

CÉSAR SALVARANI TONOLI

ESTUDO SOBRE OS EFEITOS DE TENSÕES RESIDuais NA
VIDA EM FADIGA DA LIGA DE ALUMÍNIO 6013-T6, EM
PERFIL TUBULAR, SUBMETIDA A **SHOT PEENING**

Dissertação apresentada à Faculdade de
Engenharia do Campus de Guaratinguetá,
Universidade Estadual Paulista, para a
obtenção do título de Mestre em Engenharia
Mecânica na área de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald
Co-orientador: Prof^ª. Dr^ª. Maria Odila Hilário Cioffi

Guaratinguetá
2009

T666e	<p>Tonoli, César Salvarani Estudo sobre os efeitos de tensões residuais na vida em fadiga da liga de alumínio 6013-T6, em perfil tubular, submetida a shot peening. / César Salvarani Tonoli.- Guaratinguetá : [s.n.], 2009 151f.: il. Bibliografia: f. 142-149</p> <p>Dissertação (mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2009. Orientador: Prof. Dr. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald Co-orientadora: Prof^a Dr^a Maria Odila Hilário Cioffi</p> <p>1. Fadiga I. Título</p> <p style="text-align: right;">CDU 620.178.3</p>
-------	---

DADOS CURRICULARES

CÉSAR SALVARANI TONOLI

NASCIMENTO	31.05.1981 – ITAPIRA / SP
FILIAÇÃO	José Tonoli Alda Salete Salvarani Tonoli
1999/2004	Curso de Graduação Universidade Federal de Itajubá
2004/2008	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nível de Mestrado, na Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá da Universidade Estadual Paulista.

À minha família que sempre me apoiou; à minha namorada
Melissa Santos de Carvalho pela compreensão e carinho; à
empresa **ProShock System**[®] pelo incentivo e grande
aprendizado; ao ciclismo brasileiro.

AGRADECIMENTOS

Eu agradeço a todas as pessoas que colaboraram de forma direta ou indireta para a realização deste trabalho, em especial:

aos meus orientadores, Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald e Prof^a. Dr^a. Maria Odila Hilário Cioffi, pelo aprendizado, incentivo, apoio e principalmente pela amizade;

aos diretores da empresa **ProShock System**[®], Breno Horta e Mauro Kern Jr, pelo incentivo, apoio e aprendizado;

ao supervisor de usinagem da empresa **ProShock System**[®], Benedito Nunes Paiva que produziu com perfeição todos os corpos-de-prova e dispositivos deste trabalho;

ao técnico Manoel Francisco do Departamento de Materiais e Tecnologia, DMT – FEG/UNESP, pela realização dos ensaios;

às amigas, Midori Y. P. Costa, Daniella R. Mulinari, Andressa C. Milanese e Tessie Golvea, pela amizade e apoio em toda essa trajetória;

ao pessoal da empresa Zirtec, Marcelo Murga, Osvaldo C. da Silva, Laur O. Magnocavallo, pela realização dos tratamentos de **shot peening**;

aos estagiários de engenharia Erik H. C. de Souza, Alex dos Santos e Heverton T. Silva, pela amizade e apoio e nas diversas etapas desse trabalho;

à operadora do MEV Maria L. B. Mattos do LAS – INPE, pela precisão na imagens;

ao engenheiro da ELEB, Sandro Oliveira pela realização do **shot peening**;

à minha família, José Tonoli, Alda S. S. Tonoli, Marina S. Tonoli, Flávia S. Tonoli e minha namorada Melissa Santos de Carvalho por tudo.

“As pessoas que triunfam neste mundo são as que buscam as circunstâncias que desejam e, se não conseguem encontrá-las, criam-nas”

Bernard Shaw

TONOLI, C. S. **Estudo sobre os efeitos de tensões residuais na vida em fadiga da liga de alumínio 6013-T6, em perfil tubular, submetida a shot peening.** 2009. 151 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2008.

RESUMO

O tubo superior do garfo suspensão é um dos componentes de grande importância no conjunto de peças que compõe uma bicicleta, pois durante a operação é submetido a carregamentos cíclicos e caso falhe pode causar acidentes ao ciclista. Este componente é confeccionado por processo de usinagem a partir de um perfil tubular extrudado em liga de alumínio Al 6013-T6. Neste trabalho foi realizado um estudo sobre o comportamento em fadiga desta liga de alumínio submetida a diferentes condições de **shot peening**, objetivando aumentar a resistência à fadiga do material e conseqüentemente aumentar a vida útil/segurança do componente. Para ensaiar os corpos-de-prova em perfil tubular com geometria embasada nas dimensões do tubo superior, desenvolveu-se uma metodologia específica de ensaio. Os ensaios mostraram que o processo de fabricação de rosca por conformação mecânica aumentou consideravelmente a resistência à fadiga dessa liga em relação ao processo de fabricação por usinagem convencional. Os efeitos de concentradores de tensão como filetes de rosca usinada e defeitos superficiais são extremamente prejudiciais para a vida em fadiga da liga Al 6013-T6. Os tratamentos de **shot peening** realizados pela empresa Zirtec induziram um perfil significativo de tensões residuais compressivas, porém, reduziram a vida em fadiga da liga Al 6013-T6 em perfil tubular. Esse efeito foi potencializado com intensidades Almen elevadas. O aumento na vida em fadiga ocorreu apenas nos corpos-de-prova que foram lixados na superfície interna. O **shot peening** com esfera de vidro e intensidade Almen intermediária apresentou a maior vida em fadiga. Os resultados deste trabalho estão sendo usados para providenciar melhorias na matéria prima e como base para novos ensaios com o tubo superior.

PALAVRAS-CHAVE: Al 6013-T6, fadiga, **shot peening**.

TONOLI, C. S. **Study on the effects of residual stresses in fatigue life aluminum alloy 6013-T6, in tubular profile, submitted to shot peening.** 2009. 151 p. Dissertation (Master in Mechanical Engineering) – Engineering College – Guaratinguetá Campus, São Paulo State University, 2008.

ABSTRACT

The fork suspension's steerer tube is one of component of great importance in a set that makes a bicycle, since during operation is subjected to cyclic loading and if fails may cause accident to the rider. This component is manufactured by machining processes from the extrusion tubular profile in aluminum alloy 6013-T6. This work carried out a study on the fatigue behavior of aluminum alloy subjected to different shot peening conditions, proposing to increase the fatigue strength and consequently to increase a useful life/safety of the component. To test tubular profile specimen with geometry based in steerer tube dimensions, has developed a specific methodology for testing. The tests showed that thread forming by manufacturing process, increase the fatigue strength of this aluminum alloy comparing the manufacturing process through conventional machining. The effects of concentration stress like machined thread and surface defects are extremely detrimental to fatigue life alloy AL 6013-T6. Shot peening treatment carried out in Zirtec company induced a significant compressive residual stress profile, but decrease the fatigue life alloy Al 6013-T6 in tubular profile. This effect was strengthened with high Almen intensities. The fatigue life increase occurred only specimen that were polished on the inner surface. Shot peening using glass shot and intermediate Almen intensity had the greatest fatigue life. The results of this work are being used to provide improvements in primary material and as a basis for new test on the steerer tube.

KEYWORDS: Al 6013-T6, fatigue, shot peening.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 –	Sistema de direção de uma bicicleta atual	24
Figura 1.2 –	Tubo superior over headset	25
Figura 1.3 –	Garfos suspensões dianteiros (a) Modelo antigo – linha Es e HRs (b) Modelo atual – linha Ultras	27
Figura 2.1 –	Antecedentes da bicicleta (a) Celerífero (b) Draisina	31
Figura 2.2 –	Evolução dos modelos (a) Velocípede (b) Bicicleta de roda alta	32
Figura 2.3 –	Modelos que conduziram à bicicleta moderna (a) Triciclo de adulto (b) Rover	33
Figura 2.4 –	Bicicleta moderna para mountain bike	34
Figura 2.5 –	Geometria do escorregamento na superfície do material sob carregamentos (a) monotônico (b) cíclico	44
Figura 2.6 –	Mecanismo de formação de microdeformações de Cottrell e Hull	45
Figura 2.7 –	Modelo de Wood para nucleação de trincas de fadiga	46
Figura 2.8 –	Representação dos estágios I (modo de cisalhamento) e II (modo de tração) no crescimento transgranular de uma trinca microscópica por fadiga	49
Figura 2.9 –	Gráfico a versus N	50
Figura 2.10 –	Gráfico da taxa de propagação da trinca de fadiga, da/dN , versus a variação do fator intensidade de tensão, ΔK em escala logarítmica	51
Figura 2.11 –	Diferentes fases da vida em fadiga e os fatores relevantes	53
Figura 2.12 –	Aspecto macroscópico de uma superfície de fratura por fadiga	54

Figura 2.13 –	Exemplos do crescimento de uma trinca por fadiga a nível microscópico (a) formação de estrias (b) coalescência de microvazios (c) microclivagem	56
Figura 2.14 –	Carregamento de amplitude constante: solitação de tensões (a) alternada simétrica (b) alternada	57
Figura 2.15 –	Carregamento de amplitude variável ou aleatória	58
Figura 2.16 –	Curva S-N resultante de ensaios com corpos de prova de aço SAE 4130. Regiões de baixo e alto ciclo de fadiga	59
Figura 2.17 –	Efeitos do shot peening na superfície metálica	64
Figura 2.18 –	Equipamento para determinação do parâmetro Almen	67
Figura 2.19 –	Curva de saturação	68
Figura 2.20 –	Perfil das tensões residuais geradas pelo shot peening	70
Figura 2.21 –	Curvas S-N comparativas entre o material base e nas condições de shot peening	71
Figura 2.22 –	Curvas S-N do material como usinado e em duas condições de shot peening selecionadas	72
Figura 3.1 –	Corpo-de-prova com dimensões embasadas no tubo superior	76
Figura 3.2 –	Dispositivo adaptativo para ensaio de corpos-de-prova com rosca	77
Figura 3.3 –	Corpo-de-prova com diâmetro externo da área útil reduzido	78
Figura 3.4 –	Máquina de ensaio INSTRON preparada para iniciar os ensaios	79
Figura 3.5 –	Comparativo entre CDP contendo filete de rosca com ângulo agudo e CDP contendo o primeiro filete de rosca com raio	80
Figura 3.6 –	Dispositivo reforçado e temperado para ensaio	82
Figura 3.7 –	Ensaio de fadiga utilizando a metodologia A	83

Figura 3.8 –	Corpo de prova para ensaio utilizando a metodologia B	84
Figura 3.9 –	Dispositivo projetado para substituir o mordente original da máquina de ensaio	85
Figura 3.10 –	Metodologia B (a) dispositivo-mordente (b) ensaio de fadiga	87
Figura 3.11 –	Comparação entre rosca usinada e laminada; (a) filete de rosca de parafusos fabricados por tarraxa ou torno, as fibras do material não estão deformadas (ataque: nítrico. 40x); (b) filete de rosca produzida por laminação, nota-se a deformação das fibras do material e que a máxima deformação ocorre no fundo do filete (ataque: nítrico. 23x)	88
Figura 3.12 –	Corpo-de-prova para ensaio com a metodologia C	88
Figura 3.13 –	Metodologia C (a) CDP durante ensaio de fadiga (b) fratura na área útil	90
Figura 3.14 –	Corpos-de-prova (a) usinado (b) jateado com esfera de aço (c) jateado com esfera de vidro	93
Figura 3.15 –	Processo de lixamento realizado na superfície interna dos CDP jateados com esfera de vidro nas condições II e III	94
Figura 3.16 –	Processo utilizado para medir as tensões residuais em um corpo-de-prova com o equipamento RAYSTRESS®	95
Figura 4.1 –	Comportamento da liga Al 6013-T6 submetida a ensaio de tração	96
Figura 4.2 –	Corpo-de-prova fraturado no ensaio de tração	97
Figura 4.3 –	Curva S-N da liga Al 6013-T6 obtida dos ensaios de fadiga axial utilizando a metodologia C	99
Figura 4.4 –	Curva S-N da liga Al 6013-T6 fornecida pela Alcoa, obtida de ensaios de fadiga axial com CDP em chapa de diferentes espessuras	100
Figura 4.5 –	Curva S-N da liga Al 7050-T7451 obtida de ensaios de fadiga axial com CDP em chapa	101

Figura 4.6 –	Análise fractográfica do CDP ensaiado pela metodologia C na $S_{m\acute{a}x} = 243$ MPa e $N = 138862$ ciclos (a) imagem macroscópica (b) início da trinca MEV 50X (c) início da trinca MEV 200X	102
Figura 4.7 –	Análise fractográfica do CDP ensaiado pela metodologia C na $S_{m\acute{a}x} = 206$ MPa e $N = 459298$ ciclos (a) imagem macroscópica (b) início da trinca MEV 50X (c) início da trinca MEV 500X (d) propagação estável da trinca MEV 10000X	103
Figura 4.8 –	Análise fractográfica do CDP ensaiado pela metodologia C na $S_{m\acute{a}x} = 280$ MPa e $N = 40202$ ciclos (a) imagem macroscópica (b) início da trinca MEV 35X (c) propagação estável da trinca MEV 3500X	105
Figura 4.9 –	Análise fractográfica da região de ruptura final do CDP ensaiado na $S_{m\acute{a}x} = 280$ MPa e $N = 40202$ ciclos (a) MEV 350X (b) MEV 1000X	106
Figura 4.10 –	Curva S-N da liga Al 6013-T6 + shot peening /esfera de aço na condição I	107
Figura 4.11 –	Análise fractográfica do MB + shot peening /esfera de aço na condição I ensaiado na $S_{m\acute{a}x} = 280$ MPa e $N = 54597$ ciclos (a) imagem macroscópica (b) trinca primária MEV 50X (c) trinca primária MEV 200X (d) trinca secundária MEV 50X (e) trinca secundária MEV 200X	109
Figura 4.12 –	Região de fratura final do MB + shot peening /esfera de aço na condição I ensaiado na $S_{m\acute{a}x} = 280$ MPa e $N = 54597$, MEV 500X	110
Figura 4.13 –	Curva S-N da liga de Al 6013-T6 + shot peening /esfera de aço na condição II	111
Figura 4.14 –	Análise fractográfica do MB + shot peening /esfera de aço na condição II ensaiado na $S_{m\acute{a}x} = 206$ MPa e $N = 168787$ ciclos (a) imagem macroscópica (b) início da trinca MEV 50X (c) início da trinca MEV 200X	113
Figura 4.15 –	Região de fratura final do MB + shot peening /esfera de aço na condição II ensaiado na $S_{m\acute{a}x} = 206$ MPa e $N = 168787$ (a) MEV 500X (b) MEV 1000X	114
Figura 4.16 –	Curva S-N da liga Al 6013-T6 + shot peening /esfera de vidro na condição I	116

Figura 4.17 –	Análise fractográfica do MB + shot peening /esfera de vidro na condição I ensaiado na $S_{m\acute{a}x} = 206$ MPa e $N = 209934$ ciclos (a) imagem macroscópica (b) início da trinca MEV 50X (c) início da trinca MEV 200X	117
Figura 4.18 –	Região de fratura final do MB + shot peening /esfera de vidro na condição I ensaiado na $S_{m\acute{a}x} = 206$ MPa e $N = 209934$ (a) MEV 200X (b) MEV 200X	118
Figura 4.19 –	Curva S-N da liga Al 6013-T6 + shot peening /esfera de vidro na condição II	119
Figura 4.20 –	Análise fractográfica do MB + shot peening /esfera de vidro na condição II ensaiado na $S_{m\acute{a}x} = 206$ MPa e $N = 266885$ ciclos (a) imagem macroscópica (b) início da trinca MEV 50X (c) início da trinca MEV 200X	121
Figura 4.21 –	Região de fratura final do MB + shot peening /esfera de vidro na condição II ensaiado na $S_{m\acute{a}x} = 206$ MPa e $N = 266885$ ciclos (a) MEV 200X (b) MEV 200X	122
Figura 4.22 –	Curva S-N da liga Al 6013-T6 + shot peening /esfera de vidro na condição II e lixada na superfície interna	123
Figura 4.23 –	Análise fractográfica do MB + shot peening /esfera de vidro na condição II lixada na superfície interna, ensaiado na $S_{m\acute{a}x} = 243$ MPa e $N = 373457$ ciclos (a) imagem macroscópica (b) início da trinca MEV 50X (c) início da trinca MEV 200X	125
Figura 4.24 –	Região de fratura final do MB + shot peening /esfera de vidro na condição II lixada internamente, ensaiado na $S_{m\acute{a}x} = 243$ MPa e $N = 373457$ ciclos MEV 500X	126
Figura 4.25 –	Curva S-N da liga Al 6013-T6 + shot peening /esfera de vidro na condição III e lixada na superfície interna	127
Figura 4.26 –	Análise fractográfica do MB + shot peening /esfera de vidro na condição II lixada na superfície interna, ensaiado na $S_{m\acute{a}x} = 243$ MPa e $N = 952304$ ciclos (a) imagem macroscópica (b) início da trinca MEV 50X (c) início da trinca MEV 200X	129
Figura 4.27 –	Região de fratura final do MB + shot peening /esfera de vidro na condição III ensaiado na $S_{m\acute{a}x} = 243$ MPa e $N = 952304$ ciclos MEV 200X	129

Figura 4.28 –	Perfil das tensões residuais dos CDP jateados com esfera de aço nas duas condições e com esfera de vidro nas condições I e II	130
Figura 4.29 –	Crescimento da trinca por fadiga com uma transição do modo de tração para o modo de cisalhamento	132
Figura 4.30 –	Curva S-N de todas a condições ensaiadas	133
Figura 4.31 –	Comparação entre as fractografias (a) shot peening /esfera de aço condição II (b) shot peening /esfera de vidro condição I (c) shot peening /esfera de aço condição I (d) shot peening /esfera de vidro condição II	134
Figura 4.32 –	Corpo-de-prova cortado na seção longitudinal metade com defeitos superficiais visíveis macroscopicamente (a) imagem inteira (b) imagem dos defeitos	136
Figura 4.33 –	Corpo-de-prova cortado na seção longitudinal metade com defeitos superficiais visíveis macroscopicamente (a) imagem inteira (b) imagem aproximada do centro	136

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1 –	Composição química da liga Al 6013 -T6	75
Tabela 3.2 –	Parâmetros do ensaio de fadiga. CDP – corpo de prova; R – razão das tensões de carregamento; n – número do CDP; D – diâmetro externo da área útil; d – diâmetro interno da área útil; $P_{m\acute{a}x}$ – carga máxima do ciclo; $P_{m\acute{i}n}$ – carga mínima do ciclo; S_a – amplitude de tensão; S_m – tensão média	80
Tabela 3.3 –	Parâmetros do ensaio de fadiga realizado com CDP contendo raio no primeiro filete de rosca	81
Tabela 3.4 –	Parâmetros dos ensaios de fadiga realizados com a metodologia B	85
Tabela 3.5 –	Parâmetros dos ensaios de fadiga realizados com a metodologia C	89
Tabela 3.6 –	Condições de shot peening realizadas pela empresa Zirtec utilizando esfera de aço	91
Tabela 3.7 –	Condições de shot peening realizadas pela empresa Zirtec utilizando esfera de vidro	92
Tabela 3.8 –	Condição de shot peening realizada pela empresa ELEB utilizando esfera de vidro	92
Tabela 4.1 –	Propriedades mecânicas da liga Al 6013-T6	96
Tabela 4.2 –	Resultados obtidos dos ensaios de fadiga axial com a liga Al 6013-T6 utilizando a metodologia C	98
Tabela 4.3 –	Resultados obtidos dos ensaios de fadiga axial, realizados no material base + shot peening com esfera de aço na condição I	107
Tabela 4.4 –	Resultados obtidos dos ensaios de fadiga axial, realizados no material base + shot peening com esferas de aço na condição II	111
Tabela 4.5 –	Resultados obtidos dos ensaios de fadiga axial, realizados no material base + shot peening com esferas de vidro na condição I	115

Tabela 4.6 –	Resultados obtidos dos ensaios de fadiga axial, realizados no material base + shot peening com esferas de vidro na condição II	119
Tabela 4.7 –	Resultados obtidos dos ensaios de fadiga axial, realizados no material base + shot peening com esferas de vidro na condição II + superfície interna lixada	123
Tabela 4.8 –	Resultados obtidos dos ensaios de fadiga axial, realizados no material base + shot peening com esferas de vidro na condição III + superfície interna lixada	126

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

Es	Garfos suspensão com amortecimento a elastômeros
HRs	Garfos suspensão com amortecimento hidráulico
FGC	Federação Gaúcha de Ciclismo
UCI	União Ciclística Internacional
IAI	International Aluminum Institute
SSSS	Solução sólida super saturada
SPF	Superplastic forming
ASTM	American Society for Testing and Materials
ASM	American Society for Metals
ABM	Associação Brasileira de Metais
CMV	Coalescência de microvazios
CCC	Cúbica de corpo centrado
CFC	Cúbica de face centrada
HC	Hexagonal compacta
DMT	Departamento de Materiais e Tecnologia
MIC	Metal Improvement Company
LSP	Laser Shot Peening
LPB	Brunimento de Baixa Plasticidade
TS	Tensão medida na superfície do componente;
TC MÁX	Tensão compressiva máxima;
P	Profundidade da camada compressiva;
TT MÁX	Tensão tratativa máxima
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
CDP	Corpo-de-prova
CNC	Controle numérico computadorizado
SAE	Society of Automotive Engineers
AMR	Atividade em Materiais Raros (Divisão de Materiais)
CTA	Centro Tecnológico Aeroespacial
UNESP	Universidade Estadual Paulista
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MB	Material base
SPA	Shot peening com esfera de aço
SPV	Shot peening com esfera de vidro
AMS	Aerospace Material Specification
SAE	Society of Automotive Engineers
LAS	Laboratório Associado de Sensores e Materiais

LISTA DE SÍMBOLOS

μm	Micrometro
da/dN	Taxa de crescimento da trinca
ΔK	Variação do fator intensidade de tensão
C	Constante do material
n	Constante do material
a	Comprimento da trinca
ΔS	Variação da tensão aplicada
K	Fator intensidade de tensão
α	Fator dependente da geometria do corpo-de-prova
a/W	Razão entre o comprimento da trinca e a largura do corpo-de-prova
N	Número de ciclos aplicados
ΔK_0 ou ΔK_{th}	Variação do fator intensidade de tensão limite
$K_{m\acute{a}x}$	Fator intensidade de tensão máximo
$K_{m\acute{i}n}$	Fator intensidade de tensão mínimo
$S_{m\acute{a}x}$	Tensão máxima
$S_{m\acute{i}n}$	Tensão mínima
K_c	Fator concentração de tensão
K_{Ic}	Tenacidade a fratura em deformação plana
D	Dano acumulado
n_i	Número de ciclos aplicados
N_{fi}	Número de ciclos aplicados até a falha sob o i-ésimo nível de carregamento de amplitude constante
N	Número de ciclos total para a falha
N_n	Número de ciclos necessários para a nucleação da trinca por fadiga
N_p	Número de ciclos necessários para a propagação da trinca por fadiga até a falha final
S_m	Tensão média
S_a	Amplitude de tensão
R	Razão da tensão de carregamento
$S-N$	Tensão versus número de ciclos
HRc	Dureza Rockwell C
Hz	Hertz
kN	Quilonewton
F	Frequência
D	Diâmetro externo da área útil do corpo-de-prova
d	Diâmetro interno da área útil do corpo-de-prova
$P_{m\acute{a}x}$	Carga máxima do ciclo de tensão
$P_{m\acute{i}n}$	Carga mínima do ciclo de tensão
MPa	Megapascal
σ_e	Tensão limite de escoamento
LRT	Limite de resistência a tração
mm	Milímetros

SUMÁRIO

CAPÍTULO 1 INTRODUÇÃO	21
1.1 CONSIDERAÇÕES GERAIS.....	21
1.2 O TUBO SUPERIOR.....	23
1.2.1 Motivação	23
1.2.2 Componentes estruturais do garfo suspensão	26
1.2.3 Estudo de caso	28
1.3 OBJETIVOS.....	29
CAPÍTULO 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	30
2.1 A HISTÓRIA DA BICICLETA.....	30
2.2 A HISTÓRIA DO MOUNTAIN BIKE	34
2.3 GARFOS SUSPENSÃO	35
2.4 ALUMÍNIO E SUAS LIGAS	36
2.4.1 Aplicação das ligas de alumínio	37
2.4.1.1 Ligas de Alumínio – série 6XXX.....	37
2.4.2 Processos de fabricação	39
2.4.3 Tratamento térmico	39
2.4.4 Ligas de alumínio em bicicletas	41
2.5 FADIGA	42
2.5.1 Mecanismos de fadiga	44
2.5.1.1 Deformação plástica cíclica e nucleação.....	44
2.5.1.2 Propagação.....	49
2.5.1.3 Teoria do dano acumulado.....	52
2.5.1.4 Fratura por fadiga.....	53
2.5.2 Solicitações de fadiga	56
2.5.3 Curva S-N	58
2.5.4 Fatores que influenciam a vida em fadiga	59
2.5.4.1 Amplitude de tensões.....	59
2.5.4.2 Concentradores de tensão.....	60
2.5.4.3 Meio ambiente.....	60
2.5.4.4 Rugosidade superficial.....	61
2.5.4.5 Tensões residuais.....	61
2.5.5 Fadiga em bicicletas	62
2.6 SHOT PEENING	64
2.6.1 Introdução	64
2.6.2 Parâmetros de controle no processo de shot peening	65
2.6.2.1 Intensidade Almen.....	66
2.6.2.2 Cobertura.....	67

2.6.2.3 Saturação.....	68
2.6.2.4 Tipo das granalhas de jateamento.....	69
2.6.3 Efeitos do processo – magnitude e profundidade das tensões residuais.....	69
2.6.4 Influência do shot peening na resistência a fadiga dos materiais.....	70
2.6.5 Aplicação do shot peening em componentes.....	73
CAPÍTULO 3 MATERIAL E MÉTODO.....	74
3.1 MATERIAL.....	74
3.1.1 Composição química.....	74
3.2 METODOLOGIA DE ENSAIO.....	75
3.2.1 Metodologia A.....	76
3.2.1.1 Corpos-de-prova.....	76
3.2.1.2 Dispositivo.....	76
3.2.1.3 Ensaio de tração.....	77
3.2.1.3.1 Ensaio com corpo-de-prova – geometria inicial.....	78
3.2.1.3.2 Ensaio com corpo-de-prova – geometria alterada.....	78
3.2.1.4 Ensaio de fadiga.....	79
3.2.2 Metodologia B.....	83
3.2.2.1 Corpos-de-prova.....	83
3.2.2.2 Dispositivo.....	84
3.2.2.3 Ensaio de fadiga.....	85
3.2.3 Metodologia C.....	87
3.2.3.1 Corpos-de-prova.....	87
3.2.3.2 Dispositivo.....	89
3.2.3.3 Ensaio de fadiga.....	89
3.3 TRATAMENTO SUPERFICIAL.....	90
3.3.1 Shot peening com esfera de aço (SPA)	90
3.3.2 Shot peening com esfera de vidro (SPV).....	91
3.3.3 Lixamento.....	93
3.4 MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE VARREDURA (MEV).....	94
3.5 MÉTODO DE MEDIÇÃO DAS TENSÕES RESIDUAIS.....	94
CAPÍTULO 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	96
4.1 ENSAIO DE TRAÇÃO.....	96
4.2 ENSAIO DE FADIGA.....	98
4.2.1 Al 6013-T6 (material base)	98
4.2.2 Material base + shot peening com esfera de aço – condição I.....	106
4.2.3 Material base + shot peening com esfera de aço – condição II.....	110
4.2.4 Material base + shot peening com esfera de vidro – condição I.....	115
4.2.5 Material base + shot peening com esfera de vidro – condição II.....	118

4.2.6 Material base + shot peening com esfera de vidro – condição II + superfície interna lixada.....	122
4.2.7 Material base + shot peening com esfera de vidro – condição III + superfície interna lixada.....	126
4.3 ANÁLISE DAS TENSÕES RESIDUAIS.....	130
4.4 CONSIDERAÇÕES FINAIS.....	132
CAPÍTULO 5 CONCLUSÃO.....	139
SUGESTÕES PARA PRÓXIMOS TRABALHOS.....	141
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	142
ANEXO A.....	151

CAPÍTULO 1 INTRODUÇÃO

1.1 CONSIDERAÇÕES GERAIS

Um dos meios de locomoção mais utilizados no mundo são as bicicletas. Anualmente são fabricadas algumas dezenas de milhões desse veículo em vários continentes e o Brasil é um dos grandes fabricantes além de amplo consumidor.

No contexto atual dos grandes centros urbanos e das atrocidades ambientais geradas pela ação do homem, a bicicleta tem despontado como meio de transporte eficiente no combate aos inúmeros problemas causados por veículos motorizados. As entidades governamentais, organizações sem fins lucrativos (ONG's) e instituições ligadas aos esportes têm incentivado cada vez mais o uso de bicicletas como alternativa para reduzir a emissão de poluentes, melhorar o caos rodoviário, aumentar o contato e a preservação da natureza. Nesse cenário, a bicicleta deslumbra como um dos principais meios de transporte para o futuro do planeta.

Dentre os diversos segmentos do mundo das bicicletas, o ciclismo de montanha, popularmente conhecido como **mountain bike**, tem se tornado ao longo dos últimos anos, um dos esportes largamente praticado por atletas e pessoas adeptas que pretendem realizar uma atividade saudável e entrar em contato com a natureza.

A modalidade mais tradicional do **mountain bike** são as corridas em trilhas, **cross country**, nas quais o ciclista pedala em circuitos contendo subidas, descidas e retas sob terrenos irregulares com obstáculos moderados. As corridas possuem em média uma distância total de 50 quilômetros e exige uma pilotagem agressiva e veloz, o que em termos de equipamentos se resume em baixo peso e bom desempenho.

Um dos componentes de grande destaque para atender às exigências desse esporte são os garfos suspensão, que têm como principal função absorver os impactos decorrentes de terrenos acidentados, melhorando o desempenho e garantindo o conforto dos ciclistas. Esse componente, além das exigências de projeto como resistência mecânica, baixo peso e desempenho em amortecimento, tem extrema importância durante o uso de uma bicicleta, pois caso falhe pode causar acidentes com conseqüências graves ao ciclista. Como nessa modalidade esportiva a bicicleta e seus

componentes, em especial o garfo suspensão, estão constantemente submetidos às oscilações do terreno, um dos grandes problemas encontrados durante seu funcionamento são as falhas por fadiga, à qual é atribuída a maior parte dos casos de fratura em quadros e componentes de bicicletas.

A fadiga pode ser definida como a falha que ocorre nos materiais sob condições cíclicas de carregamento, após um longo período de solicitações, com amplitudes de tensão abaixo da tensão necessária para que ocorra a fratura estática (DIETER, 1976).

Pesquisas realizadas sobre fadiga mostram que uma das formas de aumentar a vida útil de um componente solicitado em serviço é através da introdução de tensões residuais compressivas em sua superfície (TORRES; NASCIMENTO; VOORWALD, 2002).

Em alguns casos, as tensões residuais são introduzidas em componentes mecânicos e estruturais por meio de tratamentos termoquímicos e jateamento de partículas (**shot peening**), sendo esta última técnica largamente empregada nas indústrias automobilística e aeronáutica. Durante o processo de jateamento, partículas são projetadas contra a superfície do componente com o objetivo de introduzir tensões residuais compressivas em regiões superficiais e subsuperficiais. Como trincas de fadiga nucleiam em camadas superficiais ou subsuperficiais dos componentes, a existência de tensões residuais compressivas nestas regiões inibe sua formação, contribuindo para o aumento da resistência à fadiga local do material, o que resulta na extensão da vida útil do componente (CORRÊA, 2005).

Um estudo aprofundado sobre **shot peening** para aplicação em componentes de bicicletas se mostra extremamente viável, pois esse tratamento superficial não agrega massa e aumenta a durabilidade dos componentes, atendendo perfeitamente às exigências do mercado em relação a baixo peso e alta resistência/segurança.

Além do fator segurança ao ciclista, outra grande motivação para o início dessa pesquisa vem da necessidade da empresa **ProShock System**[®], única fabricante nacional de garfos suspensão para bicicletas, de aumentar a vida útil de seus produtos para atender o exigente mercado consumidor e se tornar competitiva a nível mundial.

Os resultados desse trabalho podem ainda contribuir com dados importantes para a literatura e futuramente ser utilizado em outros setores da indústria brasileira, como a automobilística e aeronáutica.

1.2 O TUBO SUPERIOR

1.2.1 Motivação

Um dos componentes de grande importância encontrado em um conjunto de peças que compõe uma bicicleta é o tubo superior ou popularmente conhecido como canote. Este tubo faz parte do garfo dianteiro e tem como principal função transmitir os movimentos do guidão para o garfo, o que possibilita ao ciclista controlar a frente da bicicleta.

Para entender melhor a maneira como o movimento é transmitido através do tubo superior, é necessário conhecer o sistema de direção, o qual na maioria das bicicletas atuais é composto pelos seguintes componentes: garfo suspensão dianteiro, caixa de direção, pista de rolamento, quadro, conjunto: aranha, parafuso, tampa e avanço do guidão, como está representado na Figura 1.1.

A montagem desse sistema inicia-se encaixando a caixa de direção no tubo frontal do quadro; em paralelo, instala-se a pista de rolamento no tubo superior, assentando-a sobre a coroa (**crow**n) do garfo suspensão. Posteriormente, monta-se o garfo suspensão no quadro, atravessando o tubo superior por dentro da caixa de direção; em seguida, encaixa-se o avanço de guidão no tubo superior e verifica-se a necessidade de cortar o tubo no comprimento adequado. Ajustado o comprimento do tubo, instala-se a aranha dentro do mesmo, coloca-se a tampa sobre o avanço do guidão e une-se as peças com o aperto do parafuso na aranha.

Após as peças estarem apertadas, regula-se o avanço de guidão na direção da roda dianteira e aperta-o, através dos parafusos do mesmo, contra o tubo superior. Como o guidão é montado na outra extremidade do avanço, ao girar o guidão, o movimento é transmitido para o tubo superior, o qual gira o garfo, direcionando a

roda. No esquema da Figura 1.1 está ilustrado o procedimento descrito nesse parágrafo.

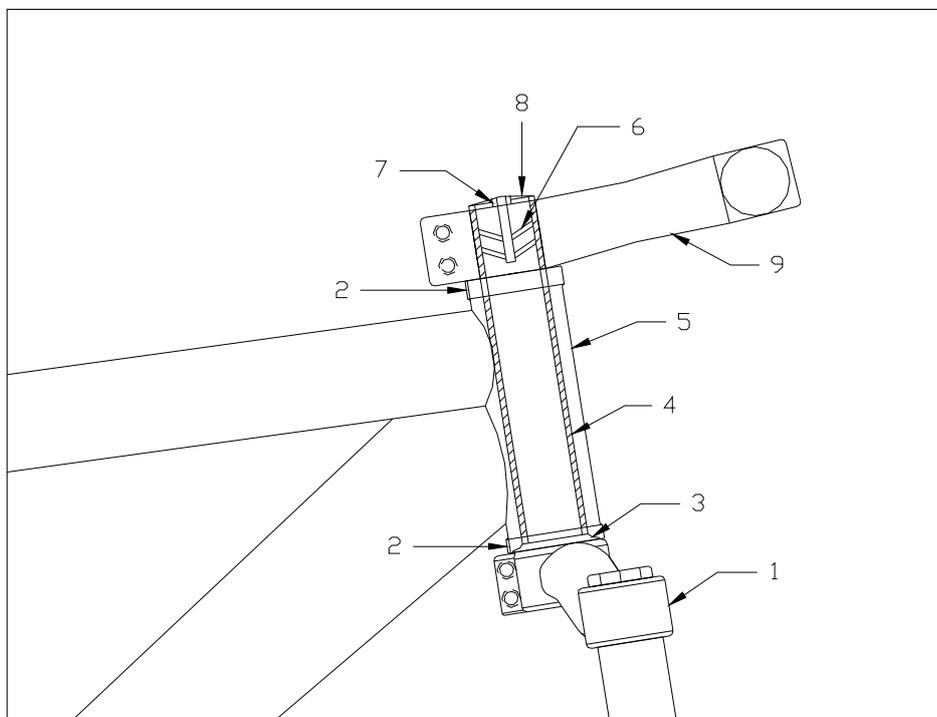


Figura 1.1 – Sistema de direção de uma bicicleta atual

- 1 – Garfo suspensão dianteiro;
- 2 – Caixa de direção;
- 3 – Pista de rolamento;
- 4 – Tubo superior;
- 5 – Tubo frontal do quadro;
- 6 – Aranha;
- 7 – Parafuso;
- 8 – Tampa;
- 9 – Avanço do guidão.

Analisando a montagem do sistema de direção da bicicleta nota-se que o tubo superior é a peça central do conjunto, sendo fundamental para dirigibilidade do veículo.

Antigamente os tubos superiores eram fabricados de aço, com o diâmetro externo de 25,40 mm e comprimentos variados, conforme o comprimento da caixa de direção dos quadros da época.

Com as novas tecnologias e a evolução das bicicletas, ocorreram alterações nos quadros, nas caixas de direção, no avanço do guidão e nos garfos rígidos, os quais passaram a conter sistemas de amortecimento, denominando-se garfos suspensão.

Essas alterações, junto à necessidade do mercado esportivo de reduzir peso nos componentes, deram início à fabricação de tubos superiores em diferentes dimensões e em outros materiais.

Atualmente, é possível encontrar tubos superiores em aço, com o diâmetro externo de 25,40 mm e diversos comprimentos, podendo ter rosca ou não; e tubos superiores com o diâmetro externo de 28,57 mm em ligas de alumínio ou aço, em diversos comprimentos, podendo ter rosca ou não. Na maior parte das bicicletas atuais o quadro é projetado para utilizar o tubo com diâmetro externo de 28,57 mm sem rosca, denominado **over headset**.

Os tubos superiores são fabricados a partir de um perfil tubular, geralmente com o diâmetro interno já na medida correta, sendo necessário fazer apenas a usinagem externa. Sua geometria, como pode ser visto na Figura 1.2, é composta pelo diâmetro de encaixe na caixa de direção, um raio ou chanfro, que aumenta o diâmetro na base do tubo, região esta de engaste na coroa do garfo; e um flange, o qual tem a função de limitar a posição do tubo durante o processo de montagem. No caso dos tubos em aço, após usinados, os mesmos passam pelo tratamento de zincagem, objetivando evitar os efeitos da corrosão.

