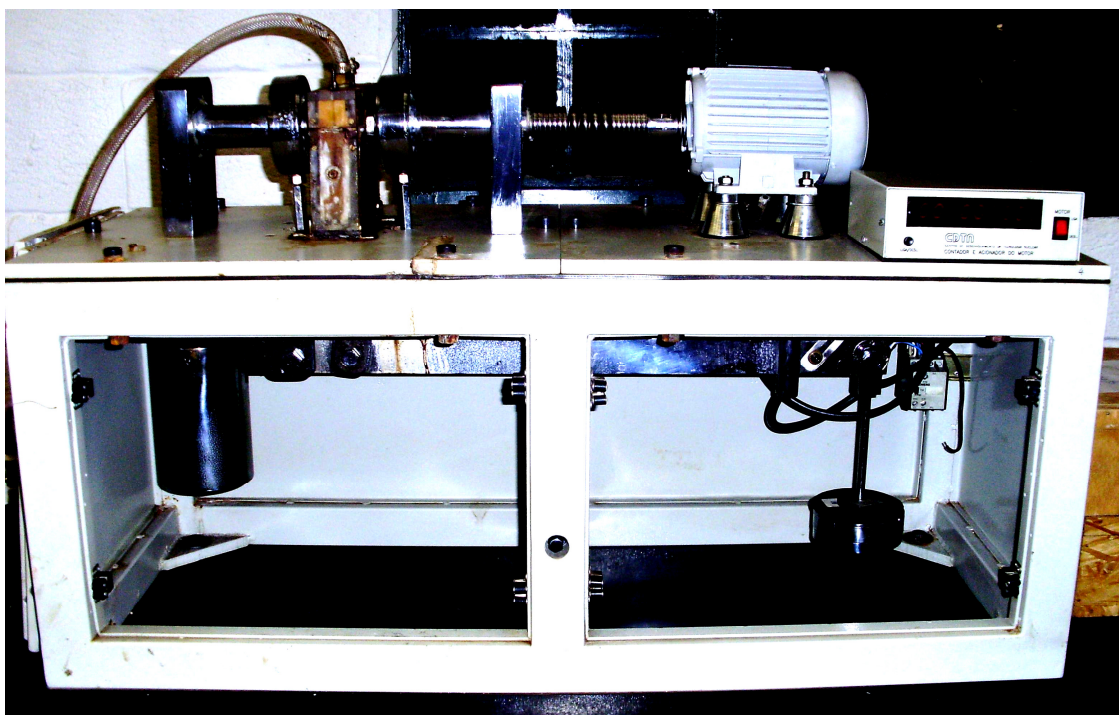


Figura 8: Máquina de ensaio de fadiga por flexo-rotação

Fonte: Fotografia do autor.

O corpo-de-prova é rotacionado em torno de seu eixo, de forma que suas extremidades radiais estejam sob constante alternância de tração e compressão, caracterizando uma tensão média nula ($R = -1$). Na extremidade desta máquina há um contador eletrônico com capacidade máxima de 10^9 ciclos, que registra o número de ciclos durante o ensaio. Este equipamento também possui um motor elétrico de 3500

rpm que produzem as rotações que são transmitidas ao corpo-de-prova através de uma mola.

O princípio de funcionamento deste equipamento se baseia em um corpo-de-prova fixo em suas extremidades e sob o efeito de um momento fletor constante resultante da carga aplicada. A descrição das forças atuantes na máquina de ensaio estão descritas detalhadamente no apêndice A.

O limite de resistência à fadiga foi determinado pelo método “Staircase”. Este método estabelece uma sequência de passos que são enumerados a seguir (LEE *et al.*, 2005; COLLINS, 1993):

I - Avaliar o limite estimado de resistência à fadiga (S_e) para o material na vida de interesse, de acordo com a Equação 3.2.

$$S_e = S'_e \cdot C_L \cdot C_G \cdot C_S \cdot C_T \cdot C_R \cdot C_{TR} \cdot C_E \quad (3.2)$$

Onde, S'_e é o Limite teórico de resistência à fadiga, que se encontra detalhado no Apêndice B. Os fatores de correção são devidos ao efeito do carregamento (C_L), do tamanho (C_G), da superfície (C_S), da temperatura (C_T), da confiabilidade (C_R), da tensão residual (C_{TR}) e ao efeito de concentradores de tensão (C_E) (ROTHBART, 1996).

II - Calcular o desvio-padrão estimado (DP_e) do material através da Equação 3.3.

$$DP_e = DP'_e \cdot C_L \cdot C_G \cdot C_S \cdot C_T \cdot C_R \cdot C_{TR} \cdot C_E \quad (3.3)$$

III - Ensaiar o primeiro corpo-de-prova com uma tensão de $S_e + d$, onde d é o incremento de tensão estimado, este deve estar no intervalo de $0,5 \cdot DP_e \leq d \leq 2 \cdot DP_e$

IV - No decorrer dos ensaios, se o corpo-de-prova falhar, o próximo ensaio será realizado com um valor de tensão subtraído de um incremento em relação à tensão anterior. No entanto, se o corpo-de-prova atingir a vida de interesse o valor de tensão será aumentado de um incremento. Este procedimento deve ser repetido para todas as amostras, sempre utilizando a tensão anterior como referência. Collins (1993) sugere um grupo de 15 a 30 corpos-de-prova para a aplicação deste método.

V – Após o término dos ensaios, é necessário determinar o evento (falha ou sobrevivida) de menor frequência. Somente o evento de menor frequência é usado na análise.

VI – Tabular os dados em uma tabela com cinco colunas do seguinte modo: Na coluna I listar todas as tensões do evento de menor frequência em ordem crescente. Na coluna II Enumerar as tensões com um incremento adimensional, ou seja, utilizar $i = 0$ para o menor nível tensão e adicionar o incremento de uma unidade para cada nível subsequente. Na coluna III listar o numero de eventos ($N_{DM,i}$) de cada nível de tensão. Na coluna IV inserir o resultado do produto entre a coluna II e III. Na coluna V inserir o produto entre o quadrado da coluna II vezes a coluna III. A tabela 3 ilustra estas informações.

Tabela 3: Dados tabulados para o ensaio “Staircase”.

COLUNA I	COLUNA II	COLUNA III	COLUNA IV	COLUNA V
S_0	$i = 0$	$N_{DM,0}$	0	0
S_1	$i = 1$	$N_{DM,1}$	$1.N_{DM,1}$	$1^2.N_{DM,1}$
\vdots	\vdots	\vdots	\vdots	\vdots
S_i	$i = n$	$N_{DM,i}$	$i.N_{DM,i}$	$i^2.N_{DM,i}$
Somatório		$\sum_{i=0}^n N_{DM,i}$	$\sum_{i=0}^n i.N_{DM,i}$	$\sum_{i=0}^n i^2.N_{DM,i}$

Fonte: Tabela do autor

VII – De posse destas informações, duas constantes devem ser determinadas:

$$A_{DM} = \sum_{i=0}^n i \cdot N_{DM,i} \quad (3.4)$$

$$B_{DM} = \sum_{i=0}^n i^2 \cdot N_{DM,i} \quad (3.5)$$

VIII – Calcular o limite médio estimado de resistência à fadiga na vida útil de interesse através da equação (3.6).

$$S_m = S_0 + d \cdot \left(\frac{A_{DM}}{\sum_{i=0}^n N_{DM,i}} \pm \frac{1}{2} \right) \quad (3.6)$$

Onde os sinais devem ser escolhidos de acordo com a seguinte lógica, (+) se o evento de menor frequência for vida infinita e (-) se o evento de menor frequência for falha.

IX – Estimar o desvio-padrão amostral ($DP_{e,R,C}$) pela Equação 3.8 ou Equação 3.9. Estas equações serão escolhidas de acordo com o valor calculado para a constante C_{DP} (Eq. 3.7).

$$C_{DP} = \left(\frac{B_{DM} \cdot \sum_{i=0}^n N_{DM,i} - A_{DM}^2}{\left(\sum_{i=0}^n N_{DM,i} \right)^2} \right) \quad (3.7)$$

$$DP_{e,R,C} = 1,62.d \cdot \left(\frac{B_{DM} \cdot \sum_{i=0}^n N_{DM,i} - A_{DM}^2}{\sum_{i=0}^n N_{DM,i}} + 0,029 \right) \quad \text{Se } C_{DP} \geq 0,3 \quad (3.8)$$

Ou

$$DP_{e,R,C} = 0,53.d \quad \text{Se } C_{DP} < 0,3 \quad (3.9)$$

X - Determinar o limite amostral de resistência à fadiga ($S_{e,R,C}$) pela Equação 3.10.

$$S_{e,R,C} = S_m - K.(DP_{e,R,C}) \quad (3.10)$$

Nesta equação estão relacionados o limite médio estimado de resistência à fadiga (S_m), o desvio padrão amostral ($DP_{e,R,C}$) e o fator limite de tolerância (K), que é tabelado de acordo com o nível de confiança (C%) e nível de Confiabilidade (R%), assumindo que o desvio-padrão apresenta uma distribuição normal (LEE *et al.*, 2005).

4. RESULTADOS EXPERIMENTAIS E DISCUSSÃO

4.1 Ensaio metalográficos

Os ensaios metalográficos foram realizados no laboratório de Microscopia Óptica e Ensaio de Dureza da PUC Minas. Foram analisadas amostras de corpos-de-prova virgens nas seções longitudinais e transversais. Estas amostras foram atacadas com Nital 3% (Ácido nítrico 3% + Álcool etílico 97%), para a visualização da microestrutura do material. Analisando as Figura 9 e 10, observa-se que a microestrutura predominante do aço ABNT 4140 é composta essencialmente de ferrita e perlita, com presenças de inclusões.

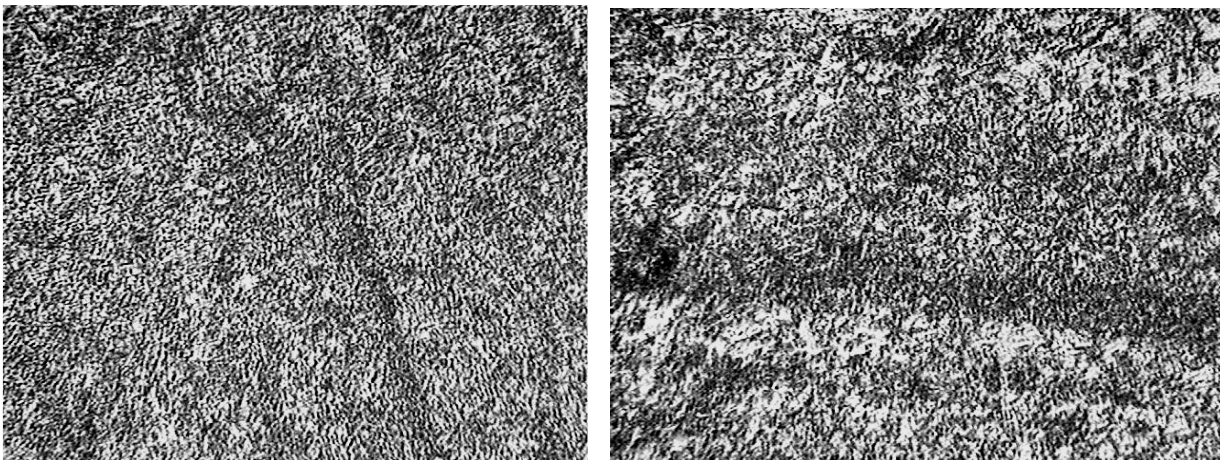


Figura 9: Microestrutura do aço ABNT 4140 visualizada na seção longitudinal do corpo-de-prova. Ampliações de 100 e 500 vezes respectivamente.

Fonte: Dados da pesquisa

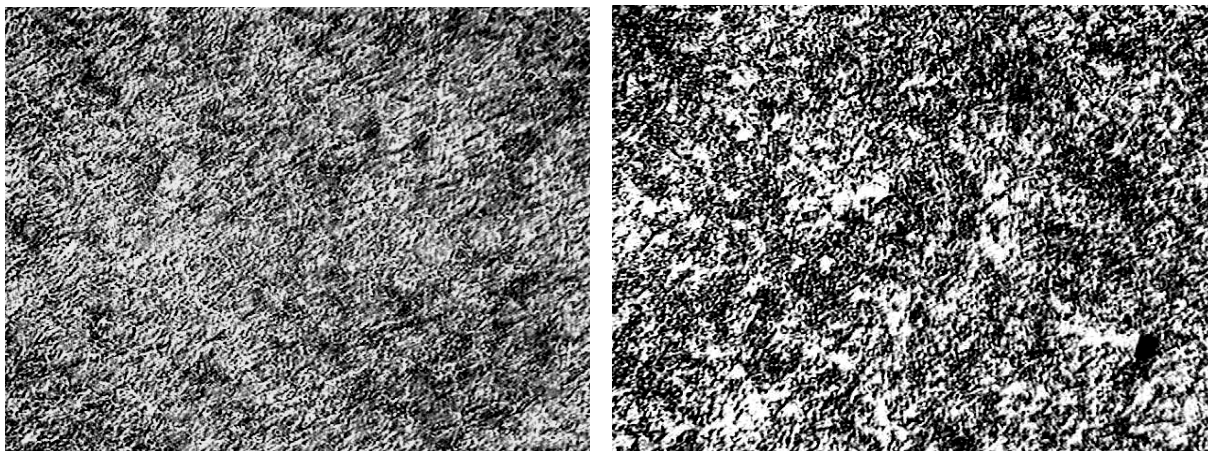


Figura 10: Microestrutura do aço ABNT 4140 visualizada na seção transversal do corpo-de-prova. Ampliações de 200 e 500 vezes respectivamente.

Fonte: Dados da pesquisa

Também foram analisadas amostras de corpos-de-prova ensaiados por fadiga, cujo objetivo consiste em avaliar as alterações microestruturais como a presença e a localização de trincas de fadiga. O resultado desta análise encontra-se no item 4.6.

4.2 Rugosidade Superficial

As medições de rugosidade superficial foram obtidas em laboratório na temperatura ambiente. Foram realizadas oito medições para cada parâmetro de rugosidade analisado. Os resultados foram tabulados e estão apresentados no Apêndice C. Neste apêndice estão inseridas as medições dos parâmetros de rugosidade superficial referentes a cada condição de usinagem. A tabela 4 apresenta a média e o desvio-padrão da rugosidade média (R_a) para cada condição de usinagem.

Tabela 4: Média e desvio-padrão da rugosidade média para cada condição de usinagem.

Condição de usinagem	V_c (m/min)	a_p (mm)	f (mm/rot)	R_a (μm)	DP (μm)
1.1	**	**	**	0,22	0,08
2.1	60	1,2	0,12	1,29	0,14
2.2	60	1,2	0,25	5,10	0,88

Fonte: Dados da pesquisa

Segundo Lopes (2006) e Lopes, Sales e Palma (2008), todos os parâmetros de rugosidade superficial crescem com o aumento do avanço de corte. Ainda, segundo estes autores, o avanço é o parâmetro de usinagem que mais exerce influência sobre a rugosidade superficial.

4.3 Ensaio de microdureza

A dureza do material foi medida conforme especificado na seção 3.5. As amostras foram retiradas transversalmente na região central dos corpos-de-prova. As medições foram realizadas radialmente e igualmente espaçadas de 500 μm partindo-se da borda em direção ao centro da amostra. Em cada amostra foram realizadas 16 medições, sendo oito em uma direção radial qualquer e as medições restantes numa direção radial a 90 graus da direção anterior. A figura 11 ilustra este procedimento.

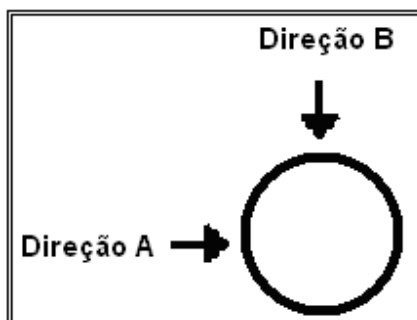


Figura 11: Figura ilustrativa apresentando o procedimento adotado nas medições de microdureza.

