

**A INFLUÊNCIA DO SHOT PEENING E DAS ANODIZAÇÕES
CRÔMICA, SULFÚRICA E DURA SOBRE A RESISTÊNCIA À
FADIGA DA LIGA Al 7050 – T 7451 DE USO AERONÁUTICO**

JOSÉ ANDRÉ MARIN DE CAMARGO

Tese apresentada à Faculdade
de Engenharia do Campus de
Guaratinguetá, Universidade
Estadual Paulista, para a
Obtenção do título de Doutor
em Engenharia Mecânica, na
Área de Projetos e Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald

Guaratinguetá
2007

DADOS CURRICULARES

JOSÉ ANDRÉ MARIN DE CAMARGO

NASCIMENTO: 27.01.1958 – RIO CLARO / SP

FILIAÇÃO Walter Xavier de Camargo
Rute Marin de Camargo

1978 / 1983 Curso de Graduação Engenharia Mecânica
Faculdade de Engenharia – FEG / UNESP.

1991 / 1995 Curso de Pós-Graduação em Engenharia
Mecânica, nível de Mestrado, na Faculdade de
Engenharia - Campus de Guaratinguetá da
UNESP.

1996 / 2007 Curso de Pós-Graduação em Engenharia
Mecânica, nível de Doutorado, na Faculdade de
Engenharia - Campus de Guaratinguetá da
UNESP.

Aos meus pais, Walter (in memoriam) e Rute. A minha esposa, Alba Valéria e filhos, Thiago e Thais, pela compreensão, tolerância e incentivo durante todo este trabalho.

AGRADECIMENTOS

A Deus, fonte da vida;

Ao Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald pela orientação deste trabalho.

Aos professores e técnicos do DMT / FEG – pelo apoio na confecção dos corpos-de-prova, na realização dos ensaios mecânicos de fadiga e apoio técnico durante o desenvolvimento do trabalho.

Aos engenheiros Walter Luis Pigatin e Vanderlei de Faria – EMBRAER-LIEBHEER – ELEB, pelo fornecimento do material e realização dos tratamentos de superfície de anodização e shot peening.

Ao Prof. Dr. André Luiz Moreira de Carvalho, pela amizade, apoio, incentivo e motivação demonstrada ao longo de todo este trabalho.

Ao Prof. Dr. Carlos Eduardo Silva Amorim, pelo apoio e motivação para a conclusão deste trabalho.

Aos laboratórios de microscopia eletrônica de varredura da AMR/IAE/CTA e do LAS-INPE na análise de fratura.

Ao DEMAR/FAENQUIL, pela realização da análise química e dos ensaios de tração.

Aos professores, técnicos e funcionários do CTIG / FEG, em particular à professora Maria Auxiliadora Ribeiro Fortes Gonçalves, pelo incentivo apoio e compreensão durante a realização do trabalho.

Aos amigos, colegas, professores e funcionários da pós-graduação pela troca de informações, conhecimentos e incentivo.

CAMARGO, J. A. M. A influência do shot peening e das anodizações crômica, sulfúrica e dura sobre a resistência à fadiga da liga Al 7050 – T 7451 de uso aeronáutico. 2007. 213f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista.

RESUMO

As ligas de alumínio desempenham papel fundamental na indústria aeronáutica. A liga Al 7050 é usada em diversas partes da estrutura dos aviões e, em particular, na fabricação de componentes do trem-de-pouso. As condições operacionais fazem com que estes componentes trabalhem sob condições ambientais agressivas, tornando necessário aumentar sua resistência à corrosão através de tratamentos superficiais. Para o alumínio e suas ligas, a anodização é um dos tratamentos mais utilizados para esta finalidade. Os processos de anodização melhoram a resistência à corrosão das ligas de alumínio, mas reduzem a resistência à fadiga. Para minimizar ou eliminar os efeitos negativos das anodizações foram realizados estudos com o processo mecânico de shot peening sobre o material base antes das anodizações. Foram realizados ensaios de fadiga por flexão rotativa e por flexão alternada para as condições sem e com shot peening e fadiga axial, sem shot peening para as direções longitudinal e transversal à direção de laminação. Os resultados somente com anodização mostram que, para todos os processos de anodização, há redução na resistência à fadiga do material e que a anodização crômica é a que apresenta os melhores resultados, seguidos da anodização sulfúrica e dura. Os dados com shot peening seguido de anodização mostram que este tratamento neutraliza os efeitos negativos da anodização e promove um aumento na resistência à fadiga, sobre o material-base para a maioria das condições analisadas. Nos ensaios de fadiga por flexão rotativa e flexão alternada não foram observadas tendências de melhor

comportamento em fadiga em relação à direção dos corpos-de-prova. Na fadiga axial os melhores resultados foram obtidos para a direção transversal a laminação.

PALAVRAS CHAVE: fadiga, corrosão, anodização crômica, anodização sulfúrica, anodização dura, shot peening, Al 7050 T-7451, tensão residual.

CAMARGO, J. A. M. The influence of the shot peening and of the anodic films grown chromic, sulfuric and hard on the resistance to the fatigue of the league Al 7050 - T 7451 of aeronautical use. 2007. 213f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista.

ABSTRACT

Aluminum alloys play a fundamental role in the it elaborates aeronautics. The 7050 aluminum alloy is used in several parts of the structure of the airplanes and in the production of landing year components. The operational conditions like aggressive environment, made necessary to increase corrosion resistance through superficial treatments. For the aluminum alloys, the anodization is one of the treatments used for this purpose. The anodization processes improve the resistance to corrosion of the aluminum alloy, but reduce the resistance to fatigue. To minimize or to eliminate the negative effects of the anodization, studies they were performed with the mechanical process of shot peening on the base material before the anodization. Rotating and reverse bending for the conditions without and with shot peening, for the longitudinal and traverse directions were performed. The results only with anodizing they show that for all processes was reduction in the fatigue strength of the material occurred among them the anodizing chromic was the one that presented the best results, followed by the sulfuric and hard anodizing. The results with shot peening followed by anodizing show that the shot peening neutralized the negative effects of the anodizing and promoted an increase in the fatigue resistance, for most of the analyzed conditions. In the results for rotating and reverse bending tendencies of better behavior were not observed in fatigue with

relation to the direction of the samples and in the axial fatigue the best results were obtained for the traverse direction.

KEYWORDS: fatigue, corrosion, sulfuric acid anodizing, chromic acid anodizing and hard anodizing, shot peening, Al 7050 T-7451, residual stress.

LISTA DE FIGURAS

Figura (2.1)-	Principais aplicações das ligas da série 7000 nas estruturas aeronáuticas civis.....	46
Figura (2.2)-	Processo metalúrgico x processo de corrosão.....	48
Figura (2.3)-	Corte esquemático de um feixe de células hexagonais.....	57
Figura (2.4)-	Película anódica em início de formação em eletrólito com ação dissolvente sobre a película.....	57
Figura (2.5)-	Película anódica em estados sucessivos do progresso de película anódica, a partir de um pólo isolado.....	58
Figura (2.6)-	Parâmetros que caracterizam o ciclo de carregamento.....	62
Figura (2.7)-	Modelo de Wood para a nucleação de trincas de fadiga.....	65
Figura (2.8)-	Estágios I -II: propagação de trinca - esquemático....	66
Figura (2.9)-	Superfície de fratura em fadiga - esquemática.....	66
Figura (2.10)-	Estrias de fratura por fadiga em uma liga Al 2024-T3.....	67
Figura (2.11)-	Cavidade central elíptica em uma placa sob tensão uniforme.....	68
Figura (2.12)-	Representação esquemática de curva de vida em fadiga (σ -N).....	69
Figura (2.13)-	Curva σ -N – vida em fadiga: baixo, médio e alto ciclos - esquemático.....	70
Figura (2.14)-	Diagrama típico do campo de tensões criado pelo shot peening.....	79

Figura (3.1)-	Orientação para retirada dos corpos-de-prova.....	84
Figura (3.2)-	Corpo-de-prova para o ensaio de tração.....	84
Figura (3.3)-	Corpo-de-prova para o ensaio de fadiga axial.....	85
Figura (3.4)-	Corpo-de-prova para o ensaio de fadiga por flexão rotativa.....	85
Figura (3.5)-	Corpo-de-prova para o ensaio de fadiga por flexão alternada.....	86
Figura (3.6)-	Equipamento portátil para medição de tensões.....	93
Figura (3.7)-	Microdensitômetro.....	93
Figura (4.1)-	Fases intermetálicas (Al_7Cu_2Fe e Mg_2Si) na liga Al 7050-T7451, (a) direção L e (b) direção T, sem reagente.....	98
Figura (4.2)-	Microestrutura de regiões recristalizadas da liga Al 7050-T7451, (a) direção L e (b) direção T, com reagente Keller.....	98
Figura (4.3)-	Tamanho de grão das direções L (a) e T (b) da liga Al 7050-T7451, com reagente fosfórico.....	99
Figura (4.4)-	Gráfico tensão residual (MPa) x profundidade (mm) – material base – sem <i>shot peening</i>	102
Figura (4.5)-	Gráfico tensão residual (MPa) x profundidade (mm) – material base – com <i>shot peening</i>	103
Figura (4.6)-	Gráfico tensão residual (MPa) x profundidade (mm) – anodização crômica – sem <i>shot peening</i>	104
Figura (4.7)-	Gráfico tensão residual (MPa) x profundidade (mm) – anodização crômica – com <i>shot peening</i>	105
Figura (4.8)-	Gráfico tensão residual (MPa) x profundidade (mm) – anodização sulfúrica – sem <i>shot peening</i>	106
Figura (4.9)-	Gráfico tensão residual (MPa) x profundidade (mm) – anodização sulfúrica – com <i>shot peening</i>	107
Figura (4.10)-	Gráfico tensão residual (MPa) x profundidade (mm) –	

	anodização dura – sem <i>shot peening</i>	108
Figura (4.11)-	Gráfico tensão residual (MPa) x profundidade (mm) – anodização dura – com <i>shot peening</i>	109
Figura (4.12)-	Curvas σ -N de fadiga por flexão rotativa – material base (Al 7050-T7451) – longitudinal e transversal....	113
Figura (4.13)-	Superfície de fratura – flexão rotativa – metal base- (217 MPa e 272.200 ciclos) - longitudinal.....	113
Figura (4.14)-	Curvas σ -N de fadiga por flexão rotativa – material base- anodização crômica – longitudinal e transversal.....	115
Figura (4.15)-	Superfície de fratura – flexão rotativa – anodização crômica (174 MPa e 355.200 ciclos) - longitudinal...	116
Figura (4.16)-	Curvas σ -N de fadiga por flexão rotativa – material base-anodização sulfúrica – longitudinal e transversal.....	118
Figura (4.17)-	Superfície de fratura – flexão rotativa – anodização sulfúrica (174 MPa e 109.600 ciclos) - longitudinal..	118
Figura (4.18)-	Superfície de fratura – camada anodizada – flexão rotativa – anodização sulfúrica (174 MPa e 109.600 ciclos) - longitudinal.....	119
Figura (4.19)-	Curvas σ -N de fadiga por flexão rotativa – material base - anodização dura – longitudinal e transversal...	121
Figura (4.20)-	Superfície de fratura – flexão rotativa – anodização dura (174 MPa e 73.400 ciclos) - longitudinal.....	121
Figura (4.21)-	Superfície de fratura – flexão rotativa – anodização dura (174 MPa e 73.400 ciclos) - longitudinal.....	122
Figura (4.22)-	Superfície de fratura – flexão rotativa – anodização dura - fragilidade da camada anódica (174 MPa e 73.400 ciclos) - longitudinal.....	123
Figura (4.23)-	Curvas σ -N de fadiga por flexão rotativa – longitudinal e transversal.....	125

Figura (4.24)-	Curvas σ -N de fadiga por flexão rotativa – material base - anodizações crômica, sulfúrica e dura – valores médios – longitudinal.....	126
Figura (4.25)-	Curvas σ -N de fadiga por flexão rotativa – material base - anodização crômica, sulfúrica e dura – valores médios – transversal.....	127
Figura (4.26)-	Curvas σ -N de fadiga por flexão rotativa – Al 7050-T7451 material base - anodização crômica, sulfúrica e dura – valores médios – longitudinal e transversal.	130
Figura (4.27)-	Curvas σ -N de fadiga por flexão rotativa – material base - anodização crômica – longitudinal e transversal - com shot peening.....	133
Figura (4.28)-	Superfície de fratura – flexão rotativa – anodização crômica – com shot peening (239 MPa e 591.400 ciclos) - longitudinal.....	133
Figura (4.29)-	Curvas σ -N de fadiga por flexão rotativa – material base - anodização sulfúrica - longitudinal e transversal - com shot peening.....	135
Figura (4.30)-	Superfície de fratura – flexão rotativa – anodização sulfúrica – com shot peening (260 MPa, 351.000 ciclos) - longitudinal.....	136
Figura (4.31)-	Curvas σ -N de fadiga por flexão rotativa – material base - anodização dura - longitudinal e transversal - com shot peening.....	138
Figura (4.32)-	Superfície de fratura – flexão rotativa – anodização dura – com shot peening (260 MPa, 208.600 ciclos) - longitudinal.....	139
Figura (4.33)-	Curvas σ -N de fadiga por flexão rotativa – longitudinal e transversal - com shot peening.....	141
Figura (4.34)-	Curvas σ -N de fadiga por flexão rotativa – Al 7050-T7451 - anodização crômica, sulfúrica e dura –	

	valores médios - longitudinal e shot peening.....	143
Figura (4.35)-	Curvas σ -N de fadiga por flexão rotativa – Al 7050-T7451 - anodizações crômica, sulfúrica e dura – valores médios - transversal e shot peening.....	145
Figura (4.36)-	Curvas σ -N de fadiga por flexão rotativa – Al 7050-T7451 - anodizações crômica, sulfúrica e dura – valores médios – longitudinal e transversal.....	147
Figura (4.37)-	Curvas σ -N de fadiga por flexão alternada – material base (Al 7050-T7451) – longitudinal e transversal.....	152
Figura (4.38)-	Superfície de fratura – flexão alternada – material base (Al 7050 T7451) (217 MPa e 56.400 ciclos) - longitudinal.....	152
Figura (4.39)-	Curvas σ -N de fadiga por flexão alternada – material base - anodização crômica - longitudinal e transversal.....	153
Figura (4.40)-	Superfície de fratura – flexão alternada – anodização crômica (130 MPa e 150.600 ciclos) - longitudinal...	154
Figura (4.41)-	Curvas σ -N de fadiga por flexão alternada – material base - anodização sulfúrica - longitudinal e transversal.....	155
Figura (4.42)-	Superfície de fratura – flexão alternada – anodização sulfúrica (174 MPa e 88.300 ciclos) – longitudinal...	156
Figura (4.43)-	Curvas σ -N de fadiga por flexão alternada – material base - anodização dura - longitudinal e transversal.....	157
Figura (4.44)-	Superfície de fratura – flexão alternada – anodização dura (130 MPa e 90.500 ciclos) - longitudinal.....	158
Figura (4.45)-	Curvas σ -N de fadiga por flexão alternada – longitudinal e transversal.....	160
Figura (4.46)-	Curvas σ -N de fadiga por flexão alternada – valores	

	médios – longitudinal.....	161
Figura (4.47)-	Curvas σ -N de fadiga por flexão alternada – valores médios – transversal.....	162
Figura (4.48)-	Curvas σ -N de fadiga por flexão alternada – valores médios – longitudinal e transversal.....	164
Figura (4.49)-	Curvas σ -N de fadiga por flexão alternada – material base - anodização crômica – longitudinal e transversal - com shot peening.....	167
Figura (4.50)-	Superfície de fratura – flexão alternada – anodização crômica – com shot peening (195 MPa e 201.200 ciclos) - longitudinal.....	167
Figura (4.51)-	Curvas σ -N de fadiga por flexão alternada – material base - anodização sulfúrica – longitudinal e transversal - com shot peening.....	169
Figura (4.52)-	Superfície de fratura – flexão alternada – anodização sulfúrica – com shot peening (174 MPa e 231.900 ciclos) - longitudinal.....	169
Figura (4.53)-	Curvas σ -N de fadiga por flexão alternada – material base - anodização dura – longitudinal e transversal - com shot peening.....	171
Figura (4.54)-	Superfície de fratura – flexão alternada – anodização dura – com shot peening (174 MPa e 167.700 ciclos) - longitudinal.....	172
Figura (4.55)-	Curvas σ -N de fadiga por flexão alternada – longitudinal e transversal - com shot peening.....	173
Figura (4.56)-	Curvas σ -N de fadiga por flexão alternada – valores médios – longitudinal - com shot peening.....	176
Figura (4.57)-	Curvas σ -N de fadiga por flexão alternada – valores médios - transversal - com shot peening.....	178
Figura (4.58)-	Curvas σ -N de fadiga por flexão alternada – valores médios – longitudinal e transversal – com shot	

peening.....	180
Figura (4.59)- Curvas σ -N de fadiga axial – material base (Al 7050-T7451) – longitudinal e transversal.....	186
Figura (4.60)- Superfície de fratura - fadiga axial - material base (304MPa e 92.100 ciclos) - longitudinal.....	186
Figura (4.61)- Curvas σ -N de fadiga axial – material base - anodização crômica - longitudinal e transversal.....	187
Figura (4.62)- Superfície de fratura - fadiga axial – anodização crômica (282MPa e 58.000 ciclos) – longitudinal.....	188
Figura (4.63)- Curvas σ -N de fadiga axial – material base - anodização sulfúrica - longitudinal e transversal.....	189
Figura (4.64)- Superfície de fratura de fadiga axial – anodização sulfúrica (174MPa e 76.000 ciclos) – longitudinal.....	190
Figura (4.65)- Curvas σ -N de fadiga axial – material base - anodização dura - longitudinal e transversal.....	192
Figura (4.66)- Superfície de fratura - fadiga axial – anodização dura (217 MPa e 67.600 ciclos) – transversal.....	193
Figura (4.67)- Curvas σ -N de fadiga axial – longitudinal e transversal.....	195
Figura (4.68)- Curvas σ -N de fadiga axial – valores médios – longitudinal.....	196
Figura (4.69)- Curvas σ -N de fadiga axial – valores médios – transversal.....	198
Figura (4.70)- Curvas σ -N de fadiga axial – valores médios - longitudinal e transversal.....	199

LISTA DE TABELAS

Tabela (1.1) -	Aeronáutica: necessidade e solução.....	32
Tabela (2.1) -	Propriedades físicas do alumínio comercialmente puro.....	37
Tabela (2.2) -	Sistema de designação do alumínio e ligas de alumínio trabalhado.....	38
Tabela (2.3) -	Ligas trabalháveis: tipos, características e aplicações	40
Tabela (2.4) -	Composição química das ligas de alumínio trabalhadas.....	41
Tabela (2.5) -	Sistema de designação do alumínio e ligas de alumínio fundido.....	42
Tabela (2.6) -	Ligas fundidas: características e aplicações.....	43
Tabela (2.7) -	Etapas do processo de selagem na anodização do alumínio.....	61
Tabela (2.8) -	Características que alteram as tensões residuais.....	75
Tabela (2.9) -	Métodos – medição de tensão residual.....	76
Tabela (3.1) -	Parâmetros operacionais do processo de <i>shot peening</i>	87
Tabela (3.2) -	Parâmetros dos processos de anodização crômica, sulfúrica e dura.....	87
Tabela (3.3) -	Tipos e condições dos ensaios de fadiga.....	89
Tabela (3.4) -	Condições operacionais de realização dos ensaios de fadiga por flexão rotativa.....	89
Tabela (3.5) -	Condições operacionais de realização dos ensaios de fadiga por flexão alternada.....	90
Tabela (3.6) -	Condições operacionais de realização dos ensaios de fadiga axial.....	90
Tabela (4.1) -	Composição química da liga 7050 - especificado X	

	encontrado.....	95
Tabela (4.2) -	Resultado dos ensaios de tração liga Al 7050-T7451	95
Tabela (4.3) -	Dureza Vickers do Al 7050-T7451.....	96
Tabela (4.4) -	Tamanho de grão e fração volumétrica nas direções longitudinal e transversal.....	97
Tabela (4.5) -	Espessura da camada anódica.....	100
Tabela (4.6) -	Tensões residuais – resultados gerais.....	101
Tabela (4.7) -	Flexão rotativa: total – posição – condições.....	110
Tabela (4.8) -	Numero de ciclos consumidos nos ensaios de fadiga por flexão rotativa sem <i>shot peening</i>	111
Tabela (4.9) -	Fadiga flexão rotativa – tensão - média de ciclos, desvio padrão, dispersão (%) e relação de vida em fadiga (%).....	112
Tabela (4.10) -	Numero de ciclos consumidos nos ensaios de fadiga por flexão rotativa com <i>shot peening</i>	131
Tabela (4.11) -	Fadiga flexão rotativa – anodização com <i>shot peening</i> – material base sem <i>shot peening</i> - tensão - média de ciclos, desvio-padrão, dispersão (%) e relação de vida em fadiga (%).....	132
Tabela (4.12) -	Fadiga flexão rotativa- tensão – média de ciclos e relação de vida em fadiga (%) - (anodização/material base, <i>shot peening</i> -anodização/material base e <i>shot peening</i> -anodização/anodização).....	142
Tabela (4.13) -	Flexão alternada: total - posição - condições.....	149
Tabela (4.14) -	Numero de ciclos consumidos nos ensaios de fadiga por flexão alternada sem <i>shot peening</i>	150
Tabela (4.15) -	Fadiga flexão alternada – tensão - média de ciclos, desvio padrão, dispersão (%) e relação de vida em fadiga (%).....	151
Tabela (4.16) -	Numero de ciclos consumidos nos ensaios de fadiga	

	por flexão alternada com <i>shot peening</i>	165
Tabela (4.17) -	Fadiga flexão alternada – anodização com <i>shot peening</i> – material base sem <i>shot peening</i> - tensão - média de ciclos, desvio-padrão, dispersão (%) e relação de vida em fadiga (%).....	166
Tabela (4.18) -	Fadiga flexão alternada - <i>shot peening</i> e anodização – material base – tensão – média de ciclos e relação de resistência à fadiga (%) - (anodização/material base (A/MB), <i>shot peening</i> - anodização/material base (A-SP/MB) e <i>shot peening</i> – anodização /anodização (A-SP/A)).....	175
Tabela (4.19) -	Número de ensaios e condições superficiais dos ensaios de fadiga axial.....	182
Tabela (4.20) -	Numero de ciclos consumidos nos ensaios de fadiga axial.....	183
Tabela (4.21) -	Fadiga axial – tensão - média de ciclos, desvio padrão, dispersão (%) e relação de vida em fadiga (%).....	185

LISTA DE SIGLAS

AA	Aluminum Association
AAS	Alcoa Aluminum Standards
ABAL	Associação Brasileira Alumínio
ABM	Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais
ABRACO	Associação Brasileira de Corrosão
AMR	Divisão de Materiais – IAE/CTA
ASM	American Society for Metals
ASTM	American Society for Testing and Materials
ATA	Associação de Transporte Aéreo
COOPE	Coordenação dos Programas de Pós-graduação de Engenharia
CPMA	Companhia Pernambucana do Meio Ambiente
CST	Corrosão sob tensão
CTA	Comando – Geral de Tecnologia Aeroespacial (ex Centro Técnico Aeroespacial)
CTRC	Campo de tensões residuais compressivas
DEMAR	Divisão de Materiais da Faculdade de Eng ^a Química de Lorena
EDE	EMBRAER - Divisão de Equipamentos
ELEB	EMBRAER-LIEBHERR
ELEB	Embraer Liebherr Equipamentos do Brasil S.A
EMBRAER	Empresa Brasileira de Aeronáutica
FAA	Federal Aviation Administration
FAENQUIL	Faculdade de Engenharia Química de Lorena
FEG	Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá
HVOF	High velocity oxi-fuel
IAE	Instituto de Aeronáutica e Espaço - CTA

INPE	Instituto Nacional de Pesquisas Espaciais
LAIMAT-II	Laboratório de Imagens – DMT/FEG
LAS/CTE	Laboratório Associado de Sensores e Materiais – INPE
LAT/COPEE	Laboratório de Análise de Tensões – COOPE/UFRJ
LIEBHERR	LIEBHERR BRASIL - Guindastes e Máquinas Operatrizes
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
MH	Metals Handbook
MIL	MMPDS
SAE	Society of Automotive Engineers
UFRJ	Universidade Federal do Rio de Janeiro
UNESP	Universidade Estadual Paulista