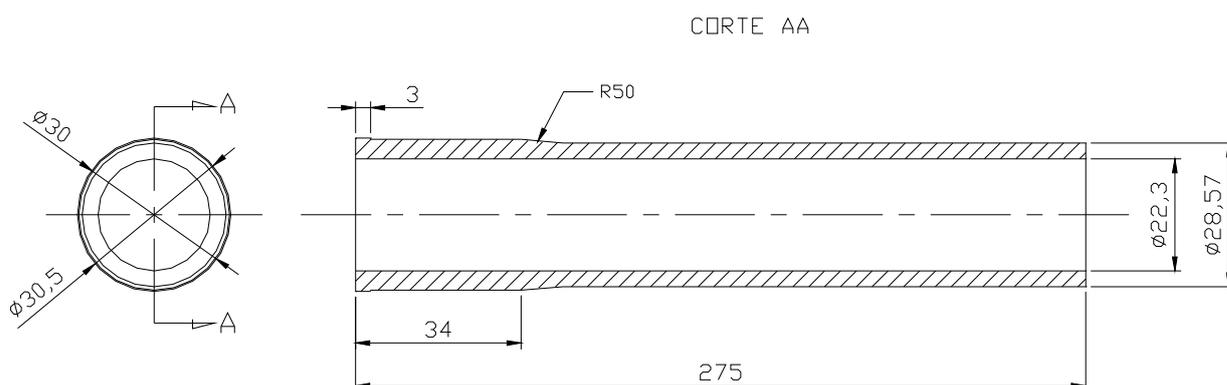


Figura 1.2 – Tubo superior **over headset**

O acabamento superficial do tubo superior é um dos parâmetros que representa a qualidade do componente. Uma elevada rugosidade e/ou discontinuidades na superfície do material, causadas por um processo de usinagem de baixa precisão,

podem gerar pontos de concentração de tensão que reduzem a vida em fadiga do componente. (SURARATCHAI et al., 2008; CORRÊA, 2005).

O material comumente utilizado na fabricação do tubo superior de garfos suspensão de alto desempenho são as ligas de alumínio da série 7XXX e 6XXX. A melhor combinação de propriedades mecânicas para essa aplicação é encontrada nas ligas 7075-T6 e 7050-T6, porém a dificuldade em adquirir esse material em perfil tubular no mercado brasileiro fez com que a empresa nacional **ProShock System**[®] optasse pela liga de alumínio 6013-T6.

A liga Al 6013-T6 apresenta as melhores propriedades mecânicas dentre as ligas da série 6XXX, o que possibilita a confecção de um componente leve e resistente.

Os principais esforços sofridos pelo tubo superior em condições normais de operação são solicitações cíclicas de tensões alternadas, oriundas de irregularidades do terreno, que com o tempo podem culminar na falha do componente por fadiga.

Além das condições normais de operação, existem algumas situações extremas de uso, como impactos frontais de grande intensidade causados por erros de pilotagem, que podem ocorrer durante a prática do ciclismo de montanhas e resultar na fratura do componente.

O projeto de um tubo superior deve prever todas as possibilidades de carregamentos para garantir a segurança do ciclista mesmo em situações inusitadas, nas quais é admissível que o componente sofra deformação plástica, mas em hipótese alguma pode fraturar.

1.2.2 Componentes estruturais do garfo suspensão

A estrutura de um garfo suspensão é composta pelos seguintes componentes: tubo superior (canote), coroa (**crown**), hastes, barra estabilizadora e os cilindros ou monobloco. As hastes e o tubo superior são usinados a partir de um perfil extrudado de liga de alumínio 6013-T6; a coroa é fabricada através do forjamento de um perfil extrudado de liga de alumínio 6351-T6. Os modelos da década de 90 (linha antiga) produzidos até meados de 2004, denominados Es – garfos suspensão a elastômeros e HRs – garfos suspensão hidráulicos, utilizam como base o sistema de dois cilindros

unidos por uma barra estabilizadora, ambos fabricados a partir de um perfil extrudado em liga de alumínio 6351-T6. A linha atual produzida a partir de 2004, denominada Ultras – garfos suspensão hidráulicos e alguns modelos ainda em fase de desenvolvimento, utilizam como base uma peça única, denominada monobloco, a qual é injetada em liga de magnésio AM60B. Na Figura 1.3 está representada a estrutura de um garfo suspensão.

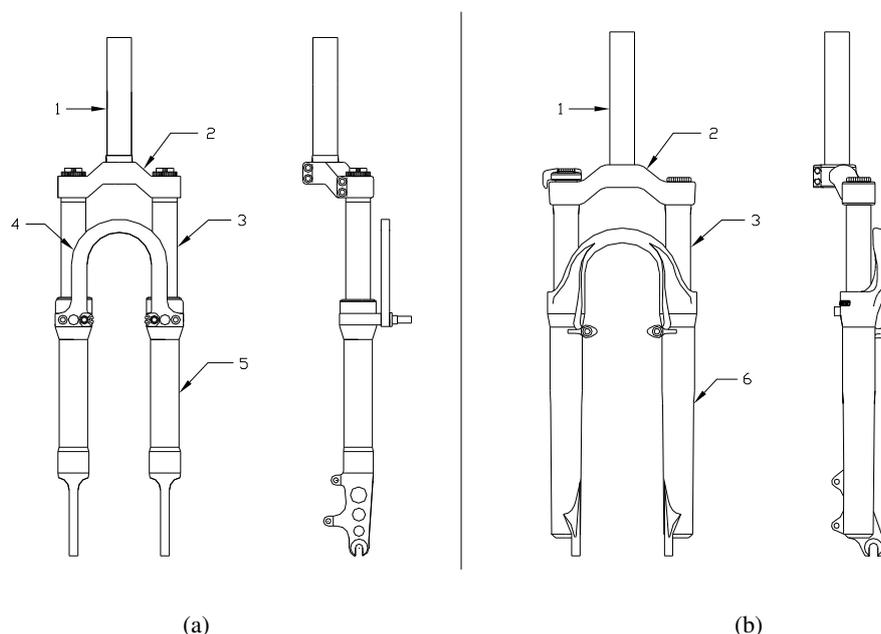


Figura 1.3 – Garfos suspensão dianteiros (a) Modelo antigo, década de 90 (b) Modelo atual, a partir de 2004
 1 – Tubo superior (canote);
 2 – Coroa (**crow**n);
 3 – Hastes;
 4 – Barra estabilizadora;
 5 – Cilindro.
 6 – Monobloco.

Dentre esses componentes os que concentram maiores esforços são o tubo superior e as hastes. Porém, a estrutura é composta por duas hastes que ficam expostas na bicicleta, o que justifica a maior preocupação com o tubo.

1.2.3 Estudo de caso

A evolução constante do ciclismo de montanha, das bicicletas e dos equipamentos associados a esse esporte tem impulsionado cada vez mais os fabricantes a buscar alternativas inovadoras e de alta tecnologia para suprir às necessidades do mercado.

O elevado nível de dificuldade das corridas em trilhas, praticadas em terrenos de vasta irregularidade e a pilotagem extremamente agressiva dos ciclistas atuais têm gerado carregamentos de tensões com uma severidade maior do que os observados antigamente.

Em vista dessa situação a empresa **ProShock System**[®] desenvolveu uma máquina específica para ensaiar os componentes estruturais de um garfo suspensão. O objetivo da máquina de ensaio, denominada máquina de impacto, é simular uma condição de extrema severidade durante o uso do componente e através dos resultados levantar informações importantes para aplicar melhorias de projeto.

Os primeiros ensaios utilizando a máquina de impacto foram realizados nos garfos suspensão da linha antiga, Es/HRs, e apresentaram resultados satisfatórios em relação ao mínimo estabelecido para a aprovação dos componentes estruturais.

Os ensaios subseqüentes foram realizados na linha atual, Ultras, e apresentaram uma disparidade nos resultados em relação aos ensaios da linha antiga. Essa diferença foi observada no tempo de vida útil do tubo superior que sofreu uma redução abaixo do mínimo necessário para aprovação do componente. Isso ocorreu devido à diferença dimensional e de materiais que potencializou a transferência de energia da roda para o tubo superior, prejudicando a resistência desse componente nos garfos suspensão da linha Ultras.

Esses resultados mostraram que o tubo superior fabricado apenas por processo de usinagem em liga Al 6013-T6 tornou-se inseguro nos garfos suspensão da linha Ultras que estão em fase final de desenvolvimento, indicados para a modalidade de corridas em trilhas (**cross country**) e originou uma grande preocupação à empresa **ProShock System**[®], a qual busca uma solução rápida e eficiente para aplicar a esses modelos de garfos suspensão.

1.3 OBJETIVOS

Os objetivos deste trabalho são:

- Estudar o comportamento em fadiga da liga de alumínio 6013-T6 utilizando corpos-de-prova em perfil tubular;
- Avaliar os efeitos de tensões residuais induzidas pelo tratamento superficial de **shot peening** na liga Al 6013-T6;
- Estabelecer uma condição de **shot peening** para aumentar a vida em fadiga da liga Al 6013-T6;
- Extrapolar os resultados desta pesquisa para a aplicação do **shot peening** em tubo superior de garfos suspensão de bicicletas.

Ao final deste trabalho espera-se obter um incremento na vida em fadiga do tubo superior e conseqüentemente um aumento na segurança deste componente. Isso trará uma grande contribuição para o mercado de bicicletas, pois solucionará uma dificuldade encontrada pelo fabricante nacional **ProShock System**[®] e agregará tecnologia/valor ao produto brasileiro, além de fornecer maior segurança aos usuários.

CAPÍTULO 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 A HISTÓRIA DA BICICLETA

O veículo que pode ser considerado como o primeiro antecedente da moderna bicicleta foi projetado pelo conde Sivrac da França, em 1790. Embora haja registros datando 1490 de desenhos e escritos de Leonardo da Vinci em um museu de Madri, demonstrando o surgimento de uma bicicleta avançada com correntes e pedais, apenas o modelo do conde francês foi realmente construído. Tal modelo tratava-se de um conjunto precário, formado por duas rodas de igual diâmetro, vinculadas entre si por uma barra que unia as duas forquilhas fixadoras das rodas. Na parte dianteira da armação havia um braço metálico transversal, usado para prender a roda. (TALAYER, 1999; WEBVENTURE, 2006; CARPES; ROSSATO, 2005; AUGUMILBIKE, 2006; ESCOLA DE BICICLETAS, 2006).

Esse veículo ficou conhecido como celerífero e sua estrutura se manteve em outros modelos similares, inclusive o que é considerado como o precursor da bicicleta moderna, o qual, inventado pelo barão alemão Karl Drais, foi apresentado em 1818, na França. Nesse veículo, as duas rodas estavam ligadas por uma peça de madeira e o ciclista, que descansava parte de seu peso num suporte de madeira, avançava impulsionando o corpo e apoiando os pés no chão, alternadamente. A direção era dada pelo guidão da roda dianteira, articulado num eixo. Ambos os modelos, celerífero e draisina estão representados na Figura 2.1 (TALAYER, 1999; WEBVENTURE, 2006; CARPES; ROSSATO, 2005; AUGUMILBIKE, 2006; ESCOLA DE BICICLETAS, 2006).



Figura 2.1 – Antecedentes da bicicleta (a) Celerífero (WEBVENTURE, 2006) (b) Draisina (FEDERAZIONE CICLISTICA ITALIANA, 2008)

A próxima aparição de uma máquina de duas rodas foi em 1860 quando o francês Michaux inventou o velocípede, como pode ser visto na Figura 2.2 (a). Esse veículo marca o início de uma linha contínua de desenvolvimento que conduz a bicicleta moderna. Sua melhoria mais significativa sobre os modelos anteriores era a adição das manivelas e dos pedais à roda dianteira. Isto permitia ao ciclista impulsionar facilmente a máquina e fornecer mais potência à roda, o que significava que velocidades maiores poderiam ser alcançadas. As armações de metal e os diferentes mecanismos de freios utilizados nos modelos mais caros reduziram o peso e tornaram o projeto mais seguro e elegante (AUGUMILBIKE, 2006).

Apesar das melhorias, o velocípede não era perfeito. A rigidez de seus aros e rodas unidas por aço resultou em uma experiência de grande vibração nas ruas de paralelepípedo, ganhando o nome de agitador de ossos na Inglaterra. Além disso, havia ainda o problema de aquecimento da roda por atrito, que desgastava os calçados dos ciclistas fazendo com que os mesmos calçassem botas de equitação para pedalar o veículo (ESCOLA DE BICICLETAS, 2006).

Nos princípios de 1870 apareceu a primeira bicicleta de roda elevada, como pode ser visto na Figura 2.2 (b), na qual os pedais ainda eram conectados diretamente à roda dianteira, sem mecanismo de roda livre. Esse veículo era composto por rodas de borracha sólida e longos raios na roda dianteira, possibilitando um transporte mais confortável que o de seus predecessores (ESCOLA DE BICICLETAS, 2006).



Figura 2.2 – Evolução dos modelos (a) Velocípede (b) Bicicleta de roda alta (ESCOLA DE BICICLETAS, 2006)

Um detalhe interessante desses modelos é que as rodas dianteiras tornaram-se cada vez maiores, devido à descoberta dos construtores que quanto maior o diâmetro da roda, maior seria a distância percorrida com uma rotação dos pedais. Como as rodas dianteiras aumentavam de tamanho, as traseiras diminuía, para manter a estabilidade da máquina (ESCOLA DE BICICLETAS, 2006).

Vale ressaltar que as pessoas compravam bicicletas com rodas tão grandes quanto o comprimento de suas pernas permitissem e como sentavam muito acima do centro de gravidade, caso a roda dianteira esbarrasse em uma pedra ou um obstáculo, o equipamento inteiro girava sobre o eixo dianteiro e o ciclista caíria no chão (ESCOLA DE BICICLETAS, 2006).

Enquanto os homens se arriscavam nas bicicletas de roda elevada, as damas, confinadas em suas saias longas e espartilhos, podiam dar uma volta em torno do parque em um triciclo de adulto, o qual pode ser visto na Figura 2.3 (a). Essas máquinas também proporcionavam mais dignidade para cavalheiros como médicos e padres. Muitas das inovações mecânicas agora associadas ao automóvel foram originalmente inventadas para os triciclos, sendo alguns exemplos, a caixa de direção, o diferencial e o freio (ESCOLA DE BICICLETAS, 2006).

Em meados da década de 1880 J. K. Starley e seu sobrinho desenvolveram a Rover, um projeto revolucionário e seguro que consistia em duas rodas iguais, feitas sob medida, com os pedais no centro e tração traseira, através de uma transmissão por

corrente. Esse modelo fez um grande sucesso e em meados de 1891 teve o conforto e a agilidade melhorados com a introdução dos pneus com câmara, desenvolvidos pelos irmãos Michelin na França (WEBVENTURE, 2006; CARPES; ROSSATO, 2005; AUGUMILBIKE, 2006).

A Rover que está representada na Figura 2.3 (b), apresentava características semelhantes às encontradas nas bicicletas atuais e a partir do seu lançamento surgiram diversos projetos inovadores que acabaram consagrando a bicicleta como um meio de transporte prático, econômico, confortável e de grande aceitação popular (WEBVENTURE, 2006; CARPES; ROSSATO, 2005; AUGUMILBIKE, 2006).

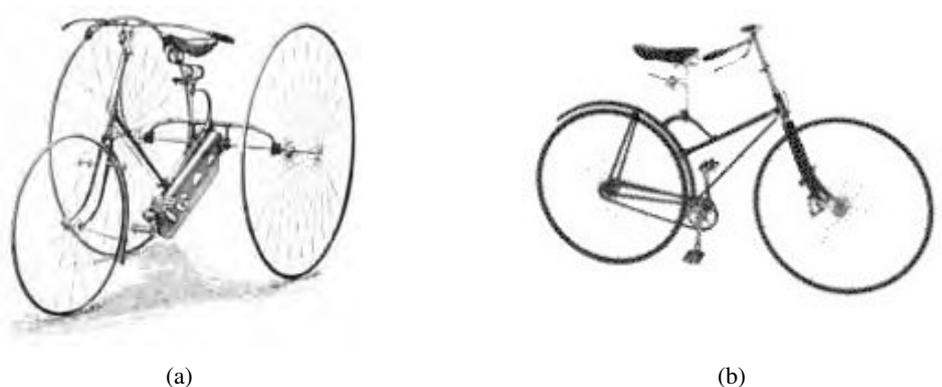


Figura 2.3 – Modelos que conduziram à bicicleta moderna (a) Triciclo de adulto (b) Rover (ESCOLA DE BICICLETAS, 2006; AUGUMILBIKE, 2006)

A bicicleta moderna, como pode ser visto na Figura 2.4, é instrumento cômodo e leveiro que pela sua estrutura esquemática descende desses remotos antepassados. Mas tanto na linha geral como nos pormenores mecânicos, deles difere absolutamente, pois já é o somatório dos esforços de cento e cinquenta anos de progresso (CARPES; ROSSATO, 2005).



Figura 2.4 – Bicicleta moderna para **mountain bike**

2.2 A HISTÓRIA DO **MOUNTAIN BIKE**

A modalidade esportiva conhecida como **mountain bike** nasceu nos Estados Unidos, na Califórnia no meio da década de 1950 através de brincadeiras de alguns ciclistas que procuravam desafios diferentes das competições de estrada tradicionais e de alguns surfistas que buscavam atividades para dias sem ondas.

O estudante universitário californiano chamado James Finley Scott foi o primeiro a modificar sua bicicleta de maneira a criar o protótipo do que hoje se conhece como **mountain bike**. Em 1953, ele retirou o protetor da corrente, a buzina e os racks de sua bicicleta e instalou marchas múltiplas, freios cantilever e guidão relativamente reto, para usá-la fora da estrada. O desenho de Scott não foi propriamente um sucesso mundial, mas outros atletas logo começaram a modificar suas bicicletas na Califórnia e meio-oeste norte-americano (FEDERAÇÃO GAÚCHA DE CICLISMO – FGC, 2005).

No início da década de 1970, membros do **Mount Tamalpais Velo Club**, um clube de ciclismo em São Francisco, levavam suas bicicletas de passeio especialmente modificadas, pesando cerca de 23 kg, para o topo e apostavam corridas montanha abaixo pelas trilhas sinuosas. Essa competição, a antiga **Repack Downhill**, marcou o início do **mountain bike** competitivo (FGC, 2005; SATOSHI, 2006; TALAYER; 1999).

Com o passar do tempo, os ciclistas do novo esporte notaram que estas bicicletas, que sofriam em suas mãos, precisavam de algumas mudanças e uma série de inovações técnicas, objetivando adequá-las às suas necessidades radicais. Gary Fischer e Tom Ritchey tiveram um papel muito importante nessa época, tanto na expansão do esporte como nas inovações técnicas. Ritchey desenvolvia os quadros artesanalmente, enquanto Fischer desenvolvia os componentes para as bicicletas (SATOSHI, 2006).

Em 1980, Mark Sinyard fundou a **Specialized** e lançou o modelo **Stumpjumper** (pula toco), a primeira bicicleta **Mountain Bike** a ser produzida em série no mundo (SATOSHI, 2006; TALAYER; 1999).

Em 1990 o **mountain bike** foi reconhecido pela União Ciclística Internacional (UCI) e nesse mesmo ano, a cidade de Purgatório, no estado norte-americano do Colorado, sediou o primeiro Campeonato Mundial desse esporte, atraindo um público de 30.000 pessoas (FGC, 2005).

A partir dessa época, novas inovações são anunciadas todos os anos, elevando os produtos a um alto nível de qualidade, sendo possível encontrar bicicletas com suspensões dianteira e traseira, freios a disco hidráulicos e quadros com novos materiais, como compósitos, titânio, zircônio etc (SATOSHI, 2006).

Atualmente o **mountain bike** é um esporte praticado por milhares de pessoas em todo o mundo em diferentes faixas de idade, sendo considerado esporte olímpico desde 1996 quando estreou nos jogos Olímpicos de Atlanta (SATOSHI, 2006; TALAYER; 1999).

No Brasil, o **mountain bike** surgiu em meados dos anos 80 e desde então vem adquirindo um grande número de adeptos, sendo realizadas anualmente várias competições com excelente nível técnico (SATOSHI, 2006).

2.3 GARFOS SUSPENSÃO

Com a evolução das bicicletas e a prática do **mountain bike**, logo surgiu a necessidade de criar sistemas de amortecimento de impactos. No final dos anos 80 Paul Turner introduz no mercado americano os primeiros garfos suspensão (BICISPORT, 1994).

Para entender as vantagens de tal sistema, é preciso pensar nas condições apropriadas para conduzir uma bicicleta em terrenos irregulares, ou seja, para que haja controle de uma bicicleta através da tração dos pneus, as rodas devem ficar em contato com o solo o maior tempo possível. As maneiras de se enfrentar essa situação, antes da invenção do garfo suspensão, eram os próprios pneus, que se deformam ao encontrar uma irregularidade, absorvendo uma parte do choque; e o uso dos braços para amortecer os impactos mais fortes. Porém, algumas vezes, principalmente nas descidas, onde as velocidades são mais altas, esse sistema não é suficiente, pois as vibrações causam o descontrole da bicicleta (BICISPORT, 1994).

Equipando a bicicleta com um garfo de suspensão, têm-se algumas polegadas de amortecimento independente da atuação do ciclista, o que melhora e muito a absorção dessas vibrações remanescentes. Isso faz com que o pneu fique em contato com o chão por um tempo maior, melhorando a tração e o controle da bicicleta. Além disso, não há desgaste do ciclista para absorver as irregularidades do terreno, como ocorria antigamente, gerando conforto e menor fadiga dos músculos em pedaladas mais longas (BICISPORT, 1994).

2.4 ALUMÍNIO E SUAS LIGAS

O alumínio é o elemento metálico mais abundante da crosta terrestre na forma do seu minério (bauxita), no qual se apresenta na proporção de aproximadamente 8,13% da composição básica dos elementos da Terra (WEINGAERTNER; SCHROETER, 1991; ROSATO, 2003). Nos últimos anos houve um grande aumento na produção e uso do alumínio e suas ligas, tanto que, atualmente, depois do aço, este é o material mais utilizado na fabricação de diversos componentes (WEINGAERTNER; SCHROETER, 1991; **INTERNACIONAL ALUMINIUM INSTITUTE – IAI**, 2008).

2.4.1 Aplicação das ligas de alumínio

As ligas de alumínio apresentam ótima relação resistência mecânica/massa específica, que o torna ideal para aplicações estruturais. Para efeito comparativo, se dois componentes semelhantes fossem construídos, sendo um deles de aço e outro de uma liga de alumínio de iguais propriedades mecânicas e espessura, a peça confeccionada em aço chegaria a pesar três vezes mais que a similar de alumínio. Outra grande vantagem do alumínio é a excelente resistência à corrosão, devido ao baixo potencial químico frente aos outros elementos e também pelo fato do alumínio formar uma película apassivadora de óxido de alumínio com aproximadamente $5,0 \times 10^{-3}$ a $1,0 \times 10^{-2}$ μm de espessura (ROSATO, 2003).

A indústria aeronáutica vem utilizando as ligas de alumínio na fabricação de aeronaves desde 1930. Nesse segmento, as ligas da série 2XXX e 7XXX que apresentam elevados índices de resistência mecânica são fortemente empregadas na produção de componentes estruturais (TROEGER; STARKE JR, 2000).

Dentro da indústria automobilística há um aumento constante na demanda pelo uso de componentes fabricados em ligas de alumínio, devido principalmente à alta resistência relativa ao peso, quando completamente tratados termicamente, em comparação com os aços comumente empregados nessas aplicações (GARRET; LIN; DEAN, 2005).

Atualmente, a exigência pela redução de peso na construção automotiva, objetivando um incremento na eficiência de combustível e conseqüentemente uma redução na emissão de poluentes, tem conduzido a um aumento ainda maior nos interesses pelas chapas fabricadas em ligas de alumínio para aplicação em carcaças de automóveis (ENGLER; HIRSCH, 2002).

2.4.1.1 Ligas de Alumínio – série 6XXX

As ligas de alumínio da série 6XXX são utilizadas em uma ampla variedade de aplicações, desde o uso em perfis de arquitetura, como é o caso das ligas mais diluídas

e conseqüentemente de menor resistência mecânica, até as chamadas ligas de aplicação estrutural com maiores teores de elementos de liga e maior dureza, com grande potencial de aplicação na indústria automotiva, entre outras (EPÓSITO; BUSO; MONTEIRO, 2006).

As ligas Al 6XXX são particularmente interessantes para as indústrias aeronáutica na fabricação de camadas da fuselagem dentre outras aplicações; e automobilística, na fabricação da estrutura do painel e pára-choques, devido à atrativa combinação de propriedades mecânicas e químicas (TROEGER; STARKE JR, 2000). Os benefícios das ligas Al 6XXX em comparação a outras ligas incluem média resistência, plasticidade, soldabilidade, resistência à corrosão e baixo custo (TROEGER; STARKE JR, 2000; ENGLER; HIRSCH, 2002). A resistência à corrosão das ligas da série 6XXX é superior às ligas da série 2XXX e 7XXX, tradicionais na fabricação de aeronaves e que são propícias ao ataque intergranular. O baixo custo das ligas Al 6XXX é especialmente significativo para a indústria aeronáutica, que utiliza em grande quantidade as ligas de elevado custo da série 2XXX e 7XXX (TROEGER; STARKE JR, 2000).

A composição química das ligas da série 6XXX contém magnésio e silício como elementos majoritários; algumas ligas dessa série apresentam também cobre como elemento adicional para aumentar a dureza e o limite de escoamento do material (ENGLER; HIRSCH, 2002; NOWOTNIK; SIENIAWSKI, 2005; DUTKIEWICZ; LITYNSKA, 2002).

As ligas Al 6XXX pertencem a um grupo de ligas de alumínio comerciais em que, o volume relativo, a composição química e a morfologia da estrutura constituinte exercem uma significativa influência sobre as propriedades úteis do material (NOWOTNIK; SIENIAWSKI, 2005).

As ligas de alumínio mais utilizadas da série 6XXX são 6061, 6082, 6013, 6262, 6063 e 6351. As principais aplicações destas ligas incluem: carrocerias de ônibus e de furgões, equipamentos rodoviários e veículos em geral, reboques, vagões ferroviários, utensílios domésticos, equipamentos para indústria química e alimentícia, telhas, cumeeiras, rufos, calhas, forros, fachadas e embarcações (WEINGAERTNER; SCHROETER, 1991).

2.4.2 Processos de fabricação

Um dos processos de fabricação comumente utilizados na obtenção das ligas de alumínio, no estado semi-acabado em perfis sólidos ou tubulares de diversas geometrias, é a extrusão (WEINGAERTNER; SCHROETER, 1991).

Durante o processo de extrusão, o material é trabalhado a quente na forma de lingote e as partículas de fases intermetálicas se orientam em posições paralelas à direção da deformação plástica, ao longo da direção do escoamento plástico do material processado, o que causa a formação de uma faixa na estrutura (NOWOTNIK; SIENIAWSKI, 2005).

Outra característica importante que ocorre durante a extrusão é o acúmulo de defeitos do retículo cristalino, o qual exerce uma influência considerável sobre a formação da estrutura e resulta no encruamento da liga, aumentando as propriedades mecânicas do material (NOWOTNIK; SIENIAWSKI, 2005).

2.4.3 Tratamento térmico

As ligas de alumínio endurecidas por envelhecimento são de grande importância tecnológica (BORREGO et al., 2004). Atualmente, as propriedades de material requisitadas em projetos modernos são alcançadas através do tratamento térmico das ligas. Esses tratamentos consistem em três processos principais:

1. Solubilização – processo térmico em que o material é aquecido a uma elevada temperatura por um tempo suficiente para que todos os constituintes dentro da estrutura sejam dissolvidos, originando uma única fase (GARRET; LIN; DEAN, 2005).
2. Resfriamento brusco – o material é retirado da temperatura de solubilização e resfriado rapidamente à temperatura ambiente, gerando um estado super saturado na microestrutura conhecido como solução sólida super saturada (SSSS) (GARRET; LIN; DEAN, 2005).

3. Envelhecimento ou precipitação – o endurecimento por precipitação é o último estágio no desenvolvimento de propriedades das ligas tratáveis termicamente. Nessa fase, a decomposição da SSSS é controlada para formar finos precipitados dispersos na matriz. O envelhecimento artificial consiste em aquecer o material a uma temperatura controlada por um determinado intervalo de tempo. O envelhecimento natural consiste em colocar o material sob a ação da temperatura ambiente (GARRET; LIN; DEAN, 2005).

No início da solubilização os elementos de liga estão em grupos, normalmente conhecidos como precipitados. Para as ligas de alumínio da série 6XXX, esses precipitados são compostos principalmente de Mg_2Si . Tais precipitados estão presentes nas ligas devido ao pré-tratamento que ocorre nos processos de fabricação de produtos semi-acabados, como chapas, tubos, vergalhões etc (GARRET; LIN; DEAN, 2005).

Durante o terceiro estágio, endurecimento por precipitação, os precipitados da fase secundária são impulsionados a crescer devido à elevada temperatura do processo de envelhecimento artificial. A presença desses precipitados aumenta a resistência do material, mas reduz a ductilidade (GARRET; LIN; DEAN, 2005); as quantidades e localização dos mesmos na matriz são indicadores da eficiência do tratamento térmico e das propriedades mecânicas finais (ROSATO, 2003).

O tratamento térmico T6, vastamente utilizado nas ligas de alumínio para aplicação estrutural, consiste em endurecer o material por precipitação, através da solubilização, resfriamento brusco e envelhecimento artificial (BORREGO et al., 2004).

Recentemente, muitas pesquisas vem sendo realizadas envolvendo as ligas de alumínio da série 6XXX e processos termomecânicos. Estes estudos abordam diferentes experimentos e tem como principal objetivo melhorar propriedades específicas do material para aumentar o uso destas ligas em meios de transporte, principalmente na indústria aeronáutica e automobilística (TROEGER; STARKE JR, 2000; GARRET; LIN; DEAN, 2005; ENGLER; HIRSCH, 2002; DUTKIEWICZ; LITYNSKA, 2002).

2.4.4 Ligas de alumínio em bicicletas

As ligas de alumínio são, atualmente, os materiais mais utilizados na fabricação de quadros e componentes para bicicletas destinadas às competições de **mountain bike**. A combinação de propriedades, a facilidade de fabricação e o baixo custo dos avançados processos de produção em grande quantidade, fazem desses materiais a escolha ideal para aplicação na indústria ciclística (BIKE ACTION, 2008; BIKE MAGAZINE, 2008).

A fabricação de quadros de alumínio utiliza a matéria-prima em perfil tubular e envolve processos de conformação mecânica, soldagem e tratamento térmico. Os quadros modernos podem apresentar tubos com vários diâmetros e diversas formas geométricas (BIKE ACTION, 2008; BIKE MAGAZINE, 2008).

O processo de conformação desenvolvido recentemente que permite essa modelagem é denominado hidroconformação ou **hydroforming**. Tal processo consiste em deformar o tubo no formato de uma matriz através da pressão de um líquido (BIKE MAGAZINE, 2008).

Além da hidroconformação, um novo processo denominado **superplastic forming** (SPF) está sendo utilizado na confecção de tubos para quadros de bicicletas. Este processo é semelhante a hidroconformação, porém, ao invés da pressão de um líquido, utiliza-se a pressão de um gás para conformar os tubos. Através do SPF é possível produzir formas extremamente complexas e construir quadros de baixíssimo peso. As indústrias automobilística e aeronáutica também têm demonstrado grande interesse por esse processo de conformação (TROEGER; STARKE JR, 2000; BIKE MAGAZINE, 2008)

Os componentes para bicicletas são normalmente fabricados por processos de usinagem, forjamento e injeção. A especificação do processo depende dos requisitos de projeto e da aplicação de cada componente. (BIKE ACTION, 2008)

As ligas de alumínio utilizadas na confecção de quadros e componentes para bicicletas são as da série 6XXX – 6061-T6, 6351-T6, 6082-T6 e 6013-T6; e da série 7XXX – 7075-T6, 7050-T6 e 7005-T6 (BIKE ACTION, 2008; BIKE MAGAZINE, 2008).

2.5 FADIGA

A maioria das falhas em serviço de componentes estruturais de engenharia ocorre devido ao processo de fadiga (JOGI et al., 2008; CORRÊA, 2005). A porcentagem exata não é conhecida, mas muitos livros e artigos sugerem que 50% a 90% de todas as falhas mecânicas são falhas por fadiga, sendo a maior parte destas inesperadas (STEPHENS, 2001).

O termo fadiga refere-se ao comportamento do material sob a ação de tensões e deformações cíclicas e que difere de seu comportamento quando submetido a tensões ou deformações monotônicas ou estáticas (STEPHENS, 2001).

A definição de fadiga, segundo a **American Society for Testing and Materials-ASTM** (1996) é: o processo de alteração estrutural permanente, localizado e progressivo, que ocorre em um material submetido a solicitações que produzem tensões e deformações flutuantes em algum ponto ou pontos e que podem culminar em trincas ou fratura completa, após um suficiente número de flutuações.

O dano por fadiga é causado pela ação simultânea de tensões cíclicas, tensão de tração e deformação plástica. As tensões cíclicas resultam em deformação plástica que inicia a trinca; a tensão de tração promove a propagação da mesma. Se nenhuma dessas três condições estiver presente, uma trinca por fadiga não se iniciará e não se propagará (**AMERICAN SOCIETY FOR METALS-ASM**, 2005).

Durante o processo de falha por fadiga num metal, inicialmente se formam microtrincas que coalescem, ou crescem e se tornam macrotrincas que se propagam até exceder a tenacidade à fratura do material e ocorrer a fratura final (VOORWALD, 1988).

Na presença de condições de carregamento comuns, as trincas de fadiga se iniciam próximas ou nas singularidades que estão presentes na superfície do componente ou logo abaixo da mesma (ASM, 2005; CARVALHO; VOORWALD, 2006). Estas singularidades podem ser: riscos, mudanças bruscas de seção, pontos de corrosão, inclusões, partículas de segunda fase, partículas intermetálicas, impurezas, contornos de grão, poros ou vazios (STEPHENS, 2001; ASM, 2005; XUE et al., 2007).

Normalmente, a nucleação das trincas de fadiga ocorre na superfície, devido a uma série de fatores, tais como:

- Se o carregamento é de torção ou flexão o nível de tensão é maior na superfície;
- Podem ocorrer efeitos de interação com o meio ambiente;
- A rugosidade superficial pode provocar uma distribuição heterogênea de tensão em pequena escala;
- Há menor restrição à plasticidade (YANG et al., 2008; VOORWALD, 1988).

As microtrincas podem também estar presentes no material como resultado de processos de soldagem, tratamento térmico ou conformação mecânica (STEPHENS, 2001; ASM, 2005; VOORWALD, 1988).

É importante ressaltar que, mesmo se a superfície do metal estiver bem polida, isenta de defeitos e sem a presença de concentradores de tensão, trincas de fadiga poderão se formar como resultado de deformação plástica alternada (RISBET; FEAUGAS, 2008).

Esta deformação plástica pode ocorrer de forma localizada em escala microscópica, mesmo que a tensão nominal aplicada esteja abaixo do limite de escoamento do material, devido à concentração de tensão em inclusões, entalhes, furos ou pontos de corrosão (MONCHIET; CHARKALUK; KONDO, 2008).

O processo de falha por fadiga pode ser dividido em 5 estágios (ASM, 2005; XUE et al., 2007; NARASIAH; RAY, 2008):

1. Deformação plástica cíclica anterior à nucleação da trinca por fadiga;
2. Nucleação de uma ou mais microtrincas;
3. Propagação ou coalescimento de microtrincas;
4. Propagação de uma ou mais macrotrincas;
5. Fratura final (ASM, 2005; XUE et al., 2007; NARASIAH; RAY, 2008).

2.5.1 Mecanismos de fadiga

2.5.1.1 Deformação plástica cíclica e nucleação

A maior parte dos metais estruturais são policristalinos e, portanto, consistem de um grande número de cristais ou grãos ordenados individualmente. Cada grão tem as suas próprias propriedades mecânicas, direção ordenada e propriedades direcionais. Alguns grãos são orientados de tal forma que os planos de escorregamento ou deslizamento (movimento de discordâncias), estão na direção da máxima tensão de cisalhamento aplicada. Estes planos de deslizamento iniciam o escorregamento que gera o aparecimento de um ou mais planos deslizantes em relação a outros no interior de um grão (STEPHENS, 2001).

Os escorregamentos, denominados linhas de deslizamento e bandas de deslizamento, ocorrem sob carregamentos monotônicos ou cíclicos e são deformações plásticas localizadas. Na Figura 2.5 (a) está representado um esquema de um escorregamento normalmente associado com carregamento monotônico. Sob carregamento cíclico, finos escorregamentos ocorrem, provocando microdeformações sobre a superfície do metal, as quais formam ressaltos e reentrâncias denominadas extrusões e intrusões, como pode ser visto na Figura 2.5 (b) (RISBET; FEAUGAS, 2008; STEPHENS, 2001).

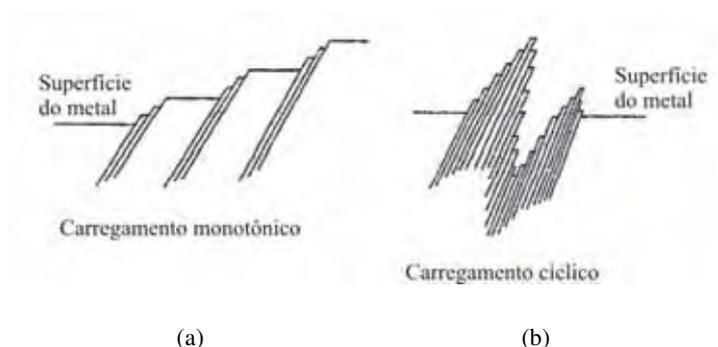


Figura 2.5 - Geometria do escorregamento na superfície do material sob carregamentos (a) monotônico (b) cíclico (SCHIJVE, 2003)

As intrusões em bandas de deslizamento formam concentradores de tensão que podem ser locais para a nucleação de trincas por fadiga (RISBET; FEAUGAS, 2008).

As extrusões e intrusões, formadas sob carregamentos cíclicos, tem alguns mecanismos propostos por pesquisadores como segue (SIQUEIRA, 2002):

- Segundo Cottrell e Hull¹ (1957 apud ASM, 2005, p. 64) existem escorregamentos em dois sistemas de deslizamentos para formar as extrusões e intrusões. Durante o carregamento de tração do ciclo, os dois sistemas operam em seqüência, um após o outro, produzindo dois degraus na superfície. Durante o carregamento de compressão do ciclo, o primeiro sistema de deslizamento a operar produz a intrusão e o outro sistema forma uma extrusão. Na Figura 2.6 está representado esse mecanismo.