Fonte: Elaborada pelo autor

Em cada condição de usinagem foram retiradas duas amostras de corpos-de-prova virgens e quatro amostras de corpos-de-prova ensaiados por fadiga. Sendo duas amostras de corpos-de-prova que falharam por fadiga antes de atingir a vida prescrita ($1,0 \times 10^8$ ciclos) e as outras duas de corpos-de-prova que atingiram a vida de corte sem a ocorrência de falha (sobrevida).

O objetivo desta análise é avaliar o comportamento à microdureza, no regime de vidas super longas do aço ABNT 4140, antes e após os ensaios de fadiga. As figuras 12 a 14 apresentam, para as três condições de usinagem, o perfil de microdureza de corpos-de-prova virgens e ensaiados por fadiga. Estas figuras foram plotadas a partir dos dados exibidos no apêndice E. Neste apêndice estão tabuladas a média e o desvio-padrão das medições de microdureza de cada condição de usinagem.

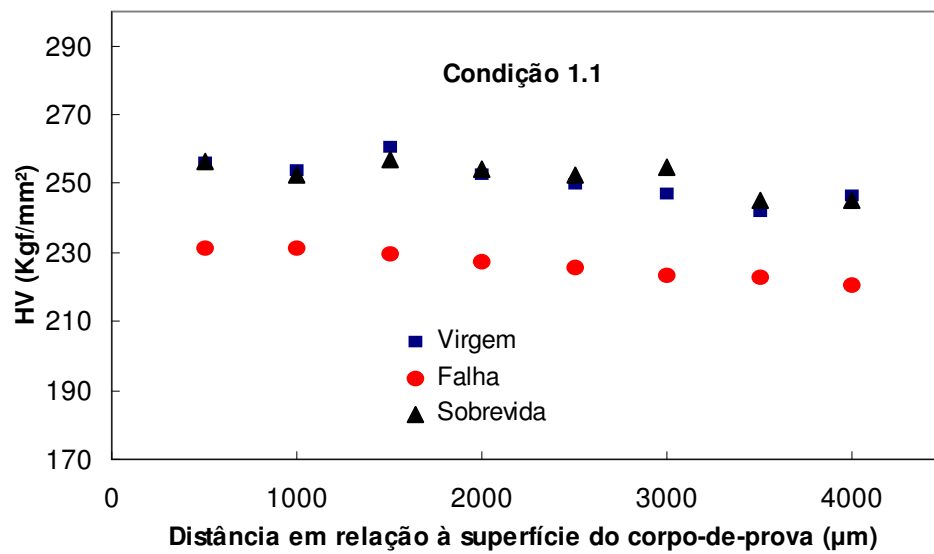


Figura 12: Perfil de microdureza da condição 1.1 antes e após os ensaios de fadiga.

Fonte: Elaborada pelo autor

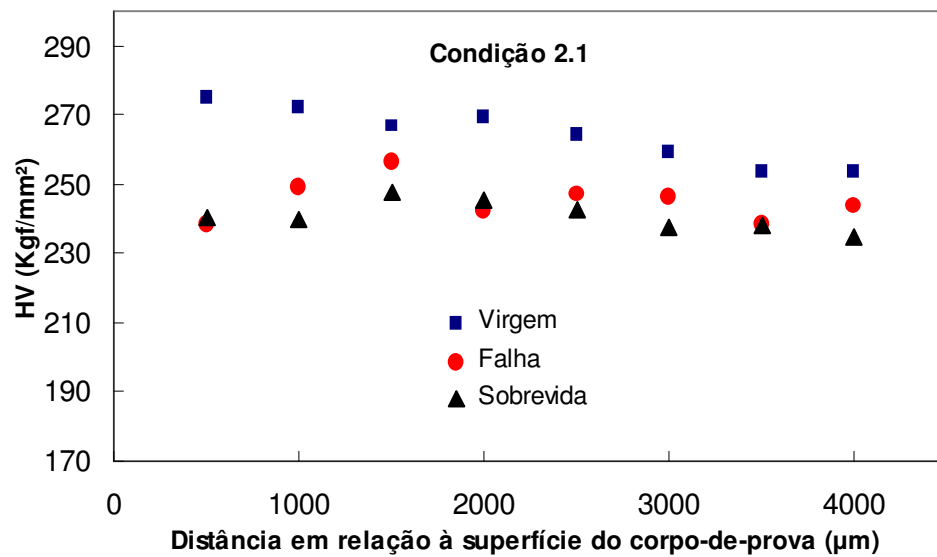


Figura 13: Perfil de microdureza da condição 2.1 antes e após os ensaios de fadiga.

Fonte: Elaborada pelo autor

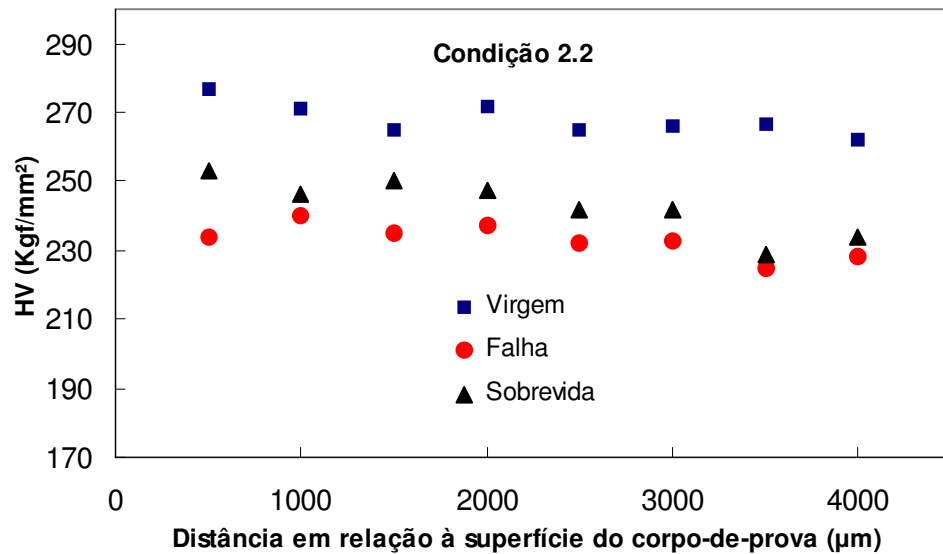


Figura 14: Perfil de microdureza da condição 2.2 antes e após os ensaios de fadiga.

Fonte: Elaborada pelo autor

A partir destas figuras observa-se que houve um amolecimento cíclico dos corpos-de-prova ensaiados por fadiga, independentemente das condições de usinagem. Houve, portanto, uma redução da dureza do aço ABNT 4140 após o mesmo ser submetido a esforços cíclicos da ordem de giga ciclos.

Houve uma exceção na condição 1.1 (FIG. 12), onde apenas os corpos-de-prova que falharam apresentaram um amolecimento cíclico. Observa-se na Figura 12 que os corpos-de-prova que tiveram sobrevida, ou seja, aqueles que continuaram sem romper após a interrupção dos ensaios, apresentaram valores de dureza similares aos corpos de prova virgens. A condição refere-se ao acabamento por retificação. Assim, somente corpos-de-prova com bons acabamentos superficiais apresentaram este comportamento.

4.4 Ensaio de Tração

Os ensaios de tração foram realizados conforme descrito no item 3.4. A média e o desvio-padrão dos resultados obtidos nos ensaios de tração estão apresentados na Tabela 5.

Tabela 5: Média e desvio-padrão dos ensaios de tração para o aço ABNT 4140 normalizado.

Todas as Condições de Usinagem	Limite de Escoamento $\sigma_{0,2}$ (MPa)	Limite de Resistência a Tração σ_u (MPa)	Limite de Ruptura σ_r (MPa)
Média	497,35	644,49	470,15
Desvio-Padrão	32,28	25,35	16,47

Fonte: Dados da pesquisa

Os resultados de cada condição de usinagem estão mostrados detalhadamente no Apêndice F. Os ensaios foram realizados nas três condições de usinagem, com a intenção de observar a existência ou não de uma influência significativa do acabamento superficial na resistência mecânica do material. Esta hipótese não foi constatada como pode ser observada nos resultados do Apêndice F. Mesmo sob diferentes condições de usinagem, os resultados obtidos nos ensaios de tração não apresentaram grande dispersão.

4.5 Ensaio de Fadiga

Para os ensaios de fadiga, os corpos-de-prova foram agrupados de acordo com os parâmetros de usinagem estabelecidos em seu processo de fabricação. Os corpos-de-prova foram separados em condições, definidas de acordo com os parâmetros específicos de corte. Estas condições possibilitaram avaliar a influência dos parâmetros de usinagem sobre a rugosidade superficial e sobre a resistência à fadiga (FIG. 6).

O limite de resistência à fadiga de cada condição foi estabelecido de acordo com o método “Staircase”, conforme metodologia descrita no item 3.8. O incremento de tensão utilizado neste trabalho foi o mesmo utilizado por Lopes (2006), ou seja, 14,485 MPa. Devido à inexistência na literatura de dados experimentais para a estimativa do limite de resistência à fadiga para vidas em torno de cem milhões de ciclos, o Limite estimado de resistência à fadiga (passo I do método “Staircase”) não foi determinado neste trabalho.

Para os ensaios de fadiga realizados neste trabalho, foram considerados como corpos-de-prova ensaiados até a vida infinita todos aqueles que alcançaram a vida de corte de $1,0 \times 10^8$ ciclos. Estes ensaios foram realizados à temperatura ambiente, com um sistema de refrigeração a água, conforme ilustra a figura 8.

Os cálculos detalhados das variáveis necessárias para desenvolvimento do método “Staircase”, para todas as condições, podem ser visualizados no Apêndice G.

Nos ensaios de fadiga da condição 1.1, referente aos corpos-de-prova retificados, foram avaliados nove corpos-de-prova com tensões alternadas variando de 167,247 a 109,307 MPa. Dentre estes corpos-de-prova seis falharam por fadiga e três atingiram a vida de corte predeterminada ($1,0 \times 10^8$ ciclos), como pode ser visto na Figura 15. O limite médio de resistência à fadiga juntamente com seu desvio-padrão foram determinados como sendo $S_m = 116,5 \pm 7,7$ MPa.

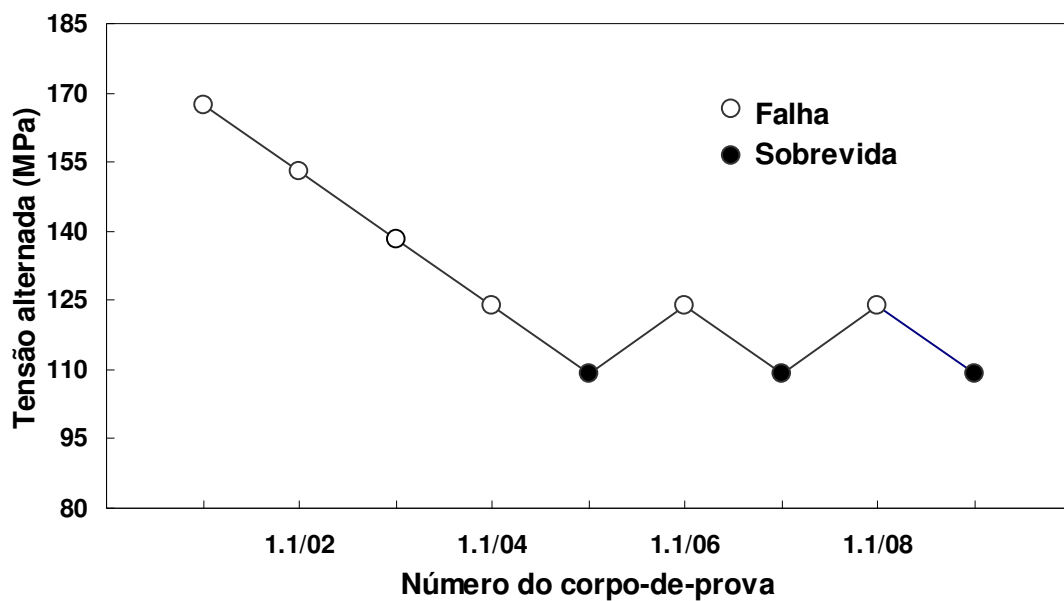


Figura 15: Resultado dos ensaios de fadiga para a condição 1.1 utilizando o método Staircase.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Nos ensaios de fadiga da condição 2.1, referente aos corpos-de-prova usinados com $V_c = 60$ m/min, $a_p = 1,2$ mm e $f = 0,12$ mm/rot, foram avaliados nove corpos-de-prova com tensões alternadas variando de 152,762 a 109,307 MPa. Dentre estes corpos-de-prova cinco falharam por fadiga e quatro atingiram a vida de corte predeterminada ($1,0 \times 10^8$ ciclos), como pode ser visto na Figura 16. O limite médio de resistência à fadiga juntamente com seu desvio-padrão foram determinados como sendo $S_m = 127,4 \pm 7,7$ MPa.

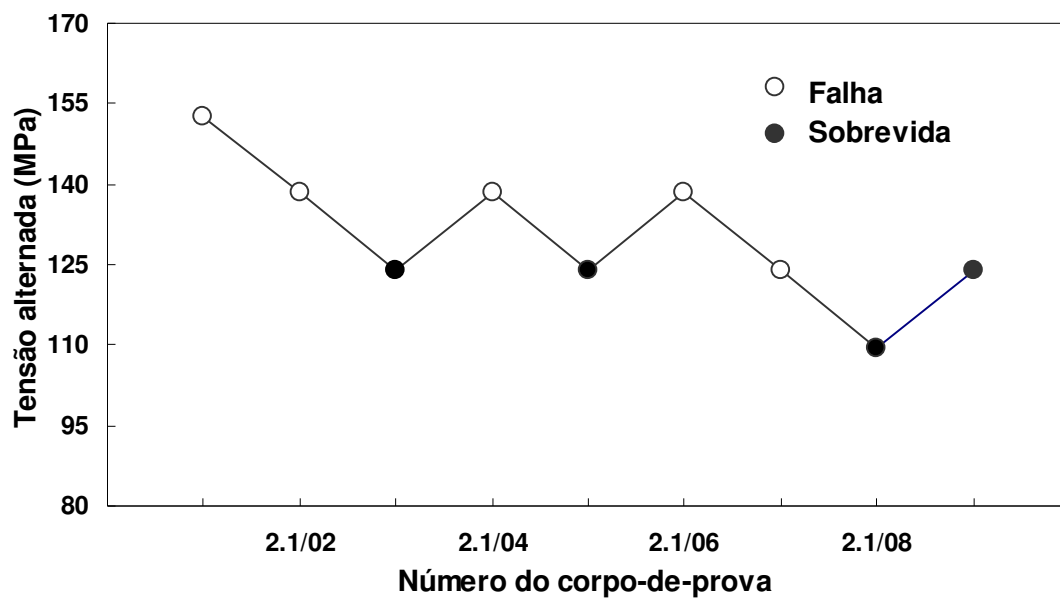


Figura 16: Resultado dos ensaios de fadiga para a condição 2.1 utilizando o método Staircase.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Nos ensaios de fadiga da Condição 2.2, referente aos corpos-de-prova usinados com $V_c = 60$ m/min, $a_p = 1,2$ mm e $f = 0,25$ mm/rot, foram avaliados nove corpos-de-prova com tensões alternadas variando de 167,247 a 109,307 MPa. Dentre estes corpos-de-prova seis falharam por fadiga e três atingiram a vida de corte predeterminada ($1,0 \times 10^8$ ciclos), como pode ser visto na Figura 17. O limite médio de resistência à fadiga juntamente com seu desvio-padrão foram determinados como sendo $S_m = 126, 2 \pm 7,7$ MPa.