LISTA DE SÍMBOLOS E UNIDADES

μ_m	10^{-6} metro
σ_a	Amplitude da tensão
A	Anodização
AC	Anodização crômica
AD	Anodização dura
AS	Anodização sulfúrica
c/SP	Com <i>shot peening</i>
A	Comprimento da trinca de fadiga
K_t	Concentrador geométrico de tensão
HRC	Dureza Rockwell - C
HV	Dureza Vickers
K_{max}	Fator intensidade de tensão máximo
K_{min}	Fator intensidade de tensão mínimo
L	Longitudinal
MB	Material base
MPa	Megapascal
N	Número de ciclos
C_1	Porcentagem de cobertura – 1º ciclo
C_n	Porcentagem de cobertura – n ciclos
H	Profundidade
R	Razão de carregamento
s/SP	Sem <i>shot peening</i>
SP	<i>Shot peening</i>
A-SP	<i>Shot peening</i> e anodização
σ_a	Tensão alternada
Σ	Tensão aplicada
σ_e	Tensão limite de escoamento

σ_f	Tensão limite de fadiga
$\sigma_{m\acute{a}x}$	Tensão máxima
$\sigma_{c.m\acute{a}x}$	Tensão máxima de compressão
σ_m	Tensão média
$\sigma_{m\acute{i}n}$	Tensão mínima
σ_s	Tensão superficial
T	Tempo de shot peening
T	Transversal
$\Delta\sigma$	Variação de tensão
ΔK	Variação do fator intensidade de tensão

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	28
1.1	CONSIDERAÇÕES GERAIS.....	28
1.2	1.2 OBJETIVOS.....	33
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	34
2.1	A SELEÇÃO DOS MATERIAIS METÁLICOS.....	34
2.2	ALUMÍNIO E SUAS LIGAS.....	35
2.2.1	A evolução do alumínio e suas ligas.....	35
2.2.2	Alumínio - designação, classificação e tipos de ligas.....	36
2.2.3	Alumínio – ligas trabalhadas.....	38
2.2.4	Alumínio – ligas fundidas.....	41
2.2.5	Ligas de alumínio – série 7000 - ligas Al–Zn.....	44
2.2.6	A liga 7050.....	45
2.3	TRATAMENTOS TÉRMICOS E MECÂNICOS DA LIGAS DE ALUMÍNIO.....	46
2.3.1	Normalização.....	46
2.4	CORROSÃO – CONCEITO – TIPOS – CARACTERÍSTICAS PRINCIPAIS	47
2.4.1	Conceito.....	47
2.4.2	Principais tipos de corrosão.....	49
2.5	PROTEÇÃO CONTRA CORROSÃO.....	49
2.5.1	A proteção anticorrosiva	49
2.5.2	Resistência própria do material à corrosão.....	49
2.5.3	Métodos que melhoram a resistência à corrosão eletroquímica.....	50
2.5.4	Revestimentos protetores.....	50
2.6	A CORROSÃO E A INDÚSTRIA AERONÁUTICA... ..	51
2.6.1	A corrosão nas ligas de alumínio.....	51

2.6.1.1	Corrosão uniforme ou geral em ligas de alumínio.....	52
2.6.1.2	Corrosão por esfoliação em ligas de alumínio.....	52
2.6.1.3	Corrosão sob tensão em ligas de alumínio.....	52
2.6.1.4	Fadiga sob corrosão em ligas de alumínio.....	53
2.6.1.5	Corrosão intergranular em ligas de alumínio.....	53
2.6.1.6	Corrosão por pites em ligas de alumínio.....	54
2.6.1.7	Corrosão-fadiga.....	54
2.7	TRATAMENTO DE SUPERFÍCIE DO ALUMÍNIO...	55
2.7.1	Condições gerais.....	55
2.7.2	Parâmetros envolvidos na anodização do alumínio e suas ligas.....	56
2.7.2.1	A estrutura da camada anódica.....	56
2.7.3	Anodização em meio sulfúrico e crômico.....	59
2.7.3.1	Anodização em meio sulfúrico.....	59
2.7.3.2	Anodização dura em meio sulfúrico.....	59
2.7.3.3	Anodização em meio crômico.....	59
2.7.3.4	Selagem.....	60
2.8	FADIGA EM MATERIAIS METÁLICOS.....	61
2.8.1	Considerações gerais.....	61
2.8.2	A falha por fadiga.....	62
2.8.3	O mecanismo de falha por fadiga.....	64
2.8.3.1	A nucleação da trinca por fadiga.....	64
2.8.3.2	O mecanismo da propagação da trinca em fadiga.....	65
2.8.3.3	A concentração de tensões na ponta da trinca.....	67
2.8.4	Curva de vida em fadiga (σ -N).....	68
2.8.5	Nucleação de trincas por fadiga.....	70
2.8.5.1	Nucleação superficial.....	70
2.8.5.2	Nucleação abaixo da superfície.....	71
2.8.6	A influência dos revestimentos na resistência à fadiga.....	72
2.9	TENSÕES RESIDUAIS.....	73

2.9.1	Considerações gerais.....	73
2.9.2	Métodos para medição de tensões residuais.....	75
2.10	<i>SHOT PEENING</i>	77
2.10.1	Considerações gerais.....	77
2.10.2	O processo de <i>shot peening</i>	77
2.10.2.1	Variáveis do processo de <i>shot peening</i>	79
2.10.2.1.1	Superfície de cobertura.....	79
2.10.2.1.2	As esferas usadas no <i>shot peening</i>	81
2.10.2.1.3	A velocidade da esfera.....	81
2.10.2.1.4	Ângulo de impacto.....	81
3	MATERIAIS E MÉTODOS.....	83
3.1	MATERIAL.....	83
3.2	ANALISE QUÍMICA.....	83
3.3	CORPOS-DE-PROVA.....	83
3.3.1	Processos de usinagem.....	84
3.3.1.1	Tração.....	84
3.3.1.2	Fadiga axial.....	85
3.3.1.3	Fadiga por flexão rotativa.....	85
3.3.1.4	Fadiga por flexão alternada.....	86
3.4	PROCESSOS DE TRATAMENTO DE SUPERFÍCIE..	86
3.4.1	Processo de <i>shot peening</i>	86
3.4.2	Processos de anodização.....	87
3.4.2.1	Selagem.....	87
3.5	ENSAIOS.....	88
3.5.1	Ensaio mecânicos.....	88
3.5.1.1	Ensaio de dureza.....	88
3.5.1.2	Ensaio de tração.....	88
3.5.1.3	Ensaio de fadiga.....	88
3.5.1.3.1	Fadiga por flexão rotativa.....	89
3.5.1.3.2	Fadiga por flexão alternada.....	90
3.5.1.3.3	Fadiga axial.....	90

3.6	MICROSCOPIA ÓPTICA.....	91
3.7	ANÁLISE DE FRATURA.....	91
3.8	TENSÕES RESIDUAIS.....	91
3.8.1	Processo de medição das tensões residuais.....	91
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	94
4.1	CONSIDERAÇÕES INICIAIS.....	94
4.2	CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL BASE.....	95
4.2.1	Análise química.....	95
4.2.2	Ensaio de tração.....	95
4.2.3	Ensaio de dureza.....	96
4.2.4	Exame metalográfico.....	96
4.3	TENSÕES RESIDUAIS.....	100
4.4	FADIGA – FLEXÃO ROTATIVA.....	110
4.4.1	Flexão rotativa sem <i>shot peening</i>	110
4.4.2	Flexão rotativa com <i>shot peening</i>	130
4.5	FADIGA – FLEXÃO ALTERNADA.....	149
4.5.1	Flexão alternada sem <i>shot peening</i>	149
4.5.2	Flexão alternada com <i>shot peening</i>	165
4.6	FADIGA AXIAL.....	182
4.6.1	Fadiga axial sem <i>shot peening</i>	182
5	CONCLUSÕES.....	201
5.1	EFEITO DA ANISOTROPIA.....	201
5.2	TENSÕES RESIDUAIS.....	201
5.3	FADIGA POR FLEXÃO ROTATIVA.....	202
5.3.1	Flexão rotativa sem <i>shot peening</i>	202
5.3.2	Flexão rotativa com <i>shot peening</i>	202
5.4	FADIGA POR FLEXÃO ALTERNADA.....	202
5.4.1	Flexão alternada sem <i>shot peening</i>	202
5.4.2	Flexão alternada com <i>shot peening</i>	203
5.5	FADIGA AXIAL.....	203
5.5.1	Fadiga axial sem <i>shot peening</i>	203

5.6	CONCLUSÕES GERAIS.....	203
6	PROPOSTAS DE TRABALHOS FUTUROS.....	205
	REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA.....	206

CAPÍTULO 1 – INTRODUÇÃO

1.1 - CONSIDERAÇÕES GERAIS

Antes da primeira guerra mundial, as estruturas aeronáuticas eram construídas basicamente por tecidos e madeira, que, por suas características de anisotropia, absorção de umidade, instabilidade dimensional e vulnerabilidade, favoreceram o desenvolvimento de outros materiais, particularmente as ligas de alumínio, ou seja, a importância da produção e desenvolvimento das ligas de alumínio de alta resistência deve-se em parte, à necessidade de produtos e materiais mais leves para a indústria aeronáutica (CARVALHO, 1999; GUIMARÃES, 1994; PEEL, 1986).

O envelhecimento das aeronaves desperta muito interesse da comunidade aeronáutica internacional, no que diz respeito ao desenvolvimento de novos métodos de proteção de corrosão. A corrosão na estrutura das aeronaves é resultante da combinação de certos fatores como a seleção de ligas e têmperas susceptíveis à corrosão, utilização de um sistema de proteção inadequado ou deteriorado, e exposição a vários ambientes corrosivos.

As aeronaves modernas são construídas com ligas metálicas leves, altamente reativas aos contaminantes atmosféricos. A atmosfera salina das regiões costeiras e os contaminantes industriais das áreas urbanas atacam as ligas metálicas, o que, de acordo com a ATA (Associação de Transporte Aéreo), custa para a indústria americana algo em torno de 6 bilhões de dólares ao ano (PIRES; MORALES, 2002).

Muitos metais puros não são adequados para a construção de aeronaves, sendo utilizados, portanto, combinados com outros metais para formar ligas. As ligas de alumínio das séries 2000 e 7000 têm sido extensivamente utilizadas nas estruturas aeronáuticas. Depende do tipo de montagem (sob-tensão ou não), da espessura da chapa e do tipo de exposição a agentes corrosivos, estas ligas serão susceptíveis a

diferentes tipos de corrosão: uniforme, pites, intergranular, esfoliação, sob-tensão, dentre outras (CAMPOS, 2000; PIRES; MORALES, 2002).

Praticamente, todas as partes da aeronave estão sujeitas a danos causados por corrosão, mas certas áreas como corpo do casco, compartimento de bateria, lavatórios e compartimentos dos trens-de-pouso são mais susceptíveis à corrosão.

A utilização de materiais de alta resistência mecânica tem aumentado consideravelmente, em particular na indústria aeronáutica, com o objetivo de reduzir o peso total dos componentes. Nas estruturas aeronáuticas, como superfície superior e inferior das asas, corpo do casco, assoalhos, longarinas, trem-de-pouso, forjados diversos, etc.; aproximadamente 80% em peso são construídas com ligas de alumínio de alta resistência, em particular as ligas dos grupos 2XXX e 7XXX (BEST, 1986; SANDERS, 1985).

O alumínio e suas ligas sempre foram considerados materiais aeronáuticos por excelência. Sua baixa massa específica, aliada a propriedades mecânicas, conferem a estes materiais uma elevada resistência mecânica específica, pela relação entre a tensão desenvolvida e a massa específica do material, particularmente quando ligado a outros elementos.

Para o projeto de um avião deve ser considerada, para o cálculo da vida do avião, uma seqüência repetida de operações que consiste basicamente em quatro fases: taxiamento no aeroporto, decolagem, vôo de cruzeiro (civil) ou operacional (militar) e aterrissagem.

Conhecidas as fases, o projeto deve levar em consideração partes distintas do avião. Esta distinção é necessária, uma vez que diferentes critérios para seleção de material são empregados em diferentes partes do avião.

Algumas das partes mais críticas da estrutura de um avião são as asas, a fuselagem e o trem de pouso (GODEFROID, 1993).

As asas são os componentes estruturais que apresentam os mais complexos e intensos níveis de carregamento da aeronave. No taxiamento, as superfícies superiores das asas estão sujeitas a esforços de tração devido a: peso da estrutura, peso do combustível e, eventualmente, o peso das turbinas. Em consequência a superfície inferior da asa estará sujeita a esforços de compressão. Quando em vôo, a situação inverte-se e a asa agora é responsável por suportar o peso total do avião e agora com as asas em flexão para cima é a superfície superior quem estará em compressão enquanto a inferior estará sendo tracionada. Existem ainda tensões flutuantes de alta complexidade que atuam sobre toda a estrutura das asas, o que exige análises muito complexas para a escolha dos materiais adequados a cada situação.

A fuselagem é um monocasco, aproximadamente cilíndrico, fechado nas extremidades construído para suportar em sua estrutura a pressão interna de tração (pressurização) e cargas de cisalhamento na lateral; a carcaça circunferencial mantém a forma da fuselagem e redistribui as cargas no casco.

O trem-de-pouso é submetido a elevadas tensões tanto na decolagem, devido ao peso da aeronave e do combustível, como na aterrissagem, quando toca o chão devido ao peso e ao impacto.

Os materiais metálicos submetidos a carregamentos variáveis podem falhar sob tensões inferiores às necessárias para o carregamento estático. Estas falhas são chamadas de falhas por fadiga. São falhas repentinas e ocorrem sem que haja indicação prévia de sua ocorrência (DIETER, 1988).

As falhas repentinas, que ocorrem sobre componentes estruturais sem deformação plástica macroscópica, representam um grave problema porque podem atingir proporções catastróficas.

De um modo geral, a falha de um componente é resultado da ação isolada ou combinada dos seguintes fatores: (BROEK, 1986; WALTER, 1987).

- * projeto inadequado;
- * processos de fabricação inadequados;
- * manutenção incorreta ou insuficiente;
- * tensões em serviço acima das esperadas;
- * influência do meio (agressividade);
- * fragilização durante a fabricação ou operação;
- * fadiga devido a cargas cíclicas ou carregamento dinâmico e
- * utilização de materiais de alta resistência, o que acentua os fatores anteriores.

Estima-se que cerca de 90% das falhas em serviço dos componentes que sofrem movimento, podem ser atribuídos ao fenômeno de fadiga (MEYERS; CHAWLA, 1982).

Estudos de análise de falhas de componente aeronáuticos, realizados pelo setor de Investigação de Acidentes Aeronáuticos da Divisão de Materiais (AMR), do Instituto de Aeronáutica e Espaço (IAE), verificaram uma incidência de falhas em componentes fabricados em ligas de alumínio, por fadiga sob corrosão e por defeitos superficiais (CAMPOS, 2000; GRAÇA, 1989).

A corrosão pode ser entendida como uma modificação química ou estrutural de um material provocada pela ação química ou eletroquímica de agentes do meio ambiente (DUTRA, 2002; MAGNIN, 1993; UHLIG, 1966).

Para minimizar o efeito da corrosão, diversos são os mecanismos utilizados. Para as ligas de alumínio o mais comum é a anodização, processo eletroquímico em banho ácido que aumenta a resistência à corrosão, melhora a aparência do metal, aumenta a resistência à abrasão, aumenta a adesão da pintura externa e melhora o isolamento elétrico (ABAL, 1996).

Existem estudos que demonstram que o processo de anodização provoca alterações no comportamento em fadiga das ligas de alumínio

alta resistência, e o efeito é tanto mais sensível quanto maior a espessura da camada anodizada (CAMPOS, 2000; GROSSKREUTZ, 1970).

O presente trabalho foi desenvolvido dentro de uma parceria entre o Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá (DMT/FEG/UNESP) e a empresa EMBRAER-LIEBHERR (ELEB). As características técnicas e científicas do trabalho têm como base às tecnologias de processo da ELEB, com critérios de projeto de vida segura.

O interesse para este trabalho surgiu da necessidade de aumentar os conhecimentos sobre o comportamento em fadiga da liga Al 7050 T-7451 submetido a processos de proteção superficial contra a corrosão, para identificar a viabilidade de sua aplicação e o efeito do processo de shot peening sobre este comportamento. Na indústria aeronáutica em função das características do produto são comuns necessidades específicas para os componentes, isto gera problemas, que requerem soluções particulares. A tabela (1.1) apresenta a seqüência que motivou a busca das soluções.

Tabela(1.1) – Aeronáutica: necessidade e solução

<i>INDÚSTRIA AERONÁUTICA</i>		
<i>NECESSIDADE</i>	<i>PROBLEMA</i>	<i>SOLUÇÃO</i>
Leveza + Resistência mecânica	Material	Ligas de alumínio
Ligas de alumínio	Resistência à corrosão	Tratamentos superficiais
Tratamentos superficiais	Resistência à fadiga	Tratamentos mecânicos

1.2 OBJETIVOS

Os principais objetivos deste trabalho são:

a) avaliar o efeito dos processos de anodização crômica, sulfúrica e dura sobre a resistência à fadiga da liga AA 7050 T-7451, para ensaios de fadiga axial, flexão rotativa e flexão alternada.

b) avaliar o campo de tensões residuais induzidas pelos processos de anodização procurando estabelecer relação com os resultados em fadiga.

c) identificar os mecanismos e a localização preferencial de nucleação de trincas de fadiga nos corpos-de-prova para os diferentes processos de anodização.

d) verificar a viabilidade de se aplicar o processo de *shot peening* para aumentar a resistência à fadiga da liga de alumínio submetida aos processos de anodização.

e) identificar dentre os processos de anodização estudados aqueles que mais interferem na resistência à fadiga da liga AA 7050 T-7451.

CAPÍTULO 2 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 - A SELEÇÃO DOS MATERIAIS METÁLICOS

O projeto de peças e estruturas metálicas leva em consideração diversos fatores que são inter-relacionados. Os requisitos de desempenho são estabelecidos de maneira a compatibilizar a função exigida da peça com as possibilidades de sua fabricação a partir de um determinado material escolhido.

As funções requeridas determinam as especificações necessárias para o projeto a fim de garantir o seu desempenho, enquanto que as especificações do projeto se compõem de um rol de indicações técnicas referentes a forma, dimensões, tolerâncias, acabamento e materiais constituintes do produto que permitem atender as especificações de desempenho.

As propriedades mecânicas dos materiais metálicos devem ser consideradas como uma das questões básicas apresentadas na seleção e especificação dos materiais para um determinado projeto, além das propriedades de resistência à corrosão, propriedades físicas em geral, propriedades de fabricação, etc.

As propriedades mecânicas devem ser analisadas de acordo com o tipo de solicitação, que podem ser divididas em carregamento monotônico e carregamento dinâmico. As propriedades mecânicas estáticas são obtidas geralmente do ensaio de tração enquanto que as propriedades dinâmicas são determinadas a partir de ensaios de fadiga e de impacto, dependendo do tipo específico da solicitação dinâmica aplicada sobre o componente.

A matéria-prima adquirida para a fabricação dos componentes deve apresentar características compatíveis com as exigências do projeto do produto e do processo de fabricação, sendo especificado nos seguintes itens fundamentais:

*Composição química – indica os elementos químicos constituintes do material em faixas de composição e os elementos considerados impurezas em teores máximos.

* Condição – indica o processo de fabricação aplicado ao material como laminação a frio ou a quente, trefilação, fundição, forjamento e, ainda os tratamentos

térmicos e mecânicos que condicionam o tipo de microestrutura do metal ou da liga metálica.

* Forma – os materiais fabricados apresentam-se comumente nas formas de produtos planos (placas, chapas grossas ou finas, tiras e folhas), de produtos não-planos (perfis, barras, arames e tubos) ou ainda com geometrias diversas (forjados, fundidos ou sinterizados).

* Acabamento superficial – a indicação do acabamento superficial, em termos de rugosidade e de aparência e, ainda, do tipo de proteção superficial aplicada (óleos protetores, pintura, anodização, revestimentos metálicos etc.).

2.2 - ALUMÍNIO E SUAS LIGAS

2.2.1 – A evolução do alumínio e suas ligas.

O alumínio é um dos metais não-ferrosos mais produzidos no mundo e sua utilização tornou-se possível e viável graças a sua disponibilidade, à evolução dos processos de fabricação e tratamentos térmicos (ABAL, 2006).

Em 1886, Hall-Heroult obteve o alumínio pelo processo eletroquímico de redução do metal, utilizado até hoje.

Em 1906, Alfred Wilm descobriu o método de endurecimento de uma liga Al-Cu através do tratamento de solubilização seguido de precipitação natural, e proporcionou o início da utilização do alumínio em larga escala na indústria aeronáutica. Em 1914, o duralumínio já era empregado como material estrutural na fabricação de aviões.

A partir de 1930, a melhoria do desempenho e a redução do peso das aeronaves eram as principais metas a serem atingidas, o que levou ao desenvolvimento das primeiras ligas da série 2XXX (Al-Cu-Mg/Si), usadas nas aplicações aeroespaciais.

Em 1940, foi desenvolvida a liga 7075 na condição T6, utilizada nos aviões B29 durante a segunda guerra mundial.

Nos anos 60 foram desenvolvidos os estudos da análise da mecânica da fratura linear elástica, que revelaram a necessidade de melhoria na combinação da resistência e da tenacidade à fratura das ligas de alumínio.

Durante os anos 70, foram desenvolvidas ligas da série AA 7XXX e, em particular a liga 7050-T74, para preencher a necessidade de um material de alta resistência mecânica, boa resistência à corrosão e à trinca por corrosão sob tensão, além de boa tenacidade à fratura e à fadiga.

Na década de 90, com uma frota de aviões velhos e com os altos custos de aquisição, utilização e manutenção, surge a necessidade de se incorporar novos parâmetros aos materiais de uso aeronáutico que vão além da resistência específica, da tolerância ao dano e do aumento da resistência à corrosão. Os materiais devem ser acessíveis aos novos métodos de produção com um baixo custo (CARVALHO, 1999).

2.2.2 – Alumínio - designação, classificação e tipos de ligas.

Leveza, ductilidade, resistência a esforços mecânicos e a ataques do meio ambiente, alto valor econômico da sucata e enormes jazidas tornam o alumínio o material mais utilizado no mundo depois do aço.

Apresenta boa condutibilidade térmica e relativamente alta condutibilidade elétrica (65% IACS).

O baixo peso específico do alumínio torna-o de grande utilidade em equipamentos de transporte (ferroviário, rodoviário, aéreo e naval) e na indústria mecânica, numa grande variedade de aplicações.

O baixo ponto de fusão, aliado a um elevado ponto de ebulição (cerca de 2000°C) e a uma grande estabilidade a qualquer temperatura, torna viável a fusão e a moldagem do alumínio.

A condutibilidade térmica, inferior somente da prata, cobre e ouro, o torna adequado para aplicações em equipamento destinado a permutar calor.

A resistência à corrosão do alumínio advém da formação de uma película de óxido na superfície do material de natureza quimicamente estável; essa película protetora de pequena espessura (50 a 100 Å) é de elevada dureza e, além disso, é transparente e aderente à superfície do metal. Essa resistência à corrosão é melhorada por anodização, que ainda melhora sua aparência (ABAL, 1996).

A tabela (2.1) apresenta algumas propriedades físicas do metal alumínio (Aluminum Standards and data 2000, 2001; ASM, 1979).

Tabela (2.1) – Propriedades físicas do alumínio comercialmente puro.

PROPRIEDADES FÍSICAS DO ALUMÍNIO			
Numero atômico	13		
Massa específica teórica	2698	kg/m ³	
Temperatura de ebulição	1979 - 2477	°C	
Temperatura de fusão	660	°C	
Calor específico	400	J/kg.K	(25°C)
Calor latente de fusão	397	kJ/kg	
Condutibilidade térmica	247	W/m.K	(25°C)
Resistividade elétrica	26,55	nΩ.m	(20°C)
Condutibilidade elétrica	64,94	%IACS	
Estrutura cristalina	c.f.c.		

O alumínio puro apresenta baixa resistência a esforços mecânicos e baixos níveis de dureza, não sendo recomendado para peças sujeitas a esforços elevados.

Para melhorar as características do alumínio, foram desenvolvidas novas ligas e processos de beneficiamento. Eles são usados com a finalidade de dar ao metal características especiais para usos especiais (ABAL,2006).

Existem várias maneiras para melhorar as propriedades de um metal. Podem-se acrescentar elementos químicos e obter uma liga. Por meio de processos mecânicos, como laminação ou prensagem, pode-se torná-lo mais resistente. Também é possível obter esse tipo de resultado com um processo de tratamento térmico. Isso é perfeitamente aplicável ao alumínio.

Uma das funções das ligas de alumínio é aumentar a resistência mecânica sem prejudicar as outras propriedades. Assim, novas ligas têm sido desenvolvidas combinando as propriedades adequadas a aplicações específicas.