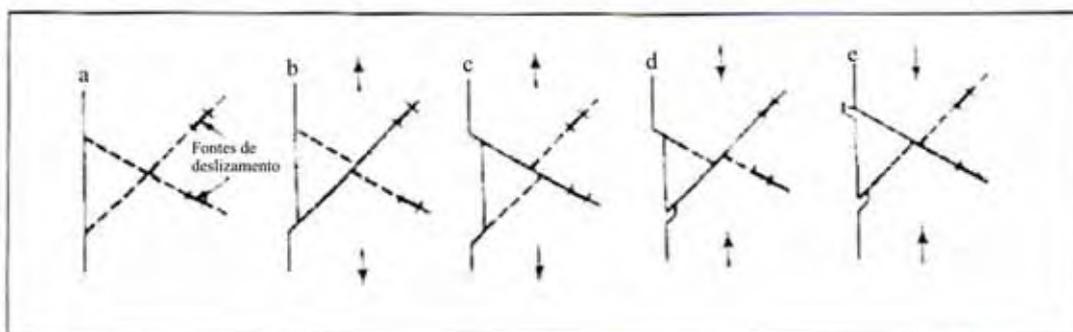


Figura 2.6 – Mecanismo de formação de microdeformações de Cottrell e Hull (SIQUEIRA, 2002)

¹ COTTRELL, A.H.; HULL, D. **Proc. R. Soc.** Londres, Vol A242, 1957, p. 211 apud AMERICAN SOCIETY FOR METALS INTERNATIONAL. **ASM Handbook: Fatigue and Fracture**. 4ª edição. Materials Park, OH: ASM Internacional, 2005. v. 19, 1057 p.

- Segundo Wood² (1956 apud ASM, 2005, p. 104) durante a parte ascendente do ciclo de carga, o escorregamento ocorre em um plano de deslizamento orientado favoravelmente. Na parte descendente do ciclo de carga o escorregamento ocorre na direção reversa em um plano de deslizamento paralelo, pois o escorregamento no plano original é inibido pelo encruamento e pela oxidação da superfície formada. A repetição dos ciclos tem como resultado o aparecimento das extrusões e intrusões, sendo que estas últimas podem crescer e se transformar em microtrincas. Esse modelo está ilustrado na Figura 2.7.

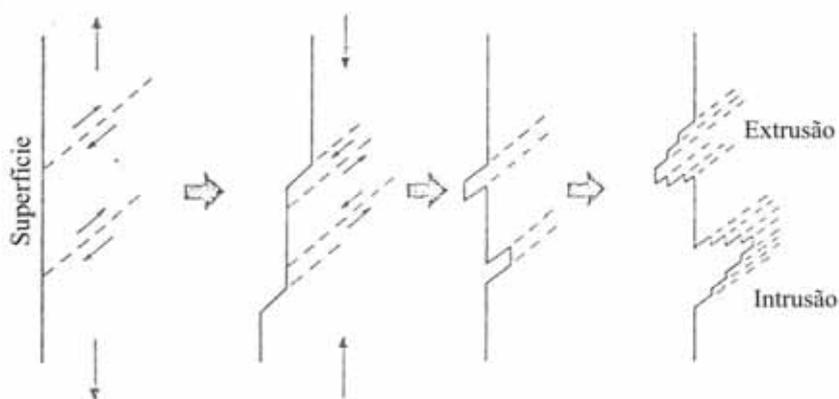


Figura 2.7 – Modelo de Wood para nucleação de trincas de fadiga (VOORWALD, 1988)

A nucleação de trincas preferencialmente na superfície ou nas proximidades da mesma é explicada pelo fato das deformações inelásticas ocorrerem com maior facilidade na superfície, como dito anteriormente, e pela capacidade dos degraus de escorregamento, extrusões e inclusões, se desenvolverem sobre a superfície. Deve-se mencionar também que na maior parte das situações de carregamento as tensões ou deformações desenvolvidas em um componente ou estrutura devido a cargas externas são maiores na superfície (STEPHENS, 2001).

² WOOD, W.A. **Fatigue in Aircraft Structures**. A.M. Freudenthal, Ed., Academic Press, 1956 apud AMERICAN SOCIETY FOR METALS INTERNATIONAL. **ASM Handbook: Fatigue and Fracture**. 4^a edição. Materials Park, OH: ASM Internacional, 2005. v. 19, 1057 p.

Observações feitas sobre falhas por fadiga mostram que a nucleação de trincas ocorre ao longo de bandas de deslizamento, em contornos de grãos, em partículas de segunda fase e inclusões ou na interface entre a segunda fase e a matriz (NARASIAH; RAY, 2008).

A seqüência de eventos para nucleação de trincas por fadiga ocorre da seguinte maneira: durante a deformação plástica cíclica, cada escorregamento emerge na superfície do metal ou acumula contra obstáculos (RISBET; FEAUGAS, 2008; MONCHIET; CHARKALUK; KONDO, 2008).

Quando os escorregamentos emergem continuamente na superfície antes de acumular contra obstáculos, as bandas de deslizamento eventualmente se tornam trincas que aparecem na porção central dos grãos, onde o fluxo de tensão é menor. Dessa forma, a resistência à nucleação de bandas de deslizamento na porção central dos grãos decresce com o aumento do tamanho de grão (NARASIAH; RAY, 2008).

Na segunda hipótese, muitos tipos de obstáculos podem causar acúmulo de escorregamentos durante os ciclos, incluindo contornos de grãos, inclusões, filmes de óxido e domínio dos contornos (RISBET; FEAUGAS, 2008; NARASIAH; RAY, 2008).

Esse acúmulo resulta em um aumento na energia de deformação elástica e quando esta exceder o dobro da energia da superfície livre, ocorrerá uma condição de instabilidade energética que favorecerá a nucleação de microtrincas. Isso pode conduzir a trincas na matriz, à decoesão ao longo de contornos de grão, ou à fissuração de partículas de segunda fase que podem se encontrar na matriz ou nos contornos de grão (ASM, 2005).

Se a região dos contornos de grão em ligas endurecidas por precipitação não contém precipitados, o fluxo plástico de baixas deformações plásticas pode se concentrar nessa região e nuclear trincas por fadiga (ASM, 2005).

Microtrincas em metais de alta resistência ou de comportamento frágil são freqüentemente formadas diretamente em inclusões ou vazios e crescem ao longo de planos de máxima tensão de tração. Impurezas segregadas em contornos de grão podem também causar a fragilização em muitos metais, conduzindo à nucleação e ao crescimento da trinca nos contornos de grãos (STEPHENS, 2001).

As ligas de alumínio, tais como 2024-T3, 7075-T6 e 6061-T6 contêm numerosas partículas constituintes da fase frágil dispersas na matriz dúctil, as quais desempenham um importante papel na formação de vazios. Nessas ligas, a nucleação de trincas por fadiga pode ocorrer devido à formação, o crescimento e o coalescimento de microvazios durante a deformação cíclica (WANG; KAWAGOISHI; CHEN, 2006).

Uma vez que uma ou mais microtrincas estão presentes e há uma continuidade do carregamento cíclico, as mesmas coalescem e crescem ao longo do plano de máxima tensão de tração. Nessa fase a propagação pode ser dividida em dois estágios, sendo estágio I o modo de cisalhamento e o estágio II o modo de tração (XUE et al., 2007).

Inicialmente uma trinca de fadiga nucleia na superfície e se propaga através de vários grãos a 45° em relação à direção da sollicitação (estágio I). Posteriormente, a propagação passa a ocorrer em forma de zig-zag essencialmente perpendicular a máxima tensão de tração (estágio II). A maioria das trincas de fadiga cresce através de contornos de grãos (transgranular) como pode ser visto na Figura 2.8; no entanto, as trincas podem crescer também ao longo dos contornos de grãos (intergranular) dependendo do material, da carga e das condições ambientais (STEPHENS, 2001; SCHIJVE, 2003).

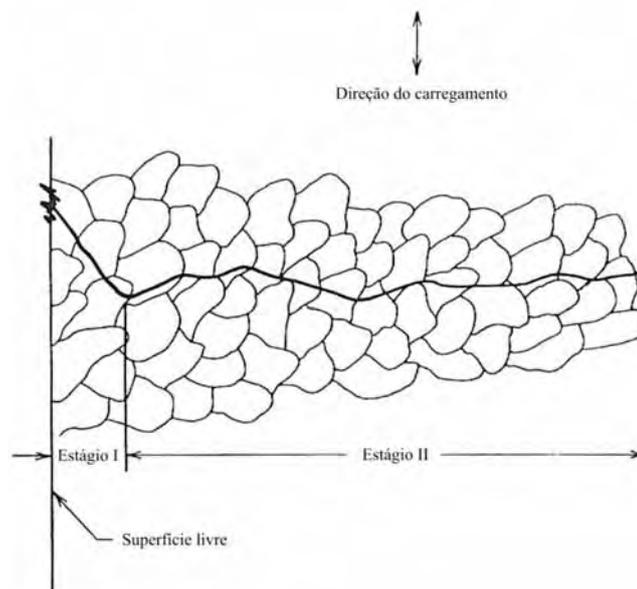


Figura 2.8 – Representação dos estágios I (modo de cisalhamento) e II (modo de tração) no crescimento transgranular de uma trinca microscópica por fadiga (STEPHENS, 2001)

2.5.1.2 Propagação

A taxa de crescimento da trinca por fadiga como uma função do fator intensidade de tensão, é uma importante ferramenta que pode ser utilizada para prevenir e calcular o crescimento real ou o potencial de danos em componentes estruturais (JOGI et al., 2008)

Esse conceito foi proposto por Paris³ (1961 apud SCHIJVE, 2003, p. 684) na década de 1960 e correlaciona a taxa de crescimento da trinca, da/dN , com a variação do fator intensidade de tensão, ΔK , através da equação (1).

$$da/dN = C (\Delta K)^n \quad (1)$$

Na qual C e n são constantes do material obtidas experimentalmente.

³ PARIS, P.C.; GOMEZ, M.P.; ANDERSON, W.E. **A rational analytical theory of fatigue**. The Trend of Engineering, 1961; 13:9–14 apud SCHIJVE, J. Fatigue of structures and materials in the 20th century and the state of the art. **Internacional Journal of Fatigue**, v. 25, p. 679-702, Feb., 2003.

A correspondente variação do fator intensidade de tensão aplicado, ΔK , é calculado conhecendo o comprimento da trinca, a , a variação da tensão aplicada, ΔS , e a solução do fator intensidade de tensão, K , encontradas no componente em questão. ΔK é definido pela equação (2) (STEPHENS, 2001).

$$\Delta K = K_{\text{máx}} - K_{\text{mín}} = S_{\text{máx}} \sqrt{\pi a} \alpha - S_{\text{mín}} \sqrt{\pi a} \alpha = (S_{\text{máx}} - S_{\text{mín}}) \sqrt{\pi a} \alpha = \Delta S \sqrt{\pi a} \alpha \quad (2)$$

Na qual α é um fator que depende da geometria do corpo-de-prova, das condições de carregamento e da razão entre o comprimento da trinca e a largura do corpo-de-prova, a/W (ASM, 2005).

Na Figura 2.9 está representado esquematicamente a curva do comprimento de trinca versus o número de ciclos aplicado para três corpos-de-prova idênticos submetidos a diferentes níveis de tensões cíclicas. O formato desse gráfico não é aplicado em projetos de fadiga exceto se o material está submetido a condições exatamente iguais às utilizadas na obtenção dos dados da curva (STEPHENS, 2001).

A curva típica da taxa de crescimento da trinca, da/dN , em função da variação do fator intensidade de tensão, ΔK , utilizada para prever a vida em fadiga, pode ser observada na Figura 2.10 (JOGI et al., 2008; NARASIAH; RAY, 2008).

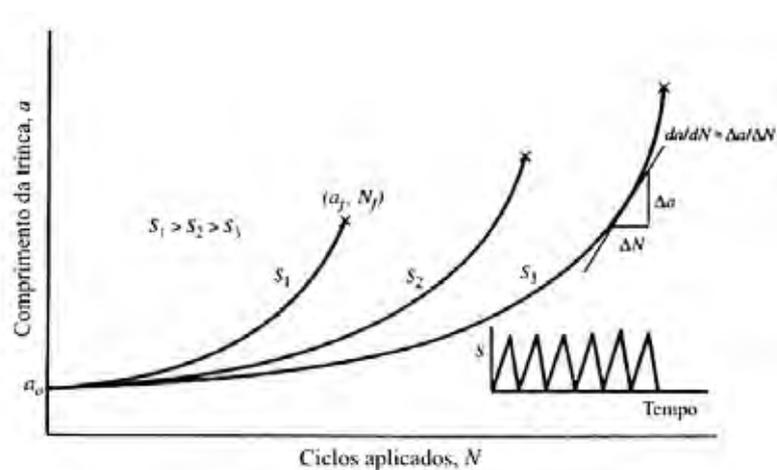


Figura 2.9 – Gráfico a versus N . A fratura é indicada pelo X (STEPHENS, 2001)

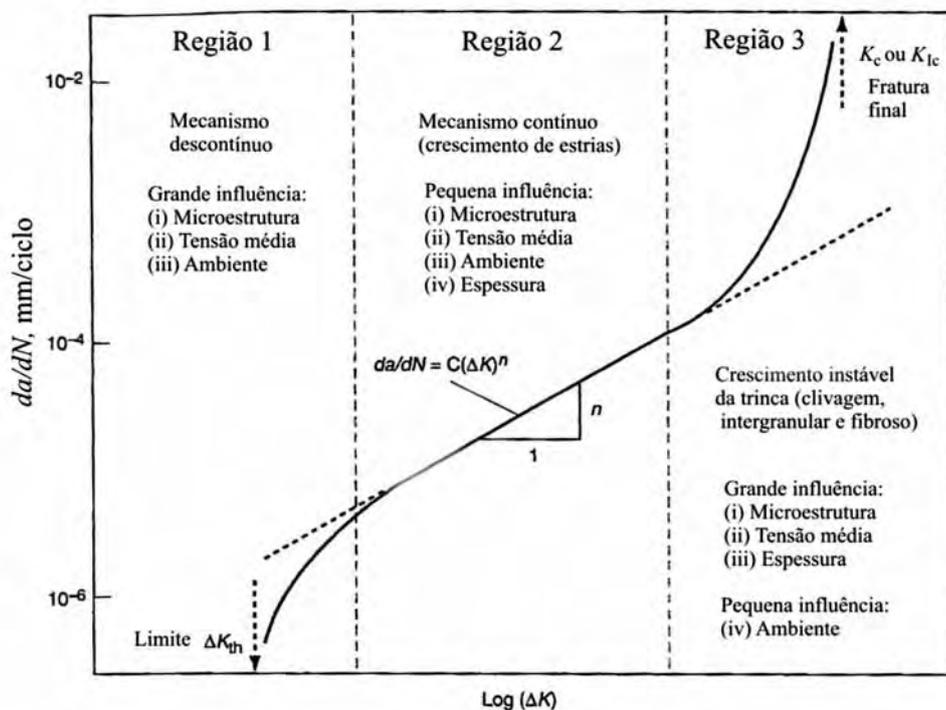


Figura 2.10 – Gráfico da taxa de propagação da trinca de fadiga, da/dN , versus a variação do fator intensidade de tensão, ΔK em escala logarítmica (ASM, 2005)

Conforme pode ser visto na Figura 2.10, a curva de da/dN versus ΔK apresenta três regiões distintas (VOORWALD, 1988):

- Região I – região limite ou próxima do valor limite (ΔK_0 ou ΔK_{th}), abaixo do qual não é observado crescimento de trincas (STEPHENS, 2001; ASM, 2005).
- Região II – região do meio, mostra um comportamento essencialmente linear entre $\log da/dN$ e $\log \Delta K$. Essa região é caracterizada pelo crescimento estável de macrotrincas de fadiga (STEPHENS, 2001).
- Região III – região de alta taxa de propagação, onde a máxima intensidade de tensão, $K_{máx}$, se aproxima do valor da intensidade de tensão crítica para a fratura estática, K_c ou K_{Ic} (ASM, 2005).

2.5.1.3 Teoria do dano acumulado

Os danos por fadiga são acumulativos e aumentam com a aplicação de ciclos de carga. Tais danos desempenham um importante papel na previsão da vida de componentes ou estruturas submetidas a carregamentos cíclicos por um longo período. Desde a introdução do conceito de dano acumulativo, muitos modelos teóricos têm sido desenvolvidos para explicar o comportamento dos componentes (SANTANA et al., 2008). O primeiro sistema de dano proposto foi o modelo de Palmgren⁴ (1923 apud SCHIJVE, 2003, p. 691) expresso matematicamente por:

$$D = \sum (n_i/N_{fi}) \quad (3)$$

Na qual D denota o dano, n_i e N_{fi} são o número de ciclos aplicados e o número de ciclos aplicados até a falha sob o i -ésimo nível de carregamento de amplitude constante, respectivamente. A falha ocorrerá no componente ou na estrutura quando $D = 1$ (SANTANA et al., 2008).

Uma variação da teoria de Palmgren proposta posteriormente dividiu a vida em fadiga total de um material solicitado em carregamento cíclico em dois estágios, como pode ser visto na Figura 2.11 (VOORWALD, 1988).

O primeiro estágio se relaciona ao número de ciclos necessários para a nucleação da trinca por fadiga, enquanto que o segundo estágio se refere à propagação, mais especificamente ao número de ciclos necessários para a propagação da fissura por fadiga até a falha final. Assim, o número de ciclos total, N , para a falha do componente, é obtido através da seguinte expressão (SCHIJVE, 2003):

$$N = N_n + N_p \quad (4)$$

⁴ PALMGREN, A. **The endurance of ball bearings.** Z Ver Deut Ing, 1923; 68:339–14 (in German) apud SCHIJVE, J. Fatigue of structures and materials in the 20th century and the state of the art. **Internacional Journal of Fatigue**, v. 25, p. 679-702, Feb., 2003.

Na qual N_n é o número de ciclos necessários para a nucleação da trinca por fadiga e N_p o número de ciclos necessários para a propagação da trinca por fadiga até a falha final (VOORWALD, 1988).

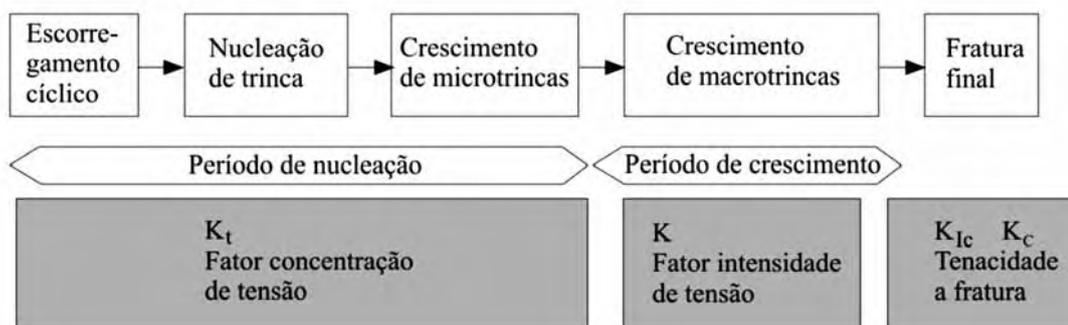


Figura 2.11 – Diferentes fases da vida em fadiga e os fatores relevantes (SCHIJVE, 2003)

2.5.1.4 Fratura por fadiga

A palavra fratura indica que o último estágio do processo de falha por fadiga é a separação de um componente ou estrutura em duas ou mais partes (ASTM, 2007). Esse estágio inicia-se no momento em que uma trinca atinge o tamanho crítico para a propagação instável e se estende até a seção remanescente do material não suportar as tensões ou deformações, resultando na fratura súbita (STEPHENS, 2001; ZANGRANDI, 2004; ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METAIS-ABM, 1982).

A superfície de fratura por fadiga apresenta duas regiões distintas, como pode ser visto na Figura 2.12.

- Uma região lisa e polida que corresponde ao estágio de propagação estável da trinca.
- Uma região rugosa de aspecto escuro correspondente ao estágio de propagação instável da trinca até o momento em que a área resistente não suporta mais o esforço aplicado e ocorre a fratura final (ZANGRANDI, 2004).



Figura 2.12 – Aspecto macroscópico de uma superfície de fratura por fadiga (CORTESIA DMT – UNESP)

O aspecto macroscópico mais característico de uma fratura por fadiga são as chamadas marcas de praia. Estas marcas são produzidas em consequência de três fatores (ABM, 1982):

- Alterações no ciclo de tensões, seja na amplitude ou na frequência de aplicação das tensões (ABM, 1982);
- Paradas intermediárias durante o carregamento cíclico (ABM, 1982);
- Interações da trinca com ambientes corrosivos (STEPHENS, 2001);

Geralmente, as marcas de praia são vistas com a forma de conchas concêntricas, apresentam-se como ressaltos e se expandem a partir do local do início da trinca, indicando a sua direção de propagação. Essas marcas estão presentes na região lisa da superfície de fratura (ZANGRANDI, 2004).

Uma análise microscópica da superfície de fratura pode revelar uma grande variação de mecanismos de crescimento da trinca por fadiga. Os três modos comumente encontrados são: formação de estrias, coalescência de microvazios e microclivagem (JOGI et al., 2008).

Experimentalmente é verificado que a trinca de fadiga avança uma pequena distância em cada ciclo de tensão e cada fase deste avanço fica registrada na superfície de fratura por pequena ondulação ou estrias de fadiga, como pode ser visto na Figura 2.13 (a). Estas estrias formam uma série de arcos, aproximadamente circulares e centrados na origem de fratura, que assinalam sucessivas posições da frente da trinca (SIQUEIRA, 2002).

As estrias de fadiga não devem ser confundidas com as marcas de praia descritas anteriormente, embora ambas sejam formadas durante a fase de propagação estável da trinca, as mesmas diferem tanto em origem como em tamanho (ZANGRANDI, 2004). Em muitos estudos, cada estria representa um ciclo de carga, sendo formada pelo mecanismo de deformação plástica na ponta da trinca durante a fase de carregamento e descarregamento do ciclo de fadiga. Porém, esse mecanismo pode ser diferente para diferentes materiais (SCHIJVE, 2003).

A presença de marcas de praia e ou estrias de fadiga em uma superfície de fratura confirma que a falha ocorreu devido à fadiga. Entretanto, a ausência de qualquer uma das duas não exclui a fadiga como a possível causa da falha (CALLISTER, 2002).

Coalescência de microvazios (CMV), como podem ser vistos na Figura 2.13 (b), são locais de nucleação, crescimento e coalescimento de microvazios durante a deformação plástica. A formação desses vazios, os quais resultam em microcavidades denominadas **dimples**, tem sido largamente atribuídas à fissuração na interface entre as partículas de precipitados ou inclusões e a circundante matriz do material (WANG; KAWAGOISHI; CHEN, 2006). O processo de CMV é geralmente considerado um processo de alta energia e em fadiga isso usualmente ocorre a uma alta taxa de propagação da trinca. Uma superfície de fratura devido a CMV geralmente tem uma aparência maçante e rugosa ou fibrosa (STEPHENS, 2001).

O crescimento da trinca por microclivagem é considerado um processo de baixa energia e, portanto, indesejável no mecanismo de propagação da trinca. Clivagem ou microclivagem envolve fratura ao longo de planos cristalográficos e são de natureza transcristalina. Facetas de clivagem são usualmente planas e freqüentemente contém vários cumes paralelos ou planos de clivagem, como pode ser visto na Figura 2.13 (c). A fratura por clivagem é mais susceptível em metais com estrutura cristalina cúbica de

corpo centrado (CCC), ou hexagonal compacta (HC) do que em estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) (STEPHENS, 2001).

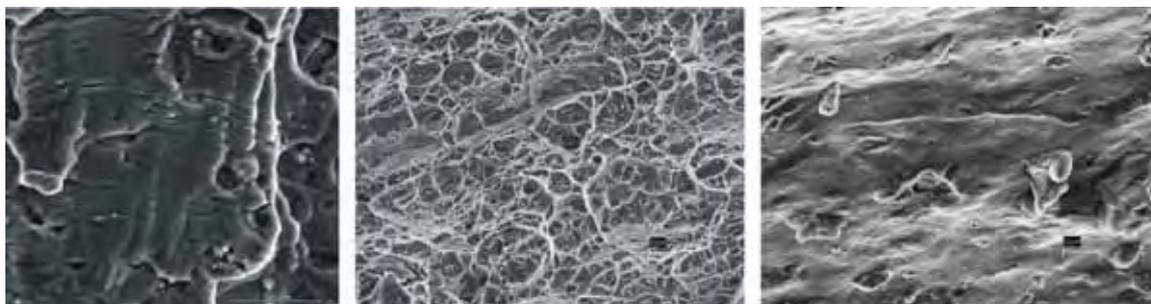


Figura 2.13 – Exemplos do crescimento de uma trinca por fadiga a nível microscópico (a) formação de estrias (CORTESIA DMT – UNESP) (b) coalescência de microvazios (c) microclivagem (CORTESIA PROSHOCK SYSTEM®)

2.5.2 Solicitações de fadiga

Os dois tipos de carregamentos cíclicos são: amplitude constante e amplitude variável ou aleatória (SIQUEIRA, 2002).

Na Figura 2.14 (a) está ilustrado um ciclo alternado simétrico de aplicação de tensão na forma senoidal, situação ideal de fadiga e que pode ser exemplificado como as condições de serviço de um eixo rotativo funcionando em velocidade e amplitude de carregamento constante, sem sobrecarga. Neste tipo de ciclo de tensão, as tensões máximas ($S_{m\acute{a}x}$) e mínimas ($S_{m\acute{i}n}$) são iguais em magnitude, sendo as tensões de tração e compressão consideradas positiva e negativa, respectivamente (CORRÊA, 2005).

Outro tipo, conhecido como ciclo de tensões alternadas, está ilustrado na Figura 2.14 (b); os valores da tensão máxima e mínima são assimétricos em relação ao nível zero de tensão (CALLISTER, 2002).

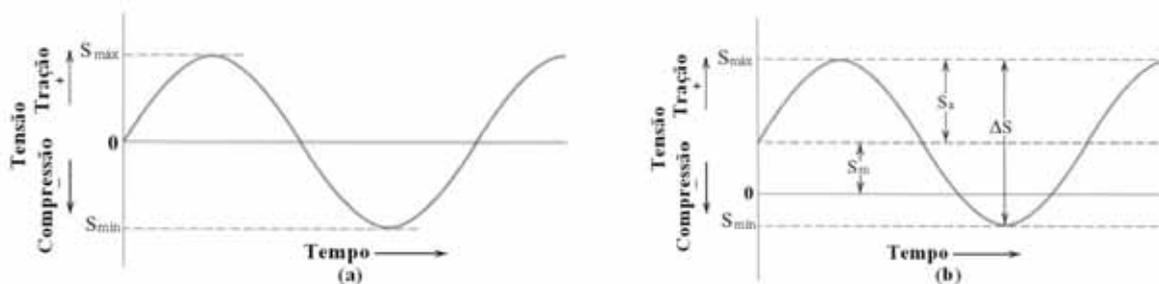


Figura 2.14 – Carregamento de amplitude constante: solitação de tensões (a) alternada simétrica (b) alternada (CALLISTER, 2002)

Os parâmetros que caracterizam os ciclos de tensões em fadiga são (SIQUEIRA, 2002):

- A variação da tensão dada pela equação (5):

$$\Delta S = S_{\text{máx}} - S_{\text{mín}} \quad (5)$$

- A tensão média igual à equação (6):

$$S_m = (S_{\text{máx}} + S_{\text{mín}})/2 \quad (6)$$

- A amplitude da tensão dada pela equação (7):

$$S_a = (S_{\text{máx}} - S_{\text{mín}})/2 \quad (7)$$

- A razão de tensões de carregamento definida pela equação (8):

$$R = S_{\text{mín}}/S_{\text{máx}} \quad (8)$$

Na Figura 2.15, a variação do ciclo de tensão ocorre de maneira aleatória, com ciclos complexos, não permitindo uma modelagem simétrica das tensões; por exemplo: ciclos que ocorrem em asas de avião sob a ação de cargas ambientais (vento)

ou em molas na suspensão de veículos que trafegam por vias irregulares (CORRÊA, 2005).

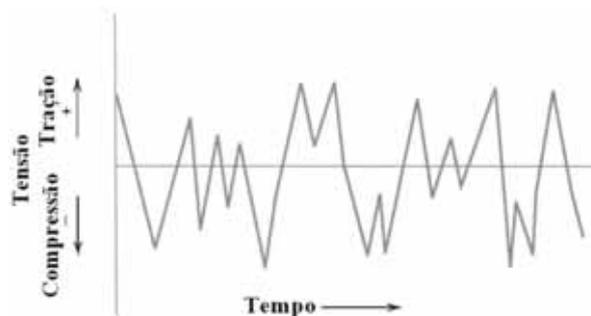


Figura 2.15 – Carregamento de amplitude variável ou aleatória (CALLISTER, 2002)

2.5.3 Curva S-N

A curva S-N, ou curva de Wöhler pode ser considerada uma ferramenta simples de apresentação dos dados experimentais de ensaios de fadiga dos materiais metálicos. Para o levantamento dessa curva, são ensaiados corpos-de-prova idênticos, confeccionados pelo mesmo processo de fabricação, em vários níveis de tensão, geralmente em amplitude constante. (CORRÊA, 2005; SIQUEIRA, 2002).

Normalmente a vida em fadiga, N , é plotada sobre uma escala logarítmica no eixo das abscissas e a amplitude de tensão sobre uma escala linear no eixo das ordenadas (SCHIJVE, 2003).

Para alguns materiais de aplicação em engenharia, como titânio e os aços, a curva S-N se torna horizontal em uma determinada tensão limite, abaixo do qual não ocorra a falha por fadiga. Essa tensão é chamada de limite de fadiga ou limite de resistência à fadiga (ZANGRANDI, 2004; SCHIJVE, 2003).

O comportamento em fadiga representado na Figura 2.16 pode ser classificado em dois domínios. O primeiro está associado com cargas relativamente elevadas que produzem não somente deformações elásticas, mas também microdeformações plásticas durante cada ciclo. Conseqüentemente, a vida em fadiga é relativamente curta (CALLISTER, 2002; SCHIJVE, 2003). Esse domínio é chamado fadiga de baixo ciclo e ocorre com menos de aproximadamente 10^4 a 10^5 ciclos (CALLISTER, 2002). O segundo ocorre sob níveis de tensão mais baixos, em que as deformações são

totalmente elásticas e tem-se como resultado vidas mais longas. Isso é chamado de fadiga de alto ciclo, uma vez que números de ciclos relativamente grandes são necessários para produzir a falha por fadiga (SCHIJVE, 2003). A fadiga de alto ciclo está associada com vidas em fadiga superiores a aproximadamente 10^4 a 10^5 ciclos (CALLISTER, 2002).

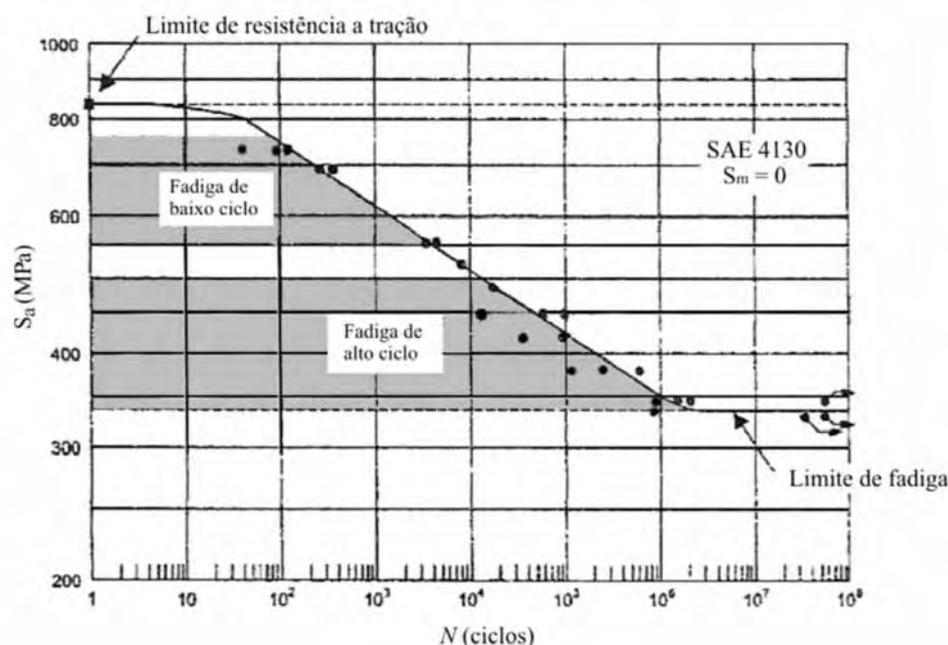


Figura 2.16 – Curva S-N resultante de ensaios com corpos-de-prova de aço SAE 4130. Regiões de baixo e alto ciclo de fadiga (SCHIJVE, 2003)

2.5.4 Fatores que influenciam a vida em fadiga

2.5.4.1 Amplitude de tensões

O número de ciclos necessários para a nucleação de trincas, N_n , decresce com o aumento da amplitude de tensões. Em um carregamento cíclico de baixa amplitude, N_n pode representar uma porcentagem significativa da vida em fadiga total do material. Para uma elevada amplitude de tensão, a nucleação é muito rápida, sendo N_n negligenciado em relação ao número de ciclos para a fratura (ASM, 2005). Dessa forma, em elevadas amplitude de tensões, uma grande parte da vida em fadiga total do

material é associada com microtrincas e o crescimento de macrotrincas. Enquanto que em baixas amplitudes de tensões, a maior parte da vida em fadiga total é consumida na nucleação de trincas e crescimento de microtrincas (STEPHENS, 2001).

2.5.4.2 Concentradores de tensão

Irregularidades na geometria de componentes mecânicos, como orifícios, furos, ranhuras e roscas, cantos vivos, além de defeitos e imperfeições, concentram o fluxo de tensão e causam perturbações localizadas na distribuição das tensões, resultando em um aumento da tensão média na vizinhança da descontinuidade. Esses pontos são chamados de pontos de concentração de tensões (SIQUEIRA, 2002). Geralmente, esses pontos reduzem significativamente o período necessário para a nucleação de trincas por fadiga (ASM, 2005).

2.5.4.3 Meio ambiente

O meio ambiente tem forte efeito sobre a nucleação de trincas. Amplos dados experimentais mostram que a vida em fadiga de todos os materiais testados no vácuo é consideravelmente mais longa que a vida em fadiga em qualquer outro ambiente. Uma parte desse aumento na vida em fadiga é devido ao fato de que a taxa de propagação de trincas, especialmente pequenas trincas, no vácuo é menor do que no ar ou outro ambiente. Outra parte desse aumento é devido à inibição de nucleação de trincas (ASM, 2005).

Em meio ambiente corrosivo, geralmente ocorre uma forte redução no estágio de nucleação. Uma explicação simplificada do mecanismo de fadiga com corrosão é que a microestrutura da superfície do metal é atacada pelo agente corrosivo, causando uma fácil e mais rápida iniciação das trincas. Isso ocorre, pois a concentração de tensões na ponta das trincas quebra o filme de óxido, e o agente corrosivo age como uma forma de eletrodo com a ponta da trinca tornando-se um anodo, pelo qual o material é removido, e assim ajudando a ação da propagação sob fadiga (SIQUEIRA, 2002).

2.5.4.4 Rugosidade superficial

A rugosidade superficial tem uma influência predominante sobre a vida em fadiga dos materiais. Estudos realizados recentemente em ligas de alumínio mostraram que corpos-de-prova usinados com baixa rugosidade apresentam uma melhor resistência à fadiga do que corpos-de-prova fabricados pelo mesmo processo, porém com alta rugosidade superficial. Esse fenômeno pode ser explicado pelo fato de a rugosidade gerar pontos de concentrações de tensão ao longo da superfície do material (SURARATCHAI et al., 2008).

2.5.4.5 Tensões residuais

As tensões residuais podem ser definidas como tensões que existem em um componente mecânico ou estrutural na ausência de qualquer solicitação externa, sendo resultantes de deformações de origem térmica ou mecânica, acompanhadas de deformação plástica (CORRÊA, 2005). Pela própria definição, as tensões residuais constituem um sistema em equilíbrio (SIQUEIRA, 2002).

Essas tensões são consequência de processos de manufatura e fabricação, com magnitudes freqüentemente de grande proporção do escoamento plástico ou limite de resistência à tração (JAMES et al., 2007). Alguns processos que podem causar tensões residuais são (CORRÊA, 2005):

- operações de laminação e forjamento;
- operações de conformação e corte;
- usinagem;
- fundição e soldagem;
- tratamentos térmicos e termoquímicos;
- eletrodeposição.

A presença de tensões residuais é conhecida por afetar ambos os estágios de nucleação e propagação de trincas por fadiga. Isso ocorre devido a alterações na tensão média efetiva, experimentada durante o carregamento cíclico (JAMES et al., 2007).

O efeito desse tipo de tensão pode ser tanto benéfico como prejudicial na vida útil de componentes, dependendo da sua natureza, intensidade e distribuição em relação às tensões associadas com carregamentos de serviço ou operação (CORRÊA, 2005).

Tensões residuais de tração aumentam o nível de tensão e conduzem à fratura em cargas menores do que seria esperado, reduzindo a resistência à fadiga (JAMES et al., 2007).

Tensões residuais compressivas reduzem ou eliminam as tensões de tração que ocorrem durante o carregamento cíclico e aumentam a resistência à fadiga (GUECHICHI; CASTEX, 2006).

Os principais métodos utilizados para introduzir tensões residuais compressivas na superfície do material são: jateamento de partículas esféricas ou **shot peening**, cementação, nitretação, têmpera por indução, rolamento superficial, entre outros. Estes processos ou tratamentos superficiais, além de introduzirem campos de tensões residuais compressivas, também elevam a dureza superficial do material e conseqüentemente inibem a nucleação de trincas por fadiga (SIQUEIRA, 2002).

2.5.5 Fadiga em bicicletas

O princípio de falha em um componente, como guidão ou quadro, pode estar presente desde a sua fabricação ou se desenvolver ao longo do tempo, devido à deformação cíclica e concentradores de tensão como mudança de seção, solda, entalhe, mal dimensionado ou não previsto (BIKE ACTION, 2006).