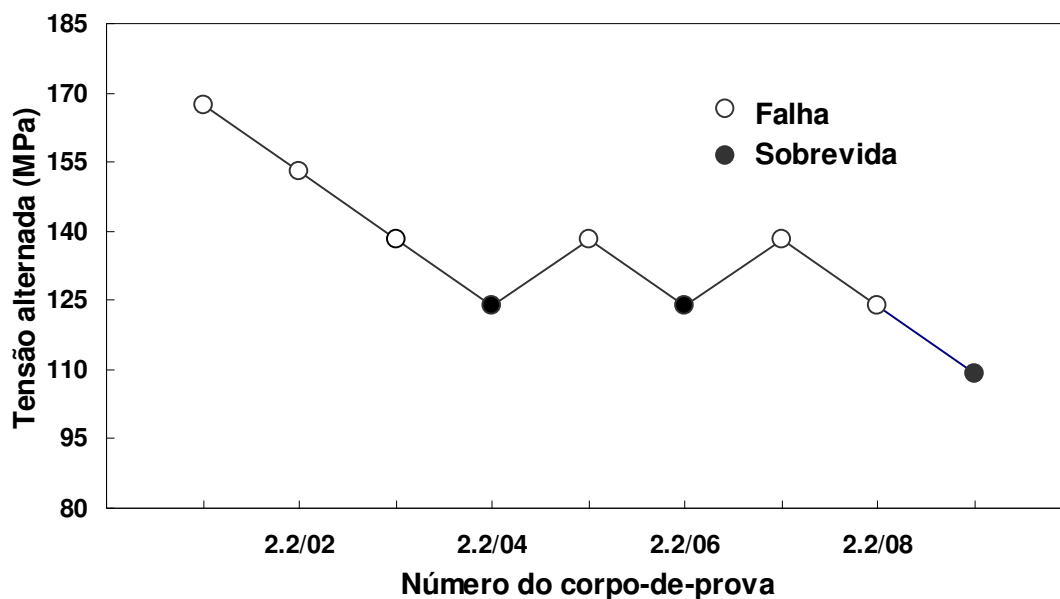


Figura 17: Resultado dos ensaios de fadiga para a condição 2.2 utilizando o método Staircase.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Analisando os resultados encontrados de resistência à fadiga para as três condições de usinagem, observa-se que a rugosidade superficial não exerceu uma influência perceptível sobre a resistência à fadiga do aço ABNT 4140 no regime de vidas super longas. Apesar do limite médio de resistência à fadiga de cada condição de usinagem ter sido diferente, os resultados encontrados são muito próximos. Assim, pode-se afirmar que a rugosidade superficial exerce um efeito menor na resistência à fadiga para maiores números de ciclos.

As figuras 18 e 19 apresentam, para cada condição de usinagem, os resultados de rugosidade média e limite médio de resistência à fadiga respectivamente.

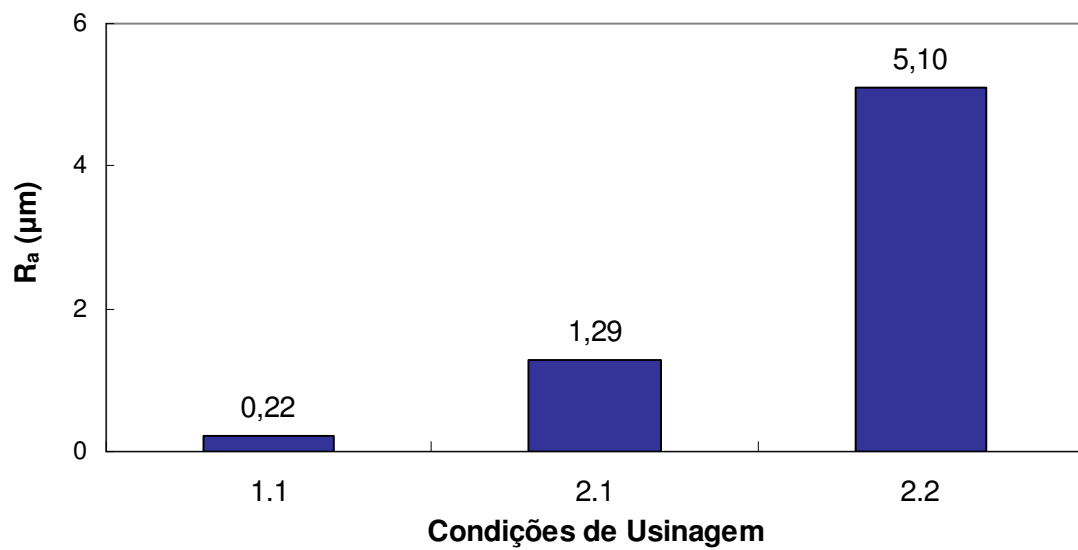


Figura 18: Resultado da rugosidade média (R_a) de cada condição de usinagem.

Fonte: Elaborada pelo autor.

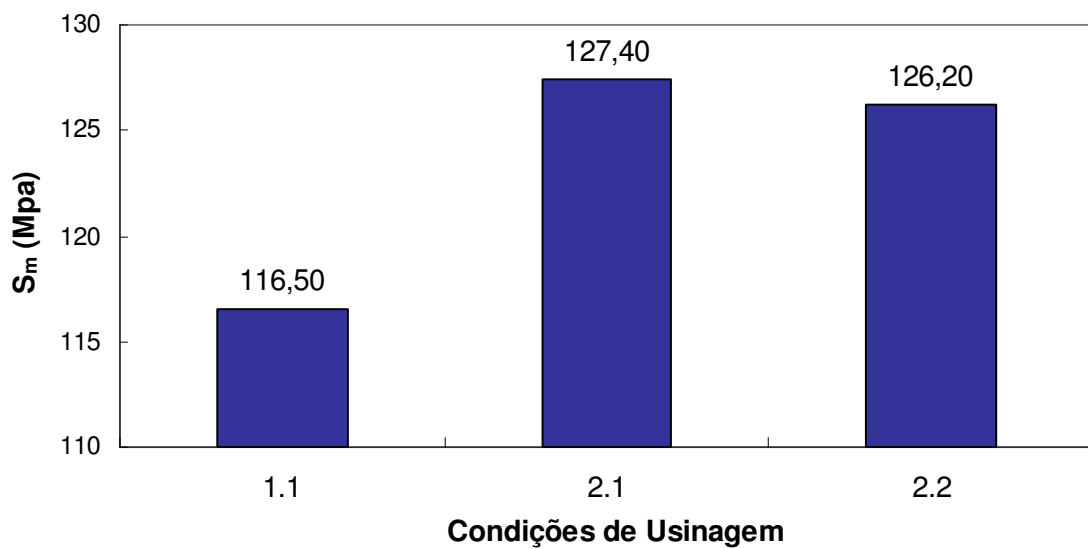


Figura 19: Limite médio de resistência à fadiga de cada condição de usinagem, obtido a partir do método Staircase.

Fonte: Elaborada pelo autor.

Comparando o resultado encontrado na condição 1.1 (corpos-de-prova retificados) em relação aos resultados das condições 2.1 e 2.2 (corpos-de-prova usinados), observa-se que os corpos-de-prova retificados, apesar de sua menor rugosidade superficial, apresentaram uma menor resistência à fadiga. Este comportamento pode ser explicado pela presença de tensões residuais na camada superficial dos corpos-de-prova. Conforme detalhado anteriormente na seção 2.5.2, a usinagem provoca deformações elasto-plásticas irregulares, que favorecem o surgimento de tensões residuais de compressão na camada superficial do corpo-de-prova. Ao passo que a retificação, apesar de reduzir a rugosidade superficial também eliminam as tensões residuais de compressão e provocam o surgimento de tensões residuais de tração quando não há um resfriamento adequado.

Diante do exposto acima, pode-se afirmar que as tensões residuais exerceram maior influência na resistência à fadiga do que a rugosidade superficial.

4.5.1 Ensaios de fadiga com entalhe

Até o presente momento foram realizados vários ensaios de fadiga em corpos-de-prova do aço ABNT 4140 normalizado, com o intuito de avaliar o efeito da rugosidade superficial no regime de giga ciclos. Nesta seção serão avaliados os ensaios de fadiga com entalhe.

Para a realização dos ensaios de fadiga com entalhe, os corpos-de-prova foram confeccionados com um entalhe circunferencial, utilizando-se uma ferramenta de corte com as seguintes características:

- Raio de ponta da ferramenta de 0,4 mm;
- Ângulo de abertura da ferramenta de 55°;

O entalhe foi usinado com uma profundidade de 0,5 mm, conforme mostra a figura 20.

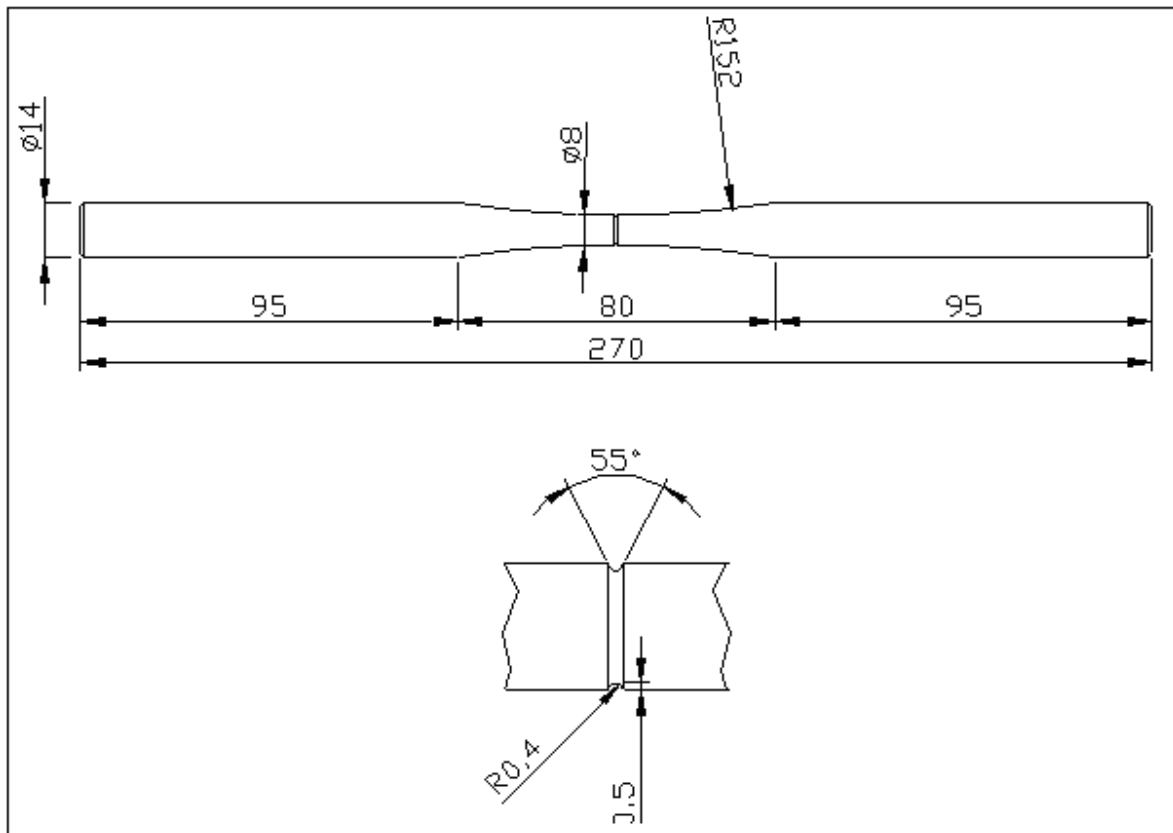


Figura 20: Detalhes geométricos e dimensionais dos corpos-de-prova submetidos aos ensaios de fadiga com entalhe.

Fonte: Elaborada pelo autor.

A influência do entalhe na resistência à fadiga foi investigado em corpos-de-prova das condições 1.1 e 2.2. Três corpos-de-prova de cada condição foram submetidos ao ensaio de fadiga com uma mesma tensão alternada. Para esta análise adotou-se o limite médio de resistência à fadiga, calculado na seção 4.5, como a tensão alternada aplicada durante os ensaios.

A tabela 6 apresenta a vida de fadiga de cada corpo-de-prova em função do limite médio de resistência à fadiga.

Tabela 6: Resultados dos ensaios de fadiga com entalhe para as condições 1.1 e 2.2.

Condição 1.1/CE			Condição 2.2/CE		
Limite Médio de resistência à fadiga (S_m) [MPa]	Corpo-de-prova	Número de ciclos	Limite Médio de resistência à fadiga (S_m) [MPa]	Corpo-de-prova	Número de ciclos
116,5	01	3,255E+05	126,2	01	4,830E+05
	02	7,980E+05		02	2,555E+05
	03	3,675E+05		03	3,570E+05

Fonte: Elaborada pelo autor.

Diante dos resultados apresentados na tabela 6, pode-se afirmar que a presença de entalhe reduz a vida de fadiga dos corpos-de-prova, independentemente das condições superficiais. Mesmo não utilizando o método *Staircase* para esta análise, conclui-se que a resistência à fadiga em corpos-de-prova com entalhe apresentam uma menor resistência à fadiga na região de vidas super longas.

4.5.2 Análise microestrutural

Conforme o item 4.1, análises metalográficas também foram realizados em corpos-de-prova ensaiados por fadiga. As figuras 21 a 23 exibem os resultados metalográficos obtidos em amostras de corpos-de-prova ensaiados por fadiga, nas três condições de usinagem.

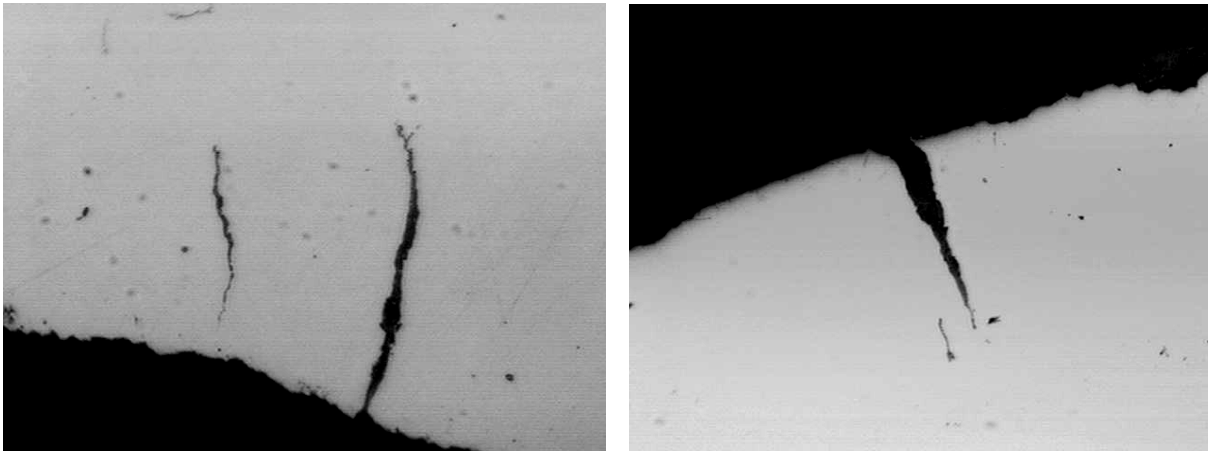


Figura 21: Presença de trincas em corpos-de-prova da condição 1.1 submetidos ao ensaio de fadiga.
Ampliações de 200 e 500 vezes respectivamente.