O metal pode manter mais elementos de liga em solução sólida em temperaturas elevadas, do que nas temperaturas mais baixas. Conseqüentemente, quando resfriado, ele tende a precipitar o excesso dos elementos de liga da solução. Este precipitado pode ser na forma de partículas duras (compostos intermetálicos). Estes agregados de átomos metálicos tornam a rede cristalina ainda mais rígida e endurecem a liga.

As ligas de alumínio são formadas principalmente com a adição de cobre, magnésio, manganês, silício ou zinco ao alumínio. A escolha dos elementos e sua proporção nessa adição dependem das propriedades finais que se quer obter.

A grande variedade de ligas comerciais de alumínio e de tratamentos térmicos fornece combinações específicas de resistência mecânica, tenacidade à fratura, resistência à fadiga, resistência à corrosão, soldabilidade etc. Estas características, aliadas a elevadas relações resistência/massa específica e ao fato de não apresentarem transição brusca dúctil-frágil no comportamento em fratura com o abaixamento da temperatura, tornam as ligas de alumínio materiais ideais para aplicações estruturais em diversas temperaturas e níveis de carregamento.

O sistema de designação, apresentado pela Aluminum Association, divide as ligas de alumínio em dois grupos básicos: as ligas trabalháveis tabela (2.2) e as ligas fundidas tabela (2.5).

2.2.3 – Alumínio – ligas trabalhadas.

Tabela (2.2) – Sistema de designação do alumínio e ligas de alumínio trabalhado (AA,2000).

ALUMÍNIO E SUAS LIGAS - TRABALHAVEIS	
Designação da série	Indicação da composição
1XXX	99,00% mín. de alumínio
2XXX	Cobre
3XXX	Manganês
4XXX	Silício
5XXX	Magnésio
6XXX	Magnésio e Silício
7XXX	Zinco
8XXX	Outros elementos
9XXX	Série não utilizada

O sistema de designação, apresentado pela Aluminum Association, para os materiais trabalhados é composto de quatro dígitos. O primeiro classifica a liga pela série segundo o principal elemento adicionado; o segundo, se diferente de zero, indica

a modificação na liga básica; e o terceiro e o quarto indicam para o alumínio o teor mínimo deste metal, e, para as ligas, identificam as de composição específica.

As ligas da série 7XXX são geralmente usadas em aplicações que envolvem componentes altamente carregados mecanicamente. Algumas ligas apresentam elevada tenacidade à fratura, resistência mecânica e resistência à fadiga

Alguns exemplos de ligas com características e aplicações principais estão relacionados na tabela (2.3). A composição química das ligas de alumínio mais usadas nas indústrias aeronáutica e aeroespacial, conforme as especificações da Alcoa Aluminum Standard, estão na tabela (2.4).

Tabela (2.3) – Ligas trabalháveis: tipos, características e aplicações (ABAL, 2006).

LIGAS DE ALUMÍNIO TRABALHÁVEIS		
Liga	Características	Aplicações
1050 1100	Alumínio comercialmente puro, muito dúctil no estado recozido, indicado para deformação a frio. Estas ligas têm excelente resistência à corrosão, que é crescente com o aumento da pureza da liga	Equipamentos para indústrias alimentícias, químicas, bebidas, trocadores de calor ou utensílios domésticos.
1350	Alumínio 99,5% de pureza, com condutividade mínima de 61% IACS.	Barramentos elétricos, peças ou equipamentos que necessitem de alta condutibilidade elétrica.
2017 2024 2117 2219	Ligas AlCu, com elevada resistência mecânica, alta ductilidade, média resistência à corrosão e boa usinabilidade.	Peças usinadas e forjadas, indústria aeronáutica, transporte, máquinas e equipamentos.
3003	Ligas AlMn, com boa resistência à corrosão, boa conformabilidade e moderada resistência mecânica. São ligas de uso geral.	Carrocerias de ônibus e de furgões, equipamentos rodoviários e veículos em geral, reboques, vagões, utensílios domésticos, equipamentos para indústria química e alimentícia, telhas, cumeeiras, rufos, calhas, forros, construção civil e fachadas.
4043 4047	Ligas AlSi utilizadas em varetas de solda.	Soldagem das ligas das séries 1XXX, 3XXX e 6XXX.
5005 5052 5056	Ligas AlMg são dúcteis no estado recozido, mas endurecem rapidamente sob trabalho a frio. Alta resistência à corrosão em ambientes marítimos. Em geral a resistência mecânica aumenta com os teores crescentes de magnésio.	Carrocerias de ônibus e de furgões, equipamentos rodoviários e veículos em geral, estruturas solicitadas, reboques, vagões ferroviários, elementos estruturais, utensílios domésticos, equipamentos para indústrias química e alimentícia, telhas, cumeeiras, rufos, calhas, forros, construção civil, fachadas e embarcações.
6053 6061 6063 6351	Ligas AlMgSi, tratáveis termicamente com excelente resistência mecânica na têmpera T6.	Carrocerias de ônibus e de furgões, equipamentos rodoviários e veículos em geral, estruturas solicitadas, reboques, vagões ferroviários, elementos estruturais, utensílios domésticos, equipamentos para indústrias química e alimentícia, telhas, cumeeiras, rufos, calhas, forros, construção civil, fachadas e embarcações.
7075 7178	Ligas AlZn, tratáveis termicamente, alta resistência mecânica, boa resistência à corrosão e boa conformabilidade.	Peças sujeitas aos mais elevados esforços mecânicos em indústrias aeronáutica, de defesa, máquinas e equipamentos, moldes para injeção de plástico e estruturas.

Tabela (2.4) - Composição química das ligas de alumínio trabalhadas – Alcoa Aluminum Standards (AA,2000)

COMPOSIÇÃO QUÍMICA DAS LIGAS DE ALUMÍNIO TRABALHADAS														
Alloy	Cu	Mg	Zn	Li	Mn	Cr	Zr	Sc	Ag	V	Si	Fé	Cd	Ti
2024	4,4	1,5			0,7						0,50*	0,50*		
2324	4,1	1,5			0,6						0,10*	0,12*		
2219	6,3				0,3	0,18				0,10	0,20*	0,30*		
2519	5,9	0,2			0,3	0,18				0,10	0,25*	0,30*		
6013	0,8	1,0			0,3						0,60*	0,50*		
7075	1,6	2,5	5,6		0,3*	0,23					0,40*	0,50*		
7475	1,6	2,3	5,8			0,20					0,12*	0,15*		
	2,0	1,9	5,7				0,08							
7050	-	-	-		0,10*	0,04*	-				0,12*	0,15*		0,06*
	2,6	2,6	6,7				0,15							
7150	2,2	2,3	6,4				0,12				0,10*	0,12*		
7055	2,3	2,05	8,0				0,12				0,10*	0,15*		
2020	4,5			1,2	0,5						0,20*	0,30*	0,2	
2090	2,7			2,1			0,11				0,10*	0,12*		
2091	2,0	1,3		2,0			0,11				0,20*	0,30*		
2094	4,8	0,4		1,3			0,11		0,4		0,12*	0,15*		
2095	4,3	0,4		1,3			0,11		0,4		0,12*	0,15*		
2195	4,0	0,4		1,0			0,11		0,4		0,12*	0,15*		
2096	2,7	0,4		1,6			0,11		0,4		0,12*	0,15*		
2097	2,8	0,35*	0,35*	1,5	0,35		0,11				0,12*	0,15*		
2197	2,8	0,25*	0,05*	1,5	0,3		0,11				0,10*	0,10*		
8090	1,2	0,8		2,4			0,11				0,20*	0,30*		
1420		5,2		2,1			0,11				0,15*	0,20*		
1421		5,2		2,1			0,11	0,17			0,10*	0,15*		
1440	1,5	0,8	2,4				0,11				0,10*	0,15*		
1450	2,9			2,1			0,11				0,10*	0,15*		
1460	2,9			2,25			0,11	0,09			0,10*	0,15*		

(*) Valores máximos admitidos

2.2.4 – Alumínio – ligas fundidas.

Os materiais para fundição são designados com três dígitos separados de um quarto dígito por um ponto. O primeiro dígito indica a liga pela série segundo o elemento principal adicionado; o segundo e o terceiro dígitos caracterizam as ligas de composição específica; e o quarto, que segue o ponto, indica: se for dígito 0, peça fundida em moldes, se for dígito 1, material na forma de lingote. Possíveis

modificações que ocorram nas ligas já classificadas ou nos limites de impurezas são indicados por uma seqüência de letras, após o sistema de classificação. A seqüência inicia-se com a letra A e omitem-se as letras I, O, Q e X, que são reservadas para as ligas experimentais.

Tabela (2.5) – Sistema de designação do alumínio e ligas de alumínio fundido (AA,2000).

ALUMÍNIO E SUAS LIGAS FUNDIDAS	
Designação da série	Indicação da composição
1XX.X	99,00% mín. de alumínio
2XX.X	Cobre
3XX.X	Silício e cobre e/ou magnésio
4XX.X	Silício
5XX.X	Magnésio
6XX.X	Série não utilizada
7XX.X	Zinco
8XX.X	Estanho
9XX.X	Outros elementos

Diferentemente dos materiais trabalháveis, sujeitos a uma variação dos processos de aquecimento e de resfriamento, as ligas de fundição adquirem suas propriedades na condição de fundida (em alguns casos, com tratamento térmico).

A tabela (2.6) apresenta algumas das mais importantes ligas de alumínio utilizado em fundição e suas principais aplicações.

Tabela (2.6) – Ligas fundidas: características e aplicações (ABAL,2006).

LIGAS DE ALUMÍNIO UTILIZADAS EM FUNDIÇÃO		
Liga	Características	Aplicações
150.0	Alumínio comercialmente puro com excelente resistência à corrosão e boa condutividade elétrica (57% IACS), não tratável termicamente. Fundição em molde permanente, areia e sob pressão.	Acessórios utilizados nas indústrias químicas e de alimentação, rotores, condutores elétricos e equipamentos industriais.
242.0	Excelentes propriedades mecânicas em temperaturas elevadas e muito boa usinabilidade. Baixa resistência à corrosão. Fundição em moldes permanentes e em areia.	Pistões e cabeçotes para aviões, motores a diesel e de motocicletas.
295.0	Média resistência, boa usinabilidade. Baixa resistência à corrosão. Fundição em areia.	Elementos estruturais de máquinas, equipamentos e aviação, cárter, rodas de ônibus e de aviões.
319.0	Resistência mecânica moderada e boas características de fundição e usinagem. Fundição em molde permanente e em areia.	Uso geral, além de revestimentos e caixas de equipamentos elétricos.
355.0	Média resistência mecânica, com excelente fluidez, boa usinabilidade após tratamento térmico, boa estanqueidade sob pressão. Fundição em moldes permanentes e em areia.	Peças complexas ou sob tensão, cabeçote de cilindros, corpo de válvulas, camisa de água, união para mangueiras, acessórios para indústria de máquinas e na construção civil.
C355.0	Similar à 355.0, mas com maior resistência mecânica, excelente característica de alimentação (ideal para peças fundidas espessas). Fundição em moldes permanentes e em areia.	Peças estruturais sob tensão, componentes de aviação e de mísseis, acessórios de máquinas e equipamentos, construção civil, fachadas e embarcações.
356.0	Média resistência mecânica, excelente fluidez e estanqueidade sob pressão, boa resistência à corrosão e usinabilidade. Fundição em moldes permanentes e em areia.	Peças fundidas com seções finas, cilindros, válvulas, cabeçotes, blocos de motores, ferramentas pneumáticas e componentes arquiteturais anodizados na cor cinza.
357.0	Elevada resistência mecânica, excelente fluidez e resistência à corrosão. Fundição em molde permanente e areia.	Peças sob tensão que exigem relação de peso com elevadas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão, tais como, componentes de aviação e de mísseis.
350.0	Excelente estanqueidade sob pressão, resistência à corrosão e muito boa usinabilidade. Fundição sob pressão.	Recipientes e componentes de iluminação, peças externas de motores e utensílios domésticos.
380.0	Bom acabamento superficial, muito boa usinabilidade, podendo ser anodizada. Fundição sob pressão.	Peças de utensílios domésticos em geral.

Tabela (2.6) - continuação

A380.0	Elevada resistência mecânica tanto em locais com temperaturas ambiente como elevadas, muito boa fluidez, boa estanqueidade sob pressão, usinabilidade e resistência à corrosão. Fundição sob pressão.	Peças para utensílios domésticos em geral, indústrias elétrica e automotiva.
413.0	Excelente estanqueidade sob pressão e resistência à corrosão, baixa usinabilidade. Fundição sob pressão.	Caixas de medidores de energia elétrica, peças externas de motores e peças fundidas com seções finas que requerem boa resistência à corrosão.
443.0	Baixa resistência mecânica, muito boa fluidez, excelente estanqueidade sob pressão e resistência à corrosão. Fundição em molde permanente, areia e sob pressão.	Peças fundidas com seções finas, utensílios domésticos, moldes para artefatos de borracha e componentes arquiteturais anodizados na cor cinza.
518.0	Excelente usinabilidade e resistência à corrosão, alta ductilidade, baixa fluidez e excelentes propriedades de acabamento superficial. Fundição sob pressão.	Aplicações marítimas, acessórios ornamentais de máquinas e equipamentos.
520.0	Excelente resistência mecânica, inclusive sob cargas de impacto, boas condições de anodização e de polimento, baixa fluidez, excelente usinabilidade e resistência à corrosão, mas suscetível à corrosão sob tensão em temperaturas acima de 120°C. Fundição em areia.	Peças submetidas a elevadas tensões na engenharia de aviação, marítima e de transporte.
712.0	Boas propriedades mecânicas, envelhece naturalmente, se retempera após soldagem, excelente usinabilidade e boa resistência à corrosão. Fundição em areia.	Peças fundidas para conjuntos de brasagem

2.2.5 – Ligas de alumínio – série 7000 - ligas Al-Zn

Entre as ligas da série 7XXX (Al-Zn) destacam-se os subgrupos Al-Zn-Mg e Al-Zn-Mg-Cu. Assim como as ligas Al-Cu e Al-Mg-Si, são ligas endurecíveis por precipitação, ou seja, mediante tratamento térmico controlado em condições específicas, geralmente de solubilização e envelhecimento, apresentam ganhos significativos de dureza. Encontram sua principal aplicação na fabricação de aviões, uma vez que essas ligas da série 7XXX são aquelas que atingem os níveis mais

elevados de resistência mecânica entre as ligas de alumínio (ASM, 1990; INFOMET/ALUMÍNIO, acesso 17/08/2006).

2.2.6 – A liga AA 7050

As ligas AA 7050 são muito usadas na indústria aeronáutica. São constituídas basicamente dos elementos Al-Zn-Mg-Cu e desenvolvem alta resistência em seções espessas, boa tenacidade à fratura, alta resistência à corrosão por esfoliação, sem perda de resistência em fadiga, comparativamente as suas antecessoras mais próximas: as ligas 7079 e 7075 (CAMPOS, 2000; MENDOZA, 1986).

A liga 7050 é utilizada em partes estruturais de aeronaves, por apresentar alta tenacidade à fratura, alta resistência à fadiga, excelente resistência à corrosão por esfoliação e corrosão sob tensão (LIU; KULAK, 2000; STANLEY; HUNT, 2002; ASM, 1967; BUCCI, 1979).

Alem das suas propriedades metalúrgicas, esta liga demonstra excelente usinabilidade na fabricação de peças espessas e de geometria complexas.

Algumas das aplicações típicas utilizadas em aeronaves são: nas asas (nervuras das empenagens, longarinas, rebites reforçadores e revestimentos), trem-de-pouso (nas partes de suporte) e em cavernas onde exigem maior responsabilidade mecânica da fuselagem e não podem apresentar problemas superficiais que geram trincas (MULLINO; SILVA; VILELA, 1980).

A figura (2.1) apresenta algumas aplicações da série 7000 na aviação civil (ROSATO, 2003).



Figura (2.1) – Principais aplicações das ligas da série 7000 nas estruturas aeronáuticas civis (adaptado de ROSATO, 2003).

2.3 – TRATAMENTOS TÉRMICOS E MECÂNICOS DAS LIGAS DE ALUMÍNIO

2.3.1 - Normalização

Complementando o sistema de normalização, existe o sistema de designação da condição de endurecimento do material obtido por tratamento mecânico ou térmico. O sistema de designação é alfa numérico e recebe a seguinte designação: as letras usadas são F, O, H, W e T (AA, 2000; MIL, 1998; ABAL,2006):

Classificação de tipos de tratamentos, adotada pela Aluminum Association:

F = como fabricado: aplica-se aos produtos resultantes de conformação mecânica (laminação, extrusão e outros)

O = recozido: aplica-se aos produtos inicialmente trabalhados e depois recozidos para obter a resistência mecânica mais baixa, e aos

produtos fundidos que são recozidos com o objetivo de aumentar a ductilidade e a estabilidade dimensional.

W = solubilizado: têmpera instável aplicável somente às ligas que envelhecem espontaneamente na temperatura ambiente (envelhecimento natural) após solubilização. Esta designação é especificamente usada quando o período de envelhecimento natural é indicado, como por exemplo no caso de W 1 hora.

T = termicamente tratado para produzir têmperas estáveis diferentes de F, O ou H: aplica-se aos produtos que são termicamente tratados, com ou sem deformação suplementar, para produzir têmperas estáveis.

A letra T é sempre seguida por um ou mais dígitos. Um período de envelhecimento natural pode ocorrer entre as operações relacionadas para as têmperas T.

Exemplo: T7 = solubilizado e estabilizado. Aplica-se a produtos que são estabilizados após solubilização para levá-los além do ponto de máxima resistência mecânica, de modo a permitir o controle de alguma característica especial.

Para o caso específico do material utilizado neste estudo empregou-se o tratamento T7451.

T7451= solubilização, resfriamento rápido, estiramento nominal permanente até 2% em relação às dimensões originais e duplo envelhecimento artificial.

2.4 - CORROSÃO – CONCEITO – TIPOS – CARACTERÍSTICAS PRINCIPAIS

2.4.1 - Conceito

Ao se considerar o emprego de materiais na construção de equipamentos ou instalações é necessário que estes resistam à ação do meio corrosivo, além de apresentar as propriedades mecânicas requeridas para o seu desempenho.

A corrosão pode incidir sobre diversos tipos de materiais, sejam metálicos como os aços ou as ligas de cobre, ou não-metálicos, como plásticos, cerâmicos ou concretos (ABRACO, 2006).

Os processos de corrosão eletroquímica são mais frequentes na natureza e se caracterizam basicamente por (ABRACO, 2006):

- * necessariamente na presença de água no estado líquido;
- * temperaturas abaixo do ponto de orvalho da água, sendo a grande maioria na temperatura ambiente; e
- * formação de uma pilha ou célula de corrosão, com a circulação de elétrons na superfície metálica.

Nos processos de corrosão, os metais reagem com os elementos não metálicos presentes no meio, O_2 , S, H_2S , CO_2 entre outros, produzindo compostos semelhantes aos encontrados na natureza, dos quais foram extraídos. Conclui-se, portanto, que nestes casos a corrosão corresponde ao inverso dos processos metalúrgicos, como pode ser observado na figura (2.2).

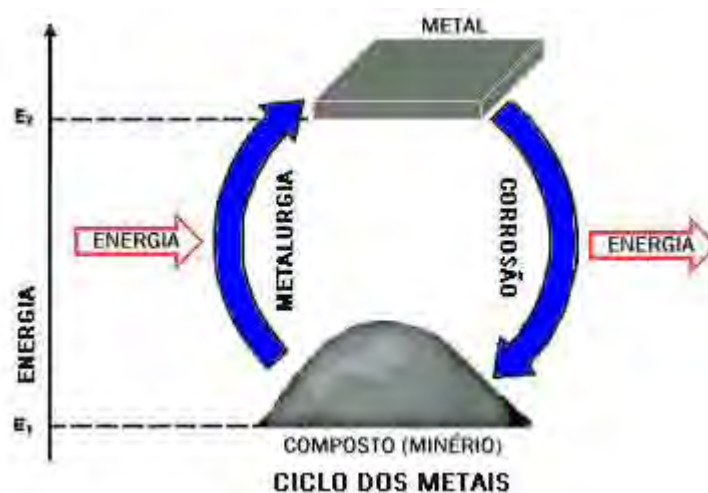


Figura (2.2) – Processo metalúrgico x processo de corrosão(ABRACO, 2006).

Os processos de corrosão química são, por vezes, denominados corrosão ou oxidação em altas temperaturas. Estes processos são menos frequentes na natureza, e envolvem operações onde as temperaturas são elevadas.

Tais processos corrosivos caracterizam-se basicamente por:

- * ausência da água líquida;
- * temperaturas, em geral, elevadas, sempre acima do ponto de orvalho da água; e
- * interação direta entre o metal e o meio corrosivo.

2.4.2 – Principais tipos de corrosão

Os processos corrosivos de natureza eletroquímica apresentam mecanismos idênticos porque sempre são constituídos por áreas anódicas e catódicas, entre as quais circula uma corrente de elétrons e uma corrente de íons. Entretanto, a perda de massa e o modo de ataque sobre o material dá-se de formas diferentes determinando o tipo de corrosão. Os principais processos de corrosão são (ABRACO, 2006):

- * corrosão uniforme;
- * corrosão por pites;
- * corrosão por concentração diferencial;
- * corrosão galvânica;
- * corrosão seletiva;
- * corrosão por escoamento de fluidos;
- * corrosão intergranular; e
- * corrosão sob tensão.

2.5 - PROTEÇÃO CONTRA CORROSÃO

2.5.1 – A proteção anticorrosiva

Os materiais metálicos podem ter resistência própria à corrosão ou tê-la ampliada pela utilização dos métodos ou técnicas de proteção anticorrosiva.

A tecnologia hoje existente permite a utilização dos materiais em praticamente todos os meios corrosivos com a durabilidade dentro da extensão desejada.

A resistência à corrosão dos materiais metálicos está associada ao fato deles serem expostos ao meio corrosivo, apresentando taxas de corrosão baixas e controladas (ABRACO, 2006).

2.5.2 - Resistência própria do material à corrosão

Os materiais metálicos podem possuir resistência própria a determinados meios corrosivos. Esta resistência está associada à passivação do material no meio corrosivo considerado, que é função da composição química do material. Dentre os elementos de liga que

formam a camada passiva podem-se citar: alumínio, cromo, titânio e níquel (ABRACO, 2006).

2.5.3 - Métodos que melhoram a resistência à corrosão eletroquímica.

Alguns materiais de elevado uso industrial possuem baixa resistência à corrosão na maioria dos meios. Esta resistência pode ser melhorada, ampliada ou até mesmo obtida no seu grau mais elevado, utilizando de técnicas ou métodos de proteção anticorrosiva que promovem a passivação ou a polarização do material. Dentre estas técnicas ou métodos podem ser citados os revestimentos, os inibidores de corrosão, as técnicas de modificação do meio, a proteção catódica e a anódica (ABRACO, 2006).

2.5.4 - Revestimentos protetores

Os revestimentos protetores são películas aplicadas sobre a superfície metálica e que dificultam o contato da superfície com o meio corrosivo e impedem a difusão do oxigênio ou outro elemento reativo até o substrato. Os óxidos metálicos naturais, encontrados no alumínio ou no aço inoxidável, ou o óxido artificial da anodização são exemplos deste tipo de revestimento. Este tipo de proteção perde sua eficiência quando alguma falha permite o acesso do agente agressor ao substrato (AMORIM, 2003).

Outros recobrimentos anti-corrosivos para peças metálicas usam os processos de eletro-deposição (FONTANA; GREENE, 1983). A eletro-deposição na superfície dos aços geralmente reduz a resistência à fadiga do material. As condições do processo produzem grandes variações nas tensões residuais, na adesão, na porosidade e na dureza da camada depositada (DIETER, 1988).

Cádmio, cromo e níquel, são materiais aplicados por eletrodeposição. Peres (1996) observou que a deposição de cádmio no aço 4340, não afetou a resistência a fadiga por ser um material mais dúctil que o substrato. O cromo duro quando aplicado apresenta micro trincas em sua camada (JONES, 1989; TORRES, 2002) e reduz a resistência à fadiga do aço, somente sendo justificada sua utilização quando a resistência ao desgaste é um fator essencial de projeto (TORRES, 2002; NASCIMENTO et al, 2001). O níquel também reduz a resistência à fadiga e sua

utilização é recomendada para peças fixas com necessidade de elevada dureza superficial (AMORIM, 2003).

Em contraste com a eletrodeposição, a anodização não produz um depósito sobre a superfície, mas converte o material base em um óxido de alta dureza e apresenta porosidade.