Na prática, observa-se que é comum alguns ciclistas utilizarem o quadro com pequenas trincas por um longo período de tempo. Porém, quando essas trincas atingirem um tamanho chamado crítico, o componente romperá, pois a seção remanescente do material não será capaz de suportar o esforço aplicado. As trincas de fadiga, em muitos casos, não são visíveis a olho nu e algumas vezes estão em locais de difícil visualização ou mesmo escondidas embaixo de uma camada de tinta. Nesses casos, a não descoberta das trincas leva à fratura repentina do componente, o que pode ter conseqüências graves durante um treino ou competição (BIKE ACTION, 2006).

Shelton, Sullivan e Gall (2004) apresentaram um estudo sobre um garfo suspensão dianteiro que falhou catastróficamente e resultou em um acidente grave ao ciclista. A falha foi consequência da fratura súbita de ambas as hastes na região de engaste destas com a coroa (**crow**n). Esse engaste é feito por pressão, o que gera tensões de compressão ao longo do diâmetro engastado e em condições normais de operação essa região é submetida às tensões de compressão axial e flexão.

O garfo suspensão havia sido usado por um período de um ano e a fratura ocorreu após a bicicleta passar por um desnível de um metro de altura. Os autores analisaram que houve um equívoco no projeto da coroa, o qual gerou um local de grande concentração de tensão na junção desta com as hastes; essa região foi submetida à máxima tensão de tração em flexão, decorrente do carregamento cíclico oriundo das condições normais de operação, o que facilitou a nucleação e propagação de uma trinca por fadiga até atingir um tamanho crítico em relação à espessura das hastes (SHELTON; SULLIVAN; GALL, 2004).

Em última instância, a força resultante do salto de um metro de altura gerou uma elevada tensão de flexão, sobrecarga, a qual iniciou a fratura súbita da trinca de fadiga pré-existente em ambas as peças. Essas evidências levaram a conclusão que o garfo suspensão falhou devido à fadiga e a causa mais provável foi um equívoco no projeto, o qual ocasionou uma elevada concentração de tensão em uma região específica do componente (SHELTON; SULLIVAN; GALL, 2004).

De acordo com a revista *Bike Action* (2006) os componentes de bicicletas **mountain bike**, como guidões são freqüentemente submetidos a **recalls** nos Estados Unidos. Esses **recalls** são onerosos para os fabricantes e as falhas, além de perigosas para os usuários, geram desconfiança sobre a credibilidade do produto. Como medida preventiva para eliminar esses acontecimentos indesejáveis, os engenheiros estão constantemente desenvolvendo máquinas de ensaio e buscando novas tecnologias, muitas vezes oriundas da indústria automobilística e aeronáutica, para aplicar em seus projetos e aumentar a segurança dos componentes.

2.6 SHOT PEENING

2.6.1 Introdução

Shot peening é um processo de trabalho a frio no qual um fluxo de pequenas partículas denominadas granalhas é bombardeado contra a superfície de componentes metálicos (HONG; OOI; SHAW, 2008; MAHAGAONKAR; BRAHMANKAR; SEEMIKERI, 2008).

Durante o processo, a colisão das granalhas sobre a superfície alvo causa deformações plásticas localizadas e um encruamento na camada superficial (HONG; OOI; SHAW, 2008; SIQUEIRA, 2002). Abaixo da superfície, o material tenta restaurar a sua forma original, produzindo um hemisfério de elevadas tensões residuais compressivas ao redor das microcavidades, conforme está representado na Figura 2.17 (SIQUEIRA, 2002; METAL IMPROVEMENT COMPANY - MIC, 2008). Tensões residuais compressivas em camadas superficiais e subsuperficiais de componentes aumentam significativamente a resistência à fadiga (HONG; OOI; SHAW, 2008). Dessa maneira, **shot peening** é amplamente utilizado em numerosas aplicações de engenharia como um método eficaz para melhorar as propriedades de fadiga de componentes e estruturas (HONG; OOI; SHAW, 2008; MAHAGAONKAR; BRAHMANKAR; SEEMIKERI, 2008; WANG et al., 1998).



Figura 2.17 – Efeitos do **shot peening** na superfície metálica (MIC, 2008)

Comparado com outros tratamentos mecânicos de avançada tecnologia como, **laser shot peening** (LSP) e brunimento de baixa plasticidade (LPB), os quais são mais

caros e consomem muito tempo, **shot peening** tem uma diversificada gama de aplicações como, veículos automobilísticos, marinhos e aeroespaciais, em relação a esses processos de alta tecnologia (MAHAGAONKAR; BRAHMANKAR; SEEMIKERI, 2008).

As modificações na superfície produzidas pelo tratamento de **shot peening** são: aumento da rugosidade superficial, aumento da densidade de discordâncias nas proximidades da superfície (encruamento) e o desenvolvimento de um perfil característico de tensões residuais (MAHAGAONKAR; BRAHMANKAR; SEEMIKERI, 2008; CURTIS, 2003; WAGNER, 1999).

Em termos de danos por fadiga, o aumento na rugosidade superficial acelera a nucleação e a antecedente propagação de trincas; o encruamento retarda a nucleação e acelera a propagação de trincas pelo aumento da resistência à deformação plástica (WAGNER, 1999); e as tensões residuais compressivas dificultam a nucleação e a propagação de trincas (CORRÊA, 2005; TORRES; VOORWALD, 2002).

As tensões residuais compressivas são benéficas e aumentam a resistência à: falhas por fadiga, fadiga de corrosão, fissuração auxiliada por hidrogênio, corrosão de atrito acelerada por vibração, escoriação e erosão causadas por cavitação (MAHAGAONKAR; BRAHMANKAR; SEEMIKERI, 2008; MIC, 2008).

O processo de **shot peening** também é especialmente eficaz na redução de efeitos prejudiciais de concentradores de tensão como entalhes, filetes, pites de forjamento, defeitos superficiais e zona termicamente afetada de soldagem (ASM, 1994).

2.6.2 Parâmetros de controle no processo de shot peening

Existe um número significativo de parâmetros envolvidos no processo de **shot peening**, os quais precisam ser controlados e regulados, tendo em vista produzir um maior benefício na distribuição de tensões residuais compressivas no componente. Esses parâmetros podem ser divididos em três grupos relacionando o jato de granalhas, o componente e o processo (HONG; OOI; SHAW, 2008; RENAUD, 2002).

Os parâmetros do jato de granalhas incluem tamanho, densidade, forma, velocidade de impacto, inércia rotativa, ângulo de incidência e dureza. Os parâmetros do componente incluem geometria, limite de escoamento inicial, características de encruamento e dureza. Por fim, os parâmetros de processo incluem taxa do fluxo de massa, pressão do ar, ângulo de ataque, distância entre o bocal de jateamento e o componente, a porcentagem de cobertura, o tempo de exposição e a saturação (HONG; OOI; SHAW, 2008; RENAUD, 2002).

2.6.2.1 Intensidade Almen

Especificar todos os parâmetros de processo em cada operação de **shot peening** consumiria tempo em investigações e procedimentos industrialmente impraticáveis (RENAUD, 2002). Como solução desse problema J. O. Almen⁵ (1995 apud RENAUD, 2002, p. 121) padronizou finas plaquetas que são colocadas em paralelo ao material tratado, recebendo assim, o mesmo tratamento em apenas um dos lados. Esse tratamento induz tensões residuais nas pequenas plaquetas tornando-as encurvadas. A curvatura das plaquetas causada pelo processo é medida em um relógio comparador especial e denominada intensidade Almen ou intensidade de jateamento (SIQUEIRA, 2002; TORRES; VOORWALD, 2002). Através desse conceito reuniu-se a maior parte dos parâmetros de processo previamente listados dentro de uma variável única, a medição da intensidade Almen, o qual apresenta valores apropriados para ajustar os parâmetros de **shot peening** como meio de obter os resultados esperados do tratamento (TORRES; VOORWALD, 2002; RENAUD, 2002).

Três espessuras de plaquetas Almen denominadas por N, A e C, são usadas para cobrir toda a gama de intensidades. Na Figura 2.18 está representado as plaquetas e o processo de Almen (SIQUEIRA, 2002).

⁵ CAO, W.; FATHALLAH, R.; CASTEX, L. Correlation of Almen arc height with residual stresses in shot peening process. **Material Science and Technology**, vol. 11, p. 967-973, sept. 1995 apud RENAUD, Franck Petit. Optimization of the shot peening parameters. **8th International Conference on Shot Peening - ICSP8**, 2002, Garmisch-Partenkirchen/Germany, p. 119-129, 2002.

Na prática, a eficiência do tratamento de **shot peening** é estabelecida pela intensidade Almen e pelos seguintes parâmetros: tipo das granalhas de jateamento, cobertura e pela saturação (KARUPPANAN, 2002).

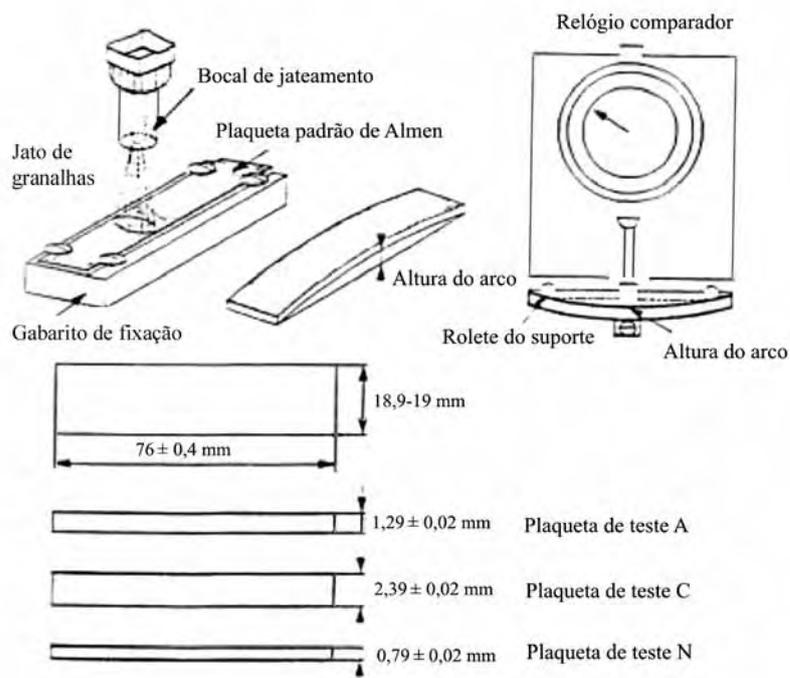


Figura 2.18 – Equipamento para determinação do parâmetro Almen (CORRÊA, 2005)

2.6.2.2 Cobertura

A cobertura é definida como uma medida da fração da área superficial do componente que foi bombardeada por um dado tempo; usualmente é expressa como porcentagem. Uma cobertura visual completa, 100% de cobertura, é atingida quando a superfície referente foi totalmente bombardeada. Nesse ponto, as tensões residuais são consideradas uniformes na camada superficial do componente. Coberturas menores que 100% são ineficientes, pois a porcentagem da superfície que não foi bombardeada, contribui para uma desigualdade na distribuição das tensões residuais na camada superficial do componente. Coberturas acima de 100% são alcançadas multiplicando o

tempo de exposição necessário para 100% de cobertura. (KARUPPANAN et al., 2002).

Uma avaliação qualitativa da superfície pode ser feita por uma inspeção visual utilizando uma lupa de aumento; avaliações quantitativas podem ser feitas pela análise de imagens ou por técnicas de marcações com tinta (KARUPPANAN et al., 2002).

2.6.2.3 Saturação

A saturação se refere ao número, à uniformidade e à posição relativa de incidência causada pela colisão de esferas no componente trabalhado durante o tempo de exposição. Esse parâmetro é uma medida da eficiência do processo de **shot peening**. As plaquetas Almen podem ser usadas para medir o ponto de saturação, o qual é definido como o primeiro ponto da curva altura do arco versus tempo de bombardeamento, em que duplicando o tempo de exposição ocorre um acréscimo de 10% ou menos na altura do arco, conforme pode ser visto na Figura 2.19 (KARUPPANAN et al., 2002).

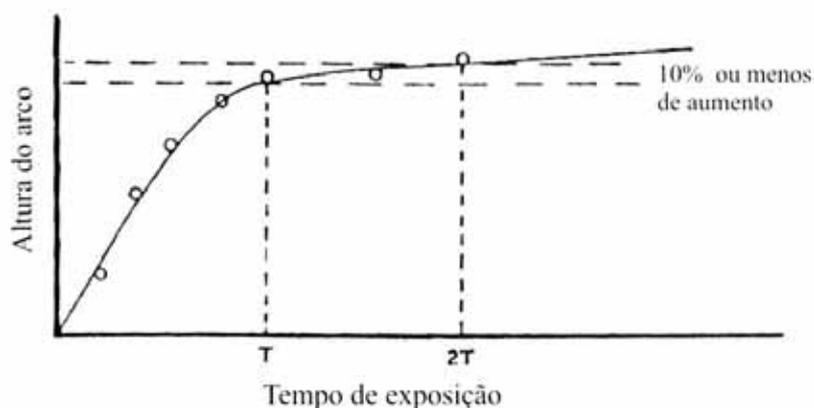


Figura 2.19 – Curva de saturação (MIC, 1989)

2.6.2.4 Tipo das granalhas de jateamento

As granalhas tipicamente usadas para **shot peening** são: pequenas esferas de aço, arame de aço ou aço inox cortado e condicionado, materiais cerâmicos e vidro. Essas granalhas devem ser uniformes em tamanho e essencialmente esféricas no seu formato, sem apresentar arestas pontiagudas ou partículas quebradas. Partículas quebradas ou com arestas pontiagudas podem ser potencialmente prejudiciais para a superfície do componente (MIC, 1989).

Normalmente o jateamento é feito com esferas de aço, as quais são padronizadas pela norma **Society of Automotive Engineers Aerospace Material Specification – SAE-AMS-S-13165** (1997) em uma denominada faixa de S70 à S930, correspondente a aproximadamente o tamanho individual de cada esfera em dez milésimos de uma polegada.

2.6.3 Efeitos do processo – magnitude e profundidade das tensões residuais

O efeito imediato do bombardeamento de esferas em alta velocidade sobre alvos metálicos é a criação de uma fina camada de tensões residuais compressivas de alta magnitude na superfície metálica ou nas proximidades de mesma, a qual é balanceada com uma pequena tensão de tração mais profunda em direção ao centro do componente, como está representado na Figura 2.20 (RENAUD, 2002).

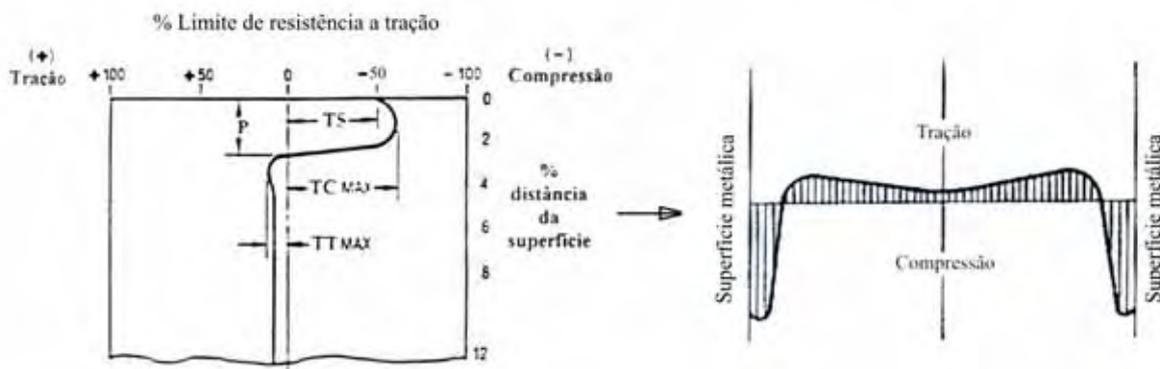


Figura 2.20 – Perfil das tensões residuais geradas pelo **shot peening**.

TS – Tensão medida na superfície do componente;

TC MÁX – Tensão compressiva máxima;

P – Profundidade da camada compressiva;

TT MÁX – Tensão trativa máxima (adaptado de CORRÊA, 2005; MIC, 1989)

A magnitude dessas tensões residuais compressivas é primeiramente uma função das propriedades mecânicas do material alvo e podem alcançar valores elevados como 50% a 60% do limite de resistência à tração do material (RENAUD, 2002).

A profundidade é vastamente dependente da intensidade de jateamento, da dureza relativa das esferas incidentes e do material alvo (RENAUD, 2002).

Em ligas de alumínio, o tamanho da esfera tem um efeito diferente sobre a profundidade da camada de tensões residuais compressivas se comparado a outros materiais. Um componente de alumínio, jateado com uma dada intensidade Almen, terá uma camada de tensões residuais compressivas de profundidade maior quando jateado com esferas maiores, do que quando jateado com esferas menores, sob a mesma intensidade (MIC, 1989).

2.6.4 Influência do shot peening na resistência a fadiga dos materiais

Fadiga é um importante parâmetro a ser considerado no comportamento de componentes mecânicos submetidos a carregamentos de amplitude constante e variável. Um dos métodos conhecidos para melhorar a resistência à fadiga de componentes e estruturas é utilizar o processo de **shot peening** objetivando induzir tensões residuais compressivas na camada superficial do material, dificultando assim a

nucleação e propagação de trincas por fadiga (TORRES; NASCIMENTO; VOORWALD, 2002). Apesar do mecanismo de **shot peening** ter um conceito simples, o processo é complexo (KARUPPANAN et al., 2002).

Torres e Voorwald (2002) estudando os efeitos do **shot peening** na vida em fadiga de corpos-de-prova de aço ABNT 4340 com dureza de 53HRc, submetidos a ensaios de flexão rotativa ($R = -1$) na frequência de 50 Hz e temperatura ambiente, avaliaram que um aumento da intensidade de jateamento não necessariamente resultou em um aumento da vida em fadiga desse material. Também foi avaliado que a intensidade de **shot peening**, a qual produziu o melhor resultado, foi influenciada por vários fatores como: relaxamento das tensões compressivas durante o processo de fadiga; condições superficiais geradas pelo shot peening; e a possibilidade do campo de tensões residuais compressivas transferir a nucleação da trinca para abaixo da superfície do material. Nessa pesquisa, o relaxamento de tensões residuais compressivas foi diretamente relacionado à tensão aplicada e ao número de ciclos que o corpo-de-prova foi submetido. Os autores observaram também que em todas as intensidades de **shot peening** ocorreu um reforço do limite de fadiga da ordem de 9% a 12% e que para níveis de tensão intermediários esse ganho foi ainda maior em comparação ao material base, conforme está representado na Figura 2.21.

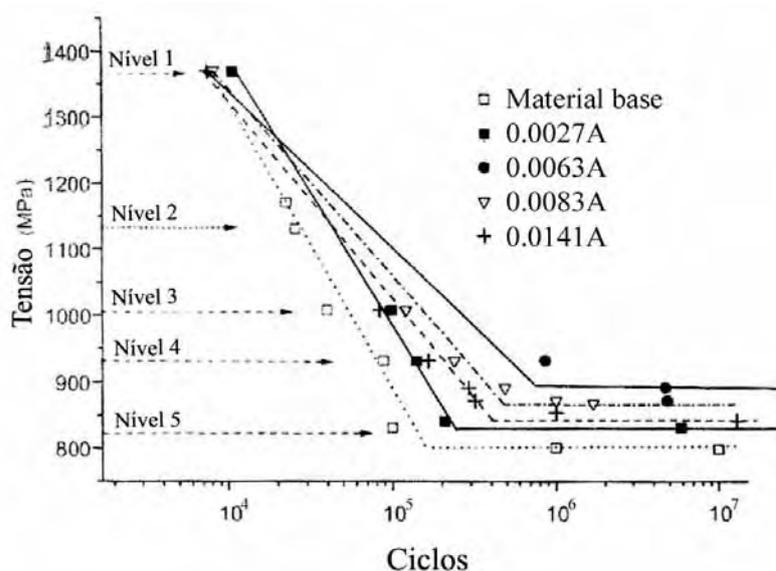


Figura 2.21 – Curvas S-N comparativas entre o material base e nas condições de **shot peening** (TORRES; VOORWALD, 2002)

Um estudo realizado por Rodopoulos et al. (2004) sobre a influência do **shot peening** na vida em fadiga da liga de alumínio 2024-T351, utilizando duas metodologias diferentes para selecionar as condições de shot peening, apresentou resultados interessantes. Os pesquisadores analisaram que em ambas as condições de **shot peening** definidas de acordo com a otimização obtida de cada metodologia, houve um aumento na vida em fadiga do material, conforme pode ser visto na Figura 2.22. Esse aumento foi causado por dois efeitos: prolongamento no tempo para nucleação da trinca por fadiga e redução da taxa de propagação da trinca; sendo ambos os mecanismos afetados pelo relaxamento do perfil das tensões residuais. Também foi avaliado que o relaxamento das tensões residuais está associado à tensão aplicada e que a severidade desse efeito pode causar a degradação do desempenho em fadiga da liga de alumínio 2024-T351. Nesse estudo os corpos-de-prova foram ensaiados por fadiga axial ($R = 0,1$) na frequência de 20 Hz.

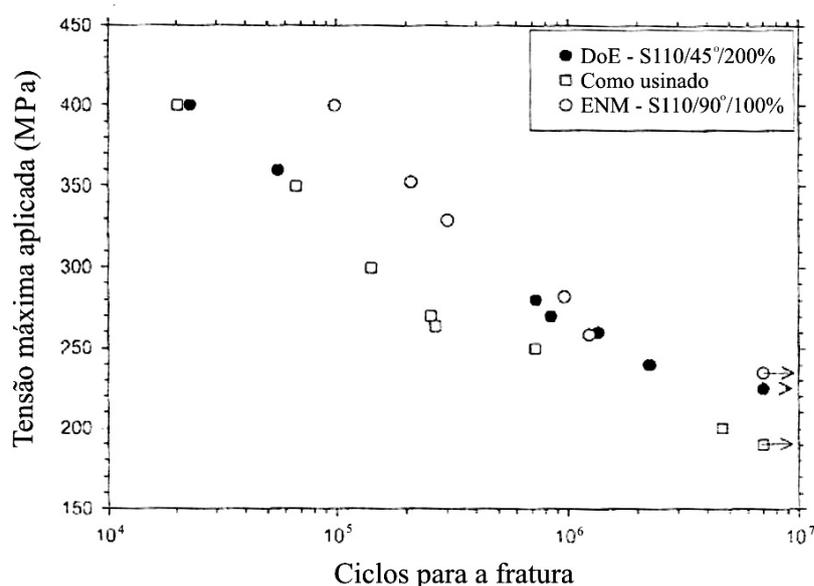


Figura 2.22 – Curvas S-N do material como usinado e em duas condições de **shot peening** selecionadas (RODOPOULOS et al., 2004)

2.6.5 Aplicação do shot peening em componentes

Shot peening é largamente utilizado em numerosos componentes de engenharia (HONG; OOI; SHAW, 2008). Exemplos destes são (MIC, 1989):

- Palhetas de turbina, assim como pá de hélices e eixos para motores a jato de aeronaves, turbinas a gás / vapor estacionárias e compressores;
- Virabrequim, engrenagens e bielas na indústria automotiva;
- Todos os tipos e tamanhos de eixos árvore e eixo de rodas;
- Molas helicoidais de compressão, molas de extensão e de torção.

CAPÍTULO 3 MATERIAL E MÉTODO

3.1 MATERIAL

O material utilizado neste trabalho foi a liga de alumínio 6013-T6 confeccionada por processo de extrusão em perfil tubular, com diâmetro externo de 30,5 mm e diâmetro interno de 22,3 mm. Essa matéria prima é utilizada pela empresa **ProShock System**[®] na fabricação de tubos superiores de garfo suspensão para bicicletas, sendo este o motivo principal para sua escolha.

A liga de alumínio 6013 é uma liga Al-Mg-Si-Cu que foi desenvolvida pela empresa Alcoa e registrada na associação do alumínio em meados de 1983. Esta liga apresenta uma alta resistência mecânica dentre as ligas da série 6XXX com limites de resistência 25% superiores à liga de alumínio 6061-T6 e resistência à corrosão superior às ligas da série 2XXX e 7XXX. A liga 6013 além da condição de tempera T6 também é avaliada em outras 4 têmperas: O, T3, T4 e T8 (TROEGER; STAKER JR, 2000; CIESLAK, 1988).

Devido às atrativas combinações de propriedades mecânicas, resistência à corrosão, soldabilidade e conformabilidade, a liga de Al 6013 é utilizada em muitas aplicações nas diversas áreas do mercado, como: aeroespacial, defesa, automobilística, esportiva e aplicação estrutural em geral (CIESLAK, 1988).

3.1.1 Composição química

A composição química (fornecida pelo fabricante) da liga de alumínio 6013-T6 utilizada na confecção dos corpos-de-prova está representada na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 – Composição química da liga Al 6013-T6

Elemento	Encontrado (%)	Especificado (%)	
		Mín.	Máx.
Cu	0,86	0,60	1,10
Fe	0,22	0,00	0,50
Mg	0,88	0,80	1,20
Mn	0,41	0,20	0,80
Ni	0,01	0,00	0,05
Si	0,77	0,80	1,00
Ti	0,01	0,00	0,10
Zn	0,02	0,00	0,25
Cr	0,06	0,00	0,10
Pb	0,01	0,00	0,05
Sn	0,01	0,00	0,05
Ga	0,02	0,00	0,05
V	0,01	0,00	0,05
Zr	0,01	0,00	0,05
Outros	0,037	0,00	0,05

3.2 METODOLOGIA DE ENSAIO

Em razão da dificuldade de encontrar na literatura informações sobre ensaios de fadiga axial em corpos-de-prova (CDP) tubulares fez-se necessário desenvolver um método de ensaio para este trabalho. Durante esse desenvolvimento foram testadas algumas metodologias, as quais contaram com as seguintes etapas até a definição final do método de ensaio: projeto do corpo-de-prova, projeto de dispositivos para ensaio e resultados de ensaios preliminares para validação do método.

3.2.1 Metodologia A

3.2.1.1 Corpos-de-prova

A geometria inicial dos corpos-de-prova, como pode ser visto na Figura 3.1, foi projetada com base nas dimensões do tubo superior modelo **over headset** utilizado em garfos suspensões de bicicletas. As dimensões que relacionam o corpo-de-prova com o componente são: o diâmetro da área útil, o qual é igual ao diâmetro da região do tubo que sofre maior esforço durante o trabalho do garfo; o raio da mudança de seção e a região de engaste, ambos de dimensões iguais às do tubo, sendo o corpo-de-prova com engaste por rosca e o tubo por pressão.

Os corpos-de-prova foram confeccionados na empresa **ProShock System**[®] por processo de usinagem em torno CNC, utilizando como matéria prima o material descrito na seção 3.1.

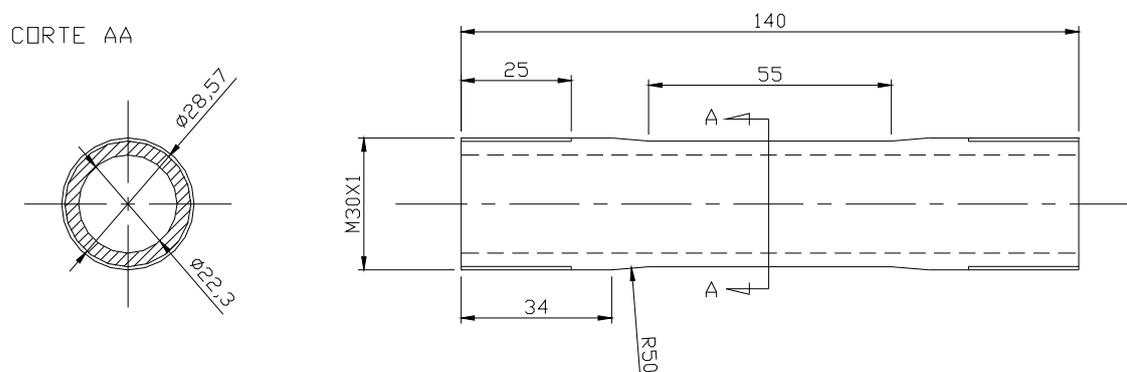


Figura 3.1 – Corpo-de-prova com dimensões embasadas no tubo superior (mm)

3.2.1.2 Dispositivo

Para a realização dos ensaios de tração e fadiga foi necessário fabricar um par de dispositivos que adaptasse o corpo-de-prova à máquina de ensaio, uma vez que o mordente da máquina não comporta o diâmetro do corpo-de-prova. Esses dispositivos

foram confeccionados na empresa **ProShock System**[®] por processo de usinagem em torno manual, utilizando como matéria prima uma barra redonda de aço SAE 4340.

A fixação do corpo-de-prova no dispositivo foi feita através de uma rosca M30X1 com comprimento de 25 mm. Optou-se por esse comprimento de fixação, pois é o comprimento de engaste entre o tubo superior e a coroa. Na Figura 3.2 está mostrado a geometria do dispositivo de teste.

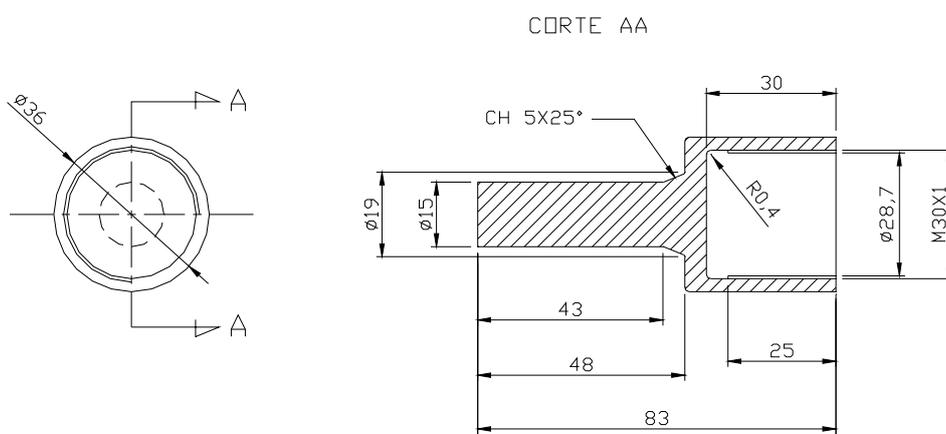


Figura 3.2 – Dispositivo adaptativo para ensaio de corpos-de-prova com rosca (dimensões em mm)

3.2.1.3 Ensaios de tração

Os ensaios de tração foram realizados no Departamento de Materiais e Tecnologia (DMT) da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá – UNESP, utilizando uma máquina INSTRON modelo 8801 de 100 kN de capacidade.

O objetivo desse ensaio é caracterizar o comportamento do corpo-de-prova quando submetido à aplicação de uma carga monotônica crescente. O resultado é dado na forma de um gráfico de tensão versus deformação a partir do qual é possível obter propriedades mecânicas importantes do material, como o limite de escoamento, limite de resistência à tração, tensão de ruptura etc. Essas propriedades podem ser utilizadas para calcular a tensão máxima do ciclo de solicitações alternadas no ensaio de fadiga.

Os ensaios de tração foram realizados pelo método de controle de deslocamento, utilizando uma velocidade de ensaio de 2 mm/min.

3.2.1.3.1 Ensaio com corpo-de-prova – geometria inicial

Os ensaios de tração ocorreram até a máquina de ensaio atingir o limite máximo de segurança da sua célula de carga, o qual é de aproximadamente 95 kN. Com essa carga, os corpos-de-prova sofreram uma visível deformação plástica na área útil, porém não foi suficiente para fraturá-los. Sendo assim, concluiu-se que a geometria do corpo-de-prova estava muito resistente para essa máquina de ensaio.

Como solução para esse problema, optou-se por reduzir o diâmetro externo da área útil de forma a reduzir a espessura da seção circular para a dimensão mínima permissível que pudesse ser tratada superficialmente por **shot peening** com parâmetros normalizadas de tratamento. Essa espessura foi definida de acordo com uma tabela contida na norma da Embraer NE 40-072 (2003), a qual consta: intensidade Almen, parâmetros da esfera e do material a ser tratado por **shot peening**. Na Figura 3.3 está representada a geometria do corpo-de-prova com a alteração proposta.

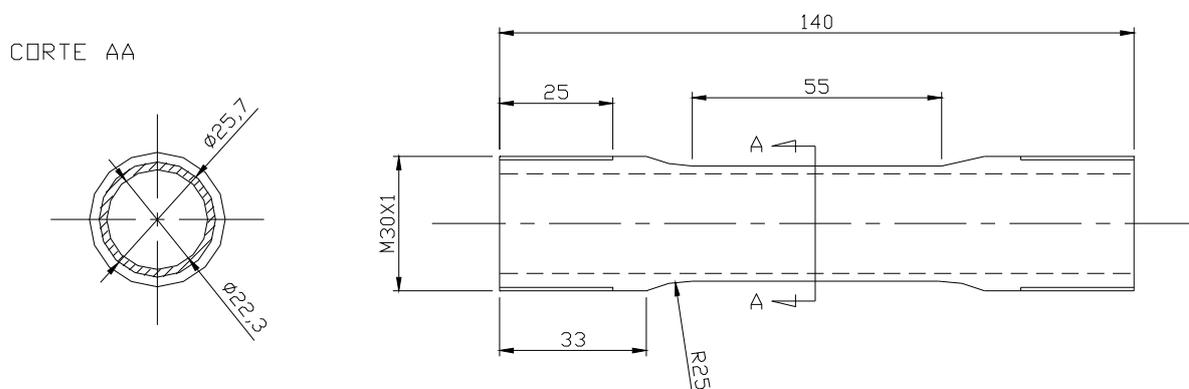


Figura 3.3 – Corpo-de-prova com diâmetro externo da área útil reduzido (dimensões em mm)

3.2.1.3.2 Ensaio com corpo-de-prova – geometria alterada

A alteração na geometria dos corpos-de-prova apresentou um resultado satisfatório durante os ensaios de tração.

Os corpos-de-prova ensaiados fraturam com uma carga máxima dentro da faixa normal de operação da máquina de ensaio, o que torna viável a utilização desse

método, em termos de capacidade da máquina, para os próximos ensaios. A máquina de ensaio de tração/fadiga preparada com um corpo-de-prova e os dispositivos adaptativos está ilustrada na Figura 3.4.



Figura 3.4 – Máquina de ensaio INSTRON preparada para iniciar os ensaios

3.2.1.4 Ensaio de fadiga

Os ensaios de fadiga axial foram realizados no Departamento de Materiais e Tecnologia (DMT) da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá – UNESP, utilizando a máquina INSTRON, modelo 8801 de 100 kN de capacidade.

A tensão de ensaio foi considerada inicialmente como sendo 75% do limite de resistência à tração do material obtido nos ensaios de tração. Os ensaios foram realizados utilizando um carregamento senoidal de amplitude constante com razão 0,1, frequência de 10 Hz e temperatura ambiente. Os parâmetros de ensaio podem ser vistos na Tabela 3.2.

Tabela 3.2 – Parâmetros do ensaio de fadiga. CDP – corpo-de-prova; R – razão das tensões de carregamento; n – número do CDP; D – diâmetro externo da área útil; d – diâmetro interno da área útil; $P_{m\acute{a}x}$ – carga máxima do ciclo; $P_{m\acute{i}n}$ – carga mínima do ciclo; S_a – amplitude de tensão; S_m – tensão média

CDP R = 0,1 F = 10 Hz	Tensão (MPa)	D (mm)	d (mm)	$P_{m\acute{a}x}$ (kN)	$P_{m\acute{i}n}$ (kN)	S_a (kN)	S_m (kN)
n	280	25,70	22,30	35,890	3,589	16,150	19,739

O resultado dos ensaios realizados com esse método não foi satisfatório, pois dos três corpos-de-prova ensaiados, apenas o primeiro fraturou na área útil, enquanto os outros dois fraturaram no início da rosca com um número de ciclos abaixo do esperado. Isso mostra que o entalhe causado pelo primeiro filete de rosca é um grande concentrador de tensão para essa liga de alumínio.

Como tentativa para melhorar a concentração de tensão no primeiro filete de rosca desenvolveu-se uma ferramenta de usinagem com um raio na ponta para arredondar o ângulo agudo causado pelo filete. O comparativo entre o ângulo do filete feito por uma ferramenta normal de rosca e o raio feito pela ferramenta projetada está ilustrado na Figura 3.5.

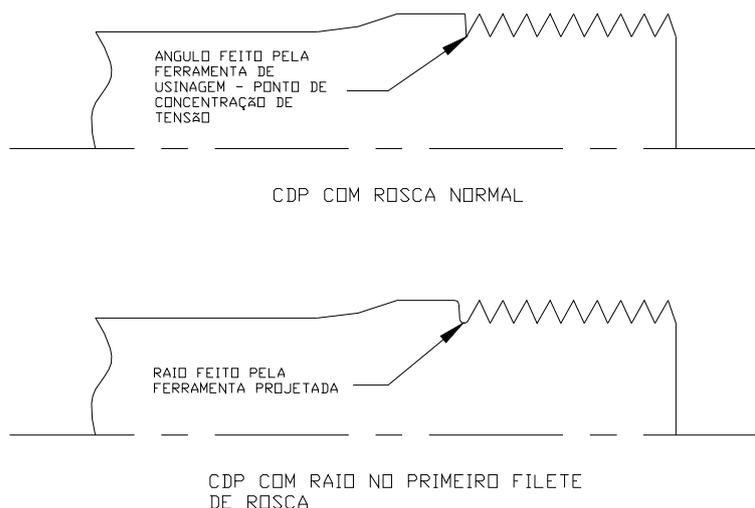


Figura 3.5 – Comparativo entre CDP contendo filete de rosca com ângulo agudo e CDP contendo o primeiro filete de rosca com raio

Os ensaios de fadiga com os corpos-de-prova contendo um raio no primeiro filete de rosca foram realizados utilizando um carregamento senoidal de amplitude constante com razão 0,1, tensão equivalente a 75% do limite de resistência a tração do material obtido nos ensaios de tração, frequência de 10 Hz e temperatura ambiente. Os parâmetros dos ensaios podem ser vistos na Tabela 3.3.