Fonte: Dados da pesquisa

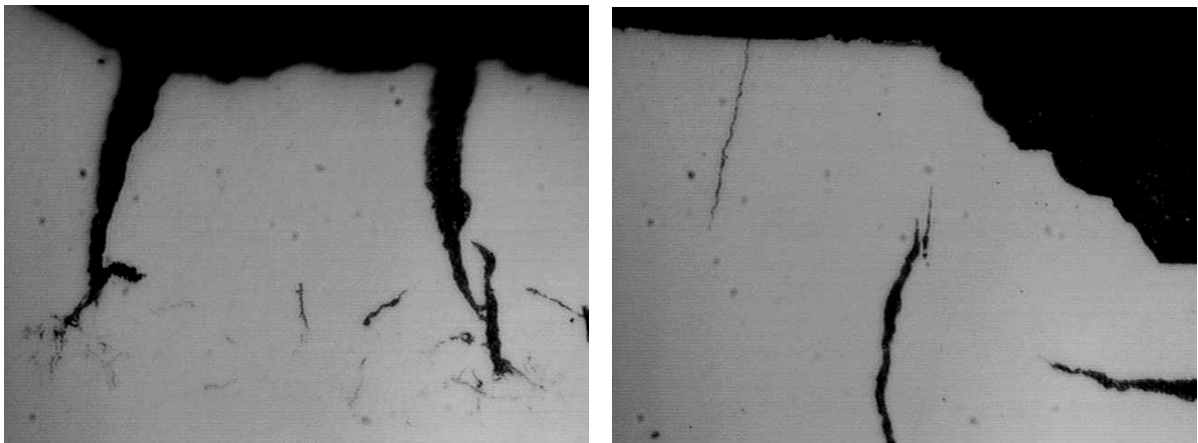


Figura 22: Presença de trincas em corpos-de-prova da condição 2.1 submetidos ao ensaio de fadiga.
Ampliações de 500 vezes.

Fonte: Dados da pesquisa

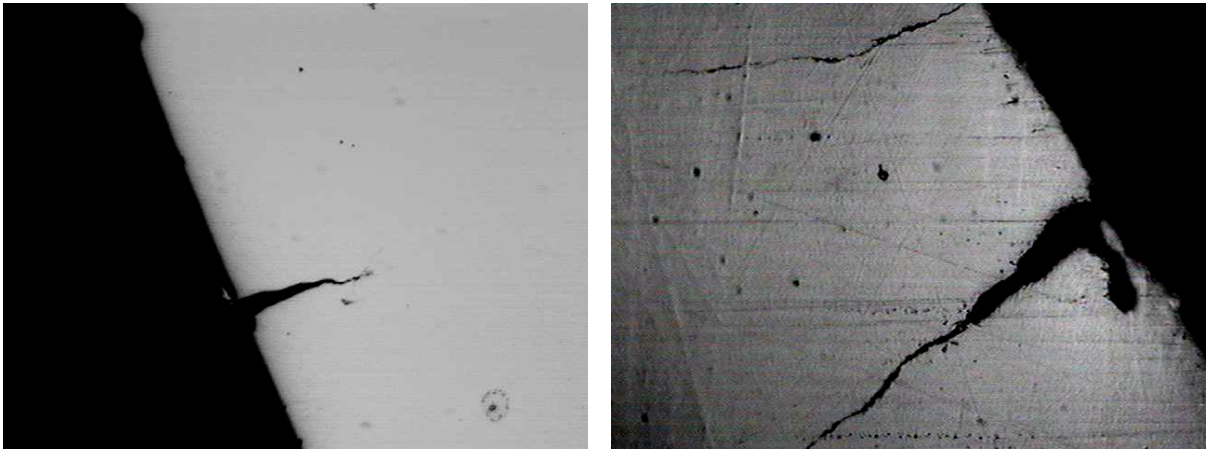


Figura 23: Presença de trincas em corpos-de-prova da condição 2.2 submetidos ao ensaio de fadiga..
Ampliações de 200 e 500 vezes respectivamente.

Fonte: Dados da pesquisa

Em todas as figuras mostradas procurou-se utilizar amostras de corpos-de-prova fraturados e corpos-de-prova cujos ensaios foram interrompidos antes da ruptura. Mesmo nestes corpos-de-prova pode-se observar a presença de trincas. Assim, conclui-se que mesmo em corpos-de-prova que atingiram a vida de corte sem romper apresentaram trincas de fadiga. Portanto, se o ensaio não fosse interrompido ocorreria a fratura do material, ou seja, não há vida infinita de fadiga, pois o material pode falhar por fadiga mesmo no regime de vidas super longas.

5 CONCLUSÕES

Como resultado da análise da influência dos parâmetros de usinagem sobre a rugosidade superficial e sobre a resistência à fadiga dos corpos-de-prova, obteve-se as seguintes conclusões:

- Houve amolecimento cíclico dos corpos-de-prova ensaiados por fadiga, isto é, ocorreu uma redução da dureza do aço ABNT 4140 após o mesmo ser submetido a esforços cíclicos da ordem de giga ciclos. No entanto, o mesmo comportamento não foi detectado nos corpos-de-prova retificados que atingiram a vida prescrita.
- Mesmo sob diferentes condições de usinagem, não houve influência do acabamento superficial na resistência mecânica do material. Os resultados encontrados nos ensaios de tração não apresentaram grande dispersão;
- A rugosidade superficial não exerceu uma influência perceptível no comportamento à fadiga do aço ABNT 4140 no regime de vidas super longas. Desta forma, a integridade superficial exerce um efeito menor na resistência à fadiga para vidas além de 10^7 ciclos. Nos corpos-de-prova retificados a resistência à fadiga foi menor que nos corpos-de-prova usinados. Este efeito não foi provocado pelo acabamento superficial, mas pela ausência de tensões residuais de compressão na camada superficial.
- Mesmo em corpos-de-prova que atingiram a vida de corte sem romper apresentaram trincas de fadiga. Portanto, se o ensaio não fosse interrompido ocorreria a fratura do material. Assim, não há vida infinita de fadiga, pois o material pode falhar por fadiga mesmo no regime de vidas super longas.
- Independentemente das condições superficiais, a resistência à fadiga em corpos-de-prova com entalhe apresentam uma menor resistência à fadiga na região de vidas super longas.

5.1 Sugestões para trabalhos futuros

- Quantificar a tensão residual imposta nos processos de torneamento e retificação, a fim de relacionar este valor ao limite de resistência à fadiga no regime de vidas super longas;
- Realizar ensaios de fadiga, de acordo com o método Staircase, em corpos-de-prova com a presença de entalhe no regime de vidas de fadiga superiores a 10^7 ciclos;
- Avaliar a influência de ambientes corrosivos sobre o comportamento à fadiga no regime de giga ciclos;

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALMARAZ, G. M. D. Prediction of very high cycle fatigue failure for high strength steels, based on the inclusion geometrical properties. **Mechanics of Materials**, v. 40, p. 636 – 640, 2008.

ALVARENGA JÚNIOR, Álvaro. **Acúmulo de danos por fadiga no aço SAE 8620**. 2001. Dissertação (Mestrado) - Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Belo Horizonte.

AKINIWA, Y. *et al.* Notch effect on fatigue strength reduction of bearing steel in the very high cycle regime. **International Journal of Fatigue**, v. 28, p. 1555 – 1565, 2006.

AKINIWA, Y. *et al.* Fatigue strength of spring steel under axial and torsional loading in the very high cycle regime. **International Journal of Fatigue**, v. 30, p. 2057 – 2063, 2008.

BANNANTINE, Julie A.; COMER, Jess J.; HANDROCK, James L. **Fundamentals of metal fatigue analysis**. New Jersey: Prentice Hall, 1990.

BATHIAS, C. *et al.* Fatigue threshold of alloys at high frequency. **ICM6**, v. 4, p. 463 – 468, 1991.

BATHIAS, C.; NI, J. Determination of Fatigue Limit between 10^5 e 10^9 Cycles using an ultrasonic fatigue device. **American Society for Testing and Materials**, p.141 -152, 1993.

BATHIAS, C. A review of fatigue of aluminium matrix reinforced by particles and short fibers. **Science Forum**, p. 1407 – 1412, 1996.

BATHIAS, C. There is no infinite fatigue life in metallic materials. **Fatigue Fract Engng Mater Struct**, v. 22, p. 559 – 565, 1999.

BATHIAS, C.; DROUILLAC, L.; FRANÇOIS, P. Le. How and why the fatigue S-N curve not approach a horizontal asymptote. **International Journal of Fatigue**, v. 23, p. S143 - S151, 2001.

BATHIAS, C.; PARIS, P. C. **Gigacycle fatigue in mechanical practice**. New York: Marcel Dekker, 2005.

BATHIAS, C.; PARIS, P. C. Gigacycle fatigue of metallic aircraft components. **International Journal of Fatigue**, v. xxx, p. xxx – xxx, 2009.

BAYRAKTAR, E.; GARCIA, I. M.; BATHIAS, C. Failure mechanisms of automotive metallic alloys in very high cycle fatigue range. **International Journal of Fatigue**, v. xxx, p. xxx - xxx, 2006.

BAYRAKTAR, E. et al. Heat treatment, surface roughness and corrosion effects on the damage mechanism of mechanical components in the very high cycle fatigue regime. **International Journal of Fatigue**, v. 31, p. 1532 -1540, 2009.

BERGER, C.; PYTTEL, B.; TROSSMANN, T. Very high cycle fatigue tests with smooth and notched specimens and screws made of light metals alloys. **International Journal of Fatigue**, v. 28, p. 1640 – 1646, 2006.

CATÁLOGO Gerdau. Produtos – Aços Especiais Para Beneficiamento. Disponível em www.gerdau.com.br/produtos-e-servicos/produtos-por-aplicacao-detalhe-produto.aspx?familia=283. Acesso em agosto 2009.

COLLINS, Jack A. **Failure of materials in mechanical design**: Analysis, Prediction, Prevention. 2. ed. New York: John Wiley & sons, 1993.

DIETER, G. E.; BACON, D. **Mechanical metallurgy**. Singapore: McGraw-Will Book Company, 1988.

FATHALLAH, R. *et al.* High cycle fatigue behavior prediction of shot-peened parts. **International Journal of Fatigue**, v. 26, p. 1053 – 1067, 2004.

FONTE, M.; ROMEIRO, F.; FREITAS, M. Environment effects and surface roughness on fatigue crack growth at negative R-ratios. **International Journal of Fatigue**, v. 29, p. 1971 – 1977, 2007.

GAO, Yu-Kui. Influence of deep-nitriding and shot peened on rolling contact fatigue performance of 32cr3MoVA steel. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 17, p. 455 – 459, 2008.

JONES, D. A. **Principles and prevention of corrosion**. New York: Macmillan Publishing Company, 1992.

KANAZAWA K.; NISHIJIMA, S. Fatigue fracture of low alloy steel at ultra high cycle region under elevated temperature conditions. **J. Soc. Mater. Sci**, v. 46, n. 12, p. 1396 - 1401, 1997.

LEE, Yung-Li et al. **Fatigue testing and analysis: Theory and practice**. Burlington: Elsevier Butterworth-Heinemann, 2005.

LIMODIN, N.; VERREMAN, Y. Fatigue strength improvement of a 4140 steel by gas nitriding: Influence of notch severity. **Materials Science and Engineering A**, p. 460 – 467, 2006.

LOPES, Karina Stefania souza. **Influência dos parâmetros de usinagem na resistência à fadiga de aços AISI 4140**. 2006. Dissertação (Mestrado) – Pontifícia Universidade Católica de Minas Gerais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Belo Horizonte.

LOPES, K. S. S.; SALES, W. F.; PALMA, E. S. Influence of machining parameters on fatigue endurance limit of AISI 4140 steel. **J. of the Bra. Soc. Of Mech. Sci & Eng.**, n. 1, v. xxx, p. 77 – 83, 2008.

MAKIMO, T. The effect of inclusion geometry according to forging ratio and metal flow direction on very high-cycle fatigue properties of steel bars. **International Journal of Fatigue**, v. 30, p. 1409 –1418, 2008.

MANSUR, Tanius Rodrigues. **Estudo de fadiga e acúmulo de danos em aço SAE 8620**. 2002. Tese (Doutorado) - Universidade Federal de Minas Gerais, Departamento de Engenharia Mecânica, Belo Horizonte.

MARINES-GARCIA, I. *et al.* Fatigue crack growth from small to long cracks in very-high-cycle fatigue with surface and internal “fish-eye” failures for ferrite-perlitic low carbon steel SAE 8620. **Materials Science and Engineering A**, p. 120 –128, 2007.

MARINES, I.; BIN, X.; BATHIAS, C. An understanding of very high cycle fatigue of metals. **International Journal of Fatigue**, v. 25, p.1101-1107, 2003.

MASUDA, C.; TANAKA, Y. Fatigue crack propagation mechanisms of SiC whisker and particle reinforced aluminium matrix composites. **Adv. Composite Mater.**, v. 3, p. 319 – 339, 1994.

MORRISSEY, R.; NICHOLAS, T. Staircase testing of a titanium alloy in the gigacycle regime. **International Journal of Fatigue**, v.28, p.1577-1582, 2006.

MORRISSEY, R. J. ; GOLDEN, P. J. Fatigue strength of a single crystal in the gigacycle regime. **International Journal of Fatigue**, v. 29, p.2079-2084, 2007

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

MURAKAMI, Y.; TAKADA, M.; TORIYAMA, T. Super-long life tension-compression fatigue properties of quenched and tempered 0.46% carbon steel. **International Journal of Fatigue**, v. 20, n. 9, p. 661-667, 1998.

MURAKAMI, Y.; NOMOTO, T.; UEDA, Y. Factors influencing the mechanism of superlong fatigue failure in steels. **Fatigue Fract Engng Mater Struct**, v. 22, p. 581 – 590, 1999.

NISHIJIMA, S.; KANAZAWA, K. Stepwise S-N curve and fish-eye failure in gigacycle fatigue. **Fatigue Fract Engng Mater Struct**. v. 22, p. 601 - 607, 1999.

NORTON, Robert L. Machine design: An Integrated Approach. New Jersey: Prentice Hall, 1998

PONTIFÍCIA UNIVERSIDADE CATÓLICA DE MINAS GERAIS. Pró-Reitoria de Graduação. Sistema de Bibliotecas. **Padrão PUC Minas de normalização**: normas da

ABNT para apresentação de trabalhos científicos, teses, dissertações e monografias. Belo Horizonte, 2010. Disponível em: <<http://www.pucminas.br/biblioteca>>. Acesso em: setembro 2010.

RANC, N.; WAGNER, D.; PARIS, P. C. Study of thermal effects associated with crack propagation during very high cycle fatigue tests. **Acta Materialia**, v. 56, p. 4012 – 4021, 2008.

ROTHBART, Harold A; **Mechanical design handbook**. New York: McGraw-Hill, 1996. 1v.

SADANANDA, K. ; VASUDEVAN, A. K. ; PHAN, N. Analysis of endurance limits under very high cycle fatigue using a unified damage approach. **International Journal of Fatigue**, v. 29, p. 2060 – 2071, 2007.

SIRIN, Sule Yildiz; SIRIN, Kahraman; KALUC, Erdinc. Effect of the ion nitriding surface hardening process on fatigue behavior of AISI 4340 steel. **MATERIALS CHARACTERIZATION**, v. 59, p. 351 – 358, 2008.

SHIOZAWA, K. *et al.* Subsurface crack initiation and propagation mechanism in high-strength steel in a very high cycle fatigue regime. **International Journal of Fatigue**, V. 28, p. 1521 – 1532, 2006.

SONSINO, C. M. Course of SN-curves especially in the high-cycle fatigue regime with regard to component design and safety. **International Journal of Fatigue**. v. 29, p. 2246 - 2258, 2007.

STANZL-TSCHEGG, S. Fracture mechanisms and fracture mechanics at ultrasonic frequency. **Fat. Fract. Engng. Mater. Struct.**, v. 22, p. 567 – 579, 1999.

STEPHENS, Ralph I. *et al.* **Metal Fatigue in Engineering**. 2. ed. New York: John Wiley & Sons, 2001.

TANAKA, K.; AKINIWA, Y. Fatigue crack propagation behavior derived from S-N data in very high cycle regime. **Fat. Fract. Engng. Mater. Struct.**, v. 25, p. 775 – 784, 2002.

WANG, Q. Y. *et al.* Effect of inclusion on subsurface crack initiation and gigacycle fatigue strength. **International Journal of Fatigue**, v. 24, p. 1269 – 1274, 2002.

WU, T.; NI, J.; BATHIAS, C. An automatic ultrasonic fatigue testing system for studying low crack growth at room and high temperatures. **ASTM STP**, v. 1231, p. 598 – 607, 1994.