2.6 – A CORROSÃO E A INDÚSTRIA AERONÁUTICA

O envelhecimento das aeronaves despertou interesse da comunidade aeronáutica internacional, no que diz respeito ao desenvolvimento de novos métodos de proteção de corrosão. A corrosão na estrutura das aeronaves é resultante da combinação de certos fatores como a seleção de ligas e têmperas susceptíveis à corrosão, utilização de um sistema de proteção inadequado ou deteriorado, e exposição a vários ambientes corrosivos.

As aeronaves modernas são construídas com ligas metálicas leves, que são altamente reativas aos contaminantes atmosféricos. A atmosfera salina das regiões costeiras e os contaminantes industriais das áreas urbanas atacam as ligas metálicas (PIRES; MORALES, 2002).

Praticamente todas as partes da aeronave estão sujeitas a danos causados por corrosão, mas certas áreas como a canoa do avião, compartimento de bateria, lavatórios e compartimentos dos trens-de-pouso, são mais susceptíveis à corrosão. Tais áreas devem ser limpas e inspecionadas mais frequentemente do que as demais áreas da aeronave. A severidade da corrosão nestas áreas pode ser aumentada por uma série de fatores que inclui presença de poluentes industriais; utilização de produtos químicos nas pistas dos aeroportos, para evitar a formação de gelo; umidade; variações extremas de temperaturas; ventos provenientes de ambientes corrosivos (PIRES; MORALES, 2002; FAA, 1991).

2.6.1 – A corrosão nas ligas de alumínio

A resistência à corrosão em ligas de alumínio varia de liga para liga, e depende da composição da liga, do meio agressivo e das medidas de proteção superficial aplicadas, tais como a anodização.

A superfície do material reage quando exposta ao ar e a meios

aquosos, formando espontaneamente uma camada de óxido, na faixa de 0,001-0,0025 μm . Essa camada é estável, com boa adesão, impermeável ao oxigênio e, embora extremamente fina, atua como uma proteção superficial (CAMPOS, 2000; FAA, 1991). Porém, essa camada pode deteriorar caso o meio tenha pH alto ($> 8,5$ - alcalino) ou baixo (< 4 - ácido), além dos danos mecânicos superficiais, que podem gerar pites de corrosão (HOLLINGWORTH; HUNSICKER, 1996).

2.6.1.1 - Corrosão uniforme ou geral em ligas de alumínio

A corrosão uniforme raramente ocorre em ligas de alumínio, exceto quando em meio muito alcalino ou muito ácido, e expostas por longos tempos (MAGNUSEN, 1997), e frequentemente medida pela perda de massa por unidade de tempo.

E frequentemente medida pela perda de massa por unidade de tempo.

2.6.1.2 - Corrosão por esfoliação em ligas de alumínio

A corrosão por esfoliação pode ocorrer nas séries 2000 (Al-Cu) e 7000 (Al-Zn-Mg-Cu), que tenham sido extrudadas, laminadas ou forjadas, com uma microestrutura que contém grãos alongados (CAMPOS, 2000).

2.6.1.3 - Corrosão sob tensão (CST) em ligas de alumínio

A corrosão sob tensão é definida como a nucleação e crescimento de trincas devido à ação combinada e simultânea de tensões de tração (aplicada ou residual) e ao meio agressivo no qual o material está exposto.

As trincas de corrosão sob tensão (CST) observadas em componentes que falharam em serviço são geralmente intergranulares.

Os principais meios agressivos que podem causar corrosão sob tensão nas ligas de alumínio são: umidade do ar, água, e atmosfera marinha (ASM, 1992).

A ação conjunta dos esforços de tração atuando e o meio, corrosivo provocam a nucleação e propagação de trincas e causam a ruptura final

da peça (MARTINS, 1996; HERTZBERG, 1976).

2.6.1.4 - Fadiga sob corrosão em ligas de alumínio

Ocorre em ligas de alumínio como resultado de uma ação combinada de tensões cíclicas e meio corrosivo. As tensões cíclicas causam a ruptura dos filmes protetores passivos e favorecem uma aceleração da corrosão, podendo iniciar o aparecimento e o crescimento de trincas.

O controle para evitar ou minimizar o processo de fadiga sob corrosão deve seguir algumas diretrizes, tais como (RUIZ, 1996):

- * minimizar ou eliminar tensões cíclicas;
- * reduzir a concentração de tensões ou redistribuí-las;
- * selecionar o material e avaliar o projeto evitando seções críticas como concentradores de tensões (ângulos vivos, ângulos retos, etc.);
- * prevenir mudanças rápidas de carregamento, temperatura e pressão;
- * evitar projetos que transmitam muita vibração direta no componente;
- * limitar o fator corrosão no processo de corrosão fadiga: material mais resistente e meio menos corrosivo;
- * limitar as espessuras de camadas anodizadas;
- * selecionar e revisar com cuidado os tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento.

2.6.1.5 - Corrosão intergranular em ligas de alumínio

Ocorre ao longo ou adjacente aos contornos de grão, influenciado por diferenças de potencial eletroquímico entre as regiões do contorno de grão e os grãos adjacentes.

A susceptibilidade à corrosão intergranular é dependente da composição química e do tratamento térmico, aumentando com o crescimento do tamanho dos precipitados e com a diminuição do espaçamento entre eles (RINGER, 1996).

Eliminando-se os precipitados, elimina-se a causa da corrosão intergranular. Entretanto, no caso das ligas de alumínio mencionadas, os

precipitados são imprescindíveis para a elevação da resistência mecânica. Na seleção do material para serviço em um determinado meio corrosivo, deve-se evitar o uso de ligas susceptíveis à corrosão intergranular (ABAL, 2006).

2.6.1.6 - Corrosão por pites em ligas de alumínio

É um tipo de corrosão localizada na qual ocorre a formação de microcavidades ou pites na superfície do material e é a forma mais comum de corrosão encontrada em ligas de alumínio.

Esses pites resultam de falhas ocorridas nos filmes passivadores que sofrem ataques pelo meio agressivo, formando pilhas galvânicas.

Exames realizados em amostras de ligas de alumínio anodizadas fraturadas comprovaram que um grande número de iniciadores de trincas de fadiga estavam associados com pites, que podem ter sido originados no processo de anodização. Entretanto, nesse processo foram produzidas camadas muito finas, que podem ter tido um efeito prejudicial na proteção à corrosão (SZKLARSKA, 1999).

2.6.1.7 - Corrosão-fadiga

A fadiga de um material é caracterizada pela nucleação e propagação de uma trinca até a fratura, quando o material é submetido a solicitações mecânicas cíclicas.

Um processo corrosivo pode ser a causa do surgimento da trinca superficial por onde se inicia a fadiga. A base da trinca é uma região tensionada e encruada que age como área anódica em relação ao restante do material. Logo, a presença de um eletrólito no interior da trinca provoca corrosão e acelera a progressão da mesma.

A associação dos dois efeitos causa a falha do material em um número muito menor de ciclos do que o fenômeno de fadiga ou corrosão isoladamente.

Com a ocorrência dos dois efeitos as curvas de fadiga ficam profundamente modificadas e, mesmo para os metais ferrosos desaparece o limite de fadiga quando se tem corrosão-fadiga (ABAL, 2006).

2.7 TRATAMENTO DE SUPERFÍCIE DO ALUMÍNIO

2.7.1 Condições gerais

A maioria dos metais, quando expostos ao meio ambiente, sofre um processo de oxidação que, além de atingir diversos graus de severidade, transforma a superfície do metal e modificam o seu aspecto e as suas propriedades mecânicas (DUTRA, 2002; ABAL, 1996; GENTIL, 1996).

Para o alumínio, uma forma de minimizar ou neutralizar os efeitos dos processos corrosivos é a anodização. Todos os tipos e formas de alumínio podem ser anodizadas, porém, os acabamentos obtidos podem diferir em aparência, cor, espessura de camada, brilho, resistência à corrosão e potencial elétrico de ruptura.

A anodização é um excelente meio de se proteger o alumínio, mas para se obter resultados satisfatórios deverão utilizar-se ligas de alumínio que tenham sido produzidas através de controles rigorosos que, conseqüentemente, assegurem um tratamento superficial eficaz.

Anodização é um processo no qual a superfície de um metal, usualmente alumínio, é convertida, por oxidação eletrolítica, em um revestimento protetor. A anodização pode ser entendida como o oposto da eletrodeposição, na qual uma película metálica é depositada na superfície do metal. Em virtude de ser o revestimento obtido por anodização, na realidade, uma conversão da superfície, ela possui excelente aderência, pois está integrada com o próprio metal.

No processo de anodização, o alumínio funciona como ânodo e um outro metal ou o carbono funciona como cátodo. O eletrólito dentro do qual é colocado o alumínio é geralmente ácido sulfúrico ou ácido crômico. Uma corrente elétrica é aplicada aos elementos que compõem o processo e convertem a superfície do alumínio em um revestimento de óxido de alumínio. É possível também incorporar cores ao processo de anodização. Os revestimentos de óxido assim obtidos apresentam muito boa resistência à abrasão, excelente proteção contra corrosão e boa rigidez dielétrica.

O alumínio anodizado é largamente empregado como material estrutural na indústria, na construção civil, como elemento decorativo, na fabricação de autopeças, em produtos para consumo em geral, ferragens para aplicação na indústria eletroeletrônica e na indústria aeronáutica (ABRACO, 2006; CPMA, 2001).

Na anodização, pode-se controlar a espessura da camada de óxido, atingindo-se valores em torno de 20-40 μm , podendo-se chegar a 200 μm ou até mais. A aderência é boa, a elasticidade é pequena, a resistência à corrosão e ao desgaste mecânico é grande (CPMA, 2001).

O eletrólito utilizado no processo de anodização deve ser capaz de remover a camada de óxido formada ao ar (camada porosa) e de não dissolver a camada de óxido formada durante o processo (camada compacta) (ABAL, 1996; CPMA, 2001).

A temperatura utilizada no processo pode ser ambiente, para caso de anodização normal, ou abaixo de zero, na faixa de -5 a -10 $^{\circ}\text{C}$, para caso de anodização dura. Quanto menor a temperatura, menores serão os poros e maior a dureza (ABAL, 1996; CPMA, 2001).

O processo de anodização é um processo exotérmico, de forma que há necessidade de agitação para a redução da temperatura na superfície do material.

Embora todos os filmes anódicos sejam mais duros do que o metal substrato, os recobrimentos produzidos pelo ácido crômico e alguns banhos de ácido sulfúrico são muito finos ou maleáveis (CPMA, 2001).

2.7.2 – Parâmetros envolvidos na anodização do alumínio e suas ligas

2.7.2.1- A estrutura da camada anódica

A estrutura básica da camada anódica é constituída por células hexagonais, representada esquematicamente na figura (2.3), cada uma delas com um poro central. No fundo dos poros forma-se uma fina camada barreira, que separa o óxido em formação do alumínio. Essencialmente, o tamanho das células é determinado pela voltagem, enquanto que a espessura da camada é determinada pelo número de Coulomb que passa através dela (relação corrente x tempo). As características da camada anódica dependem do tamanho e do volume dos poros e está diretamente ligada a remoção do calor gerado no processo (ABAL, 1996).

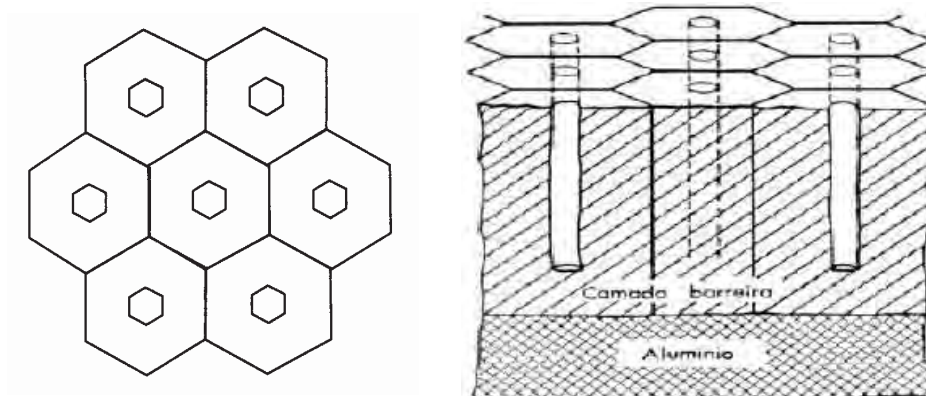


Figura (2.3) - Corte esquemático de um feixe de células hexagonais (ABAL,1996).

A camada de óxido formada constitui-se de células hexagonais sobrepostas, onde o centro é de alumina amorfa, pouco resistente a ácidos, e a periferia é formada de alumina cristalina, muito resistente aos ácidos. Aparecem na superfície da camada barreira, milhares de pontos de ataque, conseqüência do efeito da dissolução da película pelo eletrólito, que se produz no centro das células de alumina, e que constitui o começo dos poros, formando a camada porosa.

Os estados sucessivos de crescimento da camada, a partir de um poro isolado, estão representados nas Figuras (2.4) e (2.5) (ABAL, 1996).

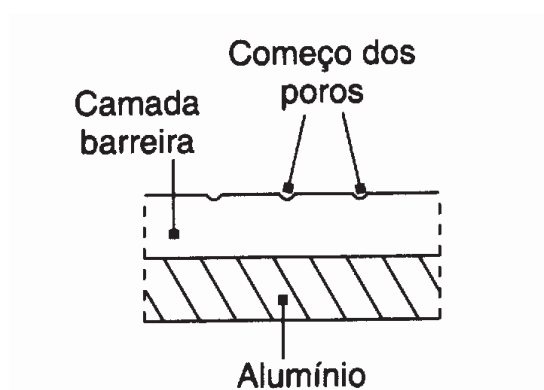


Figura (2.4) – Película anódica em início de formação em eletrólito com ação dissolvente sobre a película (ABAL, 1996).

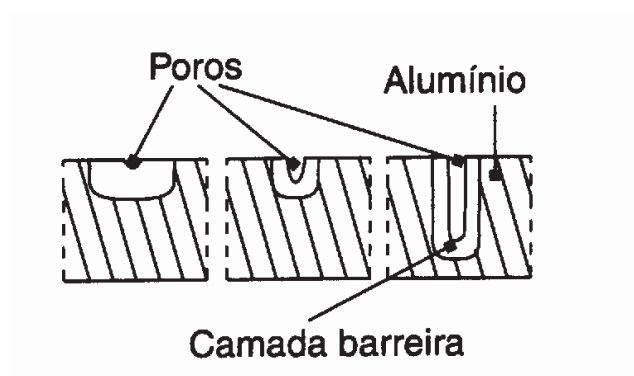


Figura (2.5) – Película anódica em estados sucessivos do progresso de película anódica, a partir de um pólo isolado (ABAL, 1996).

A anodização, como citado anteriormente, é um processo eletroquímico que tem por objetivo produzir uma camada de óxido porosa, na superfície do alumínio (ASM, 1996).

A camada anodizada, por ser uma oxidação eletrolítica do próprio metal, salienta os defeitos existentes ou revela irregularidades que não são visíveis no metal bruto (ABAL, 1996).

A ação de cargas cíclicas pode causar a destruição da camada anodizada, permitindo o surgimento de pites que atuam como concentradores de tensão (DIETER, 1988).

Os recobrimentos anódicos são duros e frágeis, podendo trincar facilmente quando sofrem deformações mecânicas. Trincas podem nuclear na camada e atuam como fontes potenciais de falhas por fadiga (BEITEL; BOWLES, 1971; ABRAMOVICI, LEBLANC; WEAVER, 1991).

Campos (2000), trabalhando com a liga Al7050, com anodização crômica observou a nucleação de trincas na superfície da camada anodizada e sua propagação para o interior do substrato, reduzindo a resistência à fadiga. A redução da resistência foi maior para as maiores espessuras de camada.

2.7.3 - Anodização em meio sulfúrico e crômico.

2.7.3.1 – Anodização em meio sulfúrico

É o processo anódico mais utilizado e o eletrólito é ácido sulfúrico. Em função da temperatura e da voltagem, apresenta uma grande versatilidade quanto à qualidade da camada formada, que vai desde a porosa, de fácil coloração (bens de consumo/arquitetura), até aquelas extremamente duras (fins técnicos) (ABAL, 1996).

2.7.3.2 - Anodização dura em meio sulfúrico

Neste processo, obtêm-se camadas consideravelmente mais duras do que as clássicas. A dureza dessas camadas é comparável a do cromoduro, tendo uma elevada resistência à abrasão. Em virtude de sua maior espessura, as camadas duras de óxido de alumínio são de coloração cinza-claros ou até cinza-pretos, variando de acordo com a liga. Sua aplicação destina-se a casos especiais (fins técnicos), onde são desejadas grande dureza superficial, grande resistência ao desgaste. Ex.: pistões.

Este tipo de anodização não pode ser aplicado em peças que sofram choques térmicos consideráveis, pois a película se romperia sob o efeito das fortes dilatações (ABAL, 1996).

2.7.3.3 - Anodização em meio crômico

Este processo anódico, depois do ácido sulfúrico, é um dos mais utilizados, com maior aplicação na indústria aeronáutica para tratamento de peças, nas quais a forma pode produzir retenções do eletrólito (peças de bordas enroladas ou pregueadas).

Nesse tipo de peças, as soluções de eletrólito acabam retidas por capilaridade e as lavagens, ainda que abundantes, não podem eliminá-las totalmente.

Se o eletrólito retido for o ácido sulfúrico podem surgir sinais de corrosão. Ao contrário, se for o ácido crômico a probabilidade de corrosão é menor.

A anodização em meio crômico é a mais indicada para ligas com alto teor de silício. As películas obtidas são de cor cinza claro para o

alumínio puro e cinza escuro para as ligas ricas em silício, sendo menos porosas e mais delgadas que as obtidas em meio sulfúrico (ABAL, 1996).

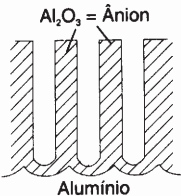
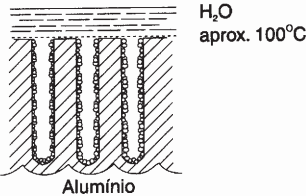
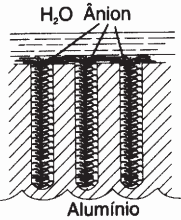
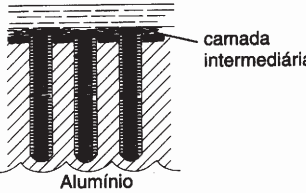
2.7.3.4 - Selagem

É o processo de colmatação química da camada anódica do alumínio, através do qual se impermeabilizam os poros da camada de óxido, para neutralizar qualquer processo de absorção de agentes externos agressivos.

A reação básica na selagem parece ser de conversão do óxido de alumínio amorfo em uma forma estável e hidratada conhecida como boemita (2AlOOH) (ABAL, 1996).

O processo de selagem está representado na tabela (2.7).

Tabela (2.7) – Etapas do processo de selagem na anodização do Al (ABAL, 1996).

SEQÜÊNCIA DO PROCESSO DE SELAGEM		
Etapas	Representação	Descrição
01	 <p style="text-align: center;">Al₂O₃ = Ânion Alumínio</p>	Estrutura do filme anódico não selado.
02	 <p style="text-align: center;">H₂O aprox. 100°C Alumínio</p>	Precipitação do gel nas paredes dos poros e no lado externo do filme.
03	 <p style="text-align: center;">H₂O Ânion Alumínio</p>	Condensação do gel para formar o boemita, continuando a reação, cuja taxa é controlada pela difusão da água no filme e dos ânions no líquido
04	 <p style="text-align: center;">camada intermediária Alumínio</p>	Recristalização para formar a boemita iniciando na superfície, formada pela difusão da camada intermediária

2.8 – FADIGA EM MATERIAIS METÁLICOS

2.8.1 – Considerações gerais

O fenômeno da fadiga é descrito como uma falha ou ruptura que ocorre após um componente ou estrutura ter sido submetido a ciclos de tensões repetidos ou flutuantes, onde a tensão nominal máxima é inferior ao limite de escoamento do material (SCHIJVE, 2001; SURISH, 1998; DOWLING, 1993; CAMARGO, 1995; VOORWALD, 1990). Estudos demonstram a existência de situações nas quais as tensões cíclicas aplicadas na estrutura ou componentes multiplicam-se várias vezes nos defeitos superficiais dos componentes (concentradores de tensões geométricos – K_t) presentes preferencialmente na superfície externa dos

componentes, que o levam a romper devido ao acúmulo de danos físicos ao nível inicialmente microscópico do material constituinte (SCHIJVE, 2001; SURISH, 1998; DIETER, 1988; MEYERS; CHAWLA, 1982).

2.8.2 – A falha por fadiga

Pode-se dizer que a falha por fadiga é uma falha progressiva de um componente ou estrutura que se encontre submetido a carregamentos prolongados (repetidos, cíclicos ou flutuantes). A falha ocorre em níveis de tensão menores que os necessários para a falha sob carregamento estático.

A fadiga é uma das fontes mais comuns de falhas primárias que ocorrem em componentes mecânicos sob condições operacionais, tais como aros e rodas de caminhões, estruturas aeronáuticas na decolagem, em vôo e aterrissagem etc. (SCHÜLTZ, 1996; ROLFE; BARSON, 1997).

A seqüência para a ocorrência da falha por fadiga inicia com a nucleação da trinca por deformação plástica localizada, vinculada ao crescimento inicial ao longo de planos de escorregamento. A seguir, tem-se o crescimento da trinca num plano perpendicular ao da direção da tensão principal de tração. A terceira e última fase é caracterizada pela fratura brusca final, onde a trinca atinge um tamanho crítico que impossibilita o seu crescimento de forma estável (ATLURI; KOBAYASHI, 1986; MILLER; GALLAGHER, 1981).

Os parâmetros que caracterizam um ciclo de carregamento estão indicados na figura (2.6) e definidos nas equações de (2.1) até (2.8) (CAMARGO, 1995; DIETER, 1988; ASM, 1998).

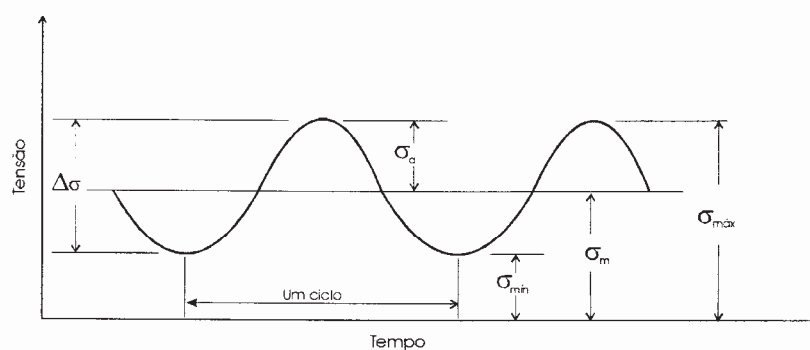


Figura (2.6) - Parâmetros que caracterizam o ciclo de carregamento (CAMARGO,1995).

Tensão máxima:

σ_{\max} = Maior valor algébrico atingido pela tensão durante o ciclo.

Tensão mínima:

σ_{\min} = Menor valor algébrico atingido pela tensão durante o ciclo.

Tensão média:

$$\sigma_m = \left(\frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2} \right) \quad (2.1)$$

Variação da tensão:

$$\Delta \sigma = (\sigma_{\max} - \sigma_{\min}) \quad (2.2)$$

Amplitude da tensão:

$$\sigma_a = \frac{\Delta \sigma}{2} \quad (2.3)$$

Razão de tensão:

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \quad (2.4)$$

A relação dos parâmetros característicos de um ciclo de carregamento com o fator intensidade de tensão (K), resultam:

Fator intensidade de tensão máximo:

$$K_{\max} = \sigma_{\max} \sqrt{\pi a} \beta \quad (2.5)$$

Fator de intensidade de tensão mínimo:

$$K_{\min} = \sigma_{\min} \sqrt{\pi a} \beta \quad (2.6)$$

Variação do fator intensidade de tensão:

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min} = (\sigma_{\max} - \sigma_{\min}) \cdot \sqrt{\pi a} \cdot \beta \quad (2.7)$$

Razão de carregamento:

$$R = \frac{K_{\min}}{K_{\max}} = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \quad (2.8)$$

2.8.3 – O mecanismo de falha por fadiga

O processo de falha por fadiga de um material é iniciado pela formação de microtrincas que coalescem, crescem e se tornam macrotrincas que se propagam até que ocorra a ruptura final (MILLER; GALLAGHER, 1981).