Tabela 3.3 – Parâmetros do ensaio de fadiga realizado com CDP contendo raio no primeiro filete de rosca

CDP R = 0,1 F = 10 Hz	Tensão (MPa)	D (mm)	d (mm)	P_{máx} (kN)	P_{mín} (kN)	S_a (kN)	S_m (kN)
n	280	25,70	22,30	35,890	3,589	16,150	19,739

Durante o primeiro ensaio ocorreu a fratura do dispositivo que fixa o corpo-de-prova na máquina de ensaio. A trinca nucleou-se no pequeno raio dentro de um dos dispositivos e propagou-se pela lateral da peça. Como solução para continuar os ensaios projetou-se outro dispositivo com algumas melhorias em sua geometria, principalmente nos raios da peça, conforme pode ser visto na Figura 3.6, e especificou-se um tratamento de têmpera posterior à fabricação. Esses dispositivos foram confeccionados em aço SAE 4340, por processo de usinagem em torno manual e posteriormente temperado atingindo uma dureza de 48 a 52 HRc. O processo de usinagem foi realizado na empresa **ProShock System**[®] e o tratamento térmico na empresa Lukaterm.

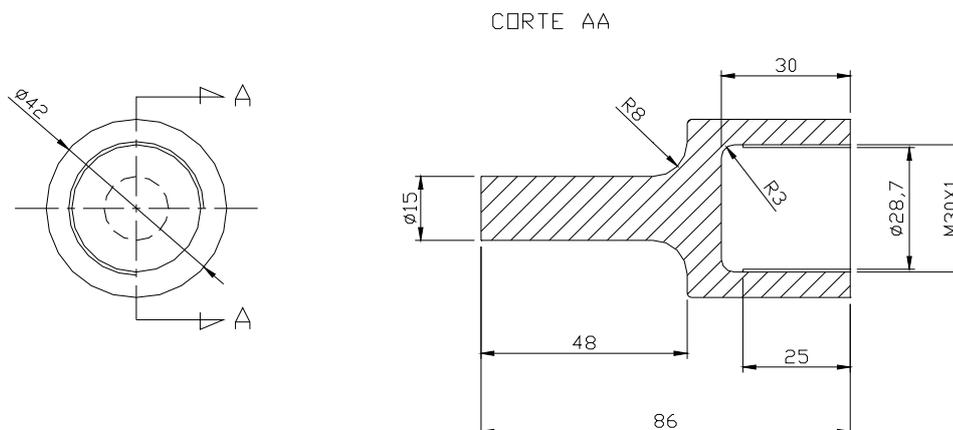


Figura 3.6 – Dispositivo reforçado e temperado para ensaio (dimensões em mm)

O segundo ensaio ocorreu normalmente até a fratura do corpo-de-prova, com um baixo número de ciclos, porém no filete de rosca posterior ao que foi feito o raio. Esse resultado mostrou que o raio minimizou os efeitos de concentração de tensão no primeiro filete, porém não reduziu os efeitos de concentração de tensão nos filetes da rosca, transferindo o ponto crítico do corpo-de-prova para os filetes com ângulo agudo.

Em vista do quadro de resultados obtidos até o momento, optou-se por buscar uma nova metodologia de ensaio que atendesse às necessidades desse trabalho.

Na Figura 3.7 está ilustrado um corpo-de-prova sendo ensaiado com o método descrito nesta seção.



Figura 3.7 – Ensaio de fadiga utilizando a metodologia A

3.2.2 Metodologia B

3.2.2.1 Corpos-de-prova

O conceito dessa metodologia é projetar um mordente para a máquina de ensaio que fixe o corpo-de-prova sem a necessidade de um dispositivo adaptativo. Dessa maneira, o corpo-de-prova utilizado para esse método de ensaio contém as mesmas dimensões da geometria anterior, porém não há rosca na região de fixação, conforme está mostrado na Figura 3.8. Tais corpos-de-prova foram confeccionados na empresa **ProShock System**[®] por processo de usinagem em torno CNC, utilizando como matéria prima o material descrito na seção 3.1.

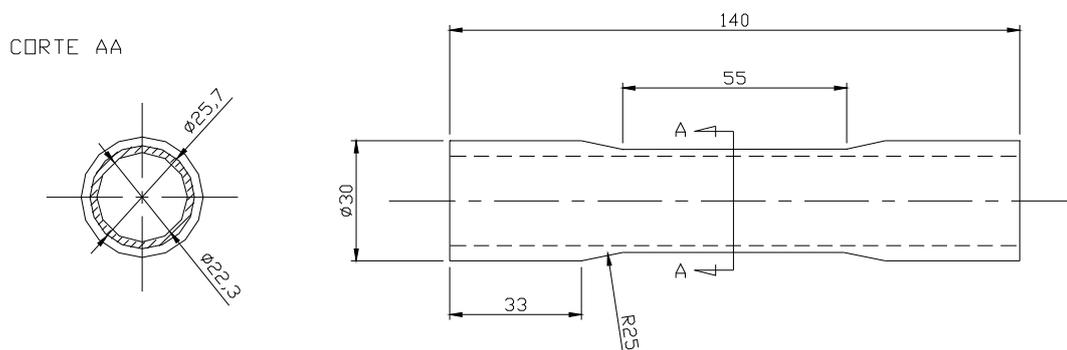


Figura 3.8 – Corpo-de-prova para ensaio utilizando a metodologia B (dimensões em mm)

3.2.2.2 Dispositivo

O dispositivo desenvolvido para essa metodologia é semelhante ao mordente da máquina de ensaio. O projeto foi feito estudando as dimensões do mordente original e analisando o encaixe entre o mordente e a garra da máquina. As dimensões chaves para esse encaixe foram mantidas e a abertura que fixa o corpo-de-prova para ensaio foi alterada. Essa alteração foi calculada para que o mordente agarre o corpo-de-prova quando a máquina for acionada. O desenho técnico do dispositivo-mordente está representado na Figura 3.9.

O mordente projetado foi confeccionado de aço SAE 8620, por processo de usinagem em fresadora manual e posteriormente cementado/temperado atingindo uma dureza de 56 a 58 HRC. O processo de usinagem foi realizado na empresa **ProShock System**[®] e o tratamento térmico na empresa Lukaterm.

Para esse ensaio também foram fabricados batoques cilindros com a finalidade de preencher o diâmetro interno do corpo-de-prova apenas na região de fixação do mordente. Isso foi feito em razão da pressão exercida pela máquina sobre o mordente, aproximadamente 6,89 MPa ou maior, ser elevada o suficiente para deformar o corpo-de-prova, caso o mesmo fosse tubular.

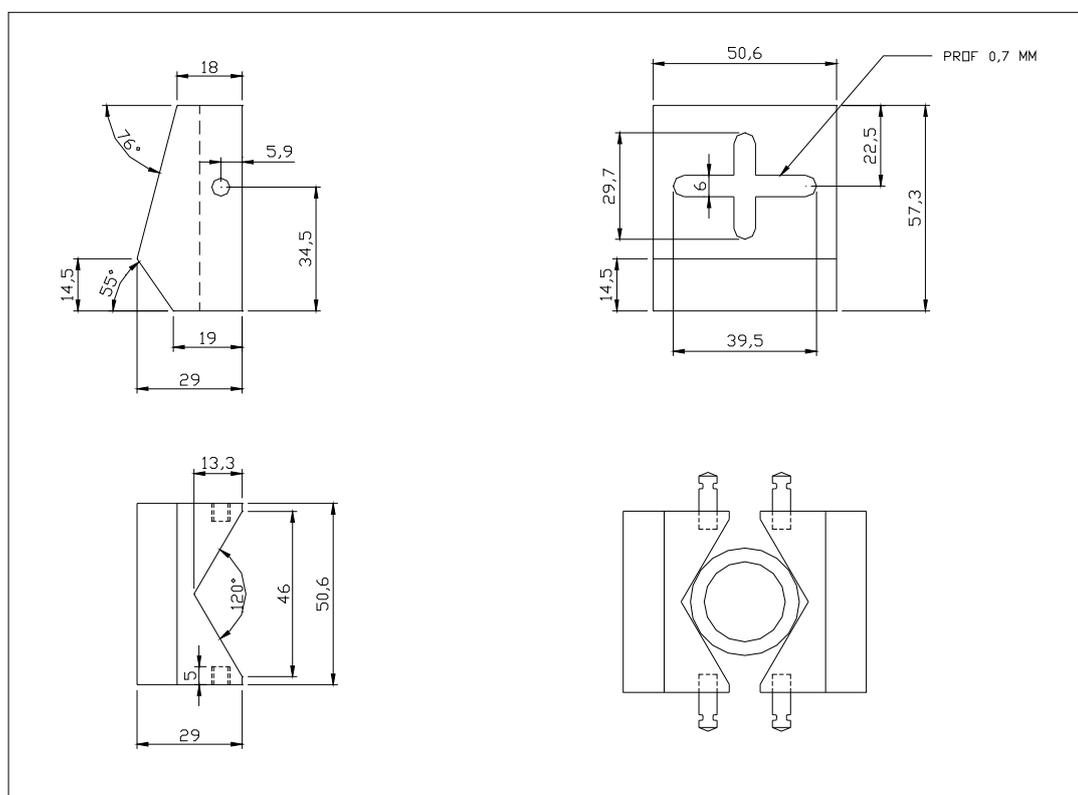


Figura 3.9 – Dispositivo projetado para substituir o mordente original da máquina de ensaio (dimensões em mm)

3.2.2.3 Ensaios de fadiga

Os ensaios de fadiga com a metodologia B foram realizados utilizando um carregamento senoidal de amplitude constante com razão 0,1, tensão equivalente a 75% do limite de resistência a tração do material obtido nos ensaios de tração, frequência de 10 Hz e temperatura ambiente. Os parâmetros dos ensaios podem ser vistos na Tabela 3.4.

Tabela 3.4 – Parâmetros dos ensaios de fadiga realizados com a metodologia B

CDP R = 0,1 F = 10 Hz	Tensão (MPa)	D (mm)	d (mm)	P_{máx} (kN)	P_{mín} (kN)	S_a (kN)	S_m (kN)
n	280	25,70	22,30	35,890	3,589	16,150	19,739

Para a realização do primeiro ensaio foi necessário regular a máquina de ensaio para a pressão ideal de encaixe entre o mordente e a garra da máquina. A pressão encontrada para que o ensaio ocorresse normalmente foi de aproximadamente 6,89 MPa.

Durante o ensaio verificou-se que havia uma pequena fresta entre um dos mordentes projetados e a garra superior da máquina, o que gerou dúvidas em relação à confiabilidade do resultado do ensaio, uma vez que essa fresta não ocorre em ensaios com o mordente original. Apesar dessa observação, o corpo-de-prova permaneceu em ensaio até atingir a fratura com um número de ciclos dentro do esperado.

Ao iniciar o segundo ensaio notou-se que havia a mesma fresta observada anteriormente, porém de dimensões maiores e entre os dois mordentes e a garra superior, o que ocasionava uma vibração nesses mordentes durante o ciclo do ensaio. Essa constatação levou ao encerramento do ensaio devido às dúvidas em relação ao resultado e principalmente devido à máquina estar operando em uma condição não conforme o especificado.

Mediante essa situação, abortou-se essa metodologia de ensaio e iniciou-se a busca por outra solução.

O método e os dispositivos utilizados para realizar os ensaios descritos nessa seção estão ilustrados na Figura 3.10.

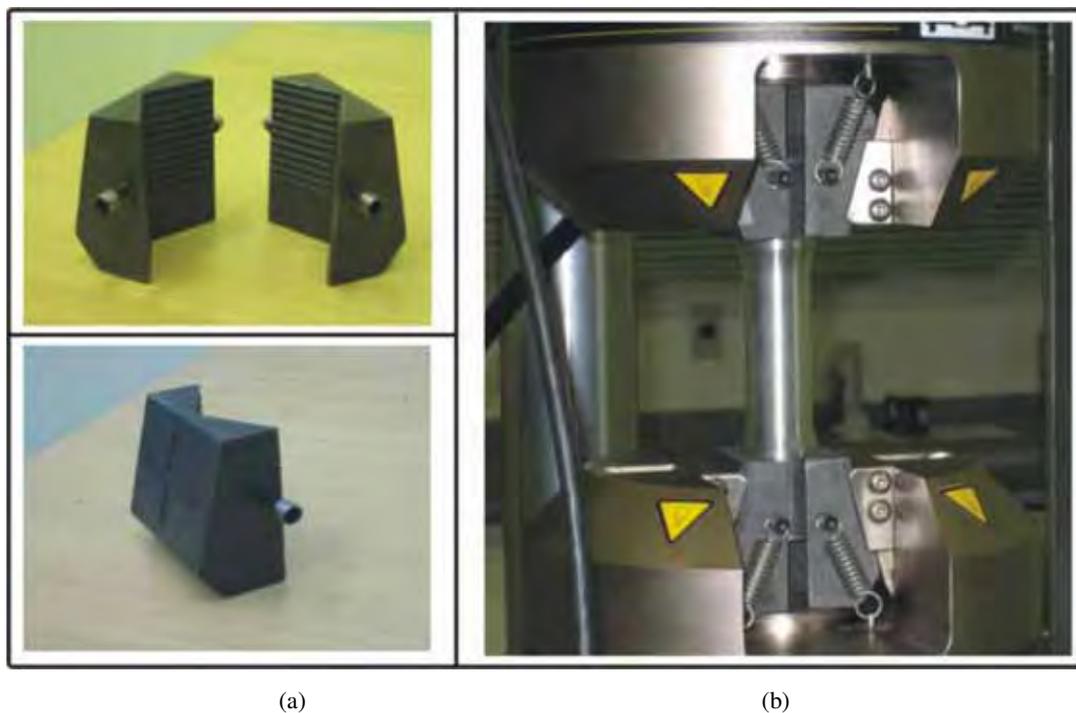


Figura 3.10 – Metodologia B (a) dispositivo-mordente (b) ensaio de fadiga

3.2.3 Metodologia C

3.2.3.1 Corpos-de-prova

Essa metodologia consiste em utilizar o mesmo sistema de fixação por rosca e dispositivo adaptativo apresentado na metodologia A, porém com os corpos-de-prova contendo roscas fabricadas por processo de conformação mecânica conhecido como rosca laminada. Esse processo é o mesmo utilizado para fabricar rosca em parafusos, pois confere ao componente uma resistência mecânica maior que as roscas confeccionadas por processo de usinagem convencional.

A elevada resistência da rosca laminada em relação à rosca usinada é explicado pelo fato de o processo de conformação mecânica encruar o material durante a abertura dos filetes na peça; enquanto que no processo de usinagem, os filetes são abertos através do corte do material pela ação da ferramenta, o que causa uma descontinuidade na microestrutura do material. Na Figura 3.11 está representado a diferença entre uma rosca laminada e uma rosca usinada.



Figura 3.11 – Comparação entre rosca usinada e laminada; (a) filete de rosca de parafusos fabricados por tarraxa ou torno, as fibras do material não estão deformadas (ataque: nítrico. 40x); (b) filete de rosca produzida por laminação, nota-se a deformação das fibras do material e que a máxima deformação ocorre no fundo do filete (ataque: nítrico. 23x) (COLPAERT, 1974)

O corpo-de-prova utilizado nessa metodologia, como pode ser visto na Figura 3.12, é geometricamente idêntico ao corpo-de-prova da metodologia A, exceto no comprimento de rosca, o qual é maior devido às exigências do processo de conformação mecânica. Esses corpos-de-prova foram confeccionados na empresa **ProShock System**[®] por processo de usinagem em torno CNC, utilizando como matéria prima o material descrito na seção 3.1. O processo de conformação mecânica da rosca foi realizado pela empresa Roscafios.

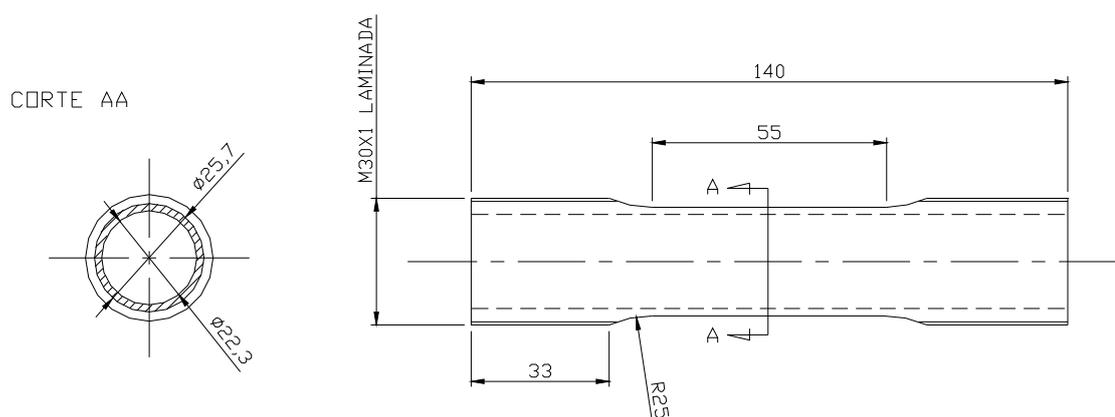


Figura 3.12 – Corpo-de-prova para ensaio com a metodologia C (dimensões em mm)

3.2.3.2 Dispositivo

Para a realização desses ensaios utilizou-se os dispositivos confeccionados para os ensaios da metodologia A.

3.2.3.3 Ensaio de fadiga

Os ensaios de fadiga com a metodologia C foram realizados utilizando um carregamento senoidal de amplitude constante com razão 0,1, tensão equivalente a 75% do limite de resistência a tração do material obtido nos ensaios de tração, frequência de 10 Hz e temperatura ambiente. Os parâmetros dos ensaios podem ser vistos na tabela 3.5.

Tabela 3.5 – Parâmetros dos ensaios de fadiga realizados com a metodologia C

CDP R = 0,1 F = 10 Hz	Tensão (MPa)	D (mm)	d (mm)	P_{máx} (kN)	P_{mín} (kN)	S_a (kN)	S_m (kN)
n	280	25,70	22,30	35,890	3,589	16,150	19,739

O resultado dos ensaios com essa metodologia foram satisfatórios, pois os corpos-de-prova ensaiados fraturaram na área útil, o que comprova a viabilidade e a confiabilidade do método. Sendo assim, definiu-se esse método como o padrão para os ensaios de fadiga deste trabalho. Na Figura 3.13 (a) está ilustrada uma fotografia de um corpo-de-prova sendo ensaiado por esse método e na Figura 3.13 (b) um corpo-de-prova fraturado.

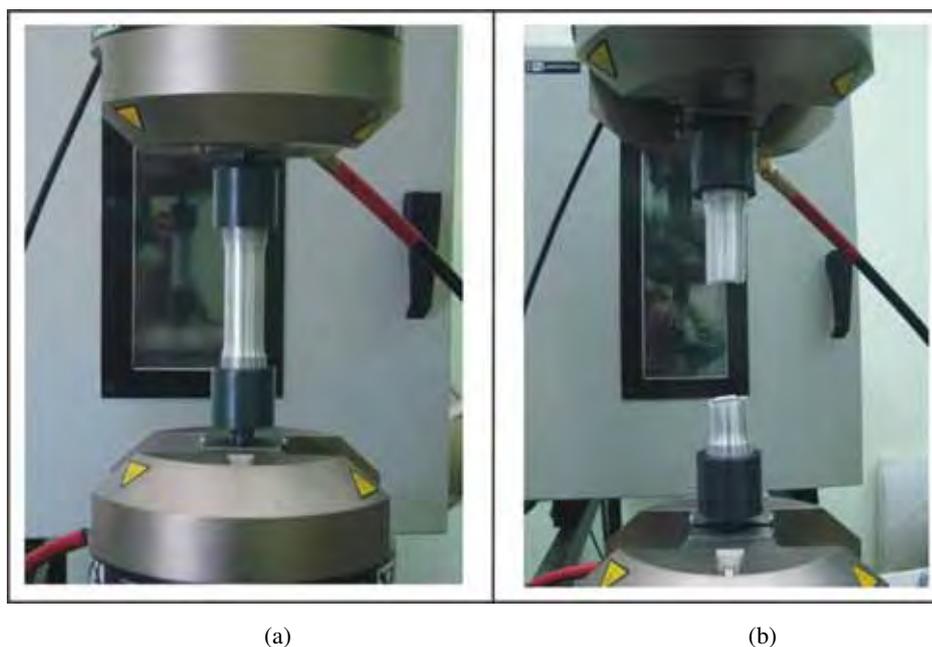


Figura 3.13 – Metodologia C (a) CDP durante ensaio de fadiga (b) fratura na área útil

Os ensaios de fadiga utilizando essa metodologia foram realizados no Departamento de Materiais e Tecnologia (DMT) da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá – UNESP, utilizando uma máquina INSTRON modelo 8801 de 100 kN de capacidade; e na Divisão de Materiais (AMR) do Centro Tecnológico da Aeronáutica – CTA na máquina INSTRON modelo 1332 de 250 kN de capacidade.

3.3 TRATAMENTO SUPERFICIAL

3.3.1 Shot peening com esferas de aço (SPA)

O tratamento superficial de **shot peening** com esferas de aço foi realizado pela empresa Zirtec utilizando um equipamento pneumático semi-automático de arremesso de granalhas. Esse equipamento seleciona automaticamente as granalhas mantendo-as em perfeitas condições para o jateamento.

Os corpos-de-prova foram tratados com duas condições de **shot peening**. Os parâmetros utilizados em cada condição de tratamento estão apresentados na Tabela 3.6.

Tabela 3.6 – Condições de **shot peening** realizadas pela empresa Zirtec utilizando esfera de aço

Parâmetros de jateamento	Condição I	Condição II
Intensidade Almen	0,007 N	0,018 N
Tipo de granalha de aço	S230 ($\varnothing = 0,7$ mm)	S230 ($\varnothing = 0,7$ mm)
Cobertura	100%	100%
Pressão do ar	0,48 MPa (70 PSI)	0,55 MPa (80 PSI)
Ângulo de jateamento	90°	90°

O processo de **shot peening** foi realizado conforme as normas SAE-AMS-S-13165 (1997) e Embraer NE 40-072 (2003).

As extremidades dos corpos-de-prova submetidos ao SPA foram devidamente protegidas para que não houvesse danos na rosca laminada durante o processo de jateamento.

3.3.2 Shot peening com esferas de vidro (SPV)

O jateamento com esferas de vidro foi realizado pelas empresas Zirtec e ELEB. A Zirtec utilizou um equipamento pneumático semi-automático de arremesso de granalhas e a ELEB utilizou um equipamento pneumático automático. Ambos os equipamentos selecionam automaticamente as granalhas mantendo-as em perfeitas condições para o jateamento.

Os corpos-de-prova tratados pela empresa Zirtec foram submetidos a duas condições de **shot peening**, como pode ser visto na Tabela 3.7.

Tabela 3.7 – Condições de **shot peening** realizadas pela empresa Zirtec utilizando esfera de vidro

Parâmetros de jateamento	Condição I	Condição II
Intensidade Almen	0,008 N	0,004 N
Tipo de granalha de vidro	ZG ($\varnothing = 0,4$ mm)	AD ($\varnothing = 0,7$ mm)
Cobertura	100%	100%
Pressão do ar	0,55 MPa (80 PSI)	0,27 MPa (40 PSI)
Ângulo de jateamento	90°	90°

A condição de **shot peening** utilizada pela empresa ELEB para jatear os corpos-de-prova está apresentada na Tabela 3.8.

Tabela 3.8 – Condição de **shot peening** realizada pela empresa ELEB utilizando esfera de vidro

Parâmetros de jateamento	Condição III
Intensidade Almen	0,0055 N
Tipo de granalha de vidro	ZG ($\varnothing = 0,4$ mm)
Cobertura	125%
Pressão do ar	0,14 MPa (20 PSI)
Ângulo de jateamento	45°

Ambas as empresas realizaram o processo de **shot peening** de acordo com as normas SAE-AMS-S-13165 (1997) e Embraer NE 40-072 (2003).

As extremidades dos corpos-de-prova submetidos ao SPV também foram protegidas para que não houvesse danos na rosca laminada durante o processo de jateamento.

Na Figura 3.14 estão ilustrados os CDP sem tratamento e tratados superficialmente com as diferentes condições de **shot peening**.

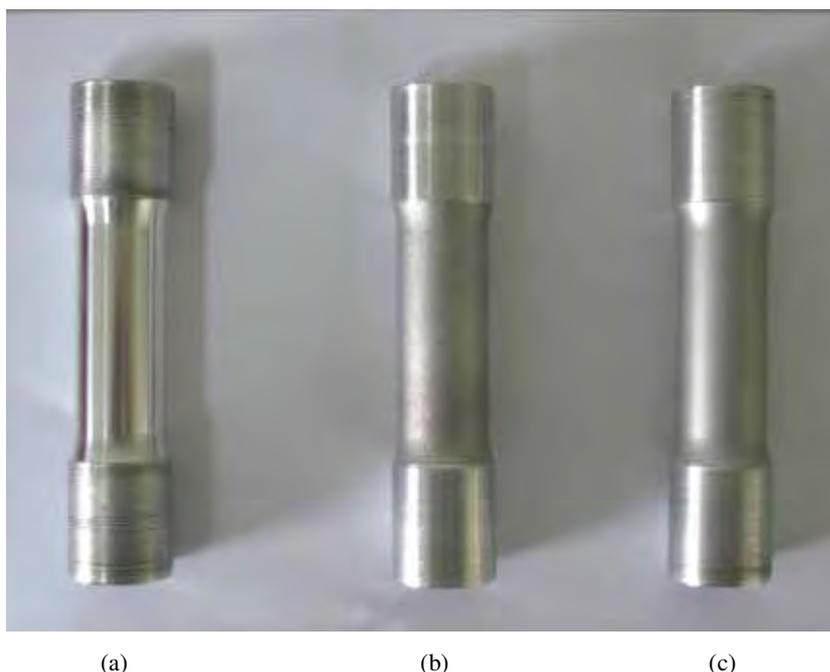


Figura 3.14 – Corpos-de-prova (a) usinado (b) jateado com esfera de aço (c) jateado com esfera de vidro

3.3.3 Lixamento

Os CDP jateados com esfera de vidro nas condições II e III foram lixados na superfície interna com as lixas de granulometria #100 e #400.

O lixamento foi realizado através de uma operação manual utilizando um torno convencional.

Para a realização deste processo primeiramente rosqueou-se uma das extremidades dos CDP no dispositivo de ensaio da metodologia A, deixando a outra extremidade livre; em seguida fixou-se o dispositivo horizontalmente na castanha do torno e regulou-se a máquina para atingir uma rotação de 2500 RPM no sentido anti-horário; na seqüência iniciou-se a rotação e introduziu-se dentro do CDP um eixo contendo uma das lixas; posteriormente pressionou-se o eixo com a lixa contra a superfície interna do material, movimentando-o lentamente no sentido longitudinal, para frente e para trás, dentro do CDP. Esse processo, o qual está ilustrado na Figura 3.15, foi realizado utilizando primeiramente a lixa de granulometria #100 e posteriormente a lixa de granulometria #400. O tempo de lixamento com ambas as lixas foi o mesmo para todos os CDP.



Figura 3.15 – Processo de lixamento realizado na superfície interna dos CDP jateados com esfera de vidro nas condições II e III

O objetivo do processo de lixamento foi uniformizar a superfície interna do CDP para reduzir os efeitos prejudiciais de concentradores de tensão oriundos do processo de extrusão da matéria prima tubular.

3.4 MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE VARREDURA (MEV)

A superfície de fratura dos corpos-de-prova foram analisadas em um microscópio eletrônico de varredura, modelo JEOL JSM 5310, instalado no Laboratório Associado de Sensores e Materiais do Instituto Nacional de Pesquisas Espaciais – LAS-INPE de São José dos Campos.

3.5 MÉTODO DE MEDIÇÃO DAS TENSÕES RESIDUAIS

As medições do valor absoluto das tensões residuais foram realizadas por método de difração de raios-X de dupla exposição com radiação $K\alpha$ de Cr, utilizando o equipamento RAYSTRESS[®] pela empresa GURTEQ – Ensaio Não Destrutivos.

A remoção das camadas superficiais para medir diferentes profundidades foi realizada através do método eletrolítico e controlada por relógio comparador digital.

Na Figura 3.16 está ilustrado o processo utilizado para medir as tensões residuais em um corpo-de-prova pelo método de difração de raios-X com o equipamento RAYSTRESS®.



Figura 3.16 – Processo utilizado para medir as tensões residuais em um corpo-de-prova com o equipamento RAYSTRESS® (CORTESIA GURTEQ – Ensaios Não Destrutivos)

CAPÍTULO 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 ENSAIO DE TRAÇÃO

Na Tabela 4.1 está apresentada a média dos valores das propriedades mecânicas do material obtidos nos ensaios de tração realizados em três CDP.

Tabela 4.1 – Propriedades mecânicas da liga Al 6013-T6

Propriedade	Média	Desvio padrão
σ_e (MPa)	325,7	5,411
LRT (MPa)	374,5	0,912
Alongamento (%)	15,9	0,01

O comportamento dos corpos-de-prova durante o ensaio de tração foi típico de um material dúctil, conforme pode ser visto no gráfico de carga versus alongamento mostrado na Figura 4.1.

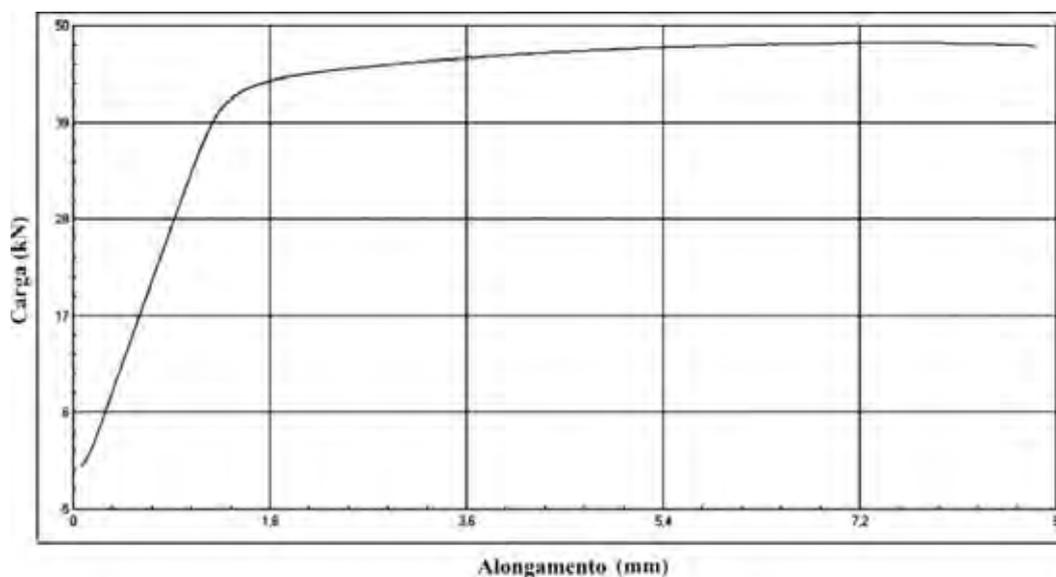


Figura 4.1 – Comportamento da liga Al 6013-T6 submetida a ensaio de tração

O procedimento utilizado para especificar a tensão limite de escoamento (σ_e) do material foi o método do **offset** estabelecido pela norma ASTM E 8/ E 8M (2008). Tal método consiste em traçar uma linha reta paralela à porção elástica da curva tensão versus deformação, a partir de uma pré-deformação específica de 0,002. A tensão correspondente à intersecção desta linha com a curva tensão versus deformação, conforme esta última se inclina em direção à região plástica, foi definida como sendo a tensão limite de escoamento.

O alongamento (%) foi calculado a partir da equação (9) (CALLISTER, 2002):

$$AL(\%) = \left(\frac{l_f - l_0}{l_0} \right) \times 100 \quad (9)$$

Na qual l_f representa o comprimento após a ocorrência da fratura (63,775 mm) e l_0 o comprimento útil original do corpo-de-prova (55 mm).

Os resultados obtidos dos ensaios de tração revelaram que as propriedades mecânicas do material estão de acordo com o certificado de análise emitido pelo fabricante dessa matéria prima, o qual pode ser consultado no anexo A deste trabalho.

Os CDP fraturaram em um ângulo de aproximadamente 45° com o eixo de tração, apresentando um aspecto característico de fratura dúctil do tipo taça e cone, como pode ser visto na Figura 4.2.



Figura 4.2 – Corpo-de-prova fraturado no ensaio de tração

4.2 ENSAIO DE FADIGA

4.2.1 Al 6013-T6 (material base)

Os resultados obtidos dos ensaios de fadiga axial, realizados no material base (MB) utilizando a metodologia C, a qual foi definida como método padrão, podem ser vistos na Tabela 4.2.

Tabela 4.2 – Resultados obtidos dos ensaios de fadiga axial com a liga Al 6013-T6 utilizando a metodologia C

CDP R = 0.1 F = 10 Hz	Tensão (Mpa)	% LRT	Nº de ciclos até a fratura MB	Observações
1	300	80	68654	
2	300	80	41783	
3	280	75	97388	
4	280	75	112798	
5	280	75	40202	Risco na área útil
6	280	75	94020	
7	280	75	34510	Risco na área útil
8	280	75	97817	
9	280	75	110258	
10	243	65	138862	
11	206	55	316360	
12	206	55	615418	
13	206	55	459298	

Analisando os resultados dos ensaios de fadiga axial com a liga Al 6013-T6 observa-se que independente da metodologia de ensaio, para a tensão máxima de 280 MPa, equivalente à 75% do limite de resistência a tração, os corpos-de-prova que fraturaram na área útil suportaram na média 91934 ciclos até a ruptura final.

Na Figura 4.3 está ilustrada a curva S-N da liga Al 6013-T6 obtida dos ensaios de fadiga axial realizados com a metodologia C.

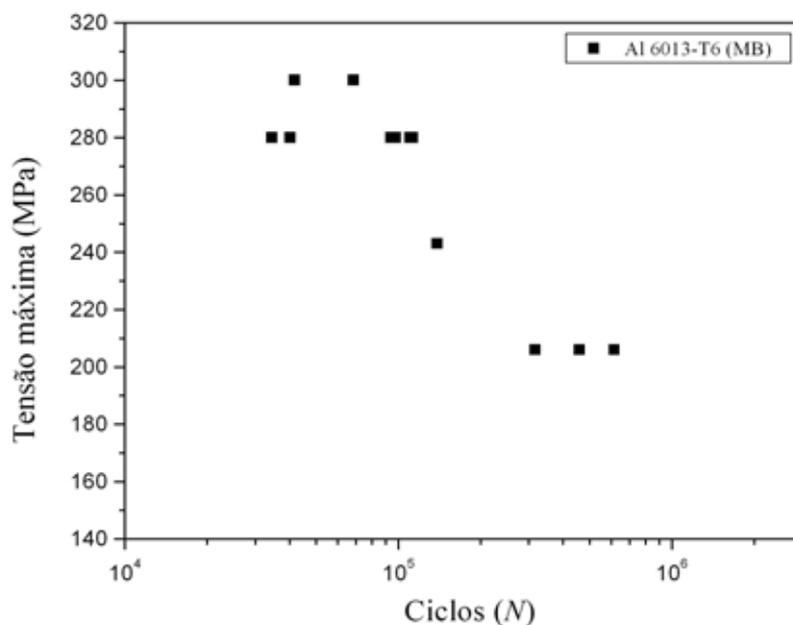


Figura 4.3 – Curva S-N da liga Al 6013-T6 obtida dos ensaios de fadiga axial utilizando a metodologia C

Comparando a curva S-N ilustrada na Figura 4.3 com a curva S-N fornecida pelo fabricante da liga Al 6013-T6, a qual está ilustrada na Figura 4.4, percebe-se que apesar dos ensaios terem sido feitos com corpos-de-prova de diferentes dimensões e geometria, as curvas de fadiga tem a mesma característica.

Pode-se observar também que para uma mesma tensão máxima, os CDP tubulares e os CDP em chapa padronizados fraturaram com um número de ciclos muito próximos. Isso comprova a veracidade dos ensaios utilizando CDP tubulares e que ambas as curvas S-N contém dados significativos sobre a resistência a fadiga desse material.

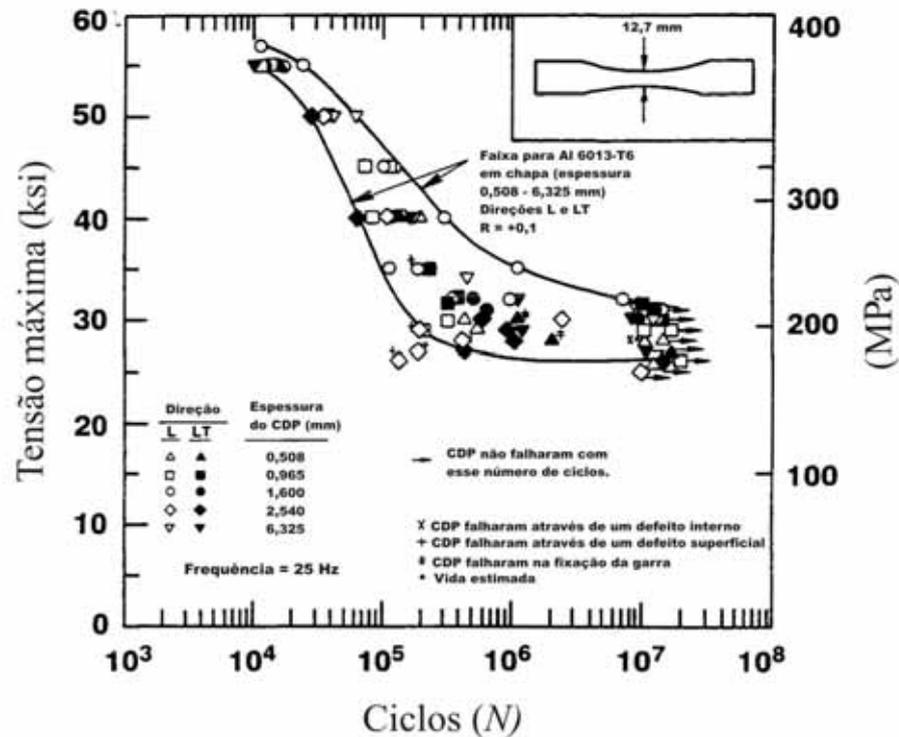


Figura 4.4 – Curva S-N da liga Al 6013-T6 fornecida pela Alcoa, obtida de ensaios de fadiga axial com CDP em chapa de diferentes espessuras (CIESLAK, 1988)

A liga Al 6013-T6 apresentou uma resistência à fadiga em ensaios de fadiga axial semelhante à liga Al 7050-T7451 estudada por Carvalho e Voorwald (2007), como pode ser visto comparando a curva S-N ilustrada na Figura 4.5 com a curva S-N ilustrada na Figura 4.3.