WULPI, Donald J. **Understanding how components fail**. Ohio: American Society for Metals, 1985.

XUE, H. Q.; BAYRAKTAR, E.; BATHIAS, C. Damage mechanism of a nodular cast iron under the very high cycle regime. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 202, p. 216 – 223, 2008.

YANG, Z. G. *et al.* Estimation of the size of de GBF area on fracture surface for high strength steels in very high cycle fatigue regime. **International Journal of Fatigue**, v. 30, p. 1016 – 1023, 2008.

YANG, Z. G. *et al.* Relationship among fatigue life, inclusion size and hydrogen concentration for high-strength steel in the VHCF regime. **Materials Science and Engineering A**, v.527, p. 559 – 564, 2010.

ZHAVI, Eliahu; TORBILO, Vladimir. **Fatigue design: Life expectancy of machine parts**. New York: CRC Press, Inc., 1996.

ZHANG, J. M. *et al.* Influence of inclusion size on fatigue behavior of high strength steels in the gigacycle fatigue regime. **International Journal of Fatigue**, v. 29, p. 765-771, 2007.

ZUO, J. H.; WANG, Z. G. ; HAN, E. H. Effect of microstructure on ultra-high cycle fatigue behavior of Ti-6Al-4V. **Materials Science and Engineering A**, v.473, p. 147 – 152, 2008.

APÊNDICE A - DISTRIBUIÇÃO DAS CARGAS ATUANTES NA MÁQUINA DE ENSAIO DE FADIGA

A máquina de ensaio por flexo-rotação permite a aplicação de uma carga que propicia um momento fletor ao longo do corpo-de-prova, como ilustrado na figura 24.

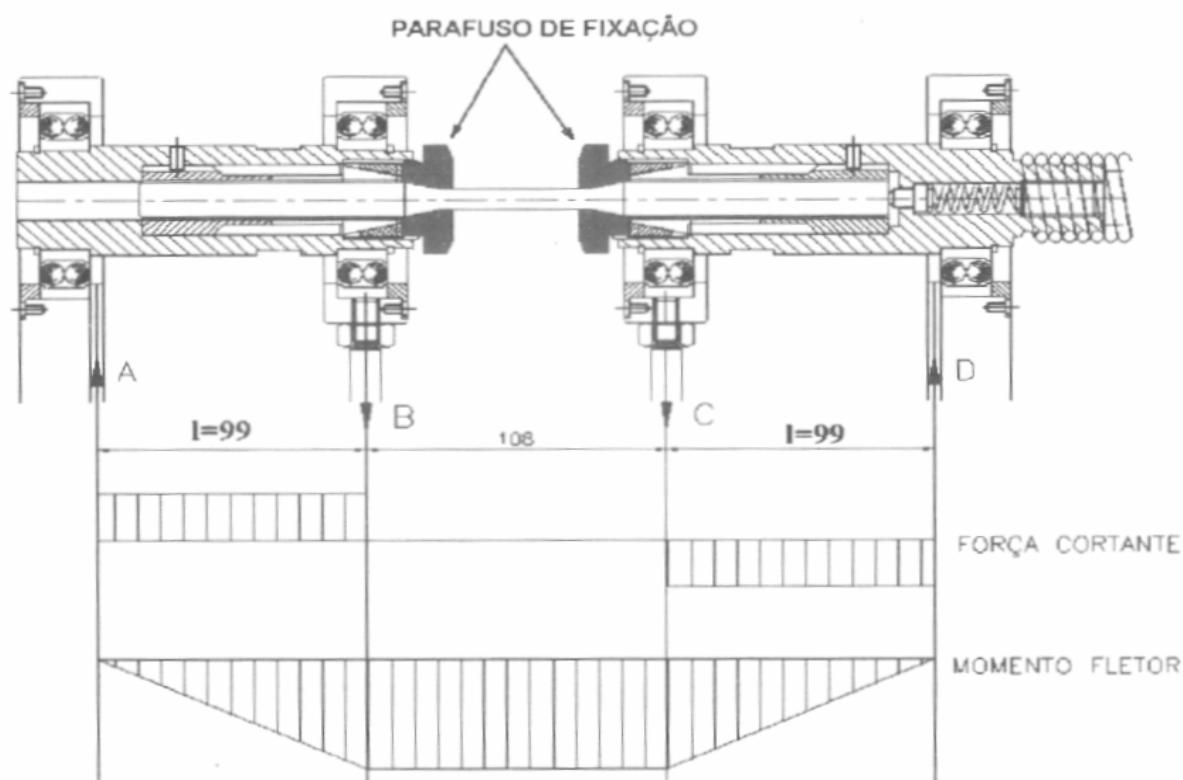


Figura 24: Diagrama dos momentos fletores e da força cortante atuante no corpo-de-prova

Fonte: MANSUR, 2002.

A aplicação das cargas é realizada por meio de um sistema de balança. Em um dos lados da balança existe um peso de compensação e no outro aplica-se os pesos mortos, conforme a tensão que se deseja aplicar ao corpo-de-prova. A figura 25 ilustra esquematicamente o sistema de aplicação de cargas, onde estão mostrados a força atuante no corpo-de-prova F_{CP} e força aplicada pelos pesos mortos F_A .

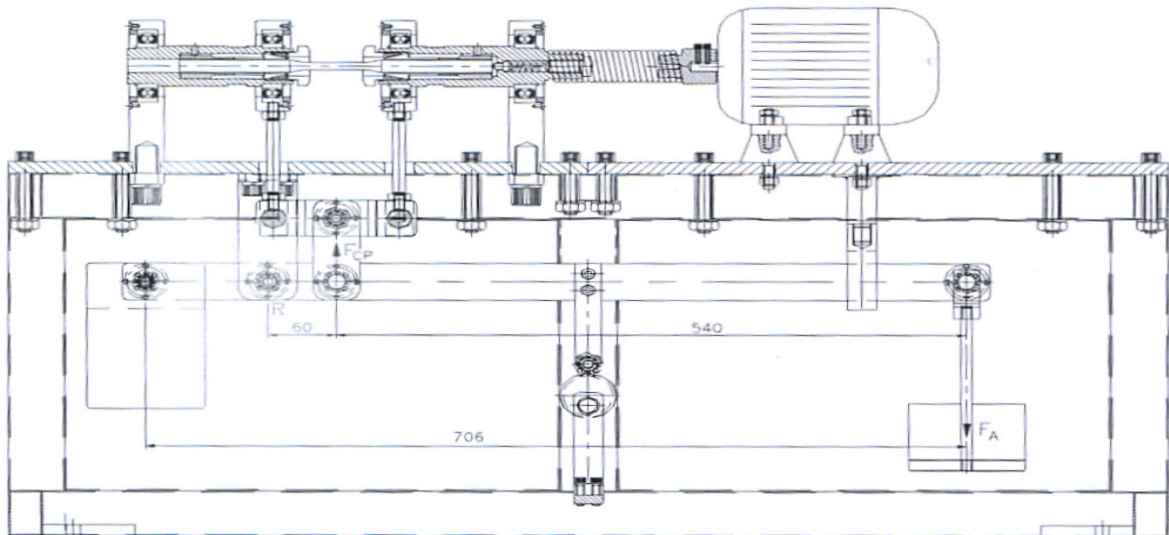


Figura 25: Esquema ilustrando a aplicação de cargas

Fonte: MANSUR, 2002.

Aplicando-se a equação de equilíbrio do momento na rótula R, tem-se:

$$\sum M_R = F_{CP} \cdot (60) - F_A \cdot (600) = 0$$

$$F_{CP} = (10)F_A \tag{A.1}$$

Considerando-se que o corpo-de-prova tenha seção transversal circular e que esteja perfeitamente alinhado, tem-se a linha neutra passando pelo centro da área da seção transversal. A tensão aplicada ao corpo-de-prova é dada da seguinte forma:

$$\sigma = \left(\frac{M_{FT} \cdot r}{J} \right) \tag{A.2}$$

Onde:

M_{FT} = Momento fletor máximo determinado pelas equações de equilíbrio

J = Momento de inércia da área da seção transversal

r = Raio da área da seção transversal do corpo-de-prova

σ = tensão normal máxima que atua na área da seção transversal do corpo-de-prova

Aplicando-se a equação de equilíbrio de momento no ponto A, conforme figura 21 obtém-se o momento fletor máximo:

$$M_{FT} = \frac{F_{CP} \cdot I}{2} \quad (\text{A.3})$$

Onde $(F_{CP}/2)$ é a força atuante nos pontos B e C do corpo-de-prova e I é a distância do apoio (ponto A) ao ponto de aplicação de $(F_{CP}/2)$ conforme figura 24. O momento de inércia J da seção circular é:

$$J = \frac{\pi \cdot r^4}{4} \quad (\text{A.4})$$

Com base nas equações A.1 a A.4, obtém-se:

$$\sigma = \frac{20 \cdot F_A \cdot I}{\pi \cdot r^3}$$

$$F_A = \frac{\sigma \cdot \pi \cdot r^3}{20 \cdot I} \quad (\text{A.5})$$

Onde σ é a tensão que se deseja aplicar ao corpo-de-prova, que daqui a diante será chamada de “tensão alternada aplicada”.

APÊNDICE B – LIMITE TEÓRICO DE RESISTÊNCIA À FADIGA

De acordo com Norton (1998), o limite teórico de resistência à fadiga pode ser calculado pela Equação B.1.

$$S_e' = aN^b \quad (\text{B.1})$$

Onde a e b são constantes definidas de acordo com as condições de contorno, conforme a Equação B.2 e Equação B.3.

$$b = \frac{1}{x} \log\left(\frac{S_{1000}}{S_e}\right) \quad (\text{B.2})$$

$$\log(a) = \log(S_{1000}) - 3b \quad (\text{B.3})$$

A constante x também é definida pelas condições de contorno, de acordo com a Equação B.4.

$$x = \log(N_1) - \log(N_2) \quad (\text{B.4})$$

As condições de contorno para este trabalho são $N_1 = 10^3$ ciclos e $N_2 = 1 \times 10^8$ ciclos, o último representa a vida considerada como infinita ou sobrevida.

APÊNDICE C – MEDIÇÕES DE RUGOSIDADE

Neste apêndice estão apresentadas as medições de rugosidade média (R_a), rugosidade média quadrática (R_q) e rugosidade máxima (R_t) obtidas em cada condição de usinagem. Os dados foram separados em tabelas de acordo com cada condição de usinagem, da seguinte forma:

Tabela 7 – Condição de usinagem 1.1 (Corpos-de-prova retificados)

Tabela 8 – Condição de usinagem 2.1 ($V_c = 60$ m/min, $a_p = 1,2$ mm, $f = 0,12$ mm/rot)

Tabela 9 – Condição de usinagem 2.2 ($V_c = 60$ m/min, $a_p = 1,2$ mm, $f = 0,25$ mm/rot)

Para a obtenção desses resultados foram realizadas quatro medições em cada corpo-de-prova. Para cada condição foram utilizados dois corpos-de-prova. O procedimento detalhado encontra-se descrito no item 3.7.

Tabela 7: Medições dos parâmetros de rugosidade R_a , R_q e R_t da condição de usinagem 1.1.

Condição 1.1				
Corpo-de-prova	Medições	Parâmetros de rugosidade		
		R_a (μm)	R_q (μm)	R_t (μm)
01	1	0,17	0,22	1,70
	2	0,15	0,22	2,40
	3	0,12	0,18	1,50
	4	0,16	0,22	1,60
02	5	0,32	0,42	3,60
	6	0,32	0,46	3,00
	7	0,22	0,34	3,40
	8	0,30	0,42	4,00
Média		0,22	0,31	2,65
Desvio-Padrão		0,08	0,11	0,99

Fonte: Dados da pesquisa

Tabela 8: Resultados dos parâmetros de rugosidade R_a , R_q e R_t da condição de usinagem 2.1.

Condição 2.1				
Corpo-de-prova	Medições	Parâmetros de rugosidade		
		R_a (μm)	R_q (μm)	R_t (μm)
01	1	1,10	1,34	7,40
	2	1,12	1,36	7,20
	3	1,22	1,50	8,10
	4	1,18	1,42	8,70
02	5	1,44	1,64	7,30
	6	1,42	1,62	7,70
	7	1,42	1,70	8,20
	8	1,38	1,60	7,40
Média		1,29	1,52	7,75
Desvio-Padrão		0,14	0,14	0,53

Fonte: Dados da pesquisa

Tabela 9: Resultados dos parâmetros de rugosidade R_a , R_q e R_t da condição de usinagem 2.2.

Condição 2.2				
Corpo-de-prova	Medições	Parâmetros de rugosidade		
		R_a (μm)	R_q (μm)	R_t (μm)
01	1	5,93	6,88	30,00
	2	5,94	6,82	27,30
	3	5,88	6,78	30,50
	4	5,94	6,90	30,70
02	5	4,38	5,22	23,30
	6	4,28	5,02	21,90
	7	4,26	5,14	25,30
	8	4,18	5,04	24,60
Média		5,10	5,98	26,70
Desvio-Padrão		0,88	0,93	3,44

Fonte: Dados da pesquisa

APÊNDICE D – MEDIÇÕES DE MICRODUREZA

Para a análise de microdureza, as duas direções radiais de medição foram nomeadas como direção A e direção B. Sendo a direção A definida como as primeiras oito medições e a direção B as medições restantes deslocadas de 90 graus em relação à direção anterior, conforme detalhado no item 4.3.

Os resultados de microdureza foram separados em relação a cada condição de usinagem. Dentro de cada condição, os resultados foram agrupados em amostras de corpos-de-prova virgens, amostras de corpos-de-prova fraturados e amostras de corpos-de-prova que não romperam por fadiga.

D.1 – Condição 1.1 (corpos-de-prova retificados)

D.1.1 Microdureza de amostras de corpos-de-prova virgens

As tabelas 10 e 11 apresentam os resultados de microdureza da condição 1.1 de amostras de corpos-de-prova virgens.

Tabela 10: Resultados dos ensaios de microdureza da amostra virgem 1.1/01

Condição 1.1 - Amostra virgem 1.1/01									
Medições	Direção A [μm]	Diagonais		Microdureza Vickers [Kgf/mm ²]	Medições	Direção B [μm]	Diagonais		Microdureza Vickers [Kgf/mm ²]
		D1 [μm]	D2 [μm]				D1 [μm]	D2 [μm]	
1	500	84,0	89,0	247,79	9	500	82,0	88,5	255,11
2	1000	85,0	88,0	247,79	10	1000	84,0	88,0	250,68
3	1500	82,0	86,5	261,20	11	1500	85,5	88,5	244,95
4	2000	84,5	88,5	247,79	12	2000	86,5	90,5	236,71
5	2500	86,5	89,5	239,41	13	2500	86,0	90,0	239,41
6	3000	83,0	89,0	250,68	14	3000	90,0	94,0	219,05
7	3500	86,5	90,0	238,06	15	3500	89,0	96,0	216,68
8	4000	86,0	89,0	242,16	16	4000	86,0	88,5	243,54

Fonte: Dados da pesquisa

Tabela 11: Resultados dos ensaios de microdureza da amostra virgem 1.1/02

Condição 1.1 - Amostra virgem 1.1/02									
Medições	Direção A [μm]	Diagonais		Microdureza Vickers [Kgf/mm ²]	Medições	Direção B [μm]	Diagonais		Microdureza Vickers [Kgf/mm ²]
		D1 [μm]	D2 [μm]				D1 [μm]	D2 [μm]	
1	500	86,5	86,0	249,22	9	500	82,5	82,5	272,40
2	1000	84,5	88,0	249,22	10	1000	83,0	84,0	265,91
3	1500	82,5	83,0	270,75	11	1500	85,0	82,0	265,91
4	2000	83,5	81,5	272,40	12	2000	87,0	84,0	253,62
5	2500	85,5	83,0	261,20	13	2500	84,0	85,0	259,65
6	3000	84,0	83,0	265,91	14	3000	86,5	85,0	252,14
7	3500	85,0	85,0	256,61	15	3500	85,0	85,0	256,61
8	4000	85,5	87,0	249,22	16	4000	85,5	87,0	249,22

Fonte: Dados da pesquisa

D.1.2 Microdureza de amostras de corpos-de-prova fraturados

Neste item estão os valores de microdureza da condição 1.1 de amostras de corpos-de-prova ensaiados por fadiga e que não atingiram a vida prescrita. Para esta análise, foram retiradas amostras do quarto e sexto corpos-de-prova ensaiados por fadiga, conforme o método “staircase”. As vidas de fadiga destes corpos-de-prova encontram-se no apêndice G.