Em condições normais de trabalho, as trincas de fadiga iniciam-se em função de singularidades (riscos, mudanças de seção, pontos de corrosão, inclusões e contornos de grãos) presentes na superfície do componente ou logo abaixo dele. As microtrincas podem também estar presentes no material como resultado de operações de solda, rebitagem, tratamentos térmicos, tratamentos superficiais, trabalhos mecânicos, etc. (MILLER; GALLAGHER, 1981; SHINOZAKI, 1983).

A nucleação das trincas de fadiga ocorre por um processo de deformação plástica localizada, em escala microscópica, quando se formam intrusões e extrusões, que podem crescer e se transformar em microtrincas.

São estas microtrincas que, por um processo contínuo de propagação, irão originar as macrotrincas (fissura que apresentam um tamanho mínimo suficiente para ser detectado usando-se técnicas de inspeção não-destrutivas) (IRVING; MCCARTNEY, 1977; CIESLAK; MEHR, 1985).

2.8.3.1 - A nucleação da trinca por fadiga

Wood (1959) sugere um mecanismo para explicar a ocorrência das trincas de fadiga, baseado na ocorrência de microdeformações na superfície do material submetido a carregamentos de fadiga, que provocam o surgimento de extrusões e intrusões, que podem crescer e se propagar como uma trinca de fadiga. Durante parte do carregamento do ciclo, o escorregamento ocorre num plano de favoravelmente orientado e, durante parte do descarregamento do ciclo, o escorregamento ocorre num plano paralelo.

O primeiro deslizamento cíclico pode criar uma extrusão ou uma intrusão na superfície.

Uma intrusão pode crescer e formar uma trinca por continuidade de deformação plástica durante os ciclos subsequentes.

A figura (2.7) mostra esquematicamente este mecanismo.

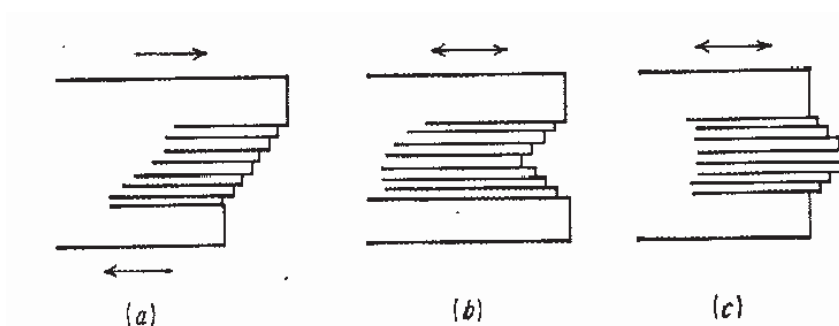


Figura (2.7) - Modelo de Wood para a nucleação de trincas de fadiga (CAMARGO, 1995).

Metalografias realizadas cuidadosamente nas seções transversais de corpos-de-prova mostraram que a trinca de fadiga tem início em intrusões e extrusões (WOOD, 1959).

Gough (1933) mostra que um metal sob carregamento cíclico se deforma por escorregamento nos mesmos planos atômicos e nas mesmas direções cristalográficas que em deformação unidirecional. As linhas de escorregamento, quando ocorrem, podem atingir um valor de saturação que são observadas como regiões distorcidas de escorregamento intenso.

As trincas geralmente ocorrem em regiões de deformação intensa, paralelas ao que originalmente foi uma banda de escorregamento persistente (aparecem mesmo após o ataque químico da superfície).

As bandas de escorregamento persistente são trincas de fadiga embrionárias, uma vez que, após a aplicação de pequenas deformações de tração, elas se transformam em trincas macroscópicas (SHINOZAKI, 1983).

2.8.3.2 - O mecanismo da propagação da trinca em fadiga.

As trincas de fadiga, uma vez formadas, tendem a se propagar inicialmente ao longo dos planos de escorregamento, (estágio I) embora em seguida tomem a direção normal à maior tensão de tração aplicada (estágio II). A propagação da trinca de fadiga é normalmente transgranular. [figura (2.8) e figura (2.9)] (SCHIJVE, 1979, CAMARGO, 1995).

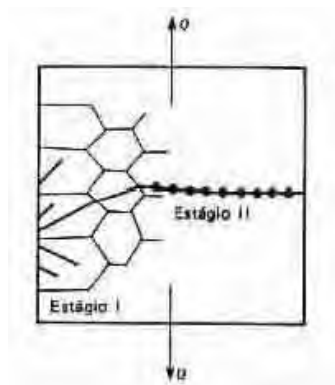


Figura (2.8)- Estágios I -II: Propagação de trinca – esquemático (CAMARGO,1995).



Figura (2.9) - Superfície de fratura em fadiga – esquemática (CAMARGO,1995).

Na figura (2.9), observa-se que, próximo ao ponto de iniciação, (estágio I), a trinca propaga-se sob condições de deformação plana; no estágio II, a trinca propaga-se sob condições de tensão plana (MEYERS; CHAWLA, 1982).

Durante o estágio I o crescimento da trinca é de alguns nanômetros por ciclo e caracteriza-se pela propagação ao longo de uma banda de escorregamento até encontrar um contorno de grão. A superfície de fratura não apresenta propriedades características.

No estágio II, o crescimento da trinca é da ordem de micrômetros por ciclo e caracteriza-se pela propagação em uma direção normal à tensão de tração. A superfície de fratura apresenta frequentemente a formação de rugas ou estrias de fratura por fadiga, [figura (2.10)].

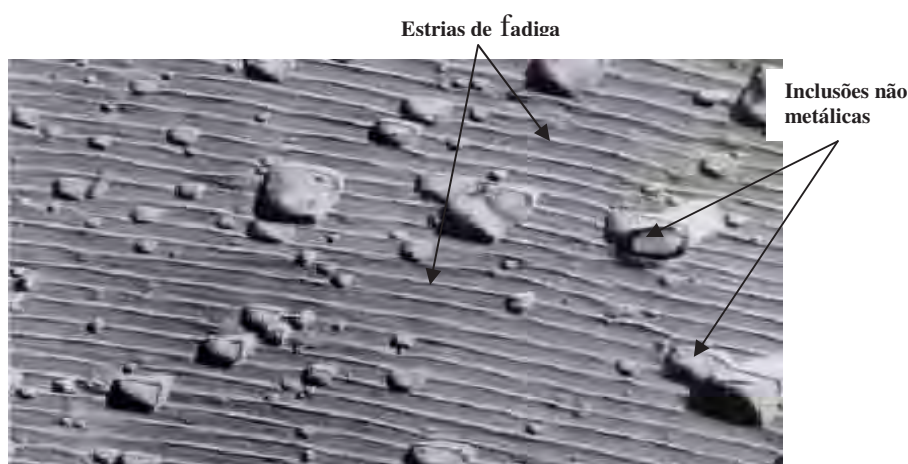


Figura (2.10) – Estrias de fratura por fadiga em uma liga Al 2024-T3 (SURISH, 1998).

Através de ensaios de fadiga com amplitudes programadas, observa-se que as estrias representam à posição sucessiva de uma frente de trinca em cada ciclo (DIETER, 1988; FINE, 1980).

O requisito fundamental para a propagação de trinca é que a tensão na ponta da mesma deve ultrapassar a tensão coesiva teórica do material (DIETER, 1988; MEYERS; CHAWLA, 1982).

A falha de um componente com trinca é sempre associada à presença de concentradores de tensão.

O estágio III é a etapa final da propagação da trinca de fadiga e corresponde ao seu estágio de ruptura instável devido ao fato da área resistente do corpo-de-prova ou estrutura não ser suficiente para suportar os ciclos de tensão. Em decorrência dos materiais empregados e dos valores das tensões cíclicas, a ruptura final apresenta uma substancial deformação plástica, que é uma característica básica da fratura dúctil (HERTZBERG, 1996; ASM, 1974; GRANDT Jr., 2003).

2.8.3.3 – A concentração de tensões na ponta da trinca.

Considere uma placa contendo uma trinca central sujeito a tensão uniforme de tração [figura (2.11)], na qual a tensão esta sendo transmitida de uma extremidade da placa a outra por meio de linhas de força.

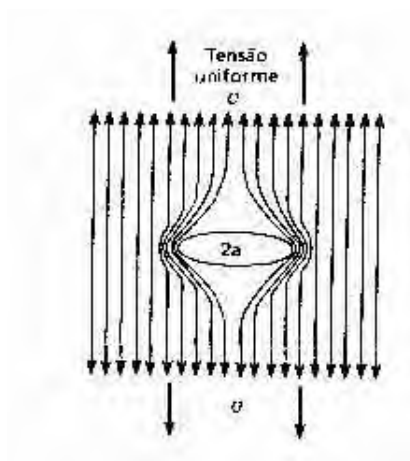


Figura (2.11) - Uma cavidade central elíptica em uma placa sob tensão uniforme σ (CAMARGO, 1995).

Na figura (2.11), nota-se a perturbação das linhas de força nas extremidades da cavidade.

Observa-se que, nas extremidades, o espaçamento das linhas é uniforme, enquanto que na região central elas são distorcidas severamente pela presença da trinca, isto é, o campo de tensão é perturbado. As linhas de força comportam-se como linhas elásticas, que tentam minimizar seus comprimentos, gerando o agrupamento próximo às extremidades da trinca.

Este agrupamento acarreta uma redução do espaçamento local e, conseqüentemente, um aumento da tensão local. Em conseqüência, uma trinca de comprimento $2a$ pode produzir tensões locais diversas vezes superiores à tensão uniforme σ (MEYERS; CHAWLA, 1982).

2.8.4 – Curva de vida em fadiga (σ -N)

A curva de vida em fadiga, também conhecida como curva tensão versus número de ciclos (σ -N), é obtida por meio de ensaios cíclicos, em diversos níveis de tensão, até a fratura do corpo-de-prova.

Nas curvas (σ -N) dos materiais ferrosos, observa-se à presença de um patamar de tensão constante denominado de limite de fadiga (σ_f), que é uma propriedade metalúrgica do material de grande importância num projeto estrutural, cujo valor típico é $1,0 \cdot 10^7$ ciclos, para os materiais ferrosos (DIETER, 1988). O significado básico do

limite de fadiga é que o corpo de prova ou componente pode teoricamente suportar um número infinito de ciclos de solicitações mecânicas sem se romper por fadiga (ASM, 1998).

A figura (2.12) apresenta uma representação esquemática da curva σ -N para um material ferroso.

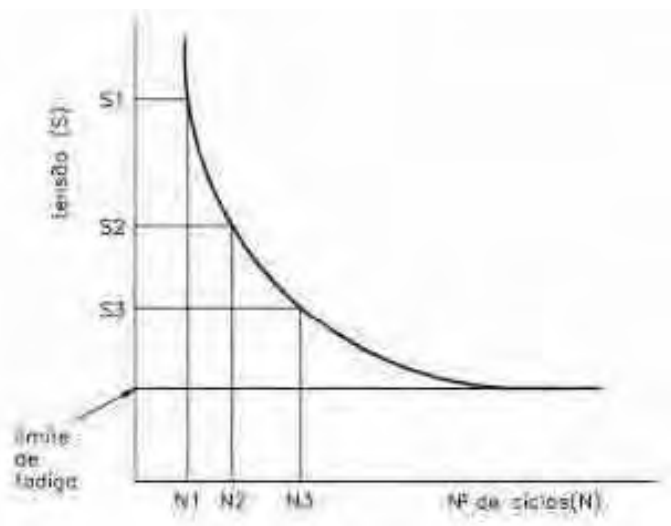


Figura (2.12) – Representação esquemática de curva de vida em fadiga (σ -N) (adaptado de TORRES,2002).

A existência de um limite de fadiga definido está relacionada à capacidade das ligas de alumínio em possuir elementos de liga intersticiais, que as tornam susceptível ao endurecimento por envelhecimento. Durante as solicitações cíclicas há a criação de inúmeros danos por fadiga, que diminuem as propriedades mecânicas do material. Porém, num determinado número de ciclos, ocorre um balanço estável entre a criação destes danos e o aumento da resistência mecânica causado pelo envelhecimento por deformação, e constata-se então uma inflexão da curva (σ -N), na qual a tensão assume um valor constante. Esta inflexão é o limite de fadiga do material (SCHIVE, 2001; SURISH, 1998).

Quando as solicitações cíclicas ocorrem num nível de tensão elevado, em geral próximo ou superior ao limite de escoamento do material (σ_e), observa-se à ocorrência de deformação plástica. O resultado é uma vida de curta duração (fadiga de baixo

ciclo), com valores de até algumas centenas de ciclos. Quando se aplicam níveis de tensão baixos, ocorrem apenas deformações elásticas e a vida em fadiga é aumentada, podendo atingir alguns milhares de ciclos (fadiga de médio ciclo) ou até centenas de milhares de ciclos (fadiga de alto ciclo).

A figura (2.13) apresenta uma curva σ -N, esquemática, da vida em fadiga de um componente metálico.

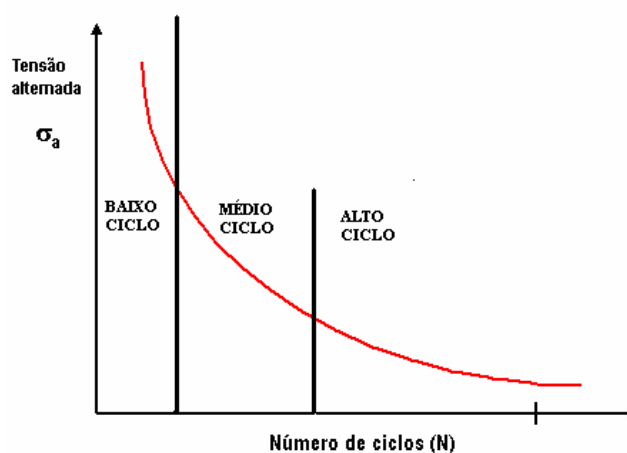


Figura (2.13) – Curva σ -N – vida em fadiga: baixo, médio e alto ciclo – esquemático (adaptado de ROSATO, 2003).

As curvas (σ -N), variam para diferentes classes de materiais, para condições de processamento mecânico, tratamentos térmicos, termoquímicos e superficiais, que alterem a microestrutura ou as propriedades mecânicas estáticas do material. Outros fatores que interferem na resistência a fadiga do material são: geometria do componente, tensões médias, propriedades químicas do meio ambiente, frequência do carregamento, tensões residuais, temperatura e rugosidade superficial.

2.8.5 – Nucleação de trincas por fadiga

2.8.5.1 – Nucleação superficial

A maioria das falhas por fadiga inicia-se na superfície do material. Para os tipos mais comuns de carregamento em flexão ou torção, a tensão máxima ocorre na

superfície. Para a fadiga axial, a falha geralmente também ocorre a partir da superfície, pela existência de fatores como rugosidade ou imperfeições que atuam como concentradores de tensão (SCHÜLTZ, 1996; SRIRAM et al, 1990).

Nos processos de fadiga, a nucleação da trinca deve ocorrer na posição de maior deformação ou de maior tensão atuante (BAPTISTA, 2000).

Além do carregamento, como já citado, outros fatores contribuem para a existência de concentradores de tensão na superfície:

- * rugosidade superficial;
- * partículas de segunda fase;
- * condições ambientais, etc.

Diferentes acabamentos superficiais, produzidos por diferentes processos de usinagem, afetam a resistência à fadiga do material. (DIETER, 1988).

Partículas de segunda fase, como inclusões ou precipitados, atuam como concentradores de tensão e seus efeitos são maiores na superfície, do que no interior do material (MURAKAMI; KODAMA; KONUMA, 1989). Trabalhos com aços de alta resistência mostraram trincas de fadiga nucleadas na interface entre a inclusão e a matriz ou ainda no interior da própria inclusão (LANKFORD, 1977; FINE, 1980; AMORIM, 2003).

Condições ambientais agressivas e carregamento cíclico, combinados, favorecem o aparecimento de pites na superfície, que atuam como concentradores de tensão, reduzindo a resistência à fadiga (HUNEAU; MENDEZ; CHOQUEUSE, 2000).

2.8.5.2 – Nucleação abaixo da superfície

Sob determinadas condições pode ocorrer a nucleação das trincas no interior do material. Defeitos internos (partículas de segunda fase, inclusões e precipitados) e tratamentos de endurecimento superficial podem atuar sobre o material de forma a criar condições de máxima tensão e ou mínima resistência em pontos abaixo da superfície.

As inclusões, dependendo de tamanho, posição e geometria, atuam como concentradores de tensão e podem permitir a nucleação da trinca em qualquer profundidade (AMORIM, 2003; WANG, 2000).

O processo de *shot peening*, devido às tensões residuais compressivas induzidas, também pode permitir a nucleação de trincas abaixo da superfície (STARKER; WOHLFAHRT; MACHERAUCH, 1979, WANG, 1998).

Wagner (1999), estudando o efeito do *shot peening* no titânio, alumínio e ligas de magnésio, mostrou que a nucleação das trincas da-se na máxima tensão trativa causada no balanceamento das tensões.

2.8.6 – A influência dos revestimentos na resistência a fadiga

A aplicação de tratamentos superficiais sobre os materiais metálicos tem como função principal melhorar o desempenho em relação ao desgaste e à corrosão.

Trabalhos com aços de alta resistência, revestidos com cromo duro, níquel, ligas zinco-níquel e zinco cobalto, mostram que, para todos os revestimentos, ocorreu redução na resistência à fadiga do material (NASCIMENTO; TORRES; VOORWALD, 1999; ARIETA; GAWNE, 1995; AMORIM, 2003).

Nascimento et al (2001- (A) e (B)) desenvolveram trabalhos usando a deposição de carboneto de tungstênio (WC-CO), pelo processo “high velocity oxi-fuel” (HVOF), com bons resultados sobre a resistência a corrosão e ao desgaste abrasivo. Outros trabalhos com o processo HVOF, com diferentes pós, apresentam melhores resultados de resistência à corrosão, com camadas de WC-Co-Cr (SCHWETZKE, 1999; SOUZA et al, 2003), porém em todos os casos houve redução da resistência à fadiga do material base.

Ensaio de fadiga por flexão rotativa em aços recobertos com camadas de material mais duro que o substrato mostram uma tendência à redução da resistência a fadiga para praticamente todas as camadas estudadas (BUFFOLI; PESETTI, 1995; PADILLA et al, 2002; GARCÉS, 1999).

Para o alumínio, o tratamento superficial mais usado é a anodização. Campos (2000) estudou a influência da anodização crômica na resistência a fadiga da liga de Al 7050 – T7451 e observou que, para todas as espessuras estudadas, há redução na resistência e esta foi mais intensa quanto maior a espessura da camada anodizada.

A influência da anodização na resistência a fadiga da liga WE43A-T6 também evidenciou uma redução na vida material (EIFERT; THOMAS, 1999).

2.9 – TENSÕES RESIDUAIS

2.9.1 – Considerações Gerais

Os processos de fabricação, os tratamentos mecânico e de superfície usados na elaboração dos corpos-de-prova (usinagem, *shot peening* e anodização) induzem tensões residuais no material, que interferem nos resultados de resistência à fadiga dos componentes.

Por definição, tensões residuais são tensões auto-balanceadas que existem em um material sob condições uniformes de temperatura e sem que nele sejam aplicadas forças externas. As tensões residuais sendo auto-balanceadas fazem com que o momento resultante e a força resultante produzidos por elas tendam a zero (CARVALHO, 2004; PYZALLA, 2000).

Esta distribuição de tensão é produzida se regiões do material forem deformadas elasticamente ou plasticamente de tal forma que as incompatibilidades de deformações causadas passem a ser permanentes.

Se uma estrutura receber um carregamento externo, a tensão real do componente é a composição das tensões causadas pelos esforços externos e pelas tensões residuais pré-existentes (TORRES, 2002).

O sistema de tensões residuais pode ser descrito em três escalas de magnitude (TORRES, 2002; MACHERAUCH; KLOOS, 1987; FONSECA, 2000):

Macroscópica: contempla toda a seção de uma peça, sendo praticamente constante em grandes extensões de áreas e é caracterizada pelo equilíbrio dentro de todo o corpo; se áreas próximas à superfície estão em compressão residual, às áreas no centro devem estar em tração residual para balancear os sistemas de forças.

Macroestrutural: é usada quando se consideram as tensões sobre um grão individual, ou grupos de grãos. Os grãos são afetados pelo campo de macrotensões, através de interfaces, entre partículas e matriz. As tensões residuais ocorrem pela heterogeneidade e anisotropia de cada cristal ou grão de material policristalino.

Microlocalizada: cada grão é composto de uma estrutura cristalina tridimensional de átomos. As tensões são distribuídas por volumes submicroscópicos em distâncias interatômicas dentro de um grão e equilibram-se em pequenas partes deles. A magnitude dessas tensões ocorre em função de defeitos cristalinos, tais como discordâncias, inclusões e contorno de grãos.

O sistema de tensões residuais pode ser formado e alterado por muitos processos de manufatura e condições de serviço que causam mudanças térmica, metalúrgica, mecânica ou química no metal. Essas mudanças podem ser significativas, pois todo o processo e ou tratamento térmico e outras condições de serviços têm a possibilidade de afetar o sistema de tensões residuais de modo positivo ou em detrimento a resistência do material.

Resultados de resistência à fadiga do Al 6061, revestidos e não revestidos por spray térmico, mostram que a resistência à fadiga está relacionada efetivamente as tensões residuais compressivas ou trativas nas camadas superficiais (MC GRANN, 1998).

As variações das tensões residuais podem ocorrer em função de diversos mecanismos de intervenção sobre o material, que genericamente podem ser divididos em três classes: por ação mecânica, por ação térmica e por ação química. Na tabela (2.8) podem ser observados alguns destes mecanismos.

Tabela (2.8) - Características que alteram as tensões residuais (adaptado de HAUK, 1997; CARVALHO, 2004).

FATORES QUE AFETAM A TENSÃO RESIDUAL		
Ação Mecânica	Ação Térmica	Ação Química
Usinagem, Retífica e Polimento	Tratamentos térmicos – Tempera, Revenimento, Recozimento, Normalização, Solubilização, Precipitação, Envelhecimento artificial, etc.	Ataques químicos – Corrosão
Tratamento mecânico da superfície – Shot peening	Tratamentos Termoquímicos – Cementação, Nitretação, Cromação, Anodização, etc.	Oxidação – Corrosão atmosférica
Conformação mecânica – laminação, estampagem, dobramento, forjamento, desgaste por atrito, etc.	Soldagem, Corte a chama	Usinagem química
Tensões cíclicas	Fundição	Tratamentos de superfície - Anodização
		Eletr deposição

A sobreposição dos três sistemas de tensões residuais determina o estado de tensão residual que atua em um ponto particular do material.

2.9.2 Métodos para medição de tensões residuais

Atualmente, existem diversas técnicas para medição de tensões residuais. Estas são inicialmente subdivididas em destrutivas, semidestruativas e não-destrutivas. Os primeiros dois tipos baseiam-se na destruição do estado de equilíbrio das tensões residuais, ou seja, provoca uma relaxação das tensões residuais no ponto ou na região de medição.

Geralmente, as variações de deformação causadas por esta relaxação são obtidas e relacionadas a modelos matemáticos baseados na teoria da elasticidade, que permitem o cálculo das tensões residuais (TORRES, 2002).

As técnicas destrutivas de determinação das tensões residuais mais usadas são: o método do seccionamento e o método de retirada de camadas.

Os métodos não-destrutivos são baseados em relações entre variações de parâmetros físicos ou cristalográficos do material com as

tensões que provocam estas variações. Os principais métodos não destrutivos são: difração de raios X, difração de nêutrons, método ultrassônico e método magnético (CARVALHO, 2004).

O método semi-destrutivo mais utilizado é o furo cego (hole drilling) (CARVALHO, 2004).

A tabela (2.9) apresenta os principais métodos de medição de tensões residuais usados atualmente (ASTM, 1994).

Tabela (2.9) – Métodos – Medição de tensão residual

MÉTODOS DE MEDIÇÃO DE TENSÕES RESIDUAIS			
Método	Profundidade mínima de análise	Tipo de tensão residual medida	Característica do método
Mecânico	1 mm	Macroscópica	Destrutivo
Método do furo cego	20 μ m	Macroscópica	Semi-destrutivo
Difração de raios X	Alguns microns	Macroscópica e Microscópica	Não-destrutivo na superfície e destrutivo abaixo da superfície
Difração de nêutrons	1 mm	Macroscópica e microscópica	Não-destrutivo
Ultrassônico	15 μ m	Macroscópica, microscópica e microlocalizadas	Não-destrutivo
Método magnético	0,1 mm	Macroscópica, microscópica e microlocalizadas	Não-destrutivo

No presente trabalho, a técnica utilizada é o método de difração de raios X. com a utilização do equipamento Raystress COPEE/UFRJ através do método $\text{sen}^2\psi$, que permite determinar o valor da tensão em qualquer direção paralela à superfície (IVANOV; MONIM; TODÓRIO, 1994; MONIN; TEODÓRIO; GUROVA, 2002; GUROVA; TEODÓRIO; REBELLO; MONIN, 1997).