Esse resultado é um dado interessante, pois registra a possibilidade de aprofundar os estudos com a liga Al 6013-T6 objetivando utilizá-la em aplicações estruturais, nas quais as principais solicitações são carregamentos cíclicos ou mesmo aumentar as pesquisas com esse material para verificar a possibilidade de utilizá-lo como substituto da liga Al 7050-T7451, a qual é atualmente muito utilizada na indústria aeronáutica e é comercializada por um custo maior do que a liga Al 6013-T6.

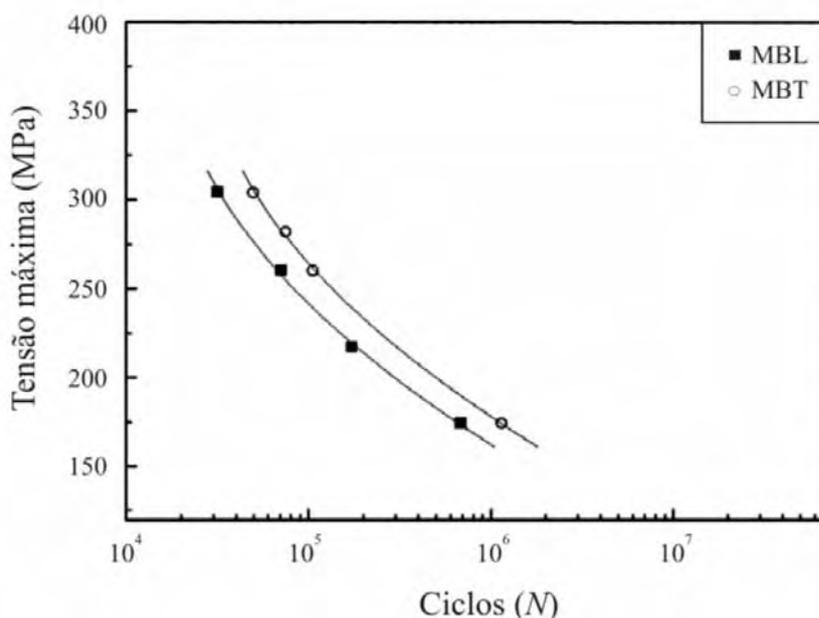


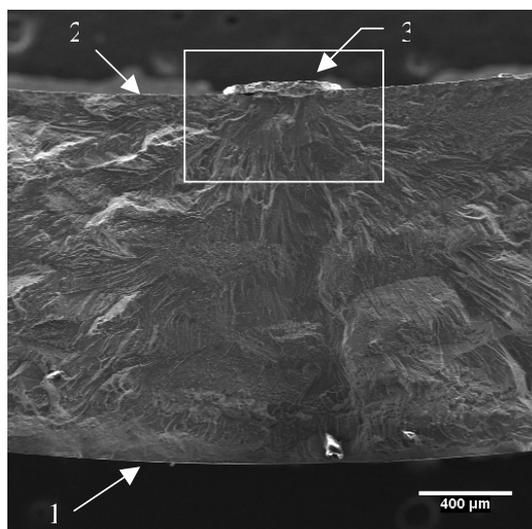
Figura 4.5 – Curva S-N da liga Al 7050-T7451 obtida de ensaios de fadiga axial com CDP em chapa. MBL – material base na direção longitudinal; MBT – material base na direção transversal (CARVALHO; VOORWALD, 2007)

Através das análises macroscópicas realizadas no CDP que foi ensaiado na tensão máxima de 243 MPa (65% LRT) e fraturou com 138862 ciclos, observa-se que a superfície de fratura contém um aspecto semelhante ao observado anteriormente no CDP ensaiado pela metodologia A, tendo uma pequena região plana e uma grande região inclinada com um ângulo de aproximadamente 45°, como pode ser visto na Figura 4.6 (a).

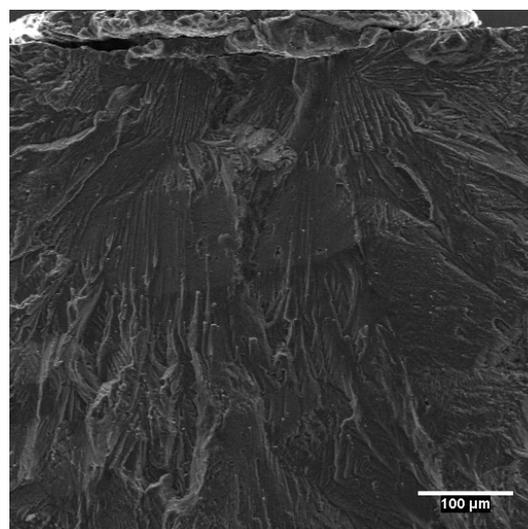
Analisando as imagens microscópicas que estão mostradas nas Figuras 4.6 (b) e (c) é possível observar que a trinca primária nucleou-se na superfície interna do CDP, tendo origem em um concentrador de tensão proveniente do processo de extrusão da matéria prima tubular.



(a)



(b)



(c)

Figura 4.6 – Análise fractográfica do CDP ensaiado pela metodologia C na $S_{m\acute{a}x} = 243$ MPa e $N = 138862$ ciclos (a) imagem macroscópica (b) início da trinca MEV 50X (c) início da trinca MEV 200X. 1 – superfície externa; 2 – superfície interna; 3 – concentrador de tensão

O corpo-de-prova ensaiado na tensão máxima de 206 MPa (55% LRT) que suportou 459298 ciclos até a ruptura apresentou uma superfície de fratura semelhante à encontrada na análise fractográfica realizada no CDP ensaiado na tensão máxima de 243 MPa (65% LRT) que fraturou com 138862 ciclos. Essa constatação está demonstrada nas Figuras 4.7 (a), (b) e (c).

Ampliando a imagem da região de propagação estável da trinca nota-se a presença de estrias de fadiga, como pode ser visto na Figura 4.7 (d).

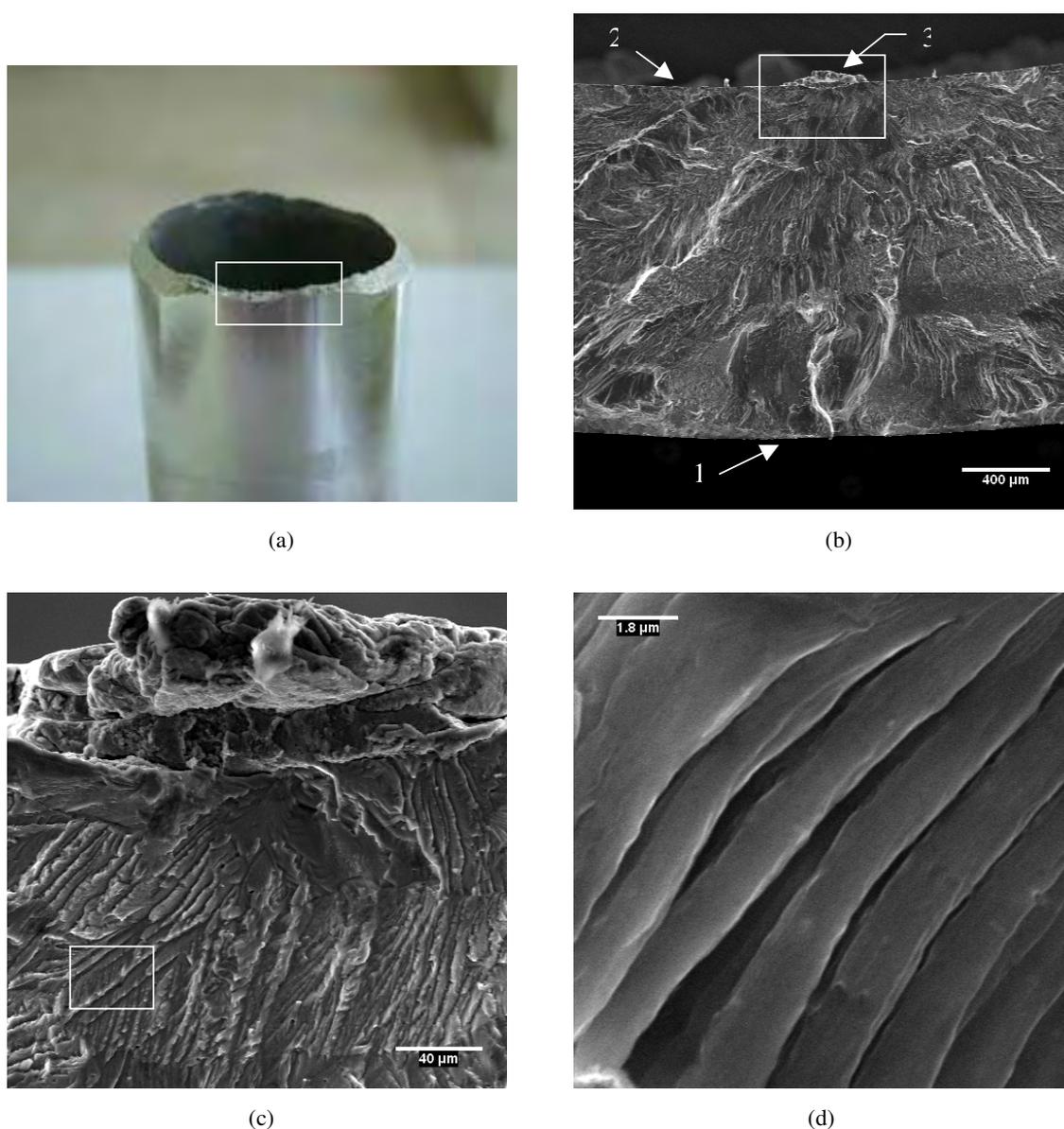


Figura 4.7 – Análise fractográfica do CDP ensaiado pela metodologia C na $S_{máx} = 206$ MPa e $N = 459298$ ciclos (a) imagem macroscópica (b) início da trinca MEV 50X (c) início da trinca MEV 500X (d) propagação estável da trinca MEV 10000X. 1 – superfície externa; 2 – superfície interna; 3 – concentrador de tensão

Comparando as imagens que estão ilustradas nas Figuras 4.7 (a), (b) e (c) com as que estão mostradas nas Figuras 4.6 (a), (b) e (c), percebe-se que os mecanismos de nucleação e propagação da trinca foram os mesmos.

Através da comparação entre as Figuras 4.6 (a) e 4.7 (a) pode-se observar que para a tensão máxima de 206 MPa a região plana onde ocorreu a nucleação e a propagação estável da trinca é ligeiramente maior do que para a tensão máxima de 243

MPa. Isso ocorre devido à diferença de carregamento, sendo que quanto maior a tensão aplicada, menor será a área de propagação estável da trinca (ASM, 1987).

Voltando a analisar os dados da Tabela 4.2 e a curva S-N da liga Al 6013-T6 que está mostrada na Figura 4.3, é possível notar que para a tensão máxima de 280 MPa houve dois CDP que fraturaram na média com 37356 ciclos, enquanto que os demais CDP ensaiados na mesma tensão máxima romperam na média com 102456 ciclos.

Nesses dois corpos-de-prova observou-se, antes dos ensaios de fadiga axial, que a superfície externa da área útil apresentava riscos oriundos de processo de fabricação, os quais podem ter atuado como um concentrador de tensão e reduzido a vida em fadiga do material.

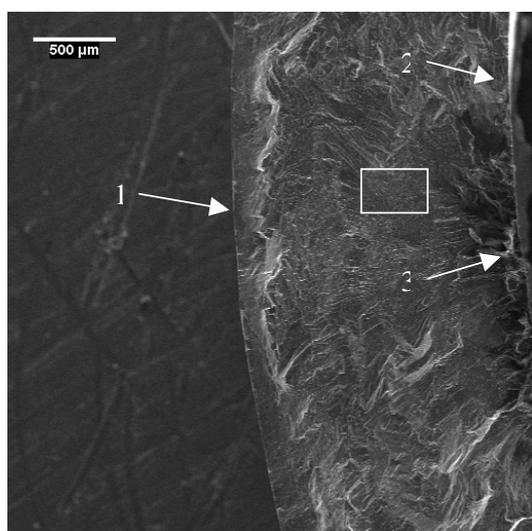
No entanto, através da imagem microscópica que está mostrada na Figura 4.8 (b), a qual foi obtida da fractografia do CDP que fraturou com 40202 ciclos, pode-se observar que a trinca primária nucleou-se na superfície interna com um aspecto similar ao encontrado nas fractografias apresentadas nas Figuras 4.6 e 4.7. Esse fato anula a hipótese do risco na superfície externa do corpo-de-prova ter sido a causa principal da fratura com um baixo número de ciclos.

Analisando a imagem macroscópica que está ilustrada na Figura 4.8 (a), percebe-se que a superfície de fratura tem uma pequena região plana e uma grande região inclinada a aproximadamente 45° , assim como observado nas fractografias anteriores.

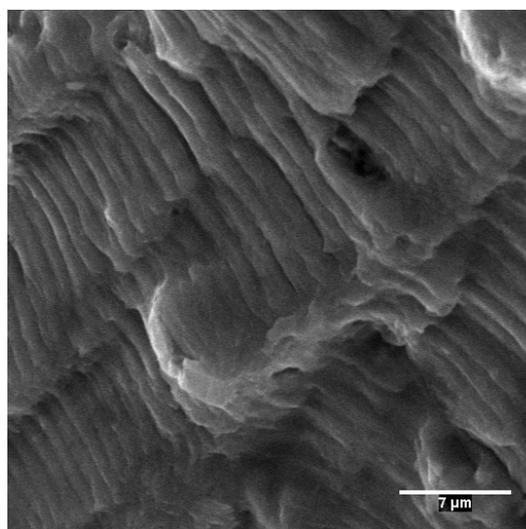
Na Figura 4.8 (c) é possível observar as estrias de fadiga encontradas na região de propagação estável da trinca.



(a)



(b)



(c)

Figura 4.8 – Análise fractográfica do CDP ensaiado pela metodologia C na $S_{m\acute{a}x} = 280$ MPa e $N = 40202$ ciclos (a) imagem macroscópica (b) início da trinca MEV 35X (c) propagação estável da trinca MEV 3500X. 1 – superfície externa; 2 – superfície interna; 3 – concentrador de tensão

Investigando a região inclinada a aproximadamente 45° , onde ocorreu a ruptura final do material, nota-se a presença de microcavidades (**dimples**) esperadas na fratura de metais dúcteis e poros, como está mostrado nas Figuras 4.9 (a) e (b).

Observando ainda a Figura 4.9 (b) nota-se a presença de partículas de precipitados localizadas no centro dos **dimples**. Esse fenômeno foi observado também por Xue e colaboradores (2007) estudando a superfície de fratura da liga Al 7075-T651. Como a formação dos **dimples** tem sido largamente atribuída à fissuração na interface entre as partículas de precipitados ou inclusões e a circundante matriz do

material, isso explica o fenômeno observado (WANG; KAWAGOISHI; CHEN, 2006).

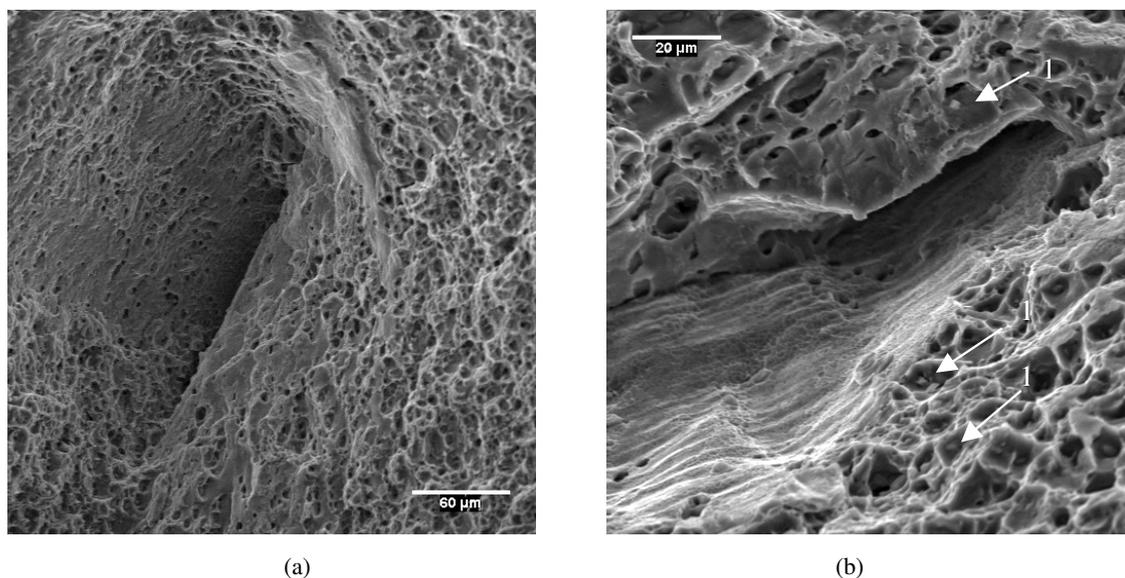


Figura 4.9 – Análise fractográfica da região de ruptura final do CDP ensaiado na $S_{m\acute{a}x} = 280$ MPa e $N = 40202$ ciclos (a) MEV 350X (b) MEV 1000X. 1 – partículas de precipitados

A presença de poros deteriora as propriedades do material e pode ter colaborado para uma ruptura abrupta antes do esperado. Entretanto, deve-se considerar também que os concentradores de tensão provenientes do processo de extrusão da matéria prima tubular não são uniformes ao longo da seção longitudinal, o que pode ter sido a causa principal da redução da vida em fadiga do CDP.

4.2.2 Material base + shot peening com esfera de aço – condição I

Os resultados obtidos dos ensaios de fadiga axial, realizados nos corpos-de-prova jateados com esfera de aço pela condição I, estão apresentados na Tabela 4.3.

Tabela 4.3 – Resultados obtidos dos ensaios de fadiga axial, realizados no material base + **shot peening** com esfera de aço na condição I

CDP R = 0.1 F = 10 Hz	Tensão (MPa)	% LRT	Nº de ciclos até a fratura MB + SPA-I	Observações
1	300	80	53228	
2	300	80	54564	
3	280	75	54597	
4	280	75	63349	
5	280	75	57116	
6	243	65	86590	
7	243	65	99540	
8	206	55	220962	

A curva S-N da liga Al 6013-T6 tratada com **shot peening**/esfera de aço na condição I em comparação com a curva S-N do material base, está mostrada na Figura 4.10.

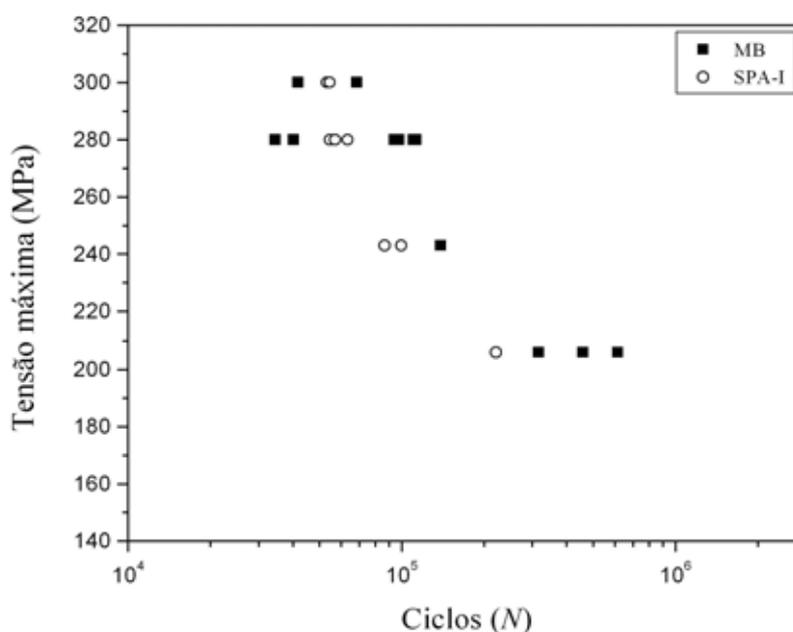


Figura 4.10 – Curva S-N da liga Al 6013-T6 + **shot peening**/esfera de aço na condição I

Analisando os dados da Tabela 4.3 e as curvas S-N da Figura 4.10, pode-se notar que houve uma redução na vida em fadiga da liga Al 6013-T6 tratada com **shot**

peening/esfera de aço na condição I em relação ao material base. É possível observar também que ambas as curvas *S-N* tem a mesma tendência, o que induz a pensar que o material mantém uma constância nos resultados.

Nos ensaios com a tensão máxima de 280 MPa, a liga Al 6013-T6 fraturou na média com 91934 ciclos, enquanto que essa mesma liga com **shot peening**/esfera de aço na condição I fraturou em média com 58354 ciclos.

Ao avaliar os ensaios na tensão máxima de 206 MPa, o material base suportou em média 463692 ciclos até a ruptura, ao passo que o material base com jateamento rompeu após 220962 ciclos. Esse comparativo constata uma redução significativa na vida em fadiga da liga Al 6013-T6 com **shot peening**/esfera de aço na condição I em relação ao material base usinado.

As análises fractográficas realizadas no CDP tratado com **shot peening**/esfera de aço na condição I, o qual foi ensaiado na tensão máxima de 280 MPa e fraturou com 54597 ciclos estão apresentadas nas Figuras 4.11 e 4.12.

Através da imagem macroscópica ilustrada na Figura 4.11 (a) nota-se que a superfície de fratura tem um aspecto similar ao observado nas fractografias dos CDP do material base, tendo uma pequena região plana e uma grande região inclinada a aproximadamente 45°. Esse fato constata que o **shot peening** nessa condição não alterou a forma como ocorre a fratura do CDP.

Examinando microscopicamente a região plana da superfície de fratura, pode-se observar duas fontes de nucleação de trincas, ambas com origem na superfície interna do CDP, como está mostrado nas Figuras 4.11 (b), (c), (d) e (e).

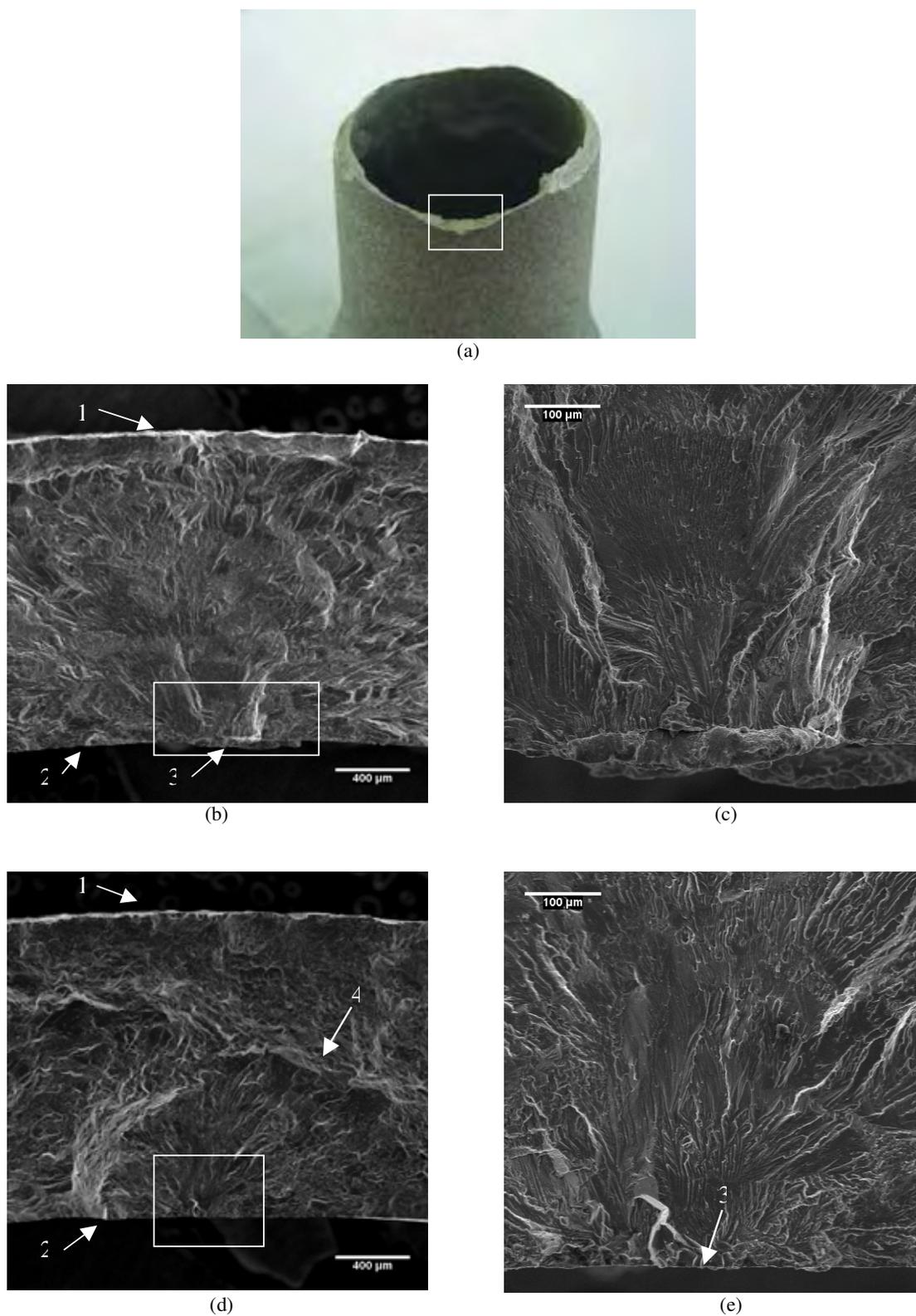


Figura 4.11 – Análise fractográfica do MB + **shot peening**/esfera de aço na condição I ensaiado na $S_{m\acute{a}x} = 280$ MPa e $N = 54597$ ciclos (a) imagem macroscópica (b) trinca primária MEV 50X. (c) trinca primária MEV 200X (d) trinca secundária MEV 50X (e) trinca secundária MEV 200X. 1 – superfície externa; 2 – superfície interna; 3 – concentrador de tensão; 4 – propagação da trinca primária sobre a secundária

A trinca primária nucleou-se em um concentrador de tensão semelhante ao observado nas Figuras 4.6 e 4.7. Essa trinca propagou-se até a superfície externa do CDP com um aspecto similar ao observado nas análises anteriores.

A trinca secundária nucleou-se em um concentrador de tensão na superfície interna e propagou-se por uma área menor do que a observada na trinca primária.

A propagação da trinca primária foi predominante e interferiu no crescimento da trinca secundária, como pode ser visto na Figura 4.11 (d).

Analisando a região inclinada a aproximadamente 45° , onde ocorreu a fratura final do material, observa-se a presença de partículas de precipitados no centro dos **dimples**, como pode ser visto na Figura 4.12.

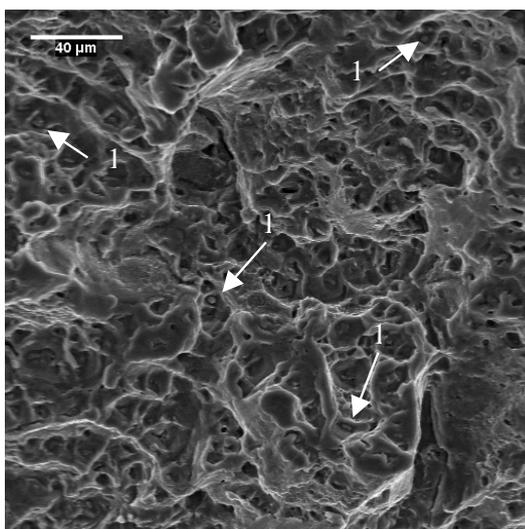


Figura 4.12 – Região de fratura final do MB + **shot peening**/esfera de aço na condição I ensaiado na $S_{m\acute{a}x} = 280$ MPa e $N = 54597$, MEV 500X. 1 – partículas de precipitados

4.2.3 Material base + shot peening com esfera de aço – condição II

Na Tabela 4.4 estão mostrados os dados obtidos dos ensaios de fadiga axial realizados nos corpos-de-prova jateados com esfera de aço pela condição II.

Tabela 4.4 – Resultados obtidos dos ensaios de fadiga axial, realizados no material base + **shot peening** com esferas de aço na condição II

CDP R = 0.1 F = 10 Hz	Tensão (MPa)	% LRT	Nº de ciclos até a fratura MB + SPA-II	Observações
1	300	80	48637	
2	243	65	109348	
3	206	55	168787	

Na Figura 4.13 está ilustrada a curva S-N da liga Al 6013-T6 jateada com esfera de aço pela condição II em comparação com a curva S-N do material base.

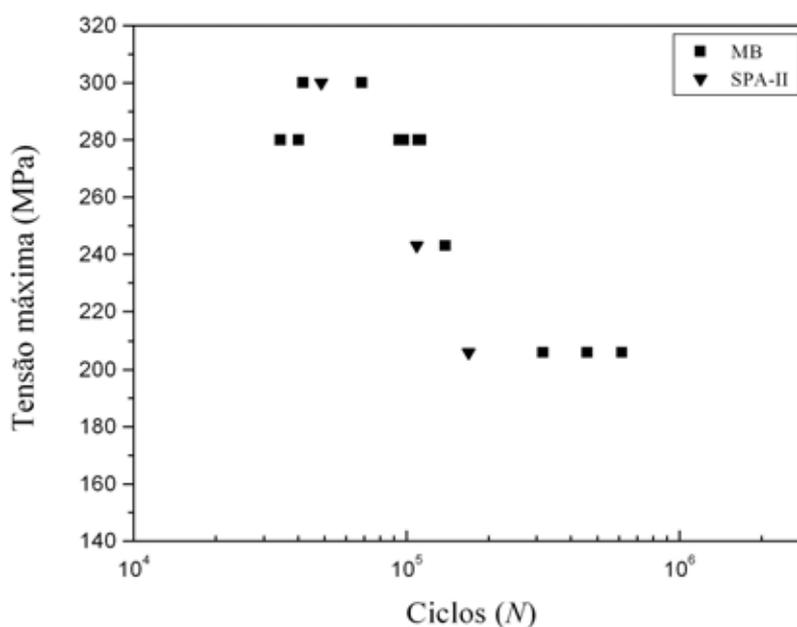


Figura 4.13 – Curva S-N da liga de Al 6013-T6 + **shot peening**/esfera de aço na condição II

Comparando os resultados dos ensaios de fadiga axial realizados nos CDP tratados com **shot peening**/esfera de aço na condição II e sem jateamento, nota-se que houve uma redução na vida em fadiga do material tratado em relação ao apenas usinado. Essa redução em relação ao material base foi semelhante à observada anteriormente para a liga de Al 6013-T6 tratada com **shot peening**/esfera de aço na condição I.

O corpo-de-prova jateado com esfera de aço na condição II, que foi ensaiado na tensão máxima de 206 MPa, fraturou com 168787 ciclos; enquanto que o material base ensaiado na mesma tensão máxima rompeu em média com 463692 ciclos e o material base com **shot peening**/esfera de aço na condição I suportou 220962 ciclos até a ruptura final. Através dessa comparação torna-se claro que em ambas as condições de **shot peening** com esfera de aço, o efeito do jateamento foi prejudicial para a vida em fadiga da liga Al 6013-T6.

Observando a Figura 4.13 pode-se dizer ainda que a curva S-N da liga Al 6013-T6 tratada com a condição II de **shot peening**/esfera de aço, manteve a mesma tendência apresentada pela condição I, confirmando uma uniformidade nos resultados dos ensaios.

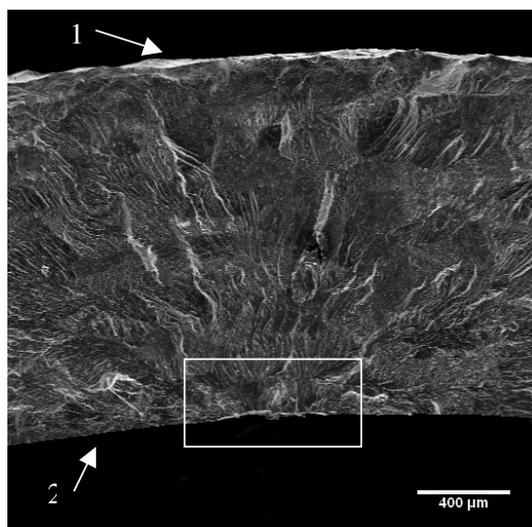
As análises fractográficas realizadas no CDP tratado com **shot peening**/esfera de aço na condição II que foi ensaiado na tensão máxima de 206 MPa e fraturou com 168787 ciclos, estão apresentadas nas Figuras 4.14 e 4.15.

Na imagem macroscópica que está ilustrada na Figura 4.14 (a), nota-se que a superfície de fratura está dividida em duas regiões: uma plana e outra inclinada a aproximadamente 45°. Esse aspecto foi observado em todas as superfícies de fratura analisadas até o momento e pode ser considerado uma característica comum da fratura de CDP tubulares de espessura fina, fabricados com a liga Al 6013-T6.

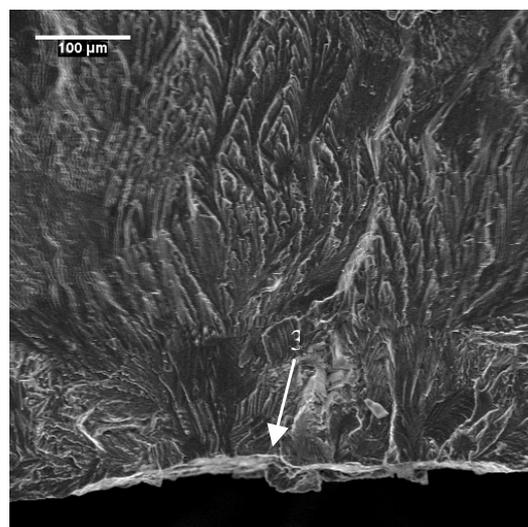
Através de uma análise mais detalhada da região plana mostrada nas Figuras 4.14 (b) e (c), pode-se constatar que a trinca primária iniciou-se na superfície interna do material partindo de um concentrador de tensão oriundo do processo de extrusão da matéria prima tubular; fenômeno corriqueiro nas análises fractográficas desse trabalho.



(a)



(b)



(c)

Figura 4.14 – Análise fractográfica do MB + **shot peening**/esfera de aço na condição II ensaiado na $S_{m\acute{a}x} = 206$ MPa e $N = 168787$ ciclos (a) imagem macroscópica (b) início da trinca MEV 50X (c) início da trinca MEV 200X. 1 – superfície externa; 2 – superfície interna; 3 – concentrador de tensão

Observando as imagens microscópicas da região inclinada da superfície de fratura que estão mostradas nas Figuras 4.15 (a) e (b), percebe-se que o material contém microcavidades (**dimples**), microtrincas, facetas de clivagem e poros.

As microcavidades são encontradas com frequência na ruptura de metais dúcteis e foram observadas na fratura do material base e na condição I de **shot peening** com esfera de aço. Porém, as microtrincas são incomuns e podem ter sido induzidas no material através do tratamento de **shot peening**.

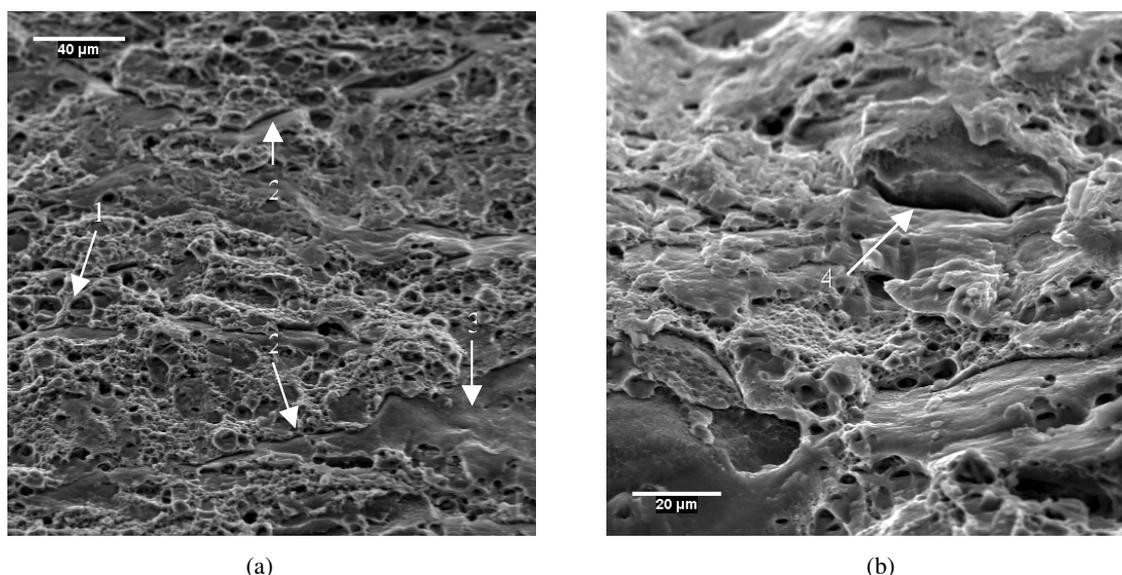


Figura 4.15 – Região de fratura final do MB + **shot peening**/esfera de aço na condição II ensaiado na $S_{\text{máx}} = 206$ MPa e $N = 168787$ (a) MEV 500X (b) MEV 1000X. 1 – microcavidades (**dimples**); 2 – microtrincas; 3 – faceta de clivagem; 4 – poro

O processo de **shot peening** geralmente produz tensões residuais compressivas e o encruamento na superfície do material; ambos tendem a aumentar a vida em fadiga. No entanto, o **shot peening** pode causar também microtrincas e microrupturas que degradam as propriedades do material e reduzem a vida em fadiga (ASM, 2005).

Wagner (1999) estudando o comportamento do **shot peening** na liga Al 2024-T3 e Al 2024-T6 avaliou que as microtrincas induzidas durante o jateamento podem ser críticas para esse material.

Esse fenômeno possibilita entender a redução na vida em fadiga dos CDP tratados com **shot peening**/esfera de aço em duas condições diferentes em relação ao material base, mesmo sendo observado que em ambos os casos a trinca primária originou-se na superfície interna a partir de um concentrador de tensão.

A presença de **dimples** junto com as facetas de clivagem indica que a fratura tem características de quase-clivagem.

Quase-clivagem é um aspecto isolado sobre a superfície de fratura que exhibe características de clivagem e deformação plástica (ASM, 1987). Este aspecto de fratura é observado associado a **dimples** e se distingue de clivagem pelos rios distorcidos, presença de cumes de arrancamento e inexistência de relação cristalográfica definida entre as facetas e a estrutura cristalina do metal (ABM, 1982).