Tabela 12: Resultados dos ensaios de microdureza da amostra do corpo-de-prova 1.1/04

Condição 1.1 – Amostra do corpo-de-prova ensaiado 1.1/04									
Medições	Direção A [μm]	Diagonais		Microdureza Vickers [Kgf/mm ²]	Medições	Direção B [μm]	Diagonais		Microdureza Vickers [Kgf/mm ²]
		D1 [μm]	D2 [μm]				D1 [μm]	D2 [μm]	
1	500	91,0	92,0	221,45	9	500	87,0	86,5	246,36
2	1000	91,5	92,0	220,24	10	1000	89,0	89,0	234,06
3	1500	90,0	91,0	226,37	11	1500	87,0	90,5	235,38
4	2000	88,0	90,0	234,06	12	2000	88,0	88,0	239,41
5	2500	91,0	89,0	228,89	13	2500	87,0	87,0	244,95
6	3000	88,5	92,0	227,62	14	3000	90,0	88,5	232,75
7	3500	92,0	91,0	221,45	15	3500	87,0	87,0	244,95
8	4000	89,5	89,5	231,45	16	4000	91,0	89,0	228,89

Fonte: Dados da pesquisa

Tabela 13: Resultados dos ensaios de microdureza da amostra do corpo-de-prova 1.1/06

Condição 1.1 – Amostra do corpo-de-prova ensaiado 1.1/06									
Medições	Direção A [μm]	Diagonais		Microdureza Vickers [Kgf/mm ²]	Medições	Direção B [μm]	Diagonais		Microdureza Vickers [Kgf/mm ²]
		D1 [μm]	D2 [μm]				D1 [μm]	D2 [μm]	
1	500	88,0	91,5	230,17	9	500	89,0	92,0	226,37
2	1000	89,0	90,0	231,45	10	1000	87,0	89,5	238,06
3	1500	90,0	91,5	225,12	11	1500	88,0	91,0	231,45
4	2000	90,0	92,5	222,66	12	2000	92,0	95,0	212,07
5	2500	91,0	94,0	216,68	13	2500	92,0	95,0	212,07
6	3000	92,0	93,0	216,68	14	3000	92,0	94,0	214,36
7	3500	91,0	95,5	213,21	15	3500	93,0	94,5	210,94
8	4000	92,0	94,0	214,36	16	4000	93,0	97,0	205,43

Fonte: Dados da pesquisa

D.1.3 Microdureza de amostras de corpos-de-prova que atingiram a vida prescrita

Neste caso, as medições de microdureza da condição 1.1 foram realizadas em amostras retiradas de corpos-de-prova que não falharam por fadiga (sobrevida). Para esta análise, foram retiradas amostras do sétimo e nono corpos-de-prova ensaiados por fadiga, conforme o método “staircase”. As vidas de fadiga destes corpos-de-prova encontram-se no apêndice G.

Tabela 14: Resultados dos ensaios de microdureza da amostra do corpo-de-prova 1.1/07

Condição 1.1 – Amostra do corpo-de-prova ensaiado 1.1/07									
Medições	Direção A [μm]	Diagonais		Microdureza Vickers [Kgf/mm ²]	Medições	Direção B [μm]	Diagonais		Microdureza Vickers [Kgf/mm ²]
		D1 [μm]	D2 [μm]				D1 [μm]	D2 [μm]	
1	500	82,0	87,0	259,65	9	500	84,0	86,0	256,61
2	1000	82,5	85,5	262,76	10	1000	83,5	85,0	261,20
3	1500	83,5	85,5	259,65	11	1500	83,0	84,5	264,33
4	2000	81,5	87,0	261,20	12	2000	81,5	85,0	267,51
5	2500	83,0	86,0	259,65	13	2500	82,0	84,5	267,51
6	3000	84,0	85,0	259,65	14	3000	81,5	86,0	264,33
7	3500	85,0	88,0	247,79	15	3500	84,0	87,0	253,62
8	4000	84,0	85,0	259,65	16	4000	83,0	85,0	262,76

Fonte: Dados da pesquisa

Tabela 15: Resultados dos ensaios de microdureza da amostra do corpo-de-prova 1.1/09

Condição 1.1 – Amostra do corpo-de-prova ensaiado 1.1/09									
Medições	Direção A [μm]	Diagonais		Microdureza Vickers [Kgf/mm ²]	Medições	Direção B [μm]	Diagonais		Microdureza Vickers [Kgf/mm ²]
		D1 [μm]	D2 [μm]				D1 [μm]	D2 [μm]	
1	500	86,0	87,5	246,36	9	500	81,5	86,0	264,33
2	1000	87,5	89,0	238,06	10	1000	84,0	89,0	247,79
3	1500	85,0	87,5	249,22	11	1500	84,0	86,5	255,11
4	2000	86,5	91,0	235,38	12	2000	84,5	87,0	252,14
5	2500	85,0	88,0	247,79	13	2500	87,0	91,0	234,06
6	3000	85,0	86,5	252,14	14	3000	86,5	88,5	242,16
7	3500	86,5	89,0	240,78	15	3500	87,0	89,0	239,41
8	4000	88,0	91,0	231,45	16	4000	88,0	93,0	226,37

Fonte: Dados da pesquisa

D.2 – Condição 2.1 ($V_c = 60$ m/min, $a_p = 1,2$ mm, $f = 0,12$ mm/rot).

D.2.1 Microdureza de amostras de corpos-de-prova virgens

As tabelas 16 e 17 apresentam os resultados de microdureza da condição 2.1 de amostras de corpos-de-prova virgens.

Tabela 16: Resultados dos ensaios de microdureza da amostra virgem 2.1/01

Condição 2.1 – Amostra virgem 2.1/01									
Medições	Direção A [μm]	Diagonais		Microdureza Vickers [Kgf/mm ²]	Medições	Direção B [μm]	Diagonais		Microdureza Vickers [Kgf/mm ²]
		D1 [μm]	D2 [μm]				D1 [μm]	D2 [μm]	
1	500	82,0	85,0	265,91	9	500	84,0	81,5	270,75
2	1000	81,5	81,5	279,12	10	1000	83,5	83,0	267,51
3	1500	82,0	82,5	274,06	11	1500	84,5	85,5	256,61
4	2000	80,0	82,5	280,84	12	2000	83,0	84,5	264,33
5	2500	84,5	82,0	267,51	13	2500	84,0	82,5	267,51
6	3000	85,5	87,0	249,22	14	3000	85,0	83,0	262,76
7	3500	83,5	86,0	258,13	15	3500	85,5	86,5	250,68
8	4000	84,0	85,0	259,65	16	4000	84,0	85,0	259,65

Fonte: Dados da pesquisa

Tabela 17: Resultados dos ensaios de microdureza da amostra virgem 2.1/02

Condição 2.1 – Amostra virgem 2.1/02									
Medições	Direção A [μm]	Diagonais		Microdureza Vickers [Kgf/mm ²]	Medições	Direção B [μm]	Diagonais		Microdureza Vickers [Kgf/mm ²]
		D1 [μm]	D2 [μm]				D1 [μm]	D2 [μm]	
1	500	81,0	81,0	282,58	9	500	80,5	82,0	280,84
2	1000	83,0	86,0	259,65	10	1000	81,0	81,0	282,58
3	1500	82,0	80,0	282,58	11	1500	83,0	88,0	253,62
4	2000	83,0	88,0	253,62	12	2000	80,0	83,0	279,12
5	2500	82,5	86,0	261,20	13	2500	83,0	85,5	261,20
6	3000	83,0	86,0	259,65	14	3000	82,5	84,5	265,91
7	3500	82,0	86,0	262,76	15	3500	87,0	87,5	243,54
8	4000	85,0	89,0	244,95	16	4000	83,0	89,0	250,68

Fonte: Dados da pesquisa

D.2.2 Microdureza de amostras de corpos-de-prova fraturados

Neste item estão os valores de microdureza da condição 2.1 de amostras de corpos-de-prova ensaiados por fadiga e que não atingiram a vida prescrita. Para esta análise, foram retiradas amostras do segundo e sétimo corpos-de-prova ensaiados por fadiga, conforme o método “staircase”. As vidas de fadiga destes corpos-de-prova encontram-se no apêndice G.

Tabela 18: Resultados dos ensaios de microdureza da amostra do corpo-de-prova 2.1/02

Condição 2.1 – Amostra do corpo-de-prova ensaiado 2.1/02									
Medições	Direção A [μm]	Diagonais		Microdureza Vickers [Kgf/mm ²]	Medições	Direção B [μm]	Diagonais		Microdureza Vickers [Kgf/mm ²]
		D1 [μm]	D2 [μm]				D1 [μm]	D2 [μm]	
1	500	90,0	86,5	238,06	9	500	88,0	88,0	239,41
2	1000	87,5	85,0	249,22	10	1000	87,0	85,5	249,22
3	1500	85,0	85,0	256,61	11	1500	85,0	85,0	256,61
4	2000	85,0	87,0	250,68	12	2000	88,0	90,0	234,06
5	2500	87,0	87,5	243,54	13	2500	85,0	87,0	250,68
6	3000	87,0	86,5	246,36	14	3000	86,0	87,5	246,36
7	3500	88,5	88,5	236,71	15	3500	88,0	87,5	240,78
8	4000	86,0	85,0	253,62	16	4000	88,5	89,5	234,06

Fonte: Dados da pesquisa

Tabela 19: Resultados dos ensaios de microdureza da amostra do corpo-de-prova 2.1/07

Condição 2.1 – Amostra do corpo-de-prova ensaiado 2.1/07									
Medições	Direção A [μm]	Diagonais		Microdureza Vickers [Kgf/mm ²]	Medições	Direção B [μm]	Diagonais		Microdureza Vickers [Kgf/mm ²]
		D1 [μm]	D2 [μm]				D1 [μm]	D2 [μm]	
1	500	83,0	85,0	262,76	9	500	83,0	86,0	259,65
2	1000	83,0	87,5	255,11	10	1000	84,0	85,5	258,13
3	1500	84,0	86,5	255,11	11	1500	84,0	86,0	256,61
4	2000	83,0	85,5	261,20	12	2000	84,0	86,0	256,61
5	2500	82,0	87,5	258,13	13	2500	84,0	87,0	253,62
6	3000	84,0	86,0	256,61	14	3000	84,0	86,0	256,61
7	3500	88,0	88,0	239,41	15	3500	85,0	88,0	247,79
8	4000	88,0	88,5	238,06	16	4000	87,0	89,5	238,06

Fonte: Dados da pesquisa

D.2.3 Microdureza de amostras de corpos-de-prova que atingiram a vida prescrita

Medições de microdureza da condição 2.1 também foram realizadas em amostras retiradas de corpos-de-prova que não falharam por fadiga (sobrevida). Para esta análise, foram retiradas amostras do terceiro e quinto corpos-de-prova ensaiados por fadiga conforme o método “staircase”. As vidas de fadiga destes corpos-de-prova encontram-se no apêndice G.

Tabela 20: Resultados dos ensaios de microdureza da amostra do corpo-de-prova 2.1/03

Condição 2.1 – Amostra do corpo-de-prova ensaiado 2.1/03									
Medições	Direção A [μm]	Diagonais		Microdureza Vickers [Kgf/mm ²]	Medições	Direção B [μm]]	Diagonais		Microdureza Vickers [Kgf/mm ²]
		D1 [μm]	D2 [μm]				D1 [μm]	D2 [μm]	
1	500	85,5	89,5	242,16	9	500	87,0	89,5	238,06
2	1000	89,5	90,0	230,17	10	1000	85,0	87,5	249,22
3	1500	84,5	89,0	246,36	11	1500	82,5	90,0	249,22
4	2000	84,5	89,5	244,95	12	2000	86,0	87,5	246,36
5	2500	86,5	89,0	240,78	13	2500	85,5	88,5	244,95
6	3000	85,5	89,5	242,16	14	3000	88,5	90,0	232,75
7	3500	87,0	90,0	236,71	15	3500	86,0	90,0	239,41
8	4000	86,0	89,5	240,78	16	4000	88,0	92,0	228,89

Fonte: Dados da pesquisa

Tabela 21: Resultados dos ensaios de microdureza da amostra do corpo-de-prova 2.1/05

Condição 2.1 – Amostra do corpo-de-prova ensaiado 2.1/05									
Medições	Direção A [μm]	Diagonais		Microdureza Vickers [Kgf/mm ²]	Medições	Direção B [μm]	Diagonais		Microdureza Vickers [Kgf/mm ²]
		D1 [μm]	D2 [μm]				D1 [μm]	D2 [μm]	
1	500	84,0	88,0	250,68	9	500	83,0	87,0	256,61
2	1000	83,0	87,0	256,61	10	1000	86,0	85,0	253,62
3	1500	84,0	86,0	256,61	11	1500	85,0	85,0	256,61
4	2000	84,0	86,0	256,61	12	2000	85,0	86,0	253,62
5	2500	84,0	86,5	255,11	13	2500	85,0	86,0	253,62
6	3000	84,0	86,0	256,61	14	3000	84,0	88,0	250,68
7	3500	86,5	88,5	242,16	15	3500	86,5	87,0	246,36
8	4000	86,0	90,0	239,41	16	4000	87,0	90,0	236,71

Fonte: Dados da pesquisa

D.3 – Condição 2.2 ($V_c = 60$ m/min, $a_p = 1,2$ mm, $f = 0,25$ mm/rot).***D.3.1 Microdureza de amostras de corpos-de-prova virgens***

As tabelas 22 e 23 apresentam os resultados de microdureza da condição 2.2 de amostras de corpos-de-prova virgens.

Tabela 22: Resultados dos ensaios de microdureza da amostra virgem 2.2/01

Condição 2.2 – Amostra virgem 2.2/01									
Medições	Direção A [μm]	Diagonais		Microdureza Vickers [Kgf/mm ²]	Medições	Direção B [μm]	Diagonais		Microdureza Vickers [Kgf/mm ²]
		D1 [μm]	D2 [μm]				D1 [μm]	D2 [μm]	
1	500	79,0	82,5	284,33	9	500	82,0	82,0	275,73
2	1000	80,0	82,0	282,58	10	1000	81,5	83,5	272,40
3	1500	83,5	84,0	264,33	11	1500	81,0	82,5	277,42
4	2000	80,5	82,5	279,12	12	2000	81,5	81,5	279,12
5	2500	82,0	84,0	269,12	13	2500	83,5	83,5	265,91
6	3000	81,5	84,0	270,75	14	3000	81,0	85,5	267,51
7	3500	83,0	83,0	269,12	15	3500	80,0	80,5	287,89
8	4000	81,5	84,0	270,75	16	4000	81,5	84,0	270,75

Fonte: Dados da pesquisa

Tabela 23: Resultados dos ensaios de microdureza da amostra virgem 2.2/02

Condição 2.2 – Amostra virgem 2.2/02									
Medições	Direção A [μm]	Diagonais		Microdureza Vickers [Kgf/mm ²]	Medições	Direção B [μm]	Diagonais		Microdureza Vickers [Kgf/mm ²]
		D1 [μm]	D2 [μm]				D1 [μm]	D2 [μm]	
1	500	81,0	82,0	279,12	9	500	84,5	81,5	269,12
2	1000	82,0	82,5	274,06	10	1000	85,5	85,0	255,11
3	1500	83,0	84,5	264,33	11	1500	86,0	85,0	253,62
4	2000	81,0	82,5	277,42	12	2000	86,5	85,0	252,14
5	2500	83,5	84,0	264,33	13	2500	86,0	83,0	259,65
6	3000	83,0	82,0	272,40	14	3000	85,0	86,0	253,62
7	3500	81,5	85,0	267,51	15	3500	89,5	85,5	242,16
8	4000	85,5	85,5	253,62	16	4000	85,5	85,5	253,62

Fonte: Dados da pesquisa

D.3.2 Microdureza de amostras de corpos-de-prova fraturados

Neste item estão tabulados os valores de microdureza da condição 2.2 de amostras de corpos-de-prova que não atingiram a vida prescrita. Neste caso, as amostras foram retiradas do sétimo e oitavo corpos-de-prova ensaiados por fadiga conforme o método “staircase”. As vidas de fadiga destes corpos-de-prova estão apresentadas no apêndice G.