2.10 – *SHOT PEENING*

2.10.1 – Considerações gerais

Quando componentes estruturais metálicos estão submetidos a carregamentos variáveis e a condições ambientais diversas, o fenômeno de corrosão pode significar um agravamento nas condições de resistência à fadiga do componente.

Uma vez que não é possível controlar efetivamente as condições de carregamento, é necessário um controle mais efetivo da qualidade do material para resistir aos efeitos do ambiente; um método muito usado na proteção das ligas de alumínio é a anodização, que aumenta a resistência à corrosão, principalmente nas ligas de alta resistência, mais sensíveis às variações do meio.

Como regra, os processos de eletrodeposição e de anodização reduzem a resistência à fadiga do material, sendo necessário em alguns casos adotar outros mecanismos para compensar esta redução. O superdimensionamento é uma possibilidade nos projetos em geral, porém é inviável na indústria aeronáutica, onde a relação entre peso e eficiência é direta. Outro método possível para minimizar ou eliminar o efeito da anodização sobre a vida em fadiga do componente é o *shot peening*, que atua como um tratamento superficial que induz tensões residuais compressivas nas camadas superficiais do material. As tensões compressivas tendem a aumentar a vida em fadiga, o que em alguns casos pode compensar a perda induzida pela anodização.

2.10.2 – O processo de *shot peening*

Shot peening é um processo de trabalho a frio que consiste no jateamento repetitivo com esferas de aço, cerâmica ou vidro, na superfície das peças, e tem enorme importância na área industrial.

A utilização do termo *shot peening* é universalmente aceito e decorre da intenção de caracterizar que não se trata de um simples jateamento, mas de uma ferramenta de precisão, decorrente de uma série de fatores, o que o torna rigorosamente controlável e repetível.

O processo de *shot peening* é largamente empregado com uma série de objetivos: aumento da resistência à fadiga, uniformização de tensões nas camadas superficiais, compactação da estrutura cristalina para

aumentar a resistência à oxidação, ao atrito e eliminar porosidades, obtenção de rugosidades controladas para reter lubrificação, fixar desmoldantes, etc. (TORRES, 2002; GUAGLIANO; VERGANI, 2004; WANG; WANG, 1998).

As modificações na superfície induzidas pelo processo de *shot peening* são a superfície rugosa; o aumento da dureza nas camadas superficiais e o perfil característico de tensão residual. Considerando os danos para a fadiga, a superfície rugosa acelera a nucleação e a propagação das trincas; porém, acontece um retardo no crescimento devido ao aumento da dureza e do perfil de tensão residual, que provoca uma tensão de fechamento da trinca (CURTIS, 2003).

A melhor condição do *shot peening* para aumentar a resistência à fadiga depende de variáveis com a redução das tensões compressivas induzidas durante o processo de fadiga; as condições de superfície criadas pelo *shot peening* e a possibilidade do campo de tensões residuais compressivas (CTRC) para deslocar a nucleação da trinca para baixo da superfície (TORRES; VOORWALD, 2002; WOELFEL, 1982). De maneira geral, as tensões residuais compressivas, localizadas na superfície, são benéficas, pois retardam ou impedem a abertura e o avanço de trincas de fadiga (SONG; WEN, 1999).

Após o impacto, o material é deformado plasticamente na região superficial, tendendo a alongar-se. Esta tendência ao alongamento é impedida pela parte inferior, que se deforma apenas elasticamente, gerando tensões de compressão nas camadas afetadas plasticamente (DIEPART, 1994).

Os impactos repetitivos das esferas produzem uma distribuição de tensões que variam com a profundidade da peça. A Figura (2.14) apresenta um perfil típico de tensões induzidas pelo processo de *shot peening* (TORRES, 2002).

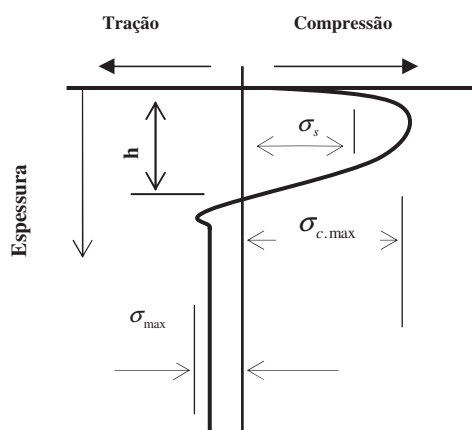


Figura (2.14) — Diagrama típico do campo de tensões criado pelo *shot peening* (adaptado de CARVALHO 2004).

A figura (2.14) apresenta:

σ_s = tensão superficial;

σ_{max} = tensão máxima de tração;

$\sigma_{c.max}$ = tensão máxima de compressão;

h = profundidade de inversão de tensão (compressão-tração).

Os parâmetros que influenciam na eficiência do processo de shot peening podem ser divididos em três diferentes classes, cada uma delas associada às condições experimentais específicas:

* Parâmetros do material: geometria e propriedades mecânicas;

* Parâmetros de fluxo: propriedades da esfera (tipo, tamanho, material, massa específica, dureza, etc.), velocidade, ângulo de impacto, duração e distância do jateamento ao material tratado;

* Parâmetros de contato: coeficiente de fricção e o coeficiente de restituição, que dependem da razão entre a dureza do material tratado e da esfera usada.

2.10.2.1 – Variáveis do processo de *shot peening*

2.10.2.1.1 – Superfície de cobertura

É definida pela porcentagem de uma determinada área atingida pelas esferas. Uma relação entre cobertura e o número de ciclos de exposição pode ser expresso pela equação (2.9) (TORRES, 2002);

$$C_n = 1 - (1 - C_1)^n \quad (2.9)$$

Em que:

C_1 é a porcentagem de cobertura (decimal) após o 1º ciclo (passe);

C_n é a porcentagem de cobertura (decimal) após n ciclos, onde n é o número de ciclos do tratamento.

Embora o valor limite para a cobertura seja de 100%, na prática, devido às dificuldades de mensuração, adota-se o valor de 98% como cobertura total.

O controle da intensidade do *shot peening* é realizado com a utilização das “placas de Almen”, produzidas em aço SAE 1070, que são colocadas ao lado do material tratado, recebendo o mesmo tratamento da peça submetida ao processo. O impacto das esferas induz tensões residuais nas placas, que se deformam, formando um pequeno arco. O valor da medida da flecha produzida na placa de Almen é comparado com uma tabela na qual se obtém a intensidade Almen, que é uma referência utilizada no controle do processo e seu valor torna-se apropriado para ajustar diversos parâmetros envolvidos (HERZOG, 1996).

Existem três padrões de placa Almen no uso corrente: “N”, “A” e “C”. A diferença de cada uma está na sua espessura. As relações das espessuras aproximadas entre elas são: $3N=A=0,3C$. A especificação da intensidade Almen deve incluir tanto a deformação ocorrida na placa (pol.), como o tipo de placa usada (TORRES, 2002).

O processo de *shot peening* atinge uma situação de saturação, quando, a partir de certo tempo, a intensidade do *peening* pouco ou nada afeta a deformação causada na placa Almen. Esse ponto de saturação praticamente coincide com uma cobertura de 98%.

Em algumas operações são exigidas coberturas de 150% ou 200%, o que nada mais é do que utilizar tempos iguais a 1,5t ou 2 t respectivamente (TORRES, 2002).

2.10.2.1.2 – As esferas usadas no *shot peening*

As esferas mais utilizadas no processo de jateamento são:

- Ferro fundido, que são quebradiças e possuem uma dureza que varia de 58 a 68 HRC;

- Aço fundido com dureza entre 40 HRC a 50 HRC;

Esferas de vidro e cerâmica, que são normalmente utilizadas para materiais que podem ser contaminados pelo jateamento de partículas esféricas de aço e/ou ferro fundido, sua dureza está entre 46 HRC a 50 HRC e 58HRC a 63HRC, respectivamente, podendo ser usadas em processos úmidos e secos.

O tamanho das esferas normalmente abrange um campo de 0.18 mm a 2,4 mm de diâmetro.

As variações na dureza da esfera usada não afetam a intensidade do *shot peening*, desde que sejam mais duras do que o elemento que receba o tratamento. Por outro lado, se a dureza do material a ser tratado for maior do que a da esfera, então pode haver uma diminuição na intensidade (CAO; FATHALLAH; CASTEX, 1995).

2.10.2.1.3 – A velocidade da esfera

O aumento da velocidade das esferas faz com que aumente a intensidade do *shot peening*. Porém, uma velocidade muito alta resulta na necessidade de um bom controle no desgaste e/ou na quebra das esferas usadas no processo (TORRES, 2002).

2.10.2.1.4 - Ângulo de impacto

Por definição, o ângulo de impacto é um ângulo de 90° ou menor entre a superfície da peça tratada e a direção da rajada. Quanto menor for o ângulo de impacto, menor será a intensidade de peening. Se o formato da peça não permitir um ângulo adequado de impacto, este deverá ser compensado, para a obtenção da intensidade de peening desejada, através da variação de outros fatores, como o tamanho da esfera ou sua velocidade. Além disso, a distância entre o bico ejetor e a superfície da peça também exerce influência na intensidade do *shot peening*. Quanto maior for a distância, menor serão a intensidade e a

cobertura obtidas (TORRES, 2002).

CAPÍTULO 3 - MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 - MATERIAL

O desenvolvimento experimental do trabalho foi realizado com uma liga de alumínio de alta resistência 7050-T7451, na forma de uma placa laminada, com espessura de $\frac{3}{4}$ " (19,05 mm). O material foi fornecido pela EMBRAER-LIEBHERR (ELEB).

Para caracterização do material foram realizadas análises químicas, ensaios de dureza, tração e de fadiga com corpos de prova retirados das placas de alumínio.

A condição T7451, têmpera da liga 7050 após solubilização, estiramento nominal permanente até 2% em relação às dimensões originais, resfriamento rápido, e posterior duplo envelhecimento artificial.

3.2 – ANÁLISE QUÍMICA

A análise química foi realizada no Laboratório de espectrofotômetro de emissão atômica com plasma acoplado indutivamente (ICP-OES) no DEMAR-FAENQUIL.

3.3 - CORPOS DE PROVA

Os corpos-de-prova utilizados no trabalho foram retirados nas direções longitudinal (L) e transversal (T) ao sentido de laminação da chapa conforme apresentado na figura (3.1).

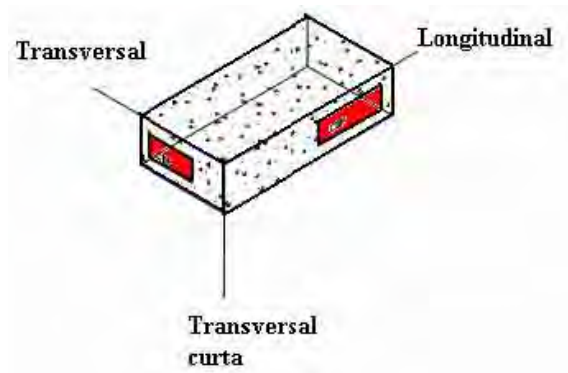


Figura (3.1) – Orientação para retirada dos corpos de prova (ASTM-E647).

3.3.1 – Processos de usinagem

Os corpos-de-prova foram confeccionados no setor de usinagem do Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá FEG/UNESP, conforme procedimentos e dimensões normalizadas ou especificadas pelo fabricante dos equipamentos de ensaio utilizados.

3.3.1.1 - Tração

Os corpos de prova para ensaio de tração foram, retificados e confeccionados de acordo com a ASTM-E8.

A figura (3.2) apresenta as dimensões dos corpos de prova utilizados nos ensaios de tração.

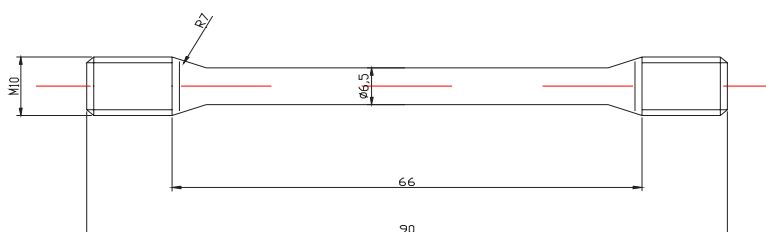


Figura (3.2) - Corpo-de-prova para o ensaio de tração (ASTM-E8).

3.3.1.2 - Fadiga axial

Os corpos de prova para ensaio de fadiga axial foram retificados e confeccionados de acordo com os critérios estabelecidos pelo fabricante do equipamento SCHENCK modelo Horizontal Midget Pulser “PHC-GS”.

A figura (3.3) mostra as dimensões e a forma dos corpos de prova que foram utilizados.

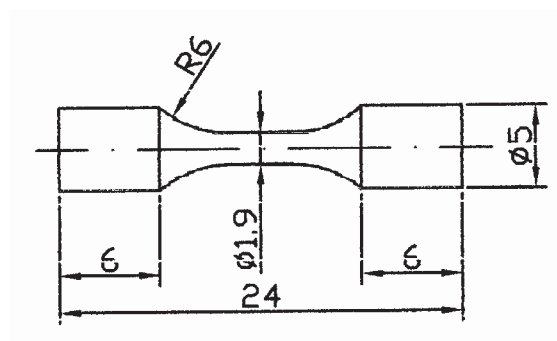


Figura (3.3) – Corpo-de-prova para o ensaio de fadiga axial (dimensões-conforme fabricante).

3.3.1.3 – Fadiga por flexão rotativa

Os corpos de prova para ensaio de fadiga por flexão rotativa foram confeccionados de acordo com os critérios estabelecidos pelo fabricante do equipamento modelo UBM 520/86/9 – Veb werkstoffprüfmaschinen Leipzig e pela norma ASTM-E8.

A figura (3.4) apresenta as dimensões e a forma dos corpos de prova que foram utilizados.

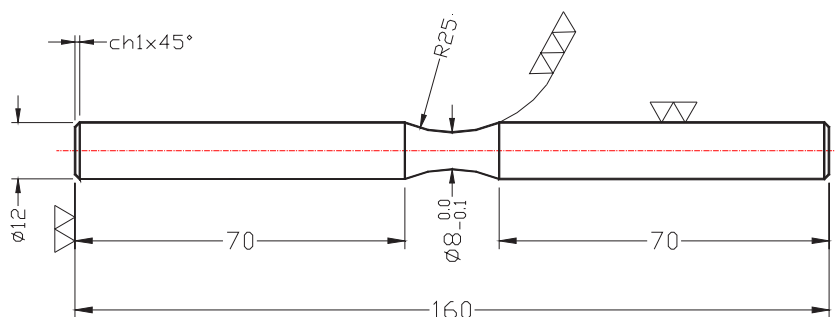


Figura (3.4) - Corpo de prova para o ensaio de fadiga por flexão rotativa (ASTM E-8).

3.3.1.4 – Fadiga por flexão alternada

Os corpos de prova para ensaio de fadiga por flexão alternada foram retificados e confeccionados de acordo com os critérios estabelecidos pelo fabricante do equipamento SCHENCK modelo Flachbiege – und Torsionsmaschinen “PWS-GS”.

A figura (3.5) mostra as dimensões e a forma dos corpos de prova que foram utilizados.

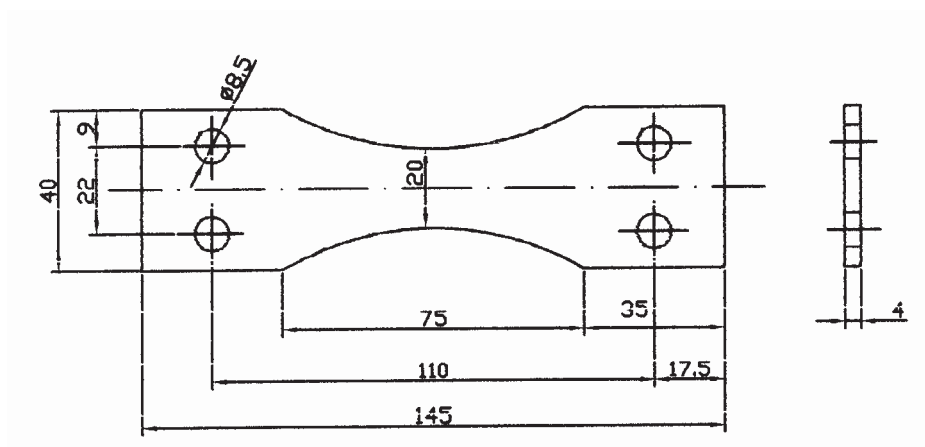


Figura (3.5) - Corpo de prova para o ensaio de fadiga por flexão alternada (conforme – fabricante do equipamento).

3.4 – PROCESSOS DE TRATAMENTO DE SUPERFÍCIE

Os tratamentos de superfície, *shot peening* e anodizações foram realizados pela EMBRAER-LIEBHERR (ELEB).

3.4.1 – Processo de *shot peening*

O processo de *shot peening* foi realizado sobre toda a superfície do corpo de prova com os parâmetros da tabela (3.1)

Tabela (3.1) – Parâmetros operacionais do processo de shot peening (ELEB-EMBRAER-LIEBHERR).

PARÂMETROS - PROCESSO DE SHOT PEENING	
Esferas de vidro – Ø médio	0,30 a 0,43 mm
Pressão – bico ejetor	30 psi
Distância – bico ao CDP	200 mm
Intensidade Almen	0,013 N
Área de cobertura	120 %
Ângulo de impacto	90°

3.4.2 – Processos de anodização

Os processos de anodização crômica, sulfúrica e dura foram realizados sobre toda a superfície do corpo de prova, com os parâmetros da tabela (3.2).

Tabela (3.2) – Parâmetros dos processos de anodização crômica, sulfúrica e dura (ELEB-EMBRAER-LIEBHERR).

PARÂMETROS DAS ANODIZAÇÕES: CRÔMICA – SULFÚRICA - DURA			
Parâmetros	Crômica	Sulfúrica	Dura
Eletrólito	<i>CrO₃</i>	<i>H₂SO₄</i>	<i>H₂SO₄</i>
Concentração do eletrólito (g/l)	40	180 a 240	185 a 350
Temperatura (C°)	39 a 40	20 a 22	-3 a 3
Tempo (min)	60	60	60
Densidade de corrente (A/dm²)	0,3 a 1,0	1,1 a 1,7	2,0 a 5,0
Espessura de camada (µm)	até 15,0	até 20,0	> 50,0

3.4.2.1 – Selagem (ELEB-EMBRAER-LIEBHERR).

A selagem foi feita pela imersão da peça em uma solução aquosa com dicromato de sódio, a uma temperatura entre 90 e 96 C°, durante 40 minutos.

3.5 - ENSAIOS

3.5.1 – Ensaaios mecânicos

3.5.1.1 – Ensaaios de dureza

Foram realizados ensaios de dureza VICKERS HV – 62,5 kg, em um total de 12 medidas feitas nas placas de material base, sendo 6 na direção longitudinal (L) e 6 na direção transversal (T) ao sentido de laminação.

Os ensaios foram realizados no Laboratório de Ensaaios Mecânicos do Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá FEG/UNESP, em um equipamento WOLPERT – Hardness Tester, Tipo DIA TESTOR 2, conforme a norma ASTM E92-52 T.

3.5.1.2 – Ensaaios de tração

Os ensaios de tração foram realizados conforme a norma ASTM-E8, no Laboratório de Ensaaios Mecânicos do DEMAR/FAENQUIL. Foram realizados 6 ensaios na direção longitudinal e 6 ensaios na direção transversal ao sentido de laminação, para a condição do material base.

3.5.1.3 – Ensaaios de fadiga

Os ensaios de fadiga axial, flexão rotativa e flexão alternada, foram realizados no Laboratório de Ensaaios Mecânicos do Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, FEG/UNESP.

Foram ensaiados corpos de prova nas direções longitudinal (L) e transversal (T) ao sentido de laminação do material base, nas condições apresentadas na tabela (3.3).

Tabela (3.3) – Tipos e condições dos ensaios de fadiga

ENSAIOS DE FADIGA: TIPOS E CONDIÇÕES			
	FLEXÃO ROTATIVA	FLEXÃO ALTERNADA	AXIAL
Material base	43	42	50
Anodização crômica	26	29	46
Shot peening e anodização crômica	26	30	
Anodização sulfúrica	30	30	35
Shot peening e anodização sulfúrica	27	25	
Anodização dura	29	33	36
Shot peening e anodização dura	24	27	

3.5.1.3.1 - Fadiga por flexão rotativa

Os ensaios de fadiga por flexão rotativa foram realizados no equipamento modelo UBM 521.00/89/2 – VEB Werkstoffprüfmaschinen Leipzig.

A tabela (3.4) apresenta as condições em que os ensaios de fadiga por flexão rotativa foram realizados:

Tabela (3.4) – Condições operacionais de realização dos ensaios de fadiga por flexão rotativa.

CONDIÇÕES DOS ENSAIOS DE FADIGA – FLEXÃO ROTATIVA	
Razão de carregamento	- 1,0
Frequência (Hz)	50
Níveis de carregamento (MPa)	$\sigma_{e_max} = 347$ $\sigma_{e_min} = 130$
Temperatura de ensaio	Ambiente

3.5.1.3.2 - Fadiga por flexão alternada

Os ensaios de fadiga por flexão alternada foram realizados no equipamento Flat Bending and Torsion Testing Machine modelo PWS GS - SCHENCK.

A tabela (3.5) as condições em que os ensaios de fadiga por flexão rotativa foram realizados:

Tabela (3.5) – Condições operacionais de realização dos ensaios de fadiga por flexão alternada.

CONDIÇÕES DOS ENSAIOS DE FADIGA FLEXÃO ALTERNADA	
Razão de carregamento	- 1,0
Frequência (Hz)	25
Níveis de carregamento (MPa)	$\sigma_{e_max} = 391$
	$\sigma_{e_min} = 130$
Temperatura de ensaio	Ambiente

3.5.1.3.3 - Fadiga axial

Os ensaios de fadiga axial foram realizados no equipamento Schenk horizontal midget pulser ph, tipo PHC GS.

A tabela (3.6) apresenta as condições em que os ensaios de fadiga axial foram realizados:

Tabela (3.6) – Condições operacionais de realização dos ensaios de fadiga axial

CONDIÇÕES DOS ENSAIOS DE FADIGA AXIAL	
Razão de carregamento	0,1
Frequência (Hz)	28
Níveis de carregamento (MPa)	$\sigma_{e_max} = 326$
	$\sigma_{e_min} = 130$
Temperatura de Ensaio	Ambiente

3.6 – MICROSCOPIA ÓPTICA

As análises metalográficas foram realizadas no Laboratório de Imagens (LAIMAT-II) do Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, FEG/UNESP, nos equipamentos Image pró-plus 4.0, Material pró-analizer 3.1 e microscópio Nikon Epiphot 200.

3.7 – ANÁLISE DE FRATURA

As análises de fratura foram realizadas nos corpos de prova fraturados em fadiga no Laboratório Associado de Sensores e Materiais (LAS/CTE) do Instituto Nacional de Pesquisas Espaciais (INPE/SJC), no equipamento de microscopia eletrônica de varredura (MEV) - JEOL – modelo: JSM 5310.

3.8 – TENSÕES RESIDUAIS

Os processos de fabricação e os tratamentos mecânico e de superfície usados na elaboração dos corpos de prova (usinagem, *shot peening* e anodização) induzem o surgimento de tensões residuais no material, que interferem nos resultados de vida em fadiga dos componentes.

3.8.1 – Processo de medição das tensões residuais

As tensões residuais foram medidas em um equipamento portátil do Laboratório de Análise de Tensões da COPPE/UFRJ e a técnica utilizada foi o método de difração de raios X. com a utilização do equipamento Raystress COPEE/UFRJ, pelo método $\text{sen}^2\psi$ (IVANOV; MONIM; TEODÓSIO, 1994; MONIN; TEODÓSIO; GUROVA, 2002; GUROVA; TEODÓSIO; REBELLO; MONIN, 1997).

Este equipamento portátil é usado em larga escala para controle não destrutivo do estado de tensões residuais de diferentes processos tecnológicos ou dos equipamentos industriais. A figura (3.6) apresenta

este equipamento. As seguintes partes são incluídas como componentes deste equipamento:

* Unidade de controle com fonte de alta tensão, que permite monitoramento e ajuste do nível de potência de alimentação do tubo de raios-X. O tamanho e o peso da unidade de controle são de 1,5 kg e de $(20 \times 12 \times 8) \text{cm}^3$ respectivamente.