Uma fratura por quase-clivagem inicia-se no centro das facetas de clivagem e como a trinca irradia, as facetas de clivagem se misturam dentro das áreas de ruptura por **dimples** e os degraus de clivagem tornam-se cumes de arrancamento. Condições que impedem a deformação plástica promovem a fratura por quase-clivagem. Quase-clivagem tem sido observada em aços, incluindo os endurecidos por têmpera, por precipitação e aço inox austenítico, ligas de titânio, ligas de níquel e ligas de alumínio (ASM, 1987).

4.2.4 Material base + shot peening com esfera de vidro – condição I

Os resultados obtidos dos ensaios de fadiga axial, realizados nos corpos-de-prova jateados com esfera de vidro pela condição I, estão apresentados na Tabela 4.5.

Tabela 4.5 – Resultados obtidos dos ensaios de fadiga axial, realizados no material base + **shot peening** com esferas de vidro na condição I

CDP R = 0.1 F = 10 Hz	Tensão (MPa)	% LRT	Nº de ciclos até a fratura MB + SPV-I	Observações
1	300	80	54222	
2	243	65	121689	
3	206	55	209934	

Na Figura 4.16 está apresentada a curva S-N da liga Al 6013-T6 tratada com **shot peening**/esfera de vidro pela condição I em comparação com a curva S-N do material base.

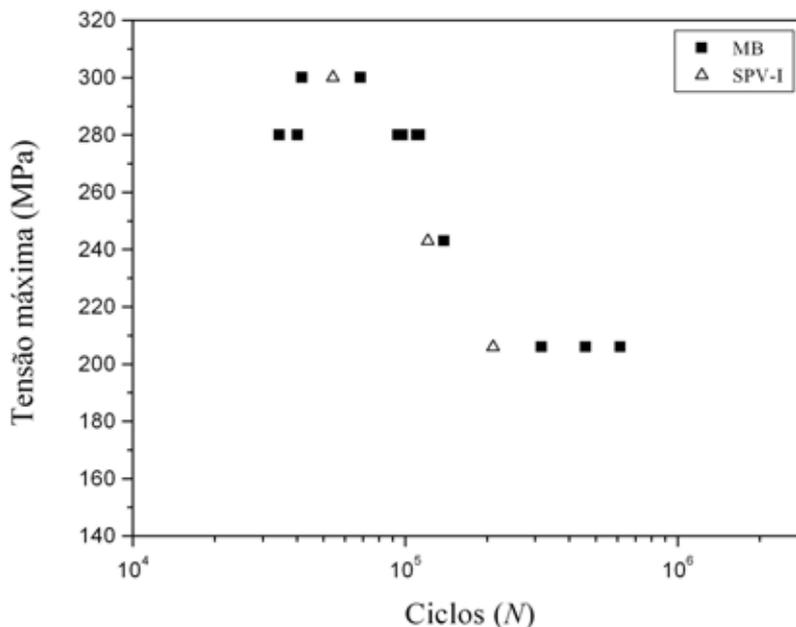


Figura 4.16 – Curva S-N da liga Al 6013-T6 + **shot peening**/esfera de vidro na condição I

Analisando os dados da Tabela 4.5 e a curva S-N ilustrada na Figura 4.16, pode-se observar que houve uma redução na vida em fadiga da liga Al 6013-T6 jateada com esfera de vidro pela condição I em relação ao material base. Essa redução foi semelhante à observada nos CDP jateados com esfera de aço.

Para a tensão máxima de 243 MPa, o CDP jateado com esfera de vidro pela condição I rompeu com 121689 ciclos, enquanto que o material base rompeu com 138862 ciclos.

Nos ensaios com a tensão máxima de 206 MPa o corpo-de-prova tratado com **shot peening**/esfera de vidro na condição I suportou 209934 ciclos até a fratura, ao passo que o material base fraturou na média com 463692 ciclos.

A curva S-N para essa condição de **shot peening** manteve a tendência observada anteriormente nos ensaios de fadiga deste trabalho.

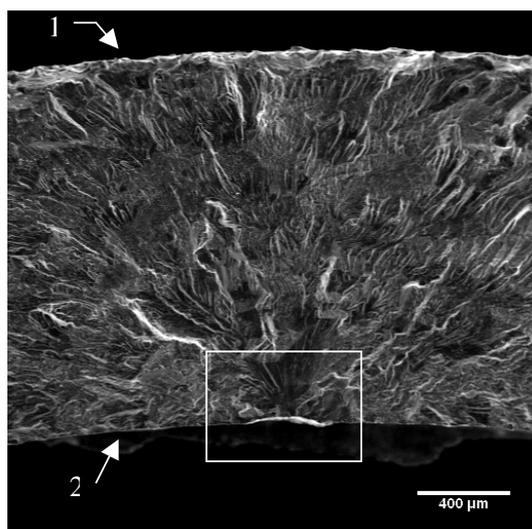
A imagem macroscópica da superfície de fratura do CDP jateado com esfera de vidro na condição I, o qual foi ensaiado na tensão máxima de 206 MPa e fraturou com 209934 ciclos, está mostrada na Figura 4.17 (a).

Assim como observado nos outros CDP fraturados, a superfície contém uma pequena região plana, onde ocorreu a nucleação da trinca e uma grande região inclinada, onde sucedeu a propagação instável e a ruptura final do material.

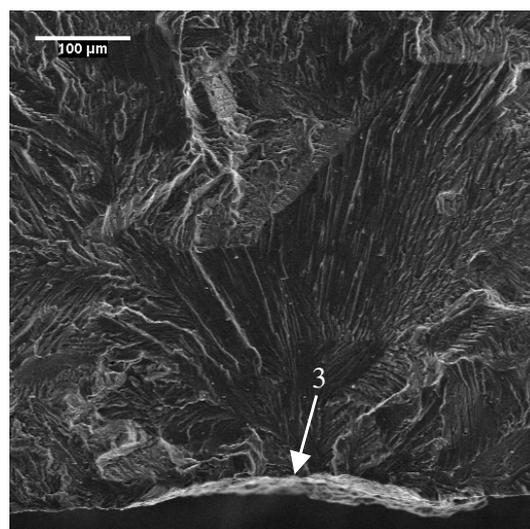
Através das imagens microscópicas mostradas nas Figuras 4.17 (b) e (c) é possível visualizar que a trinca primária nucleou-se na superfície interna do material, tendo origem em um concentrador de tensão, do mesmo modo que ocorreu nos outros CDP examinados.



(a)



(b)



(c)

Figura 4.17 – Análise fractográfica do MB + **shot peening**/esfera de vidro na condição I ensaiado na $S_{m\acute{a}x} = 206$ MPa e $N = 209934$ ciclos (a) imagem macroscópica (b) início da trinca MEV 50X (c) início da trinca MEV 200X. 1 – superfície externa; 2 – superfície interna; 3 – concentrador de tensão

Investigando a região de ruptura final do material que está mostrada nas Figuras 4.18 (a) e (b), nota-se que a superfície de fratura tem uma aparência caótica contendo **dimples**, facetas de clivagem, microtrincas e poros. Essa aparência é similar à observada na fractografia do CDP jateado com esfera de aço na condição II e caracteriza uma fratura por quase-clivagem.

Além dessa similaridade na superfície de fratura, ambos os jateamentos foram realizados com a intensidade Almen máxima especificada pela norma Embraer NE 40-072 (2003) para CDP de ligas de alumínio com espessura 1,7 mm.

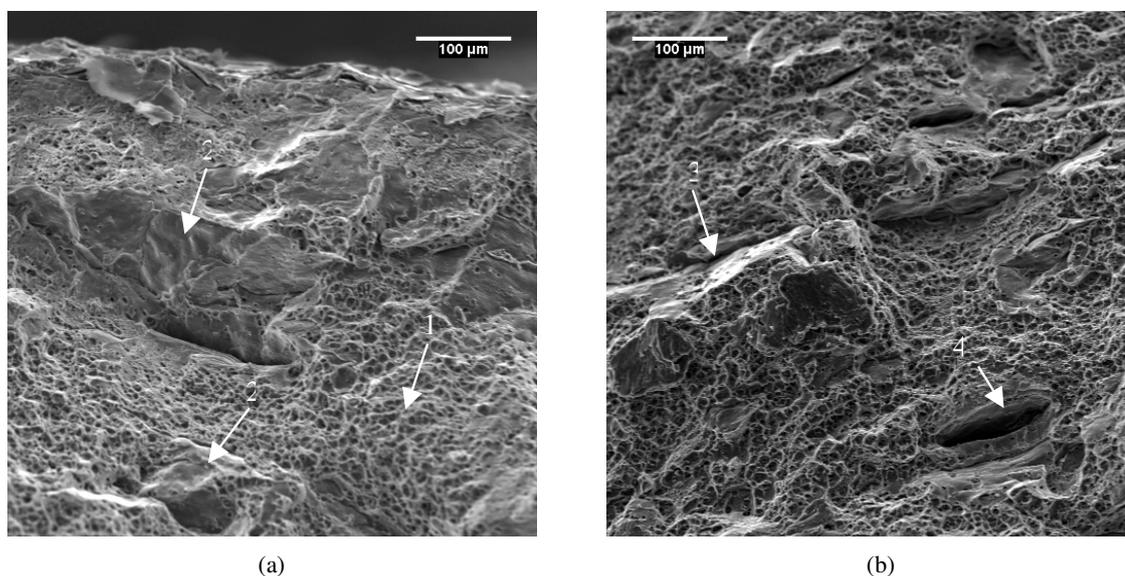


Figura 4.18 – Região de fratura final do MB + **shot peening**/esfera de vidro na condição I ensaiado na $S_{\max} = 206$ MPa e $N = 209934$ (a) MEV 200X (b) MEV 200X. 1 – **dimples**; 2 – facetas de clivagem; 3 – microtrinca; 4 – poro

4.2.5 Material base + shot peening com esfera de vidro – condição II

Os resultados obtidos dos ensaios de fadiga axial, realizados nos corpos-de-prova jateados com esfera de vidro pela condição II, podem ser vistos na Tabela 4.6.

Tabela 4.6 – Resultados obtidos dos ensaios de fadiga axial, realizados no material base + **shot peening** com esferas de vidro na condição II

CDP R = 0.1 F = 10 Hz	Tensão (MPa)	% LRT	Nº de ciclos até a fratura MB + SPV-II	Observações
1	280	75	93808	
2	243	65	119487	
3	206	55	266885	

A curva S-N da liga Al 6013-T6 tratada com **shot peening**/esfera de vidro na condição II em comparação com a curva S-N do material base, está mostrada na Figura 4.19.

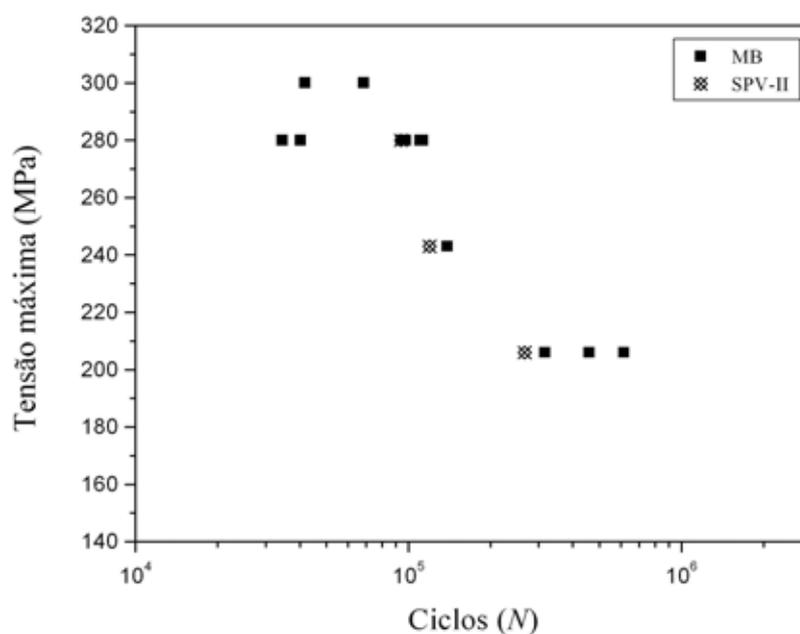


Figura 4.19 – Curva S-N da liga Al 6013-T6 + **shot peening**/esfera de vidro na condição II

Observando a Figura 4.19 e os dados da Tabela 4.6 nota-se que para a tensão máxima de 280 MPa, a liga Al 6013-T6 tratada com **shot peening**/esfera de vidro na condição II fraturou com o mesmo número de ciclos do material base. No entanto, para as tensões máximas de 243 MPa e 206 MPa houve uma pequena redução na vida em fadiga dos CDP jateados em relação aos CDP apenas usinados.

Para a tensão máxima de 206 MPa, o corpo-de-prova tratado com **shot peening**/esfera de vidro na condição II fraturou com 266885 ciclos; enquanto que o material base fraturou na média com 463692 ciclos e os corpos de prova jateados com esfera de aço pelas condições I/II e jateado com esfera de vidro pela condição I fraturaram com 220962 ciclos, 168787 ciclos e 209934 ciclos, respectivamente.

Para a tensão máxima de 243 MPa, o corpo-de-prova jateado com esfera de vidro na condição II, suportou 119487 ciclos até a fratura, ao passo que o material base fraturou com 138862 ciclos, os CDP tratados com **shot peening**/esfera de aço nas condições I/II e tratados com **shot peening**/esfera de vidro na condição I fraturaram com 93065 ciclos (média), 109348 ciclos e 121689 ciclos, respectivamente.

Essas considerações para os três níveis de tensão máxima comprovam que a curva S-N da liga Al 6013-T6 tratada com **shot peening**/esfera de vidro na condição II (menor intensidade Almen), foi a que mais se aproximou da curva S-N do material base, se comparado com as outras condições de jateamento.

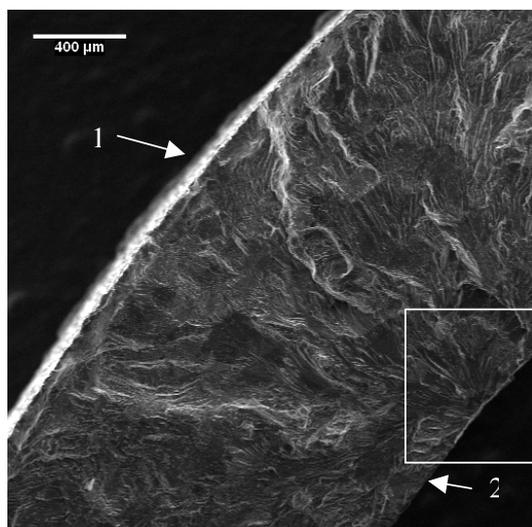
As análises fractográficas realizadas no CDP tratado com **shot peening**/esfera de vidro na condição II, o qual foi ensaiado na tensão máxima de 206 MPa e fraturou com 266885 ciclos, estão mostradas nas Figuras 4.20 e 4.21.

Através da imagem macroscópica ilustrada na Figura 4.20 (a) percebe-se que a superfície de fratura apresenta o mesmo aspecto das fractografias anteriores, tendo uma pequena região plana e uma grande região inclinada a aproximadamente 45°.

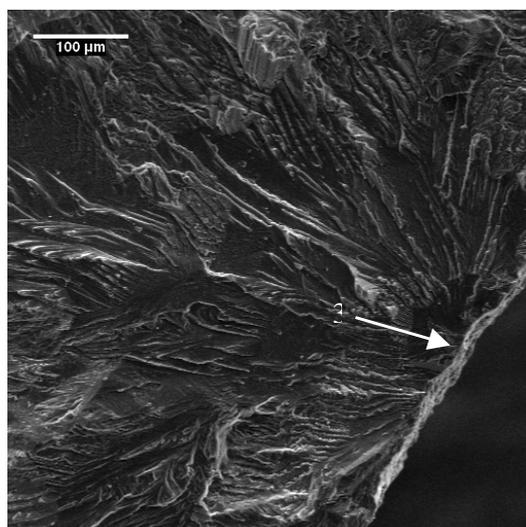
Analisando as imagens microscópicas mostradas nas Figuras 4.20 (b) e (c), pode-se notar que a trinca primária nucleou-se na superfície interna do CDP a partir de um concentrador de tensão oriundo do processo de extrusão da matéria prima tubular. A nucleação e a propagação da trinca ocorreram de forma semelhante ao observado nos outros CDP.



(a)



(b)



(c)

Figura 4.20 – Análise fractográfica do MB + **shot peening**/esfera de vidro na condição II ensaiado na $S_{m\acute{a}x} = 206$ MPa e $N = 266885$ ciclos (a) imagem macroscópica (b) início da trinca MEV 50X (c) início da trinca MEV 200X. 1 – superfície externa; 2 – superfície interna; 3 – concentrador de tensão

Examinando a região de fratura final do material mostrada nas Figuras 4.21 (a) e (b), observa-se a presença de **dimples**, facetas de clivagem e microtrincas.

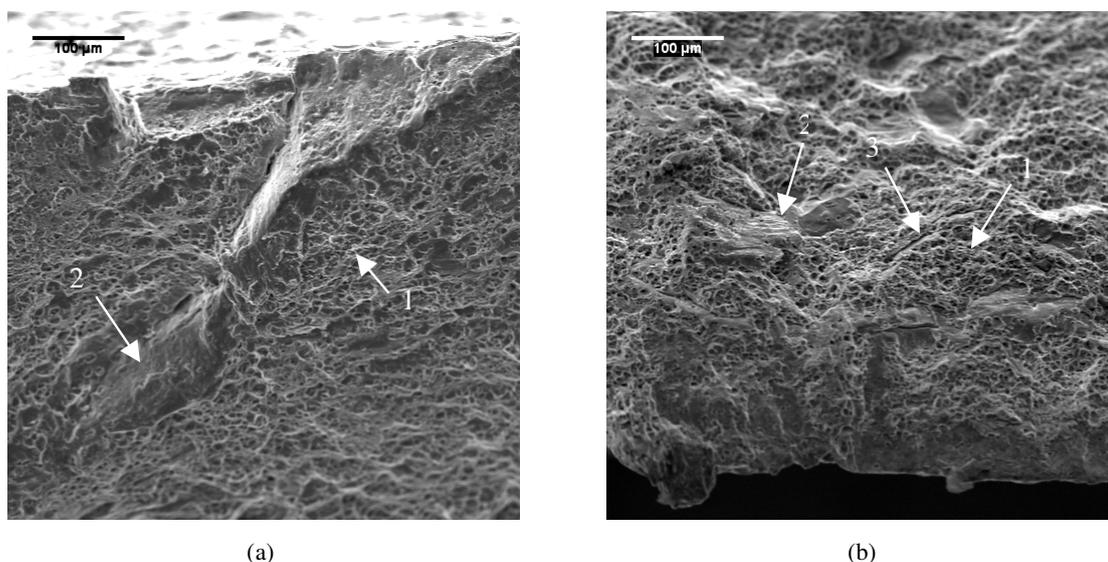


Figura 4.21 – Região de fratura final do MB + **shot peening**/esfera de vidro na condição II ensaiado na $S_{m\acute{a}x} = 206$ MPa e $N = 266885$ ciclos (a) MEV 200X (b) MEV 200X. 1 – **dimples**; 2 – facetas de clivagem; 3 – microtrinca

Em comparação com as superfícies de fratura dos CDP tratados com **shot peening**/esfera de aço na condição II e **shot peening**/esfera de vidro na condição I que apresentaram o mesmo aspecto, essa superfície contém uma quantidade maior de **dimples** e uma quantidade menor de microtrincas e facetas de clivagem.

Considerando essa observação e o aumento na vida em fadiga deste CDP em relação aos CDP tratados pelas outras condições de **shot peening**, pode-se concluir que os efeitos do jateamento com esfera de vidro na condição II foram menos nocivos à estrutura interna do material do que o jateamento com esfera de aço na condição II e esfera de vidro na condição I. Isso pode ter ocorrido devido à intensidade Almen utilizada para jatear os CDP com esfera de vidro na condição II, a qual foi menor do que as intensidades Almen utilizadas nas condições anteriores.

4.2.6 Material base + **shot peening** com esfera de vidro – condição II + superfície interna lixada

Os resultados obtidos dos ensaios de fadiga axial, realizados nos corpos-de-prova jateados com esfera de vidro pela condição II e que foram lixados na superfície interna, estão apresentados na Tabela 4.7.

Tabela 4.7 – Resultados obtidos dos ensaios de fadiga axial, realizados no material base + **shot peening** com esferas de vidro na condição II + superfície interna lixada

CDP R = 0.1 F = 10 Hz	Tensão (MPa)	% LRT	Nº de ciclos até a fratura MB + SPV-II + superfície interna lixada	Observações
1	280	75	129622	
2	243	65	373457	
3	206	55	222689	Fratura na rosca
4	206	55	748286	Fratura na rosca

Na Figura 4.22 está ilustrada a curva S-N da liga Al 6013-T6 tratada com **shot peening**/esfera de vidro na condição II e lixada na superfície interna em comparação com a curva S-N do material base.

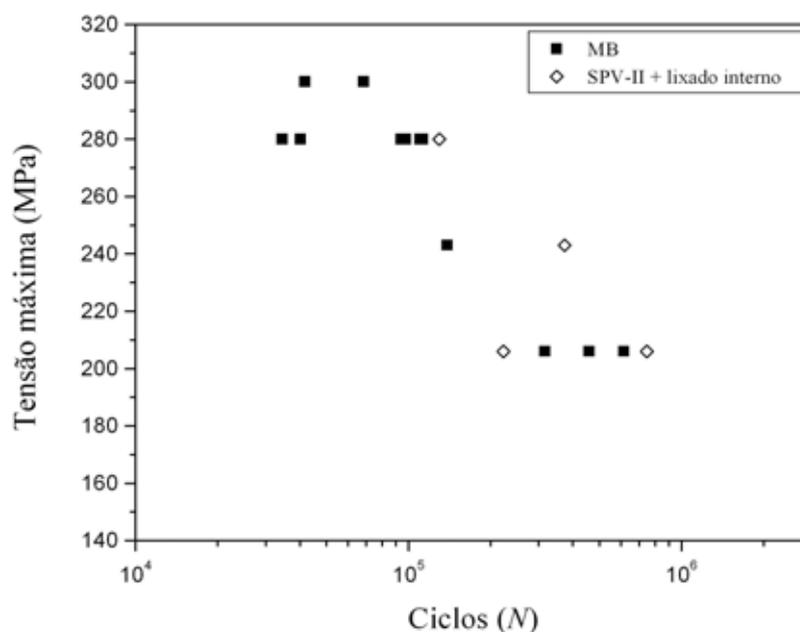


Figura 4.22 – Curva S-N da liga Al 6013-T6 + **shot peening**/esfera de vidro na condição II e lixada na superfície interna

Analisando a Tabela 4.7 e a curva S-N ilustrada na Figura 4.22, percebe-se que a liga Al 6013-T6 tratada com **shot peening**/esfera de vidro pela condição II e lixada na superfície interna suportou um número de ciclos até a fratura maior do que o material base. Esse aumento na vida em fadiga está diretamente relacionado ao processo de

lixamento que minimizou os efeitos das imperfeições na superfície interna dos corpos-de-prova.

Para a tensão máxima de 243 MPa, o corpo-de-prova jateado com esfera de vidro pela condição II e lixado na superfície interna fraturou com 373457 ciclos, enquanto que o CDP apenas usinado (MB), suportou 138862 ciclos.

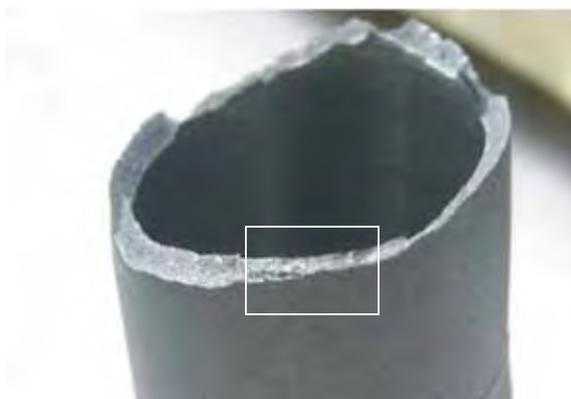
Nos ensaios com a tensão máxima de 206 MPa, os corpos-de-prova do material base, fraturaram na média com 463692 ciclos, ao passo que os CDP tratados com **shot peening**/esfera de vidro na condição II e lixados internamente, fraturam na rosca laminada com 222689 ciclos e 748286 ciclos.

A fratura na rosca indica houve uma concentração de tensão nessa região maior do que na área útil. Esse concentrador de tensão pode ter sido causado durante o processo de laminação da rosca.

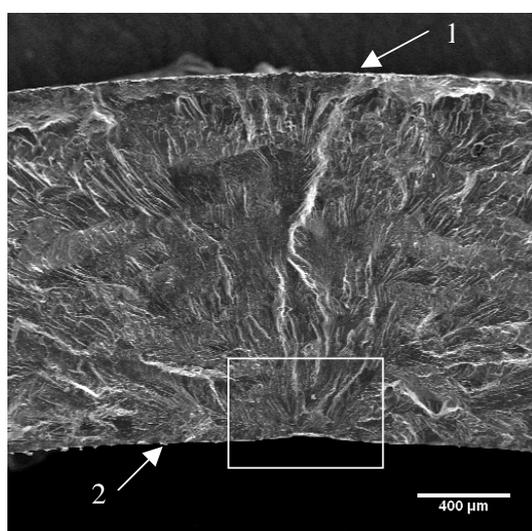
Apesar desse inconveniente, deve-se considerar que em um dos ensaios a vida em fadiga foi maior do que a do material base sem apresentar trincas na área útil, o leva a pensar que caso a fratura não ocorresse na rosca, a vida em fadiga desse CDP seria ainda maior.

Ao observar microscopicamente a superfície de fratura do corpo-de-prova jateado com esfera de vidro pela condição II e lixado na superfície interna, o qual foi ensaiado na tensão máxima de 243 MPa e fraturou após 373457 ciclos, nota-se que apesar do lixamento, a trinca primária nucleou-se na superfície interna do CDP a partir de um concentrador de tensão, como pode ser visto nas Figuras 4.23 (b) e (c). O efeito prejudicial dessa imperfeição provavelmente foi reduzido durante o lixamento, porém não foi totalmente eliminado, continuando a atuar como um ponto de concentração de tensão.

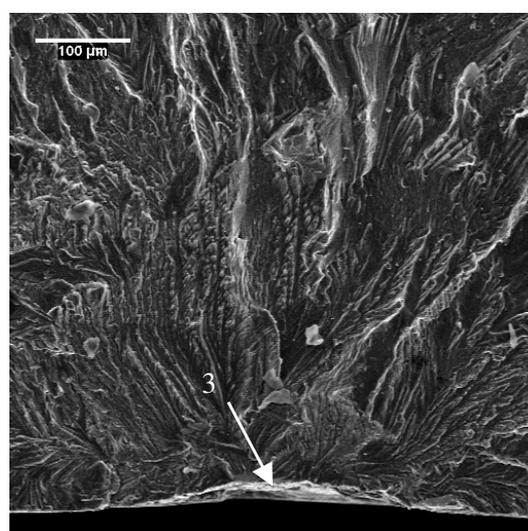
Através da imagem macroscópica da superfície de fratura deste CDP, a qual está ilustrada na Figura 4.23 (a) é possível observar o mesmo aspecto das fractografias anteriores: uma pequena região plana e uma grande região inclinada a aproximadamente 45°.



(a)



(b)



(c)

Figura 4.23 – Análise fractográfica do MB + **shot peening**/esfera de vidro na condição II lixado na superfície interna, ensaiado na $S_{m\acute{a}x} = 243$ MPa e $N = 373457$ ciclos (a) imagem macroscópica (b) início da trinca MEV 50X (c) início da trinca MEV 200X. 1 – superfície externa; 2 – superfície interna; 3 – concentrador de tensão

Investigando microscopicamente a região de ruptura final do material, observa-se a presença de **dimples** bem desenvolvidos na superfície de fratura e a ausência de microtrincas e facetas de clivagem, como pode ser visto na Figura 4.24. Essa constatação reforça a hipótese de que os efeitos do **shot peening**/esfera de vidro na condição II são menos prejudiciais ao material do que os efeitos do jateamento com esfera de aço na condição II e com esfera de vidro na condição I.

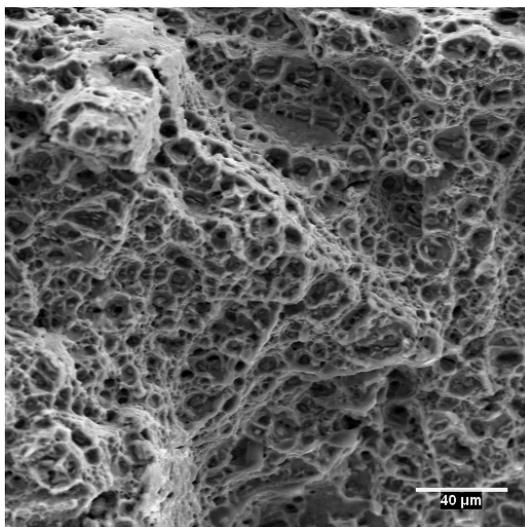


Figura 4.24 – Região de fratura final do MB + **shot peening**/esfera de vidro na condição II lixado internamente, ensaiado na $S_{m\acute{a}x} = 243$ MPa e $N = 373457$ ciclos MEV 500X

4.2.7 Material base + shot peening com esfera de vidro – condição III + superfície interna lixada

Os resultados obtidos dos ensaios de fadiga axial, realizados nos corpos-de-prova jateados com esfera de vidro pela condição III e que foram lixados na superfície interna, podem ser vistos na Tabela 4.8.

Tabela 4.8 – Resultados obtidos dos ensaios de fadiga axial, realizados no material base + **shot peening** com esferas de vidro na condição III + superfície interna lixada

CDP R = 0.1 F = 10 Hz	Tensão (MPa)	% LRT	N de ciclos até a fratura MB + SPV-III + superfície interna lixada	Observações
1	280	75	67855	
2	243	65	952304	
3	206	55	1000000	Ensaio encerrado

Na Figura 4.25 está ilustrada a curva S-N da liga Al 6013-T6 tratada com **shot peening**/esfera de vidro pela condição III e lixada na superfície interna em comparação com a curva S-N do material base.

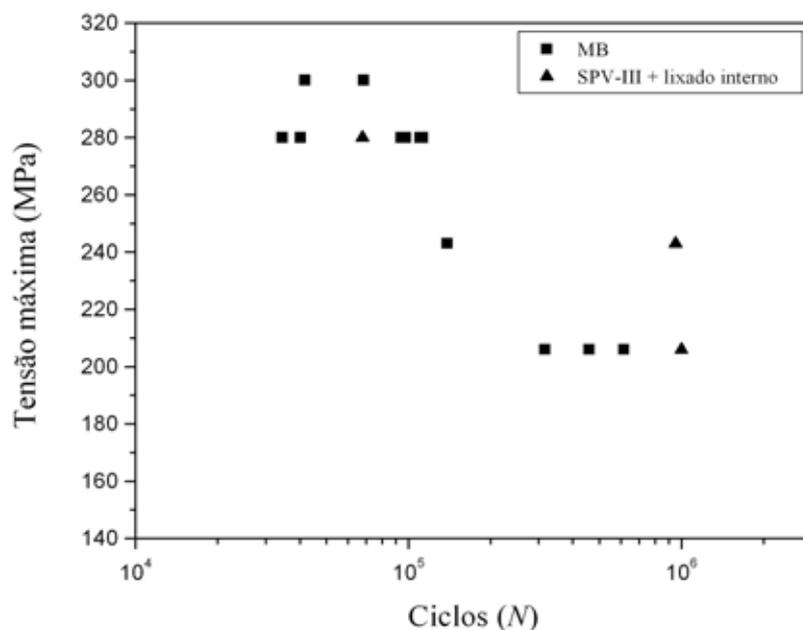


Figura 4.25 – Curva S-N da liga Al 6013-T6 + **shot peening**/esfera de vidro na condição III e lixada na superfície interna

Através da curva S-N ilustrada na Figura 4.25, pode-se notar que para as tensões máximas de 243 MPa e 206 MPa houve um aumento na vida em fadiga dos corpos-de-prova tratados com **shot peening**/esfera de vidro pela condição III e lixados internamente em relação ao material base.

Nos ensaios com a tensão máxima de 243 MPa, o material base fraturou com 138862 ciclos, enquanto que o CDP tratado com **shot peening**/esfera de vidro na condição III e lixado na superfície interna, suportou 952304 ciclos até a ruptura.

Para a tensão máxima de 206 MPa, o CDP com essa condição de **shot peening** e lixado internamente atingiu 1000000 ciclos sem fraturar. Esse número de ciclos foi considerado como sendo suficiente para as análises desse trabalho (vida infinita) e após atingi-lo o ensaio foi abortado.

Comparando esses resultados com os resultados dos ensaios com as outras condições de **shot peening**, percebe-se que os CDP jateados com esfera de vidro na condição III e lixados na superfície interna foram os que apresentaram a maior vida em fadiga para as tensões máximas de 243 MPa e 206 MPa.

Os fatores que podem ter conduzido a este resultado são o lixamento na superfície interna e a diferença entre os parâmetros de jateamento utilizados pela ELEB em relação aos utilizados pela Zirtec.

As análises fractográficas da superfície de fratura do corpo-de-prova tratado com **shot peening**/esfera de vidro pela condição III e lixado internamente, o qual foi ensaiado na tensão máxima de 243 MPa e fraturou com 952304 ciclos, estão mostradas nas Figuras 4.26 e 4.27.

Observando a imagem macroscópica da superfície de fratura ilustrada na Figura 4.26 (a), nota-se uma pequena região plana e uma grande região inclinada a aproximadamente 45° , assim como observado em todas as fractografias desse trabalho.

Através das imagens microscópicas observa-se que a trinca primária nucleou-se na superfície interna do material a partir de um concentrador de tensão, como pode ser visto nas Figuras 4.26 (b) e (c).

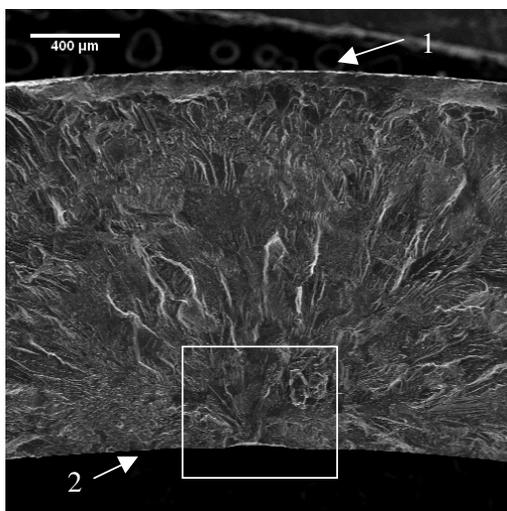
É possível observar ainda que a nucleação e a propagação da trinca ocorreu da mesma forma que observado na superfície de fratura do CDP tratado com **shot peening**/esfera de vidro pela condição II e lixado internamente.

Investigando a região de ruptura final do material, a qual está mostrada na Figura 4.27, pode-se observar que a superfície de fratura contém **dimples** e poros.

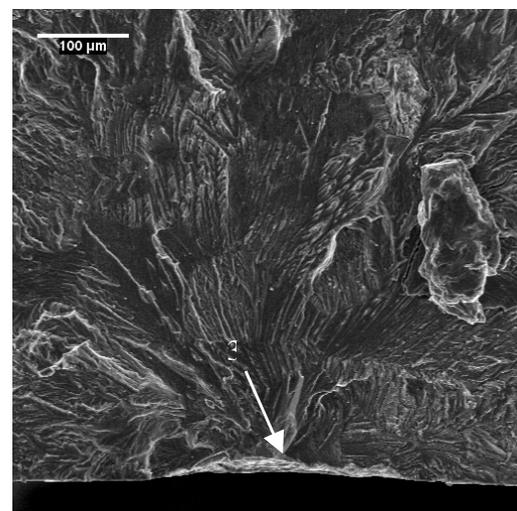
Ao comparar essa superfície de fratura com a superfície de fratura mostrada na Figura 4.24, percebe-se um aspecto semelhante entre elas. Essa similaridade pode estar relacionada com as condições de jateamento, pois os CDP jateados com esfera de vidro na condição II utilizaram uma baixa intensidade Almen e os CDP jateados com esfera de vidro na condição III utilizaram uma intensidade Almen intermediária, porém, com valores próximos: 0,004 N e 0,0055 N respectivamente.



(a)



(b)



(c)

Figura 4.26 – Análise fractográfica do MB + **shot peening**/esfera de vidro na condição II lixada na superfície interna, ensaiado na $S_{m\acute{a}x} = 243$ MPa e $N = 952304$ ciclos (a) imagem macroscópica (b) início da trinca MEV 50X (c) início da trinca MEV 200X. 1 – superfície externa; 2 – superfície interna; 3 – concentrador de tensão

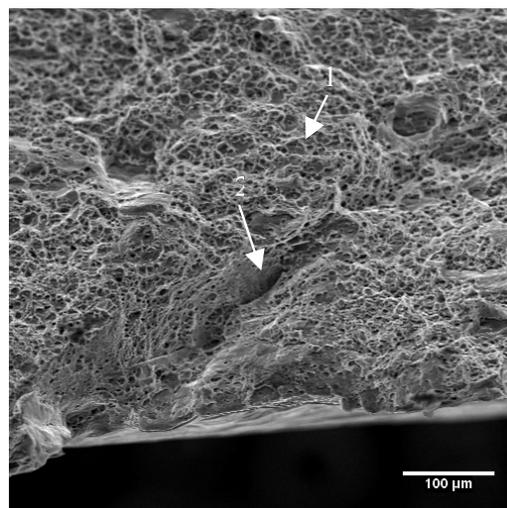


Figura 4.27 – Região de fratura final do MB + **shot peening**/esfera de vidro na condição III ensaiado na $S_{m\acute{a}x} = 243$ MPa e $N = 952304$ ciclos MEV 200X. 1 – **dimples**; 2 – poro

4.3 ANÁLISE DAS TENSÕES RESIDUAIS

Na Figura 4.28 está ilustrado o perfil das tensões residuais induzidas no material pelos tratamentos de **shot peening** com esfera de aço nas duas condições e com esfera de vidro nas condições I e II.