Tabela 24: Resultados dos ensaios de microdureza da amostra do corpo-de-prova 2.2/07

Condição 2.2 – Amostra do corpo-de-prova ensaiado 2.2/07									
Medições	Direção A [μm]	Diagonais		Microdureza Vickers [Kgf/mm ²]	Medições	Direção B [μm]	Diagonais		Microdureza Vickers [Kgf/mm ²]
		D1 [μm]	D2 [μm]				D1 [μm]	D2 [μm]	
1	500	85,5	87,5	247,79	9	500	87,5	85,5	247,79
2	1000	85,0	84,0	259,65	10	1000	87,0	85,0	250,68
3	1500	85,0	88,0	247,79	11	1500	84,0	87,5	252,14
4	2000	83,5	85,5	259,65	12	2000	83,5	86,0	258,13
5	2500	84,0	86,0	256,61	13	2500	87,0	88,0	242,16
6	3000	86,0	87,0	247,79	14	3000	85,5	87,5	247,79
7	3500	85,5	87,5	247,79	15	3500	88,0	90,5	232,75
8	4000	86,0	88,0	244,95	16	4000	85,0	89,5	243,54

Fonte: Dados da pesquisa

Tabela 25: Resultados dos ensaios de microdureza da amostra do corpo-de-prova 2.2/08

Condição 2.2 – Amostra do corpo-de-prova ensaiado 2.2/08									
Medições	Direção A [μm]	Diagonais		Microdureza Vickers [Kgf/mm ²]	Medições	Direção B [μm]	Diagonais		Microdureza Vickers [Kgf/mm ²]
		D1 [μm]	D2 [μm]				D1 [μm]	D2 [μm]	
1	500	88,5	92,5	226,37	9	500	91,5	94,5	214,36
2	1000	88,0	93,0	226,37	10	1000	88,5	94,0	222,66
3	1500	89,5	92,5	223,89	11	1500	90,0	95,0	216,68
4	2000	94,0	93,5	210,94	12	2000	88,5	94,5	221,45
5	2500	91,0	94,5	215,52	13	2500	91,0	94,5	215,52
6	3000	89,5	93,5	221,45	14	3000	90,0	96,5	213,21
7	3500	90,0	97,0	212,07	15	3500	93,0	96,5	206,51
8	4000	91,5	96,0	210,94	16	4000	90,5	96,0	213,21

Fonte: Dados da pesquisa

D.3.3 Microdureza de amostras de corpos-de-prova que atingiram a vida prescrita

Neste caso, as medições de microdureza da condição 2.2 foram realizadas em amostras retiradas de corpos-de-prova que não falharam por fadiga (sobrevida). Para esta análise, foram retiradas amostras do sexto e nono corpos-de-prova ensaiados por fadiga conforme o método “staircase”. As vidas de fadiga destes corpos-de-prova encontram-se tabuladas no apêndice G.

Tabela 26: Resultados dos ensaios de microdureza da amostra do corpo-de-prova 2.2/06

Condição 2.2 – Amostra do corpo-de-prova ensaiado 2.2/06									
Medições	Direção A [μm]	Diagonais		Microdureza Vickers [Kgf/mm ²]	Medições	Direção B [μm]	Diagonais		Microdureza Vickers [Kgf/mm ²]
		D1 [μm]	D2 [μm]				D1 [μm]	D2 [μm]	
1	500	85,0	85,5	255,11	9	500	83,0	87,5	255,11
2	1000	84,5	87,0	252,14	10	1000	84,0	86,5	255,11
3	1500	86,0	88,5	243,54	11	1500	82,5	85,5	262,76
4	2000	84,0	84,5	261,20	12	2000	85,5	86,0	252,14
5	2500	85,5	87,5	247,79	13	2500	83,5	86,0	258,13
6	3000	86,5	89,5	239,41	14	3000	84,5	85,5	256,61
7	3500	87,5	91,5	231,45	15	3500	88,5	89,0	235,38
8	4000	86,0	87,5	246,36	16	4000	86,0	87,5	246,36

Fonte: Dados da pesquisa

Tabela 27: Resultados dos ensaios de microdureza da amostra do corpo-de-prova 2.2/09

Condição 2.2 – Amostra do corpo-de-prova ensaiado 2.2/09									
Medições	Direção A [μm]	Diagonais		Microdureza Vickers [Kgf/mm ²]	Medições	Direção B [μm]	Diagonais		Microdureza Vickers [Kgf/mm ²]
		D1 [μm]	D2 [μm]				D1 [μm]	D2 [μm]	
1	500	86,0	86,5	249,22	9	500	83,5	88,0	252,14
2	1000	89,0	86,5	240,78	10	1000	88,0	88,5	238,06
3	1500	86,0	87,0	247,79	11	1500	87,0	86,0	247,79
4	2000	87,0	88,0	242,16	12	2000	88,5	89,5	234,06
5	2500	90,5	90,0	227,62	13	2500	90,0	88,5	232,75
6	3000	88,0	91,0	231,45	14	3000	88,0	88,0	239,41
7	3500	90,0	92,0	223,89	15	3500	91,0	90,5	225,12
8	4000	91,0	92,0	221,45	16	4000	91,5	92,0	220,24

Fonte: Dados da pesquisa

APÊNDICE E – MÉDIA DAS MEDIÇÕES DE MICRODUREZA

Neste apêndice foram calculados a média e o desvio-padrão dos valores de microdureza apresentados no apêndice D. Estes resultados foram obtidos a partir dos valores de microdureza de cada ponto de medição (igualmente espaçados de 500 μm).

E.1 – Condição 1.1 (Corpos-de-prova retificados)

Tabela 28: Média e desvio-padrão do perfil de microdureza de corpos-de-prova virgens da condição 1.1

Ponto de medição [μm]	Amostra 1.1/01		Amostra 1.1/02		Média [Kgf/mm ²]	Desvio-padrão [Kgf/mm ²]
	Direção A	Direção B	Direção A	Direção B		
500	247,79	255,11	249,22	272,40	256,13	11,30
1000	247,79	250,68	249,22	265,91	253,40	8,42
1500	261,20	244,95	270,75	265,91	260,70	11,20
2000	247,79	236,71	272,40	253,62	252,63	14,93
2500	239,41	239,41	261,20	259,65	249,92	12,15
3000	250,68	219,05	265,91	252,14	246,94	19,82
3500	238,06	216,68	256,61	256,61	241,99	19,00
4000	242,16	243,54	249,22	249,22	246,04	3,72

Fonte: Dados da pesquisa

Tabela 29: Média e desvio-padrão do perfil de microdureza de corpos-de-prova da condição 1.1, que falharam por fadiga.

Ponto de medição [μm]	Amostra 1.1/04		Amostra 1.1/06		Média [Kgf/mm ²]	Desvio-padrão [Kgf/mm ²]
	Direção A	Direção B	Direção A	Direção B		
500	221,45	246,36	230,17	226,37	231,08	10,79
1000	220,24	234,06	231,45	238,06	230,95	7,64
1500	226,37	235,38	225,12	231,45	229,58	4,74
2000	234,06	239,41	222,66	212,07	227,05	12,19
2500	228,89	244,95	216,68	212,07	225,65	14,69
3000	227,62	232,75	216,68	214,36	222,85	8,77
3500	221,45	244,95	213,21	210,94	222,64	15,54
4000	231,45	228,89	214,36	205,43	220,03	12,31

Fonte: Dados da pesquisa

Tabela 30: Média e desvio-padrão do perfil de microdureza de corpos-de-prova, da condição 1.1, que atingiram a vida prescrita.

Ponto de medição [μm]	Amostra 1.1/07		Amostra 1.1/09		Média [Kgf/mm ²]	Desvio-padrão [Kgf/mm ²]
	Direção A	Direção B	Direção A	Direção B		
500	259,65	256,61	246,36	264,33	256,74	7,61
1000	262,76	261,20	238,06	247,79	252,45	11,71
1500	259,65	264,33	249,22	255,11	257,08	6,45
2000	261,20	267,51	235,38	252,14	254,06	13,96
2500	259,65	267,51	247,79	234,06	252,25	14,59
3000	259,65	264,33	252,14	242,16	254,57	9,68
3500	247,79	253,62	240,78	239,41	245,40	6,59
4000	259,65	262,76	231,45	226,37	245,06	18,80

Fonte: Dados da pesquisa

E.2 – Condição 2.1 ($V_c = 60$ m/min, $a_p = 1,2$ mm, $f = 0,12$ mm/rot).

Tabela 31: Média e desvio-padrão do perfil de microdureza de corpos-de-prova virgens da condição 2.1

Ponto de medição [μm]	Amostra 2.1/01		Amostra 2.1/02		Média [Kgf/mm ²]	Desvio-padrão [Kgf/mm ²]
	Direção A	Direção B	Direção A	Direção B		
500	265,91	270,75	282,58	280,84	275,02	8,00
1000	279,12	267,51	259,65	282,58	272,22	10,57
1500	274,06	256,61	282,58	253,62	266,71	13,90
2000	280,84	264,33	253,62	279,12	269,48	12,91
2500	267,51	267,51	261,20	261,20	264,35	3,64
3000	249,22	262,76	259,65	265,91	259,39	7,24
3500	258,13	250,68	262,76	243,54	253,78	8,44
4000	259,65	259,65	244,95	250,68	253,73	7,23

Fonte: Dados da pesquisa

Tabela 32: Média e desvio-padrão do perfil de microdureza de corpos-de-prova da condição 2.1, que falharam por fadiga.

Ponto de medição [μm]	Amostra 2.1/02		Amostra 2.1/07		Média [Kgf/mm ²]	Desvio-padrão [Kgf/mm ²]
	Direção A	Direção B	Direção A	Direção B		
500	238,06	239,41	262,76	259,65	238,73	13,05
1000	249,22	249,22	255,11	258,13	249,22	4,44
1500	256,61	256,61	255,11	256,61	256,61	0,75
2000	250,68	234,06	261,20	256,61	242,37	11,86
2500	243,54	250,68	258,13	253,62	247,11	6,12
3000	246,36	246,36	256,61	256,61	246,36	5,92
3500	236,71	240,78	239,41	247,79	238,75	4,72
4000	253,62	234,06	238,06	238,06	243,84	8,65

Fonte: Dados da pesquisa

Tabela 33: Média e desvio-padrão do perfil de microdureza de corpos-de-prova, da condição 2.1, que atingiram a vida prescrita.

Ponto de medição [μm]	Amostra 2.1/03		Amostra 2.1/05		Média [Kgf/mm ²]	Desvio-padrão [Kgf/mm ²]
	Direção A	Direção B	Direção A	Direção B		
500	242,16	238,06	250,68	256,61	240,11	8,35
1000	230,17	249,22	256,61	253,62	239,70	11,89
1500	246,36	249,22	256,61	256,61	247,79	5,22
2000	244,95	246,36	256,61	253,62	245,65	5,63
2500	240,78	244,95	255,11	253,62	242,86	6,88
3000	242,16	232,75	256,61	250,68	237,45	10,39
3500	236,71	239,41	242,16	246,36	238,06	4,12
4000	240,78	228,89	239,41	236,71	234,83	5,31

Fonte: Dados da pesquisa

E.2 – Condição 2.2 ($V_c = 60$ m/min, $a_p = 1,2$ mm, $f = 0,25$ mm/rot).

Tabela 34: Média e desvio-padrão do perfil de microdureza de corpos-de-prova virgens da condição 2.2

Ponto de medição [μm]	Amostra 2.2/01		Amostra 2.2/02		Média [Kgf/mm ²]	Desvio-padrão [Kgf/mm ²]
	Direção A	Direção B	Direção A	Direção B		
500	284,33	275,73	279,12	269,12	277,08	6,37
1000	282,58	272,40	274,06	255,11	271,03	11,52
1500	264,33	277,42	264,33	253,62	264,92	9,74
2000	279,12	279,12	277,42	252,14	271,95	13,23
2500	269,12	265,91	264,33	259,65	264,75	3,94
3000	270,75	267,51	272,40	253,62	266,07	8,55
3500	269,12	287,89	267,51	242,16	266,67	18,78
4000	270,75	270,75	253,62	253,62	262,18	9,89

Fonte: Dados da pesquisa

Tabela 35: Média e desvio-padrão do perfil de microdureza de corpos-de-prova, da condição 2.2, que falharam por fadiga.

Ponto de medição [μm]	Amostra 2.2/07		Amostra 2.2/08		Média [Kgf/mm ²]	Desvio-padrão [Kgf/mm ²]
	Direção A	Direção B	Direção A	Direção B		
500	247,79	247,79	226,37	214,36	234,07	16,57
1000	259,65	250,68	226,37	222,66	239,84	18,14
1500	247,79	252,14	223,89	216,68	235,12	17,48
2000	259,65	258,13	210,94	221,45	237,54	25,03
2500	256,61	242,16	215,52	215,52	232,45	20,42
3000	247,79	247,79	221,45	213,21	232,56	17,90
3500	247,79	232,75	212,07	206,51	224,78	19,04
4000	244,95	243,54	210,94	213,21	228,16	18,60

Fonte: Dados da pesquisa

Tabela 36: Média e desvio-padrão do perfil de microdureza de corpos-de-prova, da condição 2.2, que atingiram a vida prescrita.

Ponto de medição [μm]	Amostra 2.2/06		Amostra 2.2/09		Média [Kgf/mm ²]	Desvio-padrão [Kgf/mm ²]
	Direção A	Direção B	Direção A	Direção B		
500	255,11	255,11	249,22	252,14	252,89	2,82
1000	252,14	255,11	240,78	238,06	246,52	8,36
1500	243,54	262,76	247,79	247,79	250,47	8,43
2000	261,20	252,14	242,16	234,06	247,39	11,81
2500	247,79	258,13	227,62	232,75	241,57	13,96
3000	239,41	256,61	231,45	239,41	241,72	10,61
3500	231,45	235,38	223,89	225,12	228,96	5,41
4000	246,36	246,36	221,45	220,24	233,60	14,74

Fonte: Dados da pesquisa

APÊNDICE F – RESULTADOS DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO

Neste apêndice estão apresentados os dados obtidos nos ensaios de tração discriminados para cada condição de usinagem.

Tabela 37: Resultados dos ensaios de tração para a condição 1.1.

Condição de Usinagem 1.1			
Corpos-de-prova	Limite de Escoamento $\sigma_{0,2}$ (MPa)	Limite de Resistência a Tração σ_u (MPa)	Limite de Ruptura σ_r (MPa)
01	471,51	616,59	444,10
02	444,41	601,15	445,34
03	522,14	656,97	462,68
Média	479,35	624,90	450,71
Desvio-Padrão	39,45	28,82	10,39

Fonte: Dados da pesquisa

Tabela 38: Resultados dos ensaios de tração para a condição 2.1.

Condição de Usinagem 2.1			
Corpos-de-prova	Limite de Escoamento $\sigma_{0,2}$ (MPa)	Limite de Resistência a Tração σ_u (MPa)	Limite de Ruptura σ_r (MPa)
01	533,62	673,07	487,11
02	502,06	677,51	480,03
03	531,10	659,75	486,70
Média	522,26	670,11	484,61
Desvio-Padrão	17,54	9,24	3,97

Fonte: Dados da pesquisa

Tabela 39: Resultados dos ensaios de tração para a condição 2.2.