* Fonte de alta tensão e tubo de raios X. Uma das qualidades do equipamento é que o tubo de raios X é acoplado à fonte de alta tensão. A fonte é um cilindro cujo diâmetro é de 5 cm e o comprimento é de 37 cm. A tensão e a corrente de trabalho da fonte de raios X são de 25 kV e 1,5 mA, respectivamente. O tubo de raios X possui dois anodos de cromo com resfriamento ao ar e produz dois feixes convergentes de raios X para realizar a técnica de duas exposições de medição de tensões por raios X. O ângulo de convergência dos feixes de raios X é de 50° . O peso da fonte de alta tensão com tubo de raios X são de 2,5 kg.

* O suporte magnética permite instalar o equipamento em uma chapa ferromagnético ou diretamente na peça analisada. Além disso, o suporte ajusta o equipamento na posição de exposição.

* O colimador com cassete para filme de raios X. Possui duas janelas no cassete permitem captar partes das linhas difratadas no intervalo angular de 2θ de 148° a 164° .

Para manter a precisão das medições num nível alto, a leitura dos filmes de raios X é feita por computador que controla um microdensitômetro [figura (3.7)]. O processamento dos dados é completamente computadorizado. A posição das linhas é determinada através da aproximação dos perfis por função de Cauchy.

Para medir as tensões residuais abaixo da superfície, foi feita a remoção de finas camadas através de polimento eletrolítico. A medida da espessura da camada removida é feita com um calibrador de profundidade com relógio, tomando-se três medidas e considerando o

valor médio das medidas encontradas. Após a remoção da camada é feita a medição da tensão residual na profundidade definida.

Foram realizadas medições de tensões residuais para amostras do material base, anodização crômica, anodização sulfúrica e anodização dura com e sem *shot peening*, para cada amostra foram realizadas medições em 6 profundidades diferentes da superfície até aproximadamente 0,30 mm.



Figura (3.6) - Equipamento portátil para medição de tensões:

1- fonte de alta tensão; 2-tubo de raios X; 3-colimador com cassete;
4- unidade de controle; 5-amostra analisada.



Figura (3.7) - Microdensitômetro.

CAPÍTULO 4 – RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 – CONSIDERAÇÕES INICIAIS

Neste capítulo são apresentados os resultados obtidos nos ensaios e a análise dos resultados.

A primeira parte apresenta a caracterização do material base (Al 7050 - T7451) obtida pelos dos resultados referentes à análise química, ensaios mecânicos de dureza e tração e exame metalográfico.

A segunda parte apresenta os resultados das tensões residuais induzidas ao material base e nos processos de tratamento superficial de anodização crômica, sulfúrica e dura sem e com o tratamento mecânico de *shot peening*, seguido de análise dos resultados.

A terceira parte apresenta os resultados obtidos nos ensaios de fadiga por flexão rotativa nas condições apresentadas nas tabelas (3.3) e (3.4), seguido da análise dos resultados.

A quarta parte apresenta os resultados obtidos nos ensaios de fadiga por flexão alternada nas condições apresentadas nas tabelas (3.3) e (3.5), seguido da análise dos resultados.

A quinta parte apresenta os resultados obtidos nos ensaios de fadiga axial (tração-tração) nas condições apresentadas nas tabelas (3.3) e (3.6), seguido da análise dos resultados.

A análise de fraturas por de microscopia eletrônica de varredura nas terceiras, quartas e quintas partes, complementam a discussão dos resultados.

4.2 – CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL BASE

4.2.1 – Análise química

A tabela (4.1) apresenta a composição química especificada pela Alcoa Aluminum Standards e a encontrada na amostra analisada.

Tabela (4.1) - Composição química da liga 7050 - Especificado X Encontrado.

COMPÓSIÇÃO QUÍMICA DA LIGA Al7050-T7451									
Elementos	Cu	Mg	Zn	Mn	Cr	Zr	Si	Fe	Ti
	2,0	1,9	5,7			0,08			
Especificado	-	-	-	0,10*	0,04*	-	0,12*	0,15*	0,06*
	2,6	2,6	6,7			0,15			
Encontrado	2,19	1,90	6,06	0,10	0,006	0,15	0,12	0,14	0,06

* Valores máximos

4.2.2 – Ensaio de tração

Nos ensaios realizados foram obtidos valores referentes ao limite de escoamento, limite de resistência e alongamento percentual. Os valores médios encontrados e desvio-padrão encontram-se relacionados na tabela (4.2).

Tabela (4.2) – Resultado dos ensaios de tração liga Al 7050-T7451

ENSAIOS DE TRAÇÃO : MÉDIA – DESVIO-PADRÃO			
Amostras	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento (%)
Longitudinal	429,2±21,9	501,9±2,7	9,9±1,7
Transversal	439,0±12,7	503,4±3,8	12,2±0,5

Os resultados evidenciam não existirem diferenças significativas entre as direções longitudinal e transversal, para o limite de escoamento e para o limite de resistência a tração na liga 7050-T7451.

No limite de escoamento, embora as médias sejam diferentes, o desvio-padrão encontrado apresenta valores limites próximos e não caracterizam diferenças significativas entre as direções L e T.

O mesmo raciocínio feito para o limite de resistência admite a mesma conclusão.

O alongamento apresenta maior ductilidade na direção transversal com um alongamento percentual médio de 12,2% e 9,9% na direção longitudinal.

4.2.3 – Ensaio de dureza

Os valores de dureza estão relacionados na tabela (4.3)

Tabela (4.3) – Dureza Vickers do Al 7050-T7451

AMOSTRA	DUREZA VICKERS HV – 62,5 kg	
	Longitudinal	Transversal
Al 7050-T7451	168	172
	175	176
	170	175
	168	177
	172	172
	177	168
Média	171,7±3,7	173,3±3,3

Os resultados evidenciam não existirem diferenças significativas de dureza entre as direções longitudinal e transversal.

4.2.4 – Exame metalográfico

Durante o processo de conformação por laminação a quente, ocorre a recuperação dinâmica nas regiões deformadas, resultando em uma microestrutura contendo uma população de subgrãos equiaxiais e com fileiras de partículas grosseiras de constituintes. A densidade de energia armazenada durante a conformação é significativamente maior nas regiões próximas das partículas de constituintes.

Durante o tratamento térmico de solubilização, ocorre o processo de recristalização parcial que se inicia em regiões próximas a partículas grosseiras onde a energia armazenada é alta produzindo, assim, uma

distribuição não homogênea de regiões parcialmente recristalizadas com orientações anisotrópicas.

As regiões recristalizadas, quase sempre, se formam ao redor das partículas constituintes. Entretanto, quase todas as partículas de constituintes estão situadas dentro dos grãos recristalizados. O grau de recristalização diminui com o aumento da temperatura do processo.

A tabela (4.4) mostra as diferenças existentes de quantidades de fases intermetálicas, características da liga Al 7050-T7451, onde a quantidade de fração volumétrica de partículas constituintes na direção longitudinal (4.1-a) é menor em relação à direção transversal (4.1-b) como apresenta a figura (4.1).

A figura (4.2) apresenta uma maior fração volumétrica de regiões parcialmente recristalizadas na direção transversal (4.2-b) em relação a direção longitudinal (4.2-a).

A figura (4.3) mostra os tamanhos de grãos encontrados nas direções longitudinal (4.3-a) e transversal (4.3-b). A maior granulometria ocorre na direção longitudinal ao sentido de laminação.

Tabela (4.4) - Tamanho de grão e fração volumétrica nas direções longitudinal e transversal Al 7050-T7451 (CARVALHO et al, 2000).

Orientação	Longitudinal	Transversal
Diâmetro do grão (μm)	10,39	9,98
Fração volumétrica de partículas de segunda fase	0,0118	0,0131
Fração volumétrica de regiões parcialmente recristalizada	0,364	0,509

O tamanho de grão médio para a direção transversal foi de $9,98\mu\text{m}$ em comparação com $10,39\mu\text{m}$ da direção longitudinal. Estas diferenças de microestrutura são atribuídas a maior intensidade de barreiras

microestruturais para a direção transversal, resultante de grão mais finos.

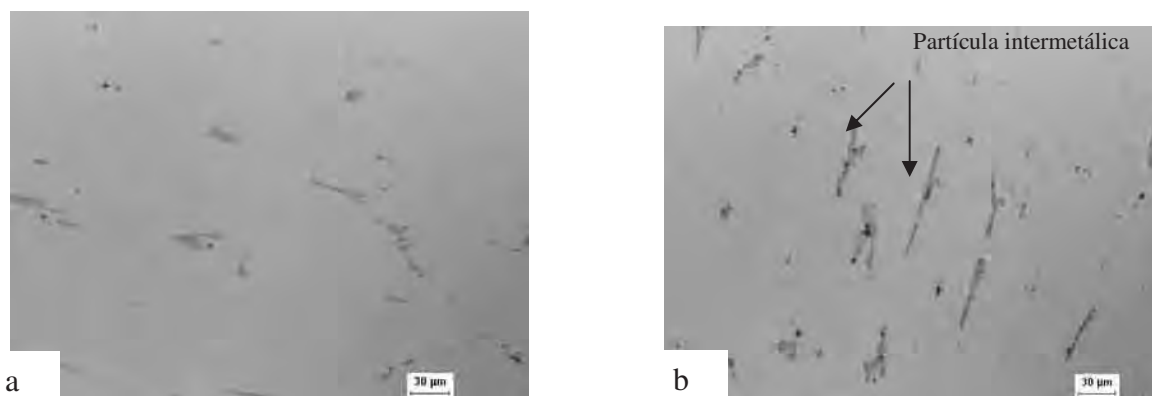


Figura (4.1) - Fases intermetálicas ($\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ e Mg_2Si) na liga Al 7050-T7451, (a) direção L e (b) direção T, sem reagente. (CARVALHO et al, 2000).

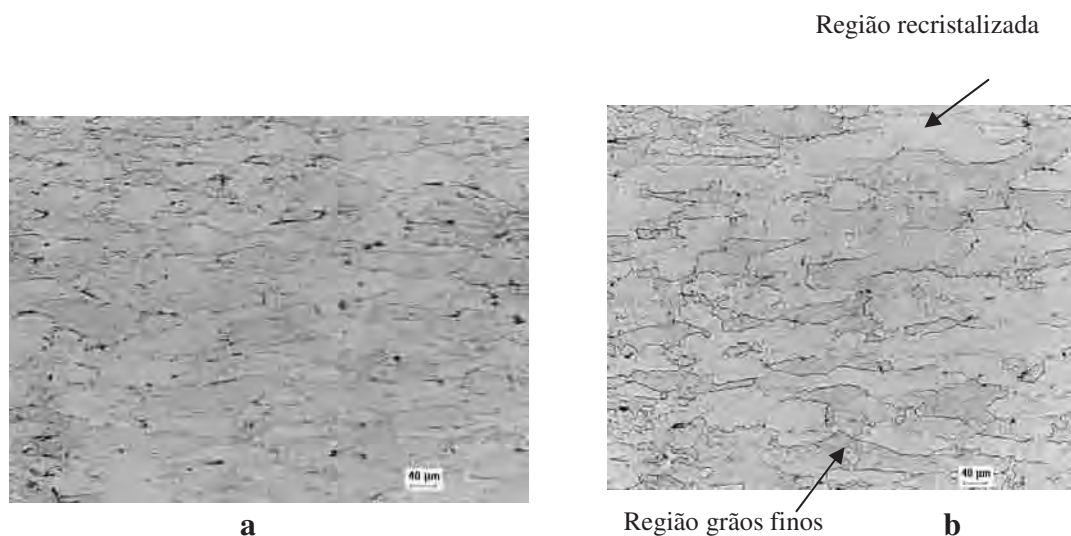


Figura (4.2) - Microestrutura de regiões recristalizadas da liga Al 7050-T7451, (a) direção L e (b) direção T, com reagente Keller (CARVALHO et al, 2000).

As regiões recristalizadas são grandes áreas claras e alongadas de grãos grosseiros cercadas de regiões de grãos finos de cor cinza, que consistem em populações de subgrãos. A região recristalizada tem uma

forma alongada que acompanham o sentido do processo de laminação. As regiões parcialmente recristalizadas criam contornos de grão que são anisotrópicos. Observa-se na figura (4.2-b), uma maior quantidade de regiões recristalizadas (áreas claras) com relação à figura (4.2-a), como apresentado na tabela (4.4), característica que pode estar associada a maior fração de volume de partículas de constituintes para a direção transversal. A recristalização ocorre próxima das partículas de constituintes, o que contribui para um aumento de microestrutura anisotrópica em função da variação da orientação dos contornos de grãos (CARVALHO et al, 2000).

A figura (4.2) mostra partículas de constituintes escuros que estão normalmente situadas ao lado das regiões recristalizadas.

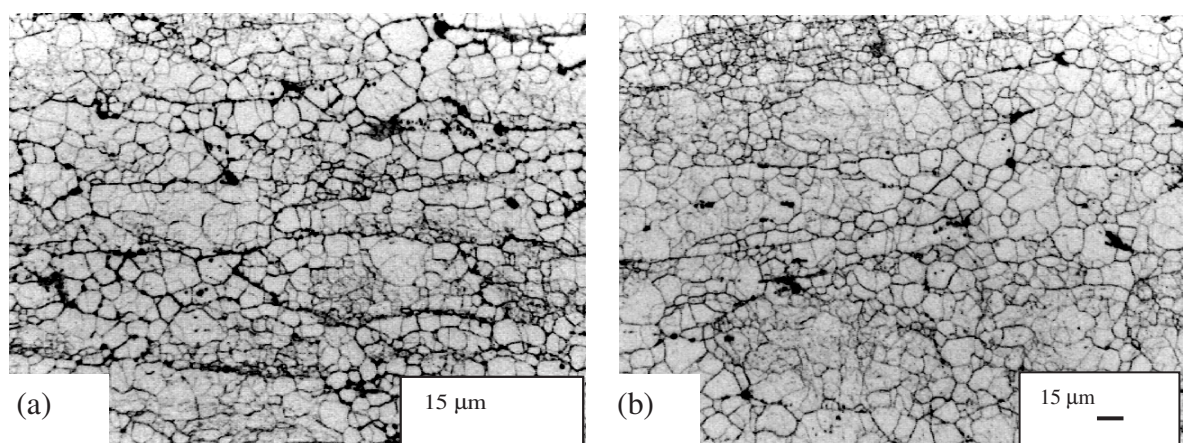


Figura (4.3) - Tamanho de grão das direções L (a) e T (b) da liga Al 7050-T7451, com reagente fosfórico (CARVALHO et al, 2000)..

4.3 – TENSÕES RESIDUAIS

Os processos de anodização crômica, sulfúrica e dura foram realizados sobre toda a superfície do corpo de prova, no setor de tratamento superficial da ELEB, com os parâmetros de uso corrente da empresa [tabela (3.2)] e os resultados obtidos são apresentados na tabela (4.5).

Tabela (4.5) – Espessura de camada anódica

ESPESSURA DA CAMADA ANÓDICA			
Amostras	Crômica (μm)	Sulfúrica (μm)	Dura (μm)
1	3,00	12,07	71,78
2	4,07	17,94	62,91
3	4,21	12,45	64,97
4	4,05	13,13	76,50
5	----	15,26	66,30
6	----	----	63,00
7	----	----	50,13
Desvio padrão	0,559	2,445	8,259
Média	3,832	14,170	65,085

Os perfis residuais das tensões produzidas foram medidos utilizando-se o método de difração de raios X.

Foram realizadas 48 (quarenta e oito) medições de tensões em oito corpos-de-prova. O sinal (-) significa tensão residual de compressão e o sinal (+) significa tensão residual de tração. A tabela (4.5) apresenta os resultados das tensões residuais para todas as condições medidas.

Tabela (4.6) – Tensões residuais – resultados gerais

RESULTADO – TENSÕES RESIDUAIS						
Número	Condição da amostra	Profundidade (mm)	Tensão (MPa)	Condição da amostra	Profundidade (mm)	Tensão (MPa)
1		0	+170		0	-72
2		0,05	+180		0,05	-270
3	MB – sem shot peening	0,09	+80	MB - com shot peening	0,08	-230
4		0,13	+100		0,13	-30
5		0,25	+110		0,22	+50
6		0,35	+90		0,33	+100
1		0	0		0	-340
2		0,06	-80		0,03	-150
3	AC – sem shot peening	0,10	-60	AC – com shot peening	0,06	-100
4		0,16	-50		0,13	-70
5		0,22	+20		0,21	+10
6		0,30	+60		0,30	+50
1		0	0		0	-50
2		0,05	+120		0,07	-70
3	AS – sem shot peening	0,11	+60	AS – com shot peening	0,11	-30
4		0,17	0		0,18	0
5		0,25	+20		0,25	+100
6		0,35	+60		0,30	+150
1		0	+80		0	-200
2		0,05	+110		0,05	-140
3	AD – sem shot peening	0,15	+140	A D - com shot peening	0,10	-80
4		0,20	+50		0,17	-30
5		0,28	-30		0,23	0
6		0,35	-40		0,30	+90

As figuras (4.4) a (4.10), apresentam as curvas das tensões residuais encontradas em função da profundidade medida para as diversas condições de amostras analisadas.

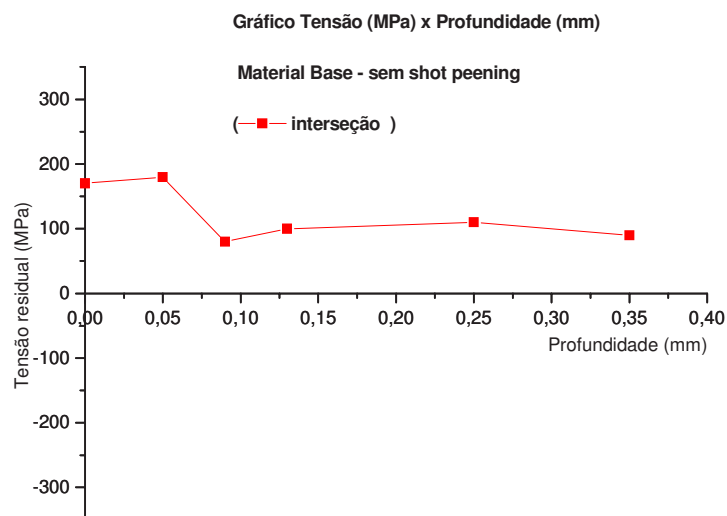


Figura (4.4) – Gráfico tensão residual (MPa) x profundidade (mm) – material base – sem *shot peening*.

Da tabela (4.6) e da figura (4.4) conclui-se que o processo de produção do material base e os processos de fabricação aplicados sobre os corpos de prova induzem tensões residuais de tração, na superfície de 170 MPa, atingindo sua maior intensidade (180 MPa) a uma profundidade de 0,05 mm, mantendo as tensões trativas até a profundidade analisada de 0,35mm.

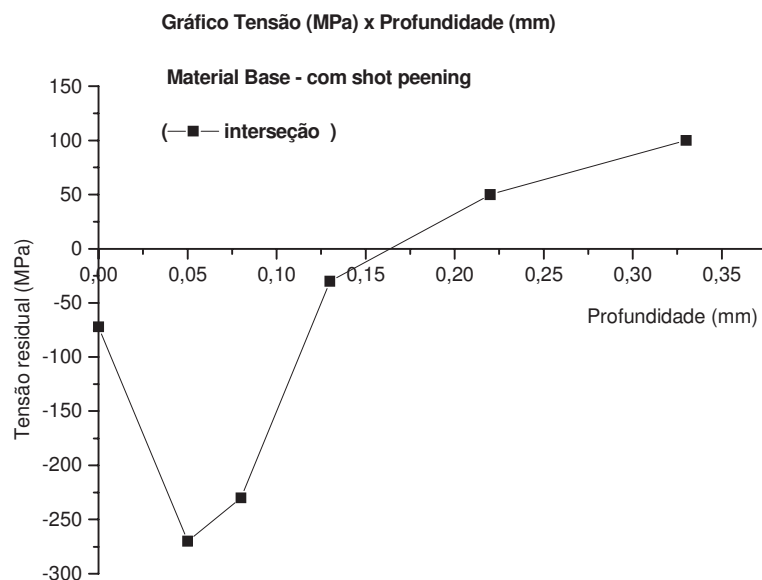


Figura (4.5) – Gráfico tensão residual (MPa) x profundidade (mm) – material base – com *shot peening*.

Da análise da figura (4.5) e da tabela (4.6) conclui-se que o *shot peening* aplicado sobre o material base não só neutralizou as tensões residuais trativas induzidas no processo de fabricação como gerou tensões residuais compressivas nas camadas superficiais até uma profundidade de aproximadamente 0,17 mm. A tensão residual na superfície foi de -72 MPa, e sua maior intensidade medida, -270 MPa, a uma profundidade de 0,05 mm, reduziu sua intensidade a zero a uma profundidade de aproximadamente 0,17 mm e atingiu uma tensão trativa de 100 MPa na profundidade de 0,33mm. A inversão da tensão compressiva para trativa a partir de uma determinada profundidade deve-se a condição de equilíbrio com tensão resultante nula, ao longo da seção transversal (DIETER, 1988; DE LOS RIOS et al, 1995; SCHIJVE, 2001; PADILHA, 2004).

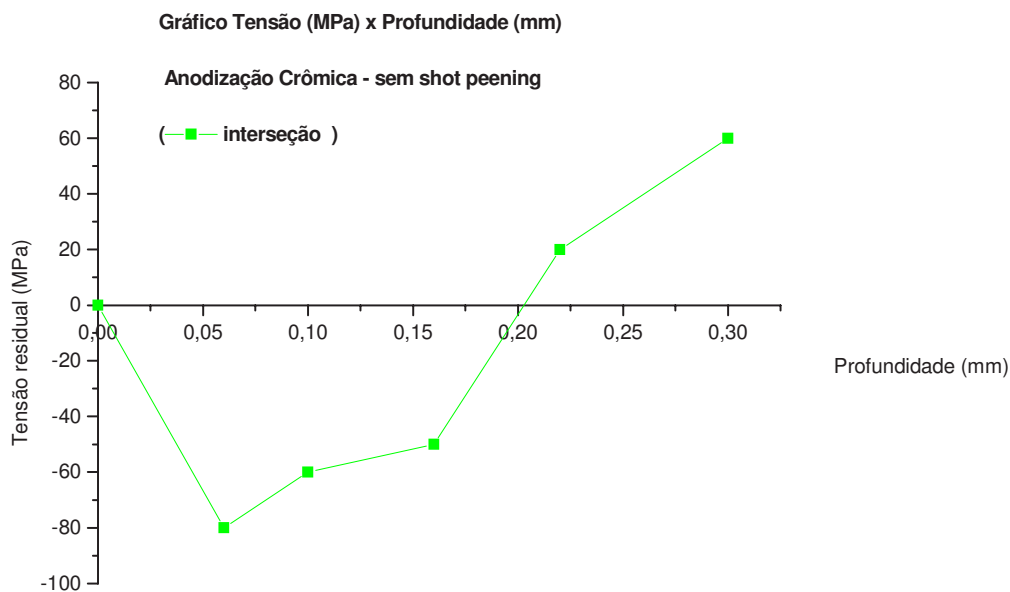


Figura (4.6) – Gráfico tensão residual (MPa) x profundidade (mm) – anodização crômica – sem *shot peening*.

Da análise da figura (4.6) e da tabela (4.6) observa-se tensão zero na superfície da amostra e tensões compressivas a partir da superfície, atingindo sua maior intensidade medida, -80 MPa, a uma profundidade de 0,06 mm. A intensidade reduziu-se até zero a uma profundidade de aproximadamente 0,20 mm e atingiu a tensão trativa de 60 MPa a uma profundidade de 0,3 mm.

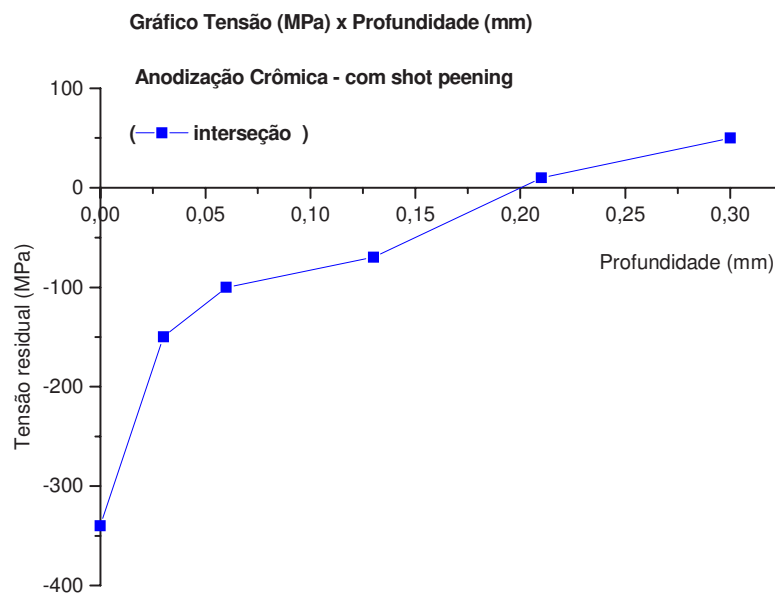


Figura (4.7) – Gráfico tensão residual (Mpa) x profundidade (mm) – anodização crômica – com *shot peening*.