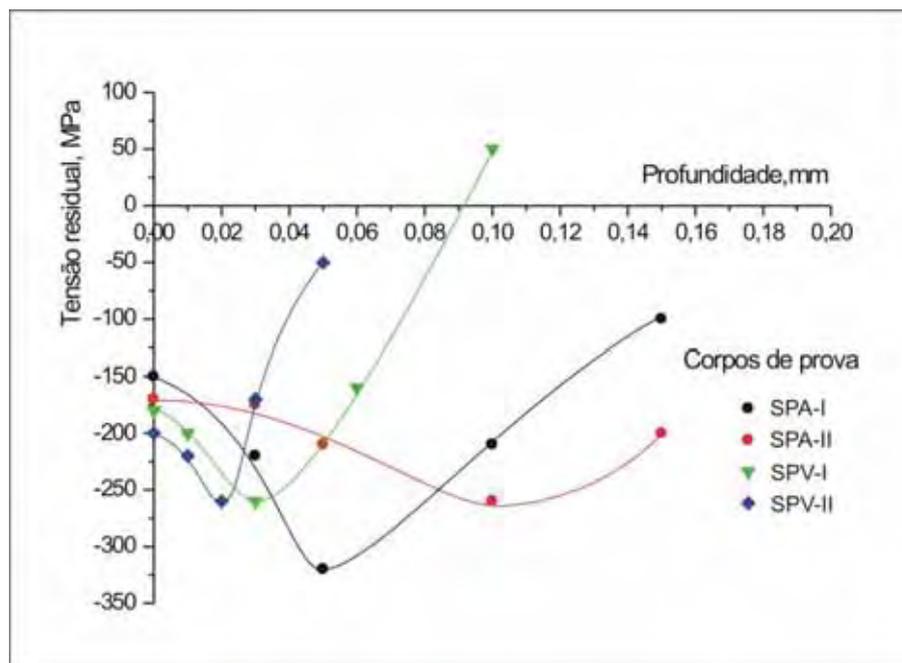


Figura 4.28 – Perfil das tensões residuais dos CDP jateados com esfera de aço nas duas condições e com esfera de vidro nas condições I e II

Analisando a Figura 4.28 pode-se observar que as tensões residuais compressivas induzidas pelo **shot peening** na superfície externa dos CDP e logo abaixo da mesma foram significativas, atingindo valores maiores do que 50% da tensão limite de escoamento do material.

O CDP tratado com **shot peening**/esfera de aço pela condição II (elevada intensidade Almen) foi o que apresentou o valor máximo de tensão residual compressiva mais profundo. No entanto, essa condição de **shot peening** não obteve o maior valor de tensão residual compressiva se comparado com as outras condições.

O maior valor de tensão residual compressiva foi observado no CDP tratado com **shot peening**/esfera de aço na condição I. Porém, essa condição não foi a que apresentou a maior tensão residual compressiva na superfície do material.

O corpo-de-prova jateado com esfera de vidro na condição II (baixa intensidade Almen) foi o que obteve o maior valor de tensão residual compressiva na superfície e o CDP jateado com esfera de vidro pela condição I foi o único que apresentou uma leve tensão residual trativa após as tensões residuais compressivas.

Através da Figura 4.28 é possível observar ainda que para os CDP jateados com esfera de vidro, um aumento na intensidade Almen, aumentou a profundidade do valor máximo da tensão residual compressiva. No entanto, esse aumento na intensidade Almen não aumentou o valor da tensão residual compressiva, o qual em ambas as condições foi praticamente o mesmo, apenas com profundidades diferentes.

Torres e Voorwald (2002) estudando o comportamento do aço AISI 4340 submetido a diferentes condições de **shot peening** avaliaram também que um aumento na intensidade Almen gera um aumento na profundidade do valor máximo da tensão residual compressiva. Além disso, os pesquisadores avaliaram que a maior intensidade Almen não induz o maior valor de tensão residual compressiva na superfície e que essas tensões estão mais relacionadas às características mecânicas (dureza e recuperação elástica) e condições da superfície do que com a intensidade de **shot peening**.

O campo de tensões residuais compressivas induzido pelo **shot peening** na superfície externa dos CDP e logo abaixo da mesma foi significativo e aumentou a resistência à fadiga nessa região. Isso colaborou para que a nucleação das trincas por fadiga ocorresse na superfície interna dos CDP, visto que essa região não foi influenciada pelas tensões residuais compressivas e durante os ensaios de fadiga axial ambas as superfícies externa e interna foram solicitadas com o mesmo carregamento.

Apesar dessa constatação, não foi possível estabelecer uma relação direta entre a vida em fadiga do material e o campo de tensões residuais compressivas, pois todas as trincas nuclearam na superfície interna dos CDP a partir de concentradores de tensão. Entretanto, é possível registrar qual o campo de tensões residuais que foi induzido no

material em cada condição de **shot peening** e dessa maneira conhecer qual o perfil da tensão residual para o jateamento que causou menos danos ao material.

Vale ressaltar que caso o ensaio de fadiga fosse de flexão rotativa ou flexão alternada ao invés de axial, provavelmente as tensões residuais compressivas desempenhariam um papel importante nos resultados, pois a superfície externa seria submetida a uma sollicitação maior do que a superfície interna.

4.4 CONSIDERAÇÕES FINAIS

Fazendo uma analogia entre o aspecto macroscópico da superfície de fratura de todos os CDP examinados, percebe-se que ambas as superfícies tem uma pequena região plana e uma grande região inclinada em aproximadamente 45° . Ao observar a outra metade dos CDP é possível reconhecer uma semelhança entre a região inclinada e a fratura taça e cone observada nos CDP fraturados no ensaio de tração.

No caso de fratura por fadiga, esse fenômeno ocorre devido à transição do crescimento da trinca no modo de tração para o modo de cisalhamento e é comumente observado nas falhas por fadiga em ligas de alumínio desde 1960 (SCHIJVE, 2003).

O mecanismo que ocorre durante essa transição está representada na Figura 4.29.

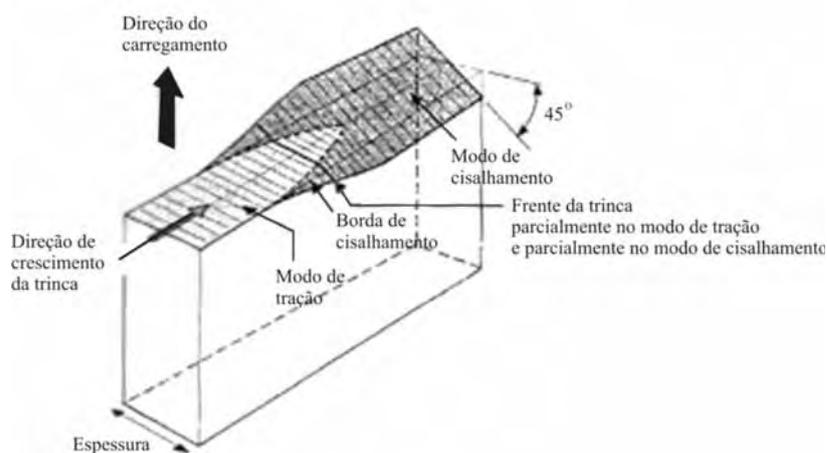


Figura 4.29 – Crescimento da trinca por fadiga com uma transição do modo de tração para o modo de cisalhamento (SCHIJVE, 2003)

Na Figura 4.30 está mostrada a curva S-N do material base em comparação com a curva S-N de todas as condições de **shot peening** avaliadas nesse trabalho.

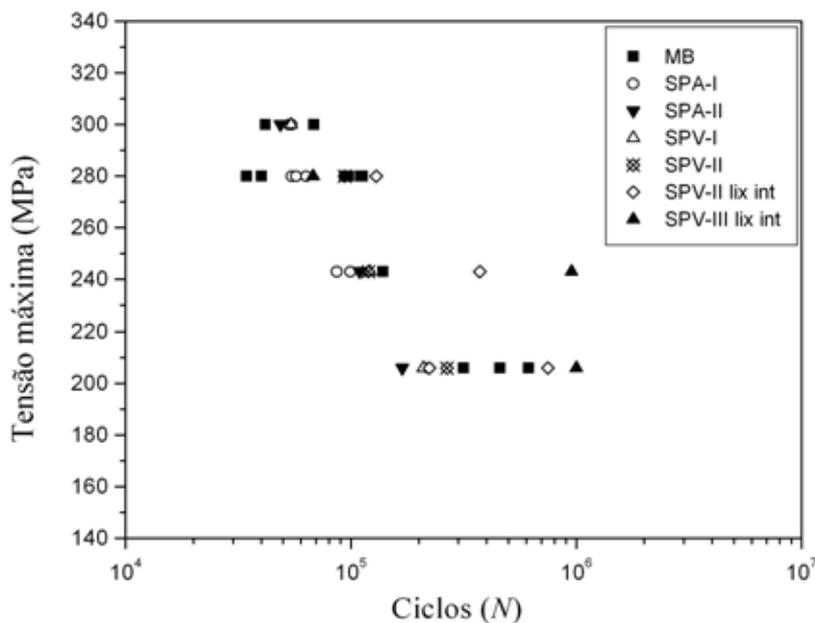


Figura 4.30 – Curva S-N de todas a condições ensaiadas

Analisando a Figura 4.30 e considerando apenas os ensaios com os CDP que não foram lixados na superfície interna, percebe-se que todas as condições de **shot peening** avaliadas nesse trabalho apresentaram uma redução na vida em fadiga em relação ao material base.

Para os ensaios com os CDP que não foram lixados internamente, nota-se que os CDP jateados com esfera de vidro e a menor intensidade Almen (condição II) foram os que fraturam com maior número de ciclos dentre as condições de **shot peening**, porém ainda assim houve uma redução em relação ao material base. Por outro lado, os CDP jateados com esfera de aço e a maior intensidade Almen (condição II) foram os que apresentaram a menor vida em fadiga se comparado com todas as outras condições **shot peening**.

Comparando a análise fractográfica dos CDP jateados com esfera de aço na condição II e esfera de vidro na condição I com o CDP jateados com esfera de aço na condição I e esfera de vidro na condição II, percebe-se que a superfície de fratura dos CDP com **shot peening**/esfera de aço na condição I e **shot peening**/esfera de vidro na condição II tem uma aparência mais homogênea do que as outras duas condições, como pode ser visto na Figura 4.31.

Considerando que na condição I do jateamento com esfera de aço e na condição II de jateamento com esfera de vidro, utilizou-se uma intensidade Almen baixa e nas duas outras condições utilizou-se uma intensidade Almen elevada, ambas dentro da faixa estabelecida pelas normas SAE-AMS-S-13165 (1997) e Embraer NE 40-072 (2003), pode-se concluir que intensidades Almen muito elevadas podem causar danos na estrutura interna do material para esse tipo CDP.

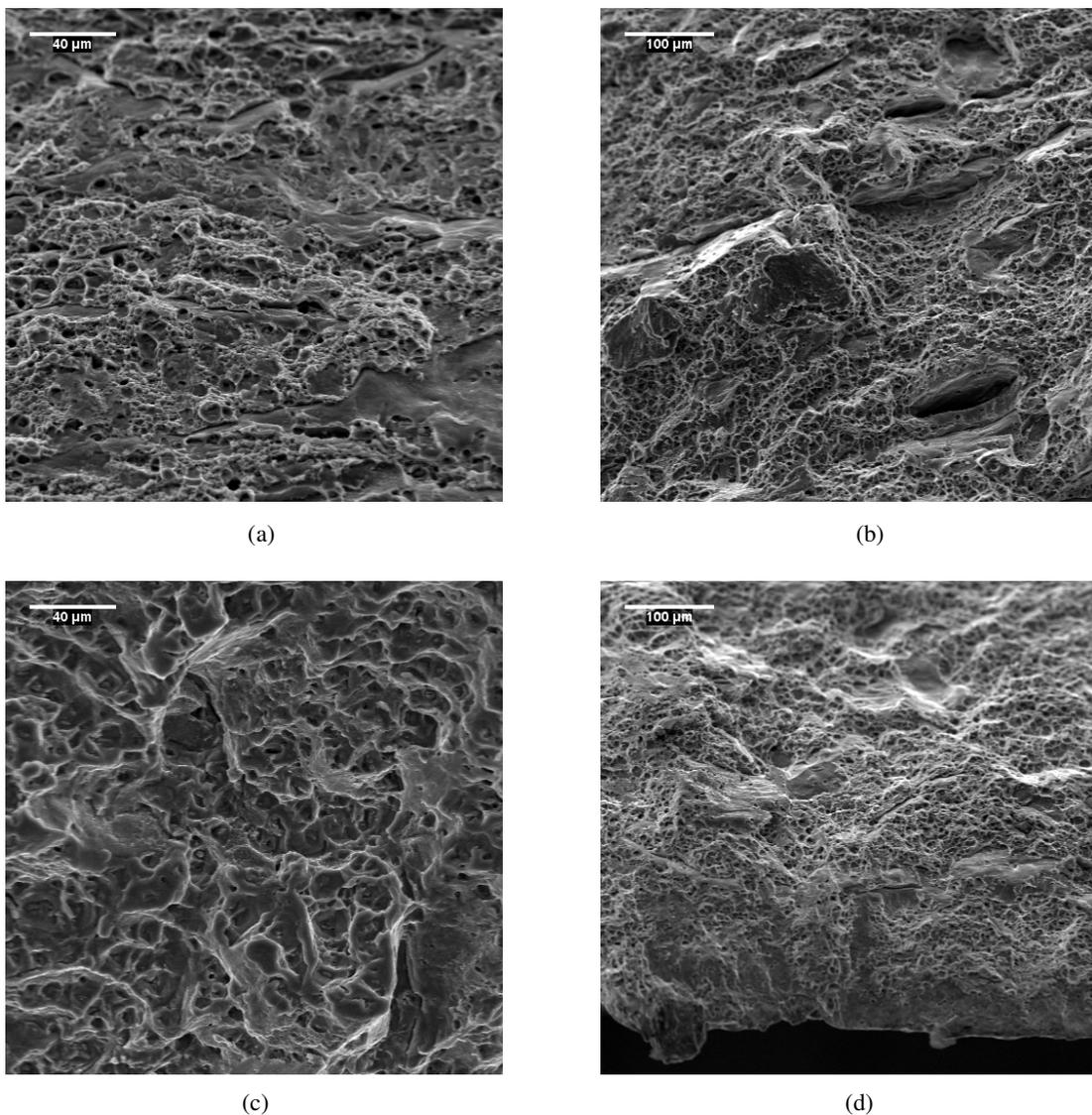


Figura 4.31 – Comparação entre as fractografias (a) **shot peening**/esfera de aço condição II (b) **shot peening**/esfera de vidro condição I (c) **shot peening**/esfera de aço condição I (d) **shot peening**/esfera de vidro condição

Ao analisar novamente a Figura 4.30 agora de uma maneira geral, pode-se notar que os ensaios com os CDP que foram lixados apresentaram um incremento na vida em fadiga em relação ao material base.

É possível avaliar também que os CDP jateados com esfera de vidro na condição III obtiveram a maior vida em fadiga dentre todas as condições ensaiadas. Esses CDP foram jateados com uma intensidade Almen intermediária e apresentaram uma superfície de fratura uniforme, formada essencialmente por **dimples** (Figura 4.27).

Determinar a melhor condição de **shot peening** para aumentar a vida em fadiga é muito complexo, pois depende de muitas variáveis (TORRES; VOORWALD, 2002). É necessário encontrar um balanço dessas variáveis para obter o melhor desempenho do processo de **shot peening**. Devido a esse fato, muitas pesquisas têm obtido o melhor resultado em fadiga utilizando intensidades intermediárias de **shot peening** (TORRES; NASCIMENTO; VOORWALD, 2002).

O lixamento minimizou os efeitos das imperfeições que atuavam como concentradores de tensão e reduziam a vida em fadiga do material. Como todas as trincas nuclearam na superfície interna devido aos concentradores de tensão, esse processo aumentou o tempo necessário para a nucleação de trincas e promoveu o aumento na vida em fadiga.

Através das Figuras 4.32 e 4.33 é possível observar as duas metades da superfície interna de um corpo-de-prova que foi cortado na seção longitudinal.

Na Figura 4.32 nota-se a presença de concentradores de tensão visíveis macroscopicamente oriundos do processo de extrusão da matéria prima tubular. Já na Figura 4.33 observa-se que a superfície está com um acabamento melhor, o que comprova que os concentradores de tensão não são uniformes ao longo do tubo.



(a) (b)
 Figura 4.32 – Metade do corpo-de-prova cortado na seção longitudinal contendo concentradores de tensão visíveis macroscopicamente (a) imagem inteira (b) imagem dos defeitos



(a) (b)
 Figura 4.33 – Metade do corpo-de-prova cortado na seção longitudinal contendo um acabamento melhor em relação à outra metade (a) imagem inteira (b) imagem aproximada do centro

Os concentradores de tensão na superfície interna dos CDP foram a principal fonte de nucleação de trincas por fadiga durante os ensaios deste trabalho.

É importante ressaltar que isso ocorreu devido ao ensaio ser fadiga axial, no qual a superfície interna do material é solicitada com o mesmo carregamento que a superfície externa. Sendo assim, ao realizar um ensaio de fadiga axial em um corpo-de-prova tubular é preciso avaliar se ambas as superfícies externa e interna estão com

o mesmo acabamento ou tratamento superficial, pois caso não estejam, a nucleação de trincas por fadiga ocorrerá na superfície que apresentar a menor restrição a esse fenômeno ou a maior concentração de tensão.

Em alguns casos isso pode invalidar o resultado dos ensaios. Porém, nas situações em que o objetivo é estudar o comportamento em fadiga do tubo na condição de ensaio de maior severidade (fadiga axial), esse fato pode ser importante para conhecer qual região do CDP ocorre a maior concentração de tensão e a causa principal dessa ocorrência.

Uma vez que poucas empresas realizam processos extras para melhorar o acabamento da superfície interna da matéria prima tubular, os ensaios de fadiga axial podem ser considerados uma ferramenta eficiente para identificar pontos de concentração de tensão oriundos de processos de fabricação.

Antes de realizar um ensaio de fadiga axial, deve-se considerar a necessidade real de tal ensaio, pois como este é o ensaio de maior severidade, o resultado pode não ser condizente com a solicitação que o componente será submetido em condições normais de operação.

Para este trabalho optou-se por ensaio de fadiga axial justamente por ser a situação de maior severidade. Os resultados obtidos são de grande valia e permitem concluir que a superfície interna da matéria prima tubular está totalmente comprometida. No entanto, é preciso considerar que na prática o tubo superior do garfo suspensão dificilmente é solicitado como no ensaio de fadiga axial, sendo necessário ensaiar o componente em uma situação mais próxima da solicitação real de operação.

Deve-se considerar ainda que a espessura do CDP foi reduzida à praticamente metade da espessura do componente para viabilizar a realização dos ensaios, o que pode ter sido uma das causas do **shot peening** em algumas condições induzir microtrincas no interior do material.

Vale ressaltar também que analisando o perfil das tensões residuais pode-se notar que o tratamento de **shot peening** em todas as condições induziu um perfil de tensões residuais compressivas considerável na superfície externa do material e logo abaixo da mesma.

Dessa maneira duas ações são importantes para serem realizadas:

- Avaliar uma alternativa para melhorar o acabamento superficial da matéria prima tubular;
- Ensaiar o componente tratado com as condições de **shot peening** utilizadas nesse trabalho na máquina de impacto da empresa **ProShock System[®]**.

Uma das alternativas para o processo de extrusão é a trefilação, a qual garante uma precisão dimensional e um acabamento superficial significativamente melhor do que a extrusão.

Os ensaios com o tubo superior tratado com **shot peening** estão sendo realizados e até o momento os resultados foram positivos.

CAPÍTULO 5 CONCLUSÃO

Os ensaios utilizando a metodologia C (rosca laminada) apresentaram um incremento expressivo na vida em fadiga em relação aos ensaios utilizando a metodologia A (rosca usinada). Isso comprova que o processo de rosca por conformação mecânica é uma ferramenta de alta eficiência para aumentar a resistência à fadiga de componentes que contém rosca e são fabricados com a liga de alumínio 6013-T6.

Os efeitos de concentradores de tensão na superfície externa ou interna dos corpos-de-prova, como filetes de rosca usinada e imperfeições superficiais oriundas de processos de fabricação, são extremamente prejudiciais para a vida em fadiga da liga de alumínio 6013-T6.

Os tratamentos de **shot peening** com esfera de aço nas duas condições e com esfera de vidro nas condições I e II reduziram a vida em fadiga da liga Al 6013-T6. O efeito prejudicial desse tratamento foi potencializado com intensidades Almen elevadas. Nessas intensidades foi possível observar microtrincas na superfície de fratura induzidas no material pelo **shot peening**.

Os jateamentos com esfera de aço nas duas condições e com esfera de vidro nas condições I e II induziram um perfil significativo de tensões residuais compressivas na superfície externa do material e logo abaixo da mesma. Porém, não foi possível estabelecer uma relação entre o campo de tensões residuais e a vida em fadiga da liga Al 6013-T6, devido às trincas nuclearem em concentradores de tensão localizados na superfície interna dos corpos-de-prova.

O processo de lixamento realizado na superfície interna dos corpos-de-prova que foram jateados com esfera de vidro nas condições II e III aumentou a vida em fadiga do material em relação aos CDP que não foram lixados internamente. Isso ocorreu devido ao lixamento uniformizar as imperfeições da superfície interna do material e deste modo reduzir os efeitos prejudiciais dos concentradores de tensão oriundos do processo de extrusão da matéria prima tubular.

O melhor resultado em fadiga foi obtido com os CDP tratados com **shot peening**/esfera de vidro na condição III, os quais foram jateados com uma intensidade Almen intermediária e lixados na superfície interna.

Os resultados deste trabalho estão sendo utilizados para providenciar melhorias na matéria prima tubular e como base para novos ensaios de fadiga com o tubo superior.

SUGESTÕES PARA PRÓXIMOS TRABALHOS

- Aumentar o número de corpos-de-prova nos ensaios de fadiga axial com a liga Al 6013-T6 em perfil tubular para consolidação estatística.
- Estudar o comportamento em fadiga da liga Al 6013-T6 em ambiente corrosivo.
- Estudar a viabilidade mecânica e econômica em utilizar o processo de trefilação para obtenção da matéria prima tubular ao invés do processo de extrusão.
- Estudar a influência dos compostos intermetálicos (grosseiros), originados durante o processo de solidificação, na vida em fadiga da liga Al 6013-T6.
- Estudar o comportamento da liga Al 6013-T6 em perfil tubular submetida a **shot peening** em ensaios de flexão rotativa e flexão alternada.
- Estudar o comportamento em fadiga axial da liga Al 6013-T6 em perfil tubular com as superfícies externa e interna apresentando o mesmo acabamento ou tratamento superficial.
- Avaliar os efeitos de tensões residuais induzidas por **shot peening** na liga Al 6013-T6 em ensaios de fadiga utilizando corpos-de-prova com baixa rugosidade na superfície interna.
- Avaliar os efeitos do tratamento de **shot peening** na liga Al 6013-T6 em corpo-de-prova tubulares com espessura acima de 2 mm na região útil.
- Analisar através de um modelo matemático computacional ou do monitoramento com sensores, as condições normais de operação de uma bicicleta a fim de conhecer quais as solicitações reais que o garfo suspensão é submetido.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN SOCIETY FOR METALS INTERNATIONAL. **ASM Metals Handbook Desk Edition:** Introduction to Aluminum and Aluminum Alloys. 2ª edição. Materials Park, OH: ASM Internacional, 1998.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS INTERNATIONAL. **ASM Handbook:** Surface Engineering. Materials Park, OH: ASM Internacional, 1994. v. 5 1056 p.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS INTERNATIONAL. **ASM Handbook:** Fatigue and Fracture. 4ª edição. Materials Park, OH: ASM Internacional, 2005. v. 19, 1057 p.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS INTERNATIONAL. **ASM Handbook:** Fractography. Materials Park, OH: ASM Internacional, 1987. v. 12, 517 p.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E 1823:** Standard Terminology Relating to Fatigue and Fracture Testing, 1996

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E 8/E 8M:** Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Material. West Conshohocken, 2008.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METAIS. Análise de Fratura. 4ª edição. São Paulo: Ed Édile, 1982. 248p.

AUGUMILBIKE. **História da Bicicleta.** Disponível em: www.augumilbike.com.br/historiabicicleta.htm. Acesso em 30 mar. 2006.

BICISPORT. São Paulo: PINUS, 1994. Mensal

BIKE ACTION. São Paulo: Adrenal, 2000. Mensal.

BIKE MAGAZINE. Lisboa: P.V.P, 1997. Mensal.

BORREGO, L. P.; ABREU, L. M.; COSTA, J. M.; FERREIRA, J. M. Analysis of low cycle fatigue in AlMgSi aluminium alloys. **Engineering Failure Analysis**, v. 11, p. 715-725, 2004.

CALLISTER, W. D. JR. **Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução**. 5ª edição Rio de Janeiro: Ed. LTC, 2002. 589 p.

CARPES, Felipe Pivetta; ROSSATO, Mateus. **Histórico do Ciclismo: A bicicleta**. Grupo de Estudo e Pesquisa em Ciclismo – GEPEC, Universidade Federal de Santa Maria – UFSM, 2005. Disponível em: <<http://www.ufsm.br/gepec/gepechistorico.html>>. Acesso em 30 mar. 2006.

CARVALHO A. L. M.; VOORWALD H. J. C. Uma avaliação do comportamento em fadiga por flexão alternada da liga de alumínio 7050-T7451 revestida com cromo duro – uma possibilidade de recuperação de peças refugadas por usinagem. **Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciências dos Materiais**, Foz do Iguaçu, 6910-6921, Novembro. 2006.

CARVALHO A. L. M.; VOORWALD H. J. C. Influence of shot peening and hard chromium electroplating on the fatigue strength of 7050-T745 aluminum alloy. **International Journal of Fatigue**, v. 29, p. 1282-1291, 2007.

CIESLAK, S. J. **Technical Information from Aluminum Company of America**. 1988. 31 p.

COLPAERT, Hubertus; **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**. 3ª edição, São Paulo: Editora Edgard Blücher, 1974. 393 p.

CURTIS, S.; DE LOS RIOS, E. R.; RODOPOULOS, C. A.; LEVERS, A. Analysis of the effects of controlled shot peening on fatigue damage of high strength aluminum alloys. **International Journal of Fatigue**, v. 25, p. 59-66, 2003.

CORRÊA D. L. **Otimização da vida-fadiga do aço estrutural R4**. 2005. 89f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica) – Departamento de ciências dos materiais e metalurgia, Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, 2005.

DIETER, G E. **Mechanical metallurgy**. 2^a edição. Tokio: McGraw-Hill, 1976. 774p.

DUTKIEWICZ, J.; LITYNSKA L. The effects os plastic deformation on structure and properties of chosen 6000 series aluminium alloys. **Materials Science and Engineering**, v. A324, p. 239-343, 2002.

EMBRAER. **NE 40-072: Shot Peening**. São José dos Campos, 2003.

ENGLER, Olaf; HIRSCH Jürgen. Texture control by thermomechanical processing of AA6XXX Al-Mg-Si sheet alloys for automotive applications – a review. **Materials Science and Engineering**, v. A336, p. 249-262, 2002.

EPÓSITO, I. M.; BUSO, S. J.; MONTEIRO, W. A. Caracterização mecânica e microestrutural da liga de Al 6063 após tratamentos termomecânicos. **Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais**, Foz do Iguaçu, v. 17, p 4832-4841, nov. 2006.

ESCOLA DE BICICLETAS. **A História da Bicicleta**. Disponível em: <<http://www.escoladebicicleta.com.br/historiadabicicleta.html>>. Acesso em 30 mar. 2006.

FEDERAZIONE CICLISTICA ITALIANA – **La Storia della Bicicletta**. Disponível em: <<http://www.federciclismo.it/terzapagina/immagini/draisina.jpg>>. Acesso em 6 out. 2008.

FEDERAÇÃO GAÚCHA DE CICLISMO – FGC. **História do mountain bike olímpico**. 2006. Disponível em: <<http://www.fgc.com.br/cgi-bin/pagnav.asp?cid=54>>. Acesso em 7 mar. 2006.

GARRET, R. P.; LIN J.; DEAN T. A. An invetigation of the effects of solution heat treatment on mechanical properties for AA 6XXX alloys: experimentation and modelling. **International Journal of Palsticity**, v. 21, p. 1640-1657, 2005.

GUECHICHI, H.; CASTEX, L. Fatigue limits prediction of surface treated materials. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 172, p. 38-387, 2006.

HONG, T.; OOI, J. Y.; SHAW, B. A. A numerical study of the residual stress pattern from single shot impacting on the metallic components. **Advanced in Engineering Software**, v. 39, p. 743-756, 2008.

INTERNACIONAL ALUMINIUM INSTITUTE. **Story of Aluminum**. Disponível em: <<http://www.world-aluminium.org/About+Aluminium/Story+of>>. Acesso em: 16 set. 2008.

JAMES, M. N.; HUGHES, D. J.; CHEN, Z.; LOMBARD, H.; HATTINGH, D. G.; ASQUITH, D.; YATES, J. R.; WEBSTER, P. J. Residual stresses and fatigue performance. **Engineering Failure Analysis**, v. 14, p. 384-395, 2007.

JOGI, B. F.; BRAHMANKAR, P. K.; NANDA, V. S.; PRASAD, R. C. Some studies on fatigue crack growth rate of aluminum. **Journal of materials processing technology**, v. 20, p. 380-384, 2008.

KARUPPANAN, Saravanan; ROMERO, José Solis; DE LOS RIOS, Eduardo R.; RODOPOULOS, Cris; LEVERS, Andrew. A theoretical and experimental investigation into the development of coverage in shot peening. **8th International Conference on Shot Peening - ICSP8**, Garmisch-Partenkirchen/Germany, p. 101-107, 2002.

MAHAGAONKAR, S. B.; BRAHMANKAR, P. K.; SEEMIKERI, C. Y. Effect on fatigue performance of shot peened components: An analysis using DOE technique. **International Journal of Fatigue**, 2008.

METAL IMPROVEMENT COMPANY, INC., M. I. C. **Shot peening**. Disponível em: <http://www.metalimprovement.com/shot_peening.php>. Acesso em 06 set. 2008.

METAL IMPROVEMENT COMPANY, INC., M. I. C. **Shot peening applications**. 7ª edição. New Jersey: Paramus, 1989. 83 p.

MONCHIET, V.; CHARKALUK, E.; KONDO, D. A micromechanical explanation of the mean stress effect in high cycle fatigue. **Mechanics Research Communications**, v. 35, p. 383-391, 2008.

NARASIAH, N.; RAY, K. K. Initiation and growth of micro-cracks under cyclic loading. **Materials Science and Engineering**, v. A474, p. 48-59, 2008.

NOWOTNIK, Grazyna Mrówka; SIENIAWSKI, Jan. Influence of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of 6005 and 6082 aluminium alloys. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 162-163, p. 367-372, 2005.

RENAUD, Franck Petit. Optimization of the shot peening parameters. **8th International Conference on Shot Peening - ICSP8**, 2002, Garmisch-Partenkirchen/Germany, p. 119-129, 2002.

RISBET, M.; FEAUGAS, X. Some comments about fatigue crack initiation in relation to cyclic slip irreversibility. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 75, p. 3511-3519, 2008.

RODOPOULOS, C. A.; CURTIS, S. A.; DE LOS RIOS, E. R.; SOLISROMERO, J. Optimisation of the fatigue resistance of 2024-T351 aluminum alloys by controlled shot peening methodology, results and analysis. **International Journal of Fatigue**, v. 26, p. 849-856, 2004.

ROSATO, A. J. **Estrutura Integral por Soldagem por Atrito “Friction Stir Welding – FSW” – Requisitos Básicos Para o Projeto Estrutural**. 2003. Instituto Tecnológico da Aeronáutica, São José dos Campos.

SANTANA, U. Sánchez; GONZÁLEZ C. Rubio; MESMACQUE, G.; AMROUCHE, A.; DECOOPMAN, X. Effect of fatigue damage induced by cyclic plasticity on the dynamic tensile behavior of materials. **International Journal of Fatigue**, v. 30, p. 1708-1719, Mar., 2008.

SATOSHI, Fábio. **A história do mountain bike - como tudo começou**. Disponível em:
<http://www.zone.com.br/bike/index.php?destino_comum=historia_mostra&id_noticias=105>. Acesso em 7 mar. 2006.

SATOSHI, Fábio. **A história do mountain bike – a evolução no Brasil**. Disponível em:
<http://www.zone.com.br/bike/index.php?destino_comum=historia_mostra&id_noticias=104>. Acesso em 7 mar. 2006.

SCHIJVE, J. Fatigue of structures and materials in the 20th century and the state of the art. **Internacional Journal of Fatigue**, v. 25, p. 679-702, Feb., 2003.

SIQUEIRA, C. P. **Influência da Nitretação na Resistência à Fadiga do Aço ABNT 4340**. 2002. 168p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica – Projetos e Materiais) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2002.

SHELTON, Holly; SULLIVAN, John Obie; GALL, Ken. Analysis of the fatigue failure of a mountain bike front shock. **Engineering Failure Analysis**, v. 11, p. 375-386, 2004.

SOCIETY OF AUTOMOTIVE ENGINEERS. **Aerospace Material Specification AMS-13165: Shot Peening of Metal Parts**. SAE International, Pennsylvania, 1997. 26p.

STEPHENS, Ralph I. et al.; **Metal Fatigue in Engineering**. 2^a edição. Nova York: Editora John Wiley & Sons, INC., 2001. 472 p.

SURARATCHAI, M.; LIMIDO, J.; MABRU, C.; CHIERAGATTI, R. Modelling the influence of machined surface roughness on the fatigue life of aluminum alloy. **International Journal of Fatigue**, june, 2008.

TALAYER, Raphael; TALAYER, Rodrigo. **História da bicicleta**. 1999. Disponível em: <<http://www.geocities.com/baja/cliffs/5984/hist.htm>>. Acesso em 30 mar. 2006.

TALAYER, Raphael; TALAYER, Rodrigo. **História da Mountain Bike**. 1999. Disponível em: <<http://www.geocities.com/baja/cliffs/5984/hist2.htm>>. Acesso em 7 mar. 2006.

TORRES, M. A. S.; VOORWALD H. J. C.; An evaluation of shot peening, residual stress and stress relaxation on the fatigue life of AISI 4340 steel. **International Journal of Fatigue**, v. 24, p. 877-886, 2002.

TORRES, Marcelo Augusto Santos ; M.P. Nascimento; VOORWALD, Herman Jacobus Cornelis . Consideration on shot peening treatment applied on high strength aeronautical steel from different hardnesses. **International Conference on Shot Peening - ICSP8**, p. 37-43, 2002.

TROEGER, L. P.; STARKE JR, E. A. Microstructural and mechanical characterization of superplastic 6XXX aluminum alloy. **Materials Science and Engineering**, v. **A277**, p. 102-113, 2000.

VOORWALD, H. J. C. **Propagação de trinca por fadiga em chapas finas de liga de alumínio de alta resistência sob carregamento de amplitude variável**. 1988. 198 p. Tese (Doutorado) – Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 1988.

WAGNER, L. Mechanical surface treatments on titanium, aluminum and magnesium alloys. **Materials Science and Engineering**, v. **A263**, p. 210-216, 1999.

WANG, Q. Y.; KAWAGOISHI, N.; CHEN, Q. Fatigue and fracture behaviour of structural Al-alloys up to very long life regimes. **International Journal of Fatigue**, v. **28**, p. 1572-1576, april, 2006.

WANG, Shengping; LI, Yongjun; YAO, Mei; WANG, Renzhi. Compressive residual stress introduced by shot peening. **Journal of Materials Processing Technology**, v. **73**, p. 64-73, 1998.

WEBVENTURE. **História da bicicleta**. Disponível em: <http://www.zone.com.br/bike/index.php?destino_comum=dicas_mostra&id_noticias=4533>. Acesso em 30 mar. 2006.

WEINGAERTNER, W. L., SCHROETER, R. B. **Tecnologia de Usinagem do Alumínio e suas Ligas**. 2ª edição. São Paulo: Alcan Alumínio do Brasil, 1991.

XUE, Y.; EL KADIRI, H.; HORSTEMEYER, M. F.; JORDON, J. B.; WEILAND, H. Micromechanisms of multistage fatigue crack growth in high-strength aluminum alloy. **Acta Materialia**, v. **55**, p. 1975-1984, 2007.

YANG, F.; YIN, S. M.; LI, S. X.; ZHANG, Z. F.; Crack initiation mechanism of extruded AZ31 magnesium alloy in the very high cycle fatigue regime. **Materials Science and Engineering**, v. A491, p. 131-136, 2008.

ZANGRANDI, A. **Fadiga dos Materiais Metálicos**. 1^a edição. Guaratinguetá: UNESP, 2004. 39p.

ANEXOS

ANEXO A – Certificado de análise da matéria-prima

		Certificado Nº : 12390 Liga / Tempera : 6013 - T6 Número do Pedido : 42304501 Cliente : PSS		Material : TR1075 Comprimento (mm) : 6000																			
		CERTIFICADO DE ANÁLISE																					
Propriedades Mecânicas e Físicas																							
Qtd. Amostras	HB	LR (MPa)	LE (MPa)	ALONG. (%)	COND. (% IACS)	EXPANSÃO COMPRESSÃO																	
Amostral(s)	0.00	365.00	329.12	14.00	0.00	-																	
Especificações Requeridas																							
Limites de resistência		Limites de escoamento		Alongamento (%)		Condutib. Elétrica																	
Min	350	Min	290	Min	8	Min	-																
Max	-	Max	-	Max	-	Max	-																
Composição Química (%)																							
Especificações Requeridas																							
Fusão	Cu	Fe	Mg	Mn	Ni	Si	Ti	Zn	Bi	Cr	Pb	Sn	B	Be	Ca	Ga	Li	Na	Si	V	Zr	Outros	
8061258	0.36	0.22	0.88	0.41	0.01	0.77	0.01	0.02	0.00	0.06	0.01	0.01	0.00	0.00	0.00	0.00	0.02	0.00	0.00	0.01	0.01	0.00	0.037
Especificações Requeridas																							
Cu	Fe	Mg	Mn	Ni	Si	Ti	Zn	B	Be	Ca	Ga	Li	Na	Si	V	Zr	Outros						
Min.	0.600	0.000	0.800	0.200	0.000	0.600	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	0.000	
Max.	1.100	0.500	1.200	0.800	0.050	1.000	0.100	0.250	0.050	0.050	0.100	0.050	0.050	0.050	0.050	0.050	0.050	0.050	0.050	0.050	0.050	0.050	
Notas da especificação química:																							
Observações:																							
Santo André, 7 de February, 2006 Responsável: LUIZ ANTONIO A. ROSA																							

(1ª via)