Condição de Usinagem 2.2			
Corpos-de-prova	Limite de Escoamento $\sigma_{0,2}$ (MPa)	Limite de Resistência a Tração σ_u (MPa)	Limite de Ruptura σ_r (MPa)
01	463,33	632,27	481,28
02	520,23	645,04	468,10
03	487,72	638,10	476,00
Média	490,43	638,47	475,13
Desvio-Padrão	28,55	6,39	6,63

Fonte: Dados da pesquisa

APÊNDICE G – MÉTODO STAIRCASE PARA TODAS AS CONDIÇÕES

Neste apêndice são apresentados os cálculos do limite de resistência à fadiga para todas as condições analisadas neste trabalho. São também listados os resultados dos ensaios de fadiga de cada condição. Nas tabelas de resultados de ensaios de fadiga são apresentadas as numerações dos corpos-de-prova, a tensão alternada aplicada no ensaio, a quantidade de ciclos que ele foi submetido, a localização da fratura, quando houver, e o tempo de execução do ensaio. O item distância da fratura identifica a distância do local de fratura às extremidades do corpo-de-prova, bem como a localização desta extremidade (se voltada ao apoio ou ao motor da máquina).

Este apêndice está organizado da seguinte forma:

G.1 – Condição 1.1 (Corpos-de-prova retificados)

G.2 – Condição 2.1 ($V_c = 60$ m/min, $a_p = 1,2$ mm, $f = 0,12$ mm/rot).

G.3 – Condição 2.2 ($V_c = 60$ m/min, $a_p = 1,2$ mm, $f = 0,25$ mm/rot).

G.1 – Condição 1.1 (Grupo de corpos-de-prova retificados)

Tabela 40: Resultados dos ensaios de fadiga para a condição 1.1

Número do Corpo-de-prova	Tensão alternada [MPa]	Número de ciclos (ciclos)	Distância da fratura ao		Falha	Tempo
			Apoio [mm]	Motor [mm]		
1.1/01	167,247	2,845E+06	134	136	Sim	013h 33'
1.1/02	152,762	2,231E+06	143	127	Sim	010h 37'
1.1/03	138,277	4,628E+07	139	131	Sim	220h 24'
1.1/04	123,792	4,826E+07	129	141	Sim	229h 49'
1.1/05	109,307	1,030E+08	*	*	Não	490h 24'
1.1/06	123,792	3,444E+07	142	128	Sim	164h 01'
1.1/07	109,307	1,007E+08	*	*	Não	479h 33'
1.1/08	123,792	7,691E+07	125	145	Sim	366h 13'
1.1/09	109,307	1,007E+08	*	*	Não	479h 43'

Fonte: Elaborada pelo autor

Cálculo do limite de resistência à fadiga, conforme o método “Staircase”:

Etapas:

I - Construção da figura 26 conforme resultados da tabela 40:

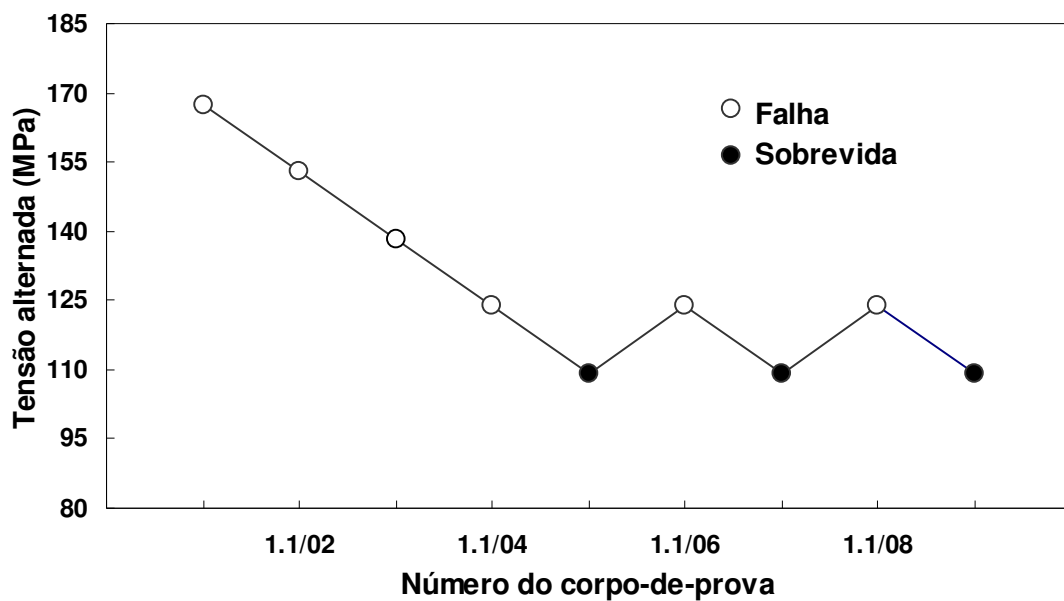


Figura 26: Resultado dos ensaios de fadiga para a condição 1.1 utilizando o método Staircase.

Fonte: Elaborada pelo autor

II - De acordo com a figura 26 observa-se que houve 6 eventos de falha e 3 eventos de vida infinita ou sobrevida, conseqüentemente, o evento de menor frequência foi o de vida infinita.

III - Construção da Tabela 41 de acordo com a tabela 40:

Tabela 41: Tensões alternadas para o evento de menor frequência da condição 1.1.

Níveis de tensão S_i [MPa]	i	$N_{DM,i}$	$i.N_{DM,i}$	$i^2.N_{DM,i}$
109,307	0	3	0	0
Somatório		3	0	0

Fonte: Elaborada pelo autor

IV - Como o evento de menor frequência foi a vida infinita, então o sinal da Equação 3.6 será (+), sendo assim o Limite médio estimado de resistência à fadiga é $S_m = 116,5$ MPa.

V - Como C_{DP} calculado foi menor que 0,3, o desvio-padrão amostral foi calculado pela Equação 3.9, obtendo-se um valor de $DP_{e,R,C} = 7,677$ MPa.

VI - O limite de resistência à fadiga foi calculado para nível de confiança de 90% e confiabilidade de 95%. Como a amostra de menor frequência foi de 3 eventos, tem-se que $k = 5,31$ (LEE *et al*, 2005). Consequentemente, através da equação 3.10 obtêm-se $S_{e,95\%,90\%} = 75,8$ MPa.

G.2 – Condição 2.1 (Vc = 60 m/min, ap = 1,2 mm, f = 0,12 mm/rot).

Tabela 42: Resultados dos ensaios de fadiga para a condição 2.1

Número do Corpo-de-prova	Tensão alternada [MPa]	Número de ciclos (ciclos)	Distância da fratura ao		Falha	Tempo
			Apoio [mm]	Motor [mm]		
2.1/01	152,762	3,270E+07	136	134	Sim	155h 44'
2.1/02	138,277	6,218E+07	139	131	Sim	296h 05'
2.1/03	123,792	1,003E+08	*	*	Não	477h 47'
2.1/04	138,277	4,659E+06	128	142	Sim	022h 11'
2.1/05	123,792	1,004E+08	*	*	Não	477h 56'
2.1/06	138,277	1,554E+07	126	144	Sim	074h 00'
2.1/07	123,792	4,525E+07	138	132	Sim	215h 28'
2.1/08	109,307	1,005E+08	*	*	Não	478h 40'
2.1/09	123,792	1,022E+08	*	*	Não	486h 41'

Fonte: Elaborada pelo autor

Cálculo do limite de resistência à fadiga, conforme o método “Staircase”:

Etapas:

I - Construção da figura 27 conforme resultados da tabela 42:

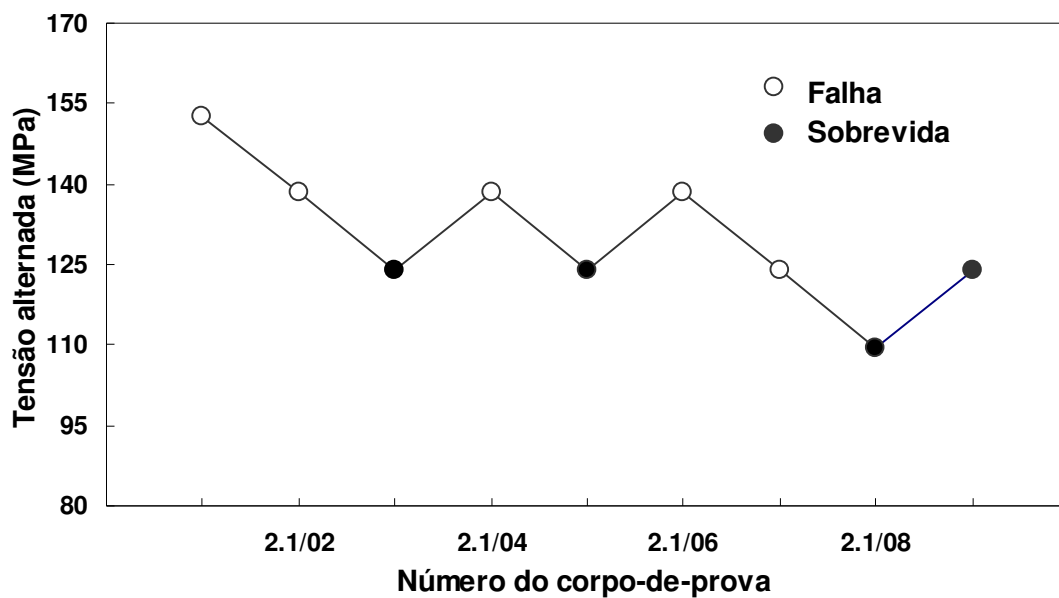


Figura 27: Resultado dos ensaios de fadiga para a condição 2.1 utilizando o método Staircase.

Fonte: Elaborada pelo autor

II - De acordo com a figura 27 observa-se que houve 5 eventos de falha e 4 eventos de vida infinita ou sobrevivida, conseqüentemente, o evento de menor frequência foi o de vida infinita.

III - Construção da tabela 43 de acordo com a tabela 42:

Tabela 43: Tensões alternadas para o evento de menor frequência da condição 2.1.

Níveis de tensão S_i [MPa]	i	$N_{DM,i}$	$i \cdot N_{DM,i}$	$i^2 \cdot N_{DM,i}$
109,307	0	1	0	0
123,792	1	3	3	3
Somatório		4	3	3

Fonte: Elaborada pelo autor

VII - Como o evento de menor frequência foi a vida infinita, então o sinal da Equação 3.6 será (+), sendo assim o Limite médio estimado de resistência à fadiga é $S_m = 127,4$ MPa.

VIII - Como $C_{DP} = 0,188$, o desvio-padrão amostral foi calculado pela Equação 3.9, obtendo-se um valor de $DP_{e,R,C} = 7,677$ MPa.

IX - O limite de resistência à fadiga foi calculado para nível de confiança de 90% e confiabilidade de 95%. Como a amostra de menor frequência foi de 4 eventos, tem-se que $k = 3,967$ (LEE *et al*, 2005). Conseqüentemente, através da equação 3.10 obtém-se $S_{e,95\%,90\%} = 96,9$ MPa.

G.3 – Condição 2.2 ($V_c = 60$ m/min, $a_p = 1,2$ mm, $f = 0,25$ mm/rot).

Tabela 44: Resultados dos ensaios de fadiga para a condição 2.2

Número do Corpo-de-prova	Tensão alternada [MPa]	Número de ciclos (ciclos)	Distância da fratura ao		Falha	Tempo
			Apoio [mm]	Motor [mm]		
2.2/01	167,247	6,014E+05	127	143	Sim	002h 51'
2.2/02	152,762	1,129E+06	141	129	Sim	005h 22'
2.2/03	138,277	2,040E+06	143	127	Sim	009h 42'
2.2/04	123,792	1,039E+08	*	*	Não	494h 32'
2.2/05	138,277	2,625E+06	143	127	Sim	012h 30'
2.2/06	123,792	1,110E+08	*	*	Não	528h 32'
2.2/07	138,277	1,280E+07	132	138	Sim	060h 58'
2.2/08	123,792	3,326E+06	124	146	Sim	015h 50'
2.2/09	109,307	1,228E+08	*	*	Não	584h 51'

Fonte: Elaborada pelo autor

Cálculo do limite de resistência à fadiga, conforme o método “Staircase”:

Etapas:

I - Construção da Figura 28 conforme resultados da Tabela 44:

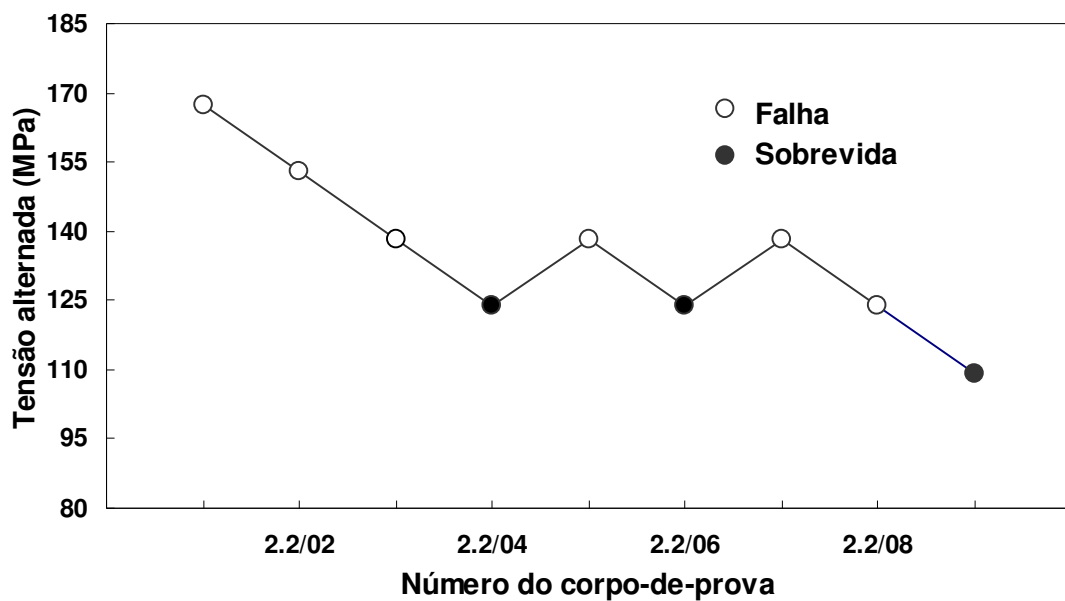


Figura 28 : Resultado dos ensaios de fadiga para a condição 2.2 utilizando o método Staircase.

Fonte: Elaborada pelo autor

II - De acordo com a figura 28 observa-se que houve 6 eventos de falha e 3 eventos de vida infinita ou sobrevida, consequentemente, o evento de menor frequência foi o de vida infinita.

VI - Construção da Tabela 45 de acordo com a tabela 44.

Tabela 45: Tensões alternadas para o evento de menor frequência da condição 2.2.

Níveis de tensão S_i [MPa]	i	$N_{DM,i}$	$i.N_{DM,i}$	$i^2.N_{DM,i}$
109,307	0	1	0	0
123,792	1	2	2	2
Somatório		3	2	2

Fonte: Elaborada pelo autor

VII - Como o evento de menor frequência foi a vida infinita, então o sinal da Equação 3.6 será (+), sendo assim o Limite médio estimado de resistência à fadiga é $S_m = 126,2$ MPa.

VIII - Como $C_{DP} = 0,222$, o desvio-padrão amostral foi calculado pela Equação 3.9, obtendo-se um valor de $DP_{e,R,C} = 7,677$ MPa.

IX - O limite de resistência à fadiga foi calculado para nível de confiança de 90% e confiabilidade de 95%. Como a amostra de menor frequência foi de 3 eventos, tem-se que $k = 5,31$ (LEE *et al*, 2005). Conseqüentemente, através da equação 3.10 obtém-se $S_{e,95\%,90\%} = 85,4$ MPa.