Da análise da figura (4.7) e da tabela (4.6) conclui-se que, o *shot peening* seguido de anodização crômica induz tensões residuais, -340 MPa na superfície, sendo reduzida gradualmente até zero a uma profundidade de aproximadamente 0,20 mm e atingindo a tensão trativa de 50 MPa a uma profundidade de 0,30 mm.

É de se esperar que as tensões residuais compressivas atuem no sentido de aumentar a resistência à fadiga do material (WAGNER, 1999).

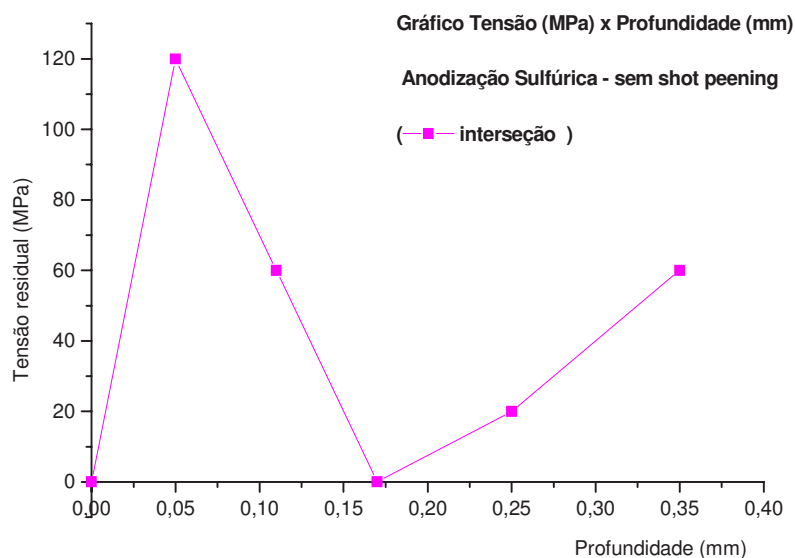


Figura (4.8) – Gráfico tensão residual (Mpa) x profundidade (mm) – anodização sulfúrica – sem *shot peening*.

Da análise da figura (4.8) e da tabela (4.6) conclui-se que a anodização sulfúrica apresenta tensão residual zero na superfície e tensões trativas nas camadas sub-superficiais atingiu a maior intensidade medida +120 MPa, a uma profundidade de 0,05 mm, reduziu sua intensidade até a neutralidade a uma profundidade de 0,17 mm, retornando à tensão trativa de 60 MPa na profundidade de 0,35 mm.

Os resultados obtidos podem ser desfavoráveis no que diz respeito à resistência a fadiga do material, já que as tensões de tração facilitam a nucleação e propagação das trincas na camada superficial. Apesar da neutralidade da tensão medida na superfície, tanto a nucleação como a propagação da trinca podem ocorrer na camada anódica devido as suas características (CAMPOS, 2000; ASM 1996).

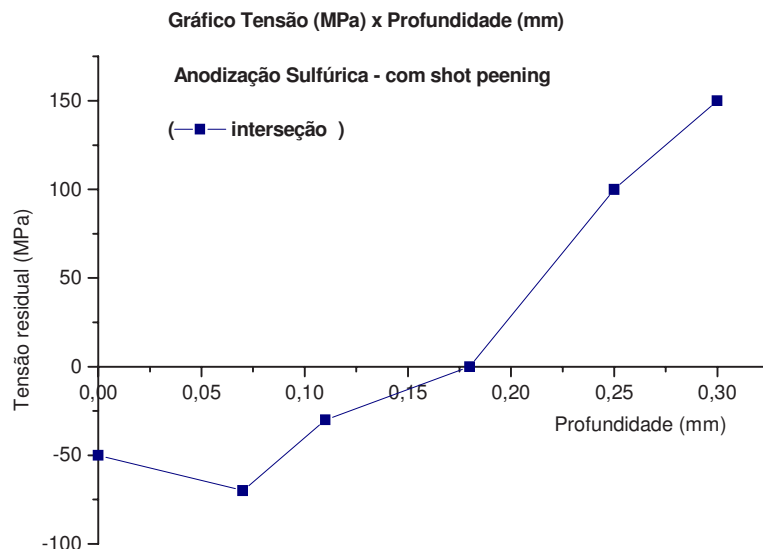


Figura (4.9) – Gráfico tensão residual (MPa) x profundidade (mm) – anodização sulfúrica – com *shot peening*.

Da análise da figura (4.9) e da tabela (4.6) conclui-se que o *shot peening* seguido da anodização sulfúrica não só neutralizou as tensões residuais tratativas induzidas pelos processos de fabricação e anodização como gerou tensões residuais compressivas na camada superficial, -50 MPa, atingiu sua maior intensidade medida, -70 MPa a uma profundidade de 0,07 mm, reduziu sua intensidade até zero a uma profundidade de 0,18 mm e atingiu a tensão tratativa de 150 MPa a profundidade de 0,30mm.

Os resultados obtidos são favoráveis à resistência à fadiga pois dificultam ou impedem a nucleação superficial da trinca além de produzir uma região abaixo da superfície com tensões compressivas que dificultam a propagação da trinca por fadiga.

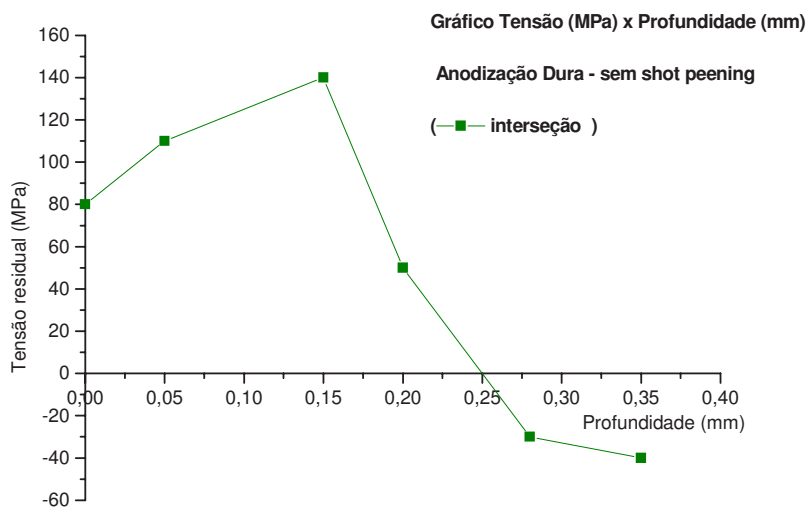


Figura (4.10) – Gráfico tensão residual (MPa) x profundidade (mm) – anodização dura – sem *shot peening*.

Da análise da figura (4.10) e da tabela (4.6) conclui-se que a anodização dura induz tensão trativa de 80 MPa na superfície. A tensão trativa é aumentada nas camadas sub-superficiais, atingiu sua maior intensidade medida de 140 MPa, a uma profundidade de 0,15 mm, reduziu sua intensidade até zero a uma profundidade de aproximadamente 0,25 mm e atingiu a tensão -40 MPa a uma profundidade de 0,35 mm.

Os resultados obtidos são desfavoráveis para a resistência à fadiga do material, pois praticamente todas as trincas principiam na superfície do componente e as tensões residuais de tração favorecem esta nucleação. Pode-se, provavelmente, esperar os piores resultados para a anodização dura.

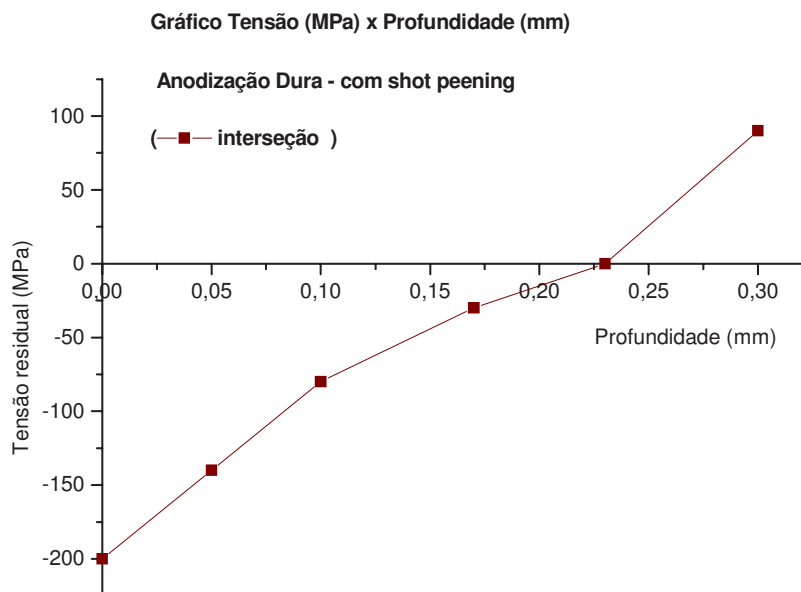


Figura (4.11) – Gráfico tensão residual (MPa) x profundidade (mm) – anodização dura – com *shot peening*.

Da análise da figura (4.11) e da tabela (4.6) conclui-se que o *shot peening* não só neutraliza as tensões residuais tratativas induzidas pela anodização, como gera tensões residuais compressivas na superfície, -200 MPa, reduz sua intensidade até zero a uma profundidade de 0,23 mm e atinge 90 MPa à profundidade de 0,30 mm.

Os resultados obtidos são favoráveis, pois dificultam a nucleação superficial da trinca, além de produzir uma região abaixo da superfície com tensões compressivas que dificultam a sua propagação e aumenta a resistência à fadiga do material.

4.4 – FADIGA – FLEXÃO ROTATIVA

A tabela (4.7) apresenta o número de ensaios e as condições em que foram realizados os ensaios de fadiga por flexão rotativa.

Tabela (4.7) – Flexão rotativa: total – posição – condições

ENSAIOS DE FADIGA – FLEXÃO ROTATIVA					
ENSAIOS	POSIÇÃO	COM RUPTURA	SEM RUPTURA	SHOT PEENING	CONDIÇÃO
21	L	16	05		MB
22	T	20	02		MB
13	L	13			AC
13	T	12	01		AC
15	L	15			AS
15	T	15			AS
15	L	15			AD
14	T	14			AD
13	L	10	03	XXXX	AC
13	T	13		XXXX	AC
12	L	09	03	XXXX	AS
13	T	10	03	XXXX	AS
11	L	08	03	XXXX	AD
13	T	12	01	XXXX	AD

Legenda: MB= Material base; AC= Anodização crômica;

AS= Anodização sulfúrica e AD = Anodização dura.

4.4.1 – Flexão rotativa sem *shot peening*

Os resultados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa sem *shot peening* são apresentados nas tabelas (4.8) e (4.9).

Tabela (4.8) – Numero de ciclos consumidos nos ensaios de fadiga por flexão rotativa sem *shot peening*.

NUMERO DE CICLOS - FADIGA – FLEXÃO ROTATIVA SEM SHOT PEENING								
Tensão (MPa)	MB-L	AC-L	AS-L	AD-L	MB-T	AC-T	AS-T	AD-T
347	15.400	--	--	--	14.500	--	--	--
347	11.300	--	--	--	11.200	--	--	--
Média	13.350				12.850			
326	25.600	10.200	12.600	11.100	19.900	11.500	11.900	13.900
326	22.400	14.000	13.600	7.300	18.500	13.000	12.700	13.000
326	17.700	13.500	12.400	12.300	18.100	12.500	10.800	--
Média	21.900	12.567	12.867	10.233	18.833	12.333	11.800	13.450
304	--	--	17.000	--	24.500	--	--	--
Média			17.000		24.500			
282	55.000	28.500	--	--	49.100	26.400	18.900	--
282	39.600	30.400	--	--	36.700	18.100	22.600	--
282	--	--	--	--	35.500	21.900	23.000	--
282	--	--	--	--	24.800	--	--	--
Média	47.300	29.450			36.525	22.133	21.500	
260	107.600	22.800	22.100	26.800	114.800	--	--	31.900
260	53.600	22.400	22.000	25.900	128.700	--	--	30.400
260	78.300	29.800	24.900	27.200	--	--	--	27.300
Média	79.833	25.000	23.000	26.633	121.750			29.867
239	--	--	--	--	582.000	--	--	--
239	--	--	--	--	439.000	--	--	--
239	--	--	--	--	139.000	--	--	--
239	--	--	--	--	117.100	--	--	--
239	--	--	--	--	82.700	--	--	--
Média					271.960			
217	588.200	89.900	40.300	56.400	936.400	77.500	60.100	50.500
217	313.000	79.900	41.200	50.000	715.300	59.900	48.200	47.200
217	306.500	43.600	35.200	41.700	277.100	41.300	65.000	42.800
217	279.500	--	--	--	--	--	--	--
217	272.200	--	--	--	--	--	--	--
217	214.100	--	--	--	--	--	--	--
Média	328.917	71.133	38.900	49.367	642.933	59.567	57.767	46.833
174	<i>1,0E+07</i>	--	109.600	61.000	<i>1,0E+07</i>	139.200	152.600	104.900
174	<i>1,0E+07</i>	355.200	104.600	73.400	<i>1,0E+07</i>	183.000	127.500	94.000
174	<i>1,0E+07</i>	136.800	111.400	68.200	--	112.000	157.700	86.600
174	<i>1,0E+07</i>	--	--	--	--	--	--	--
Média	<i>1,0E+07</i>	246.000	108.533	67.533	<i>1,0E+07</i>	144.733	145.933	95.167
130	<i>1,0E+07</i>	--	216.100	170.900	--	<i>1,0E+07</i>	7.956.400	254.500
130	--	--	249.570	185.200	--	--	1.621.200	216.900
130	--	--	--	216.900	--	--	513.000	206.400
Média			232.835	191.000			3.363.533	225.933

Valores em itálico – ensaio interrompido antes da ruptura do cdp.

Tabela (4.9) – Fadiga flexão rotativa – tensão - média de ciclos, desvio padrão, dispersão (%) e relação de vida em fadiga (%).

TABELA – VALORES MÉDIOS / DESVIO PADRÃO / % VIDA - SEM SHOT PEENING									
σ (MPa)		MB-L	AC-L	AS-L	AD-L	MB-T	AC-T	AS-T	AD-T
347	N	13.350	-	-	-	12.850	-	-	-
	DP	2899	-	-	-	2333	-	-	-
	(DP/N)%	21,7	-	-	-	18,2	-	-	-
	A/MB	-	-	-	-	-	-	-	-
326	N	21.900	12.567	12.867	10.233	18.833	12.333	11.800	13.450
	DP	3974	2065	643	2610	945	764	954	636
	(DP/N)%	18,1	16,4	5,0	25,5	5,0	6,2	8,1	4,7
	A/MB	-	57,4%	58,8%	46,7%	-	65,5%	62,7%	71,4%
282	N	47.300	29.450	-	-	36.525	22.133	21.500	-
	DP	10889	1344	-	-	9945	4155	2261	-
	(DP/N)%	23,0	4,6	-	-	27,2	18,8	10,5	-
	A/MB	-	62,3%	-	-	-	60,6%	58,9%	-
260	N	79.833	25.000	23.000	26.633	121.750	-	-	29.867
	DP	27033	4162	1646	666	9829	-	-	2346
	(DP/N)%	33,9	16,6	7,2	2,5	8,1	-	-	7,9
	A/MB	-	31,3%	28,8%	33,4%	-	-	-	24,5%
217	N	328.917	71.133	38.900	49.367	642.933	59.567	57.767	46.833
	DP	131777	24363	3236	7370	335555	18102	8640	3863
	(DP/N)%	40,1	34,2	8,3	14,9	52,2	30,4	15,0	8,2
	A/MB	-	21,6%	11,8%	15,0%	-	9,3%	9,0%	7,3%
174	N	<i>1,0E+07</i>	246.000	108.533	67.533	<i>1,0E+07</i>	144.733	145.933	95.167
	DP	-	154432	3523	6227	-	35822	16166	9206
	(DP/N)%	-	62,8	3,2	9,2	-	24,8	11,1	9,7
	A/MB	-	2,5%	1,1%	0,7%	-	1,4%	1,5%	1,0%
130	N	<i>1,0E+07</i>	-	232.835	191.000	<i>1,0E+07</i>	<i>1,0E+07</i>	3.363.533	225.933
	DP	-	-	23667	23542	-	-	4015949	25290
	(DP/N)%	-	-	10,2	12,3	-	-	119,4	11,2
	A/MB	-	-	2,3%	1,9%	-	-	33,6%	2,3%

Valores em itálico – ensaio interrompido antes da ruptura do cdp.

As figuras (4.12) a (4.23) apresentam as curvas σ -N de fadiga por flexão rotativa e as superfícies de fratura, para as diversas condições de ensaios e tratamentos de superfície, sem o processo mecânico de *shot peening*.

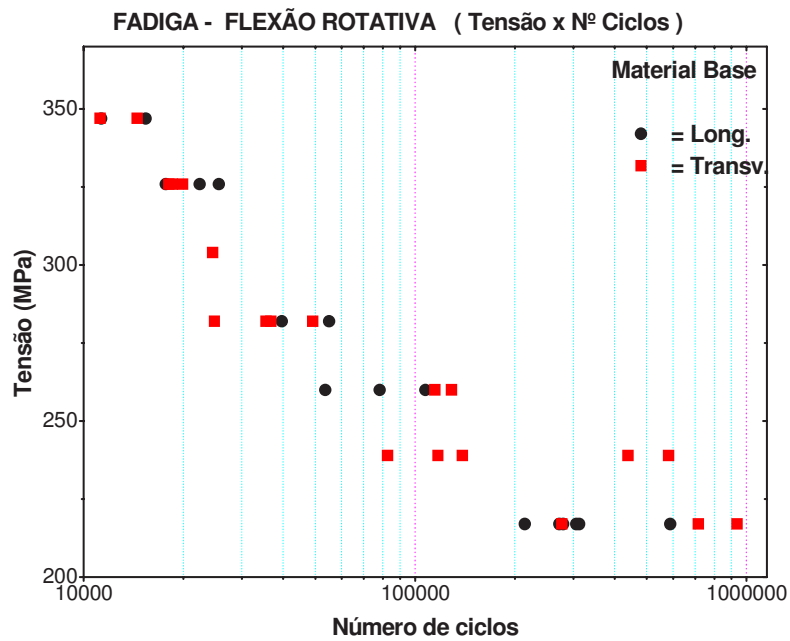


Figura (4.12) – Curvas σ -N de fadiga por flexão rotativa – material base (Al 7050-T7451) – longitudinal e transversal.

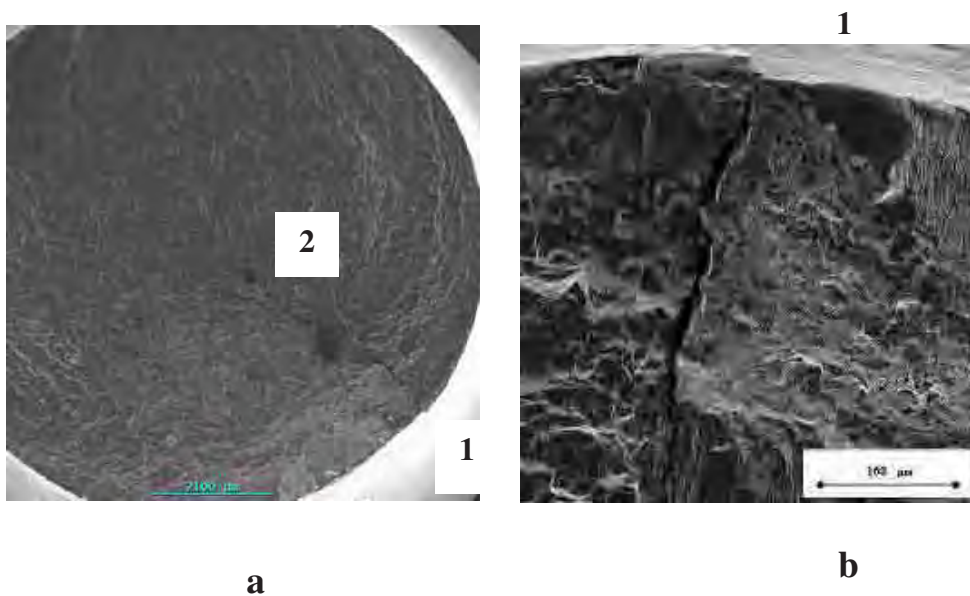


Figura (4.13) - Superfície de fratura – flexão rotativa – metal base- (217 MPa, 272.200 ciclos) – longitudinal – (a)15x e (b) 200x .

A figura (4.13) apresenta a superfície de fratura de um ensaio de fadiga por flexão rotativa (217 MPa, 272.200 ciclos) do metal base. A foto (a), indica uma visão geral da superfície de fratura onde se observa a região (1) de nucleação da trinca e a região (2) de propagação estável da trinca. A foto (b) apresenta o ponto de nucleação superficial da trinca (1). Como esperado, na flexão rotativa a nucleação da trinca ocorre na superfície do material base e se propaga para o interior da amostra.

Os ensaios de baixo e médio ciclos (347 MPa, 326 MPa e 282MPa) evidenciam a tendência de maior vida em fadiga para as amostras retiradas no sentido longitudinal. Para 347 MPa, o número médio de ciclos e a dispersão média são de 13.350 ciclos e 21,7% para longitudinal e de 12.850 ciclos e 18,2% para a transversal. Para 326 MPa os números médios de ciclos foram 21.900 ciclos na longitudinal e 18.333 ciclos na transversal. Para a tensão de 282 MPa a tendência é mantida.

Para os ensaios de alto ciclo (260 MPa) os resultados indicam uma vida em fadiga maior para a direção transversal com média de 121.750 ciclos na transversal e 79.833 ciclos na longitudinal. Para 217 MPa, a mesma tendência é mantida.

Os resultados mostram um aumento da dispersão média quando se reduz os níveis de tensão que caracterizam um maior espalhamento dos resultados e indica que, na fadiga de alto ciclo, as características microestruturais e as condições superficiais da amostra têm mais interferência sobre a vida do componente do que na fadiga de alto ciclo onde a tensão aplicada tem maior influência sobre a vida em fadiga.

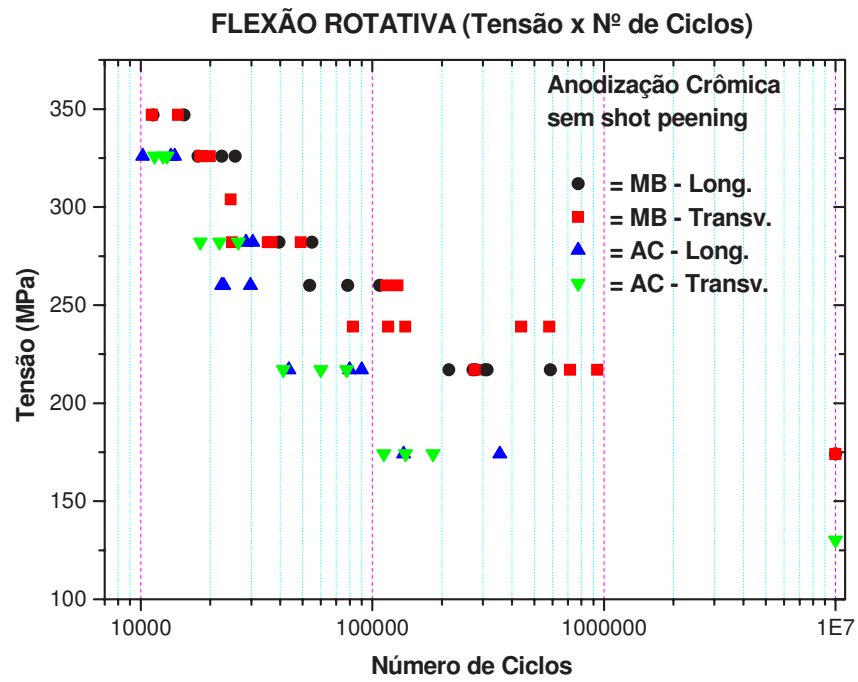


Figura (4.14) – Curvas σ -N de fadiga por flexão rotativa – material base- anodização crômica – longitudinal e transversal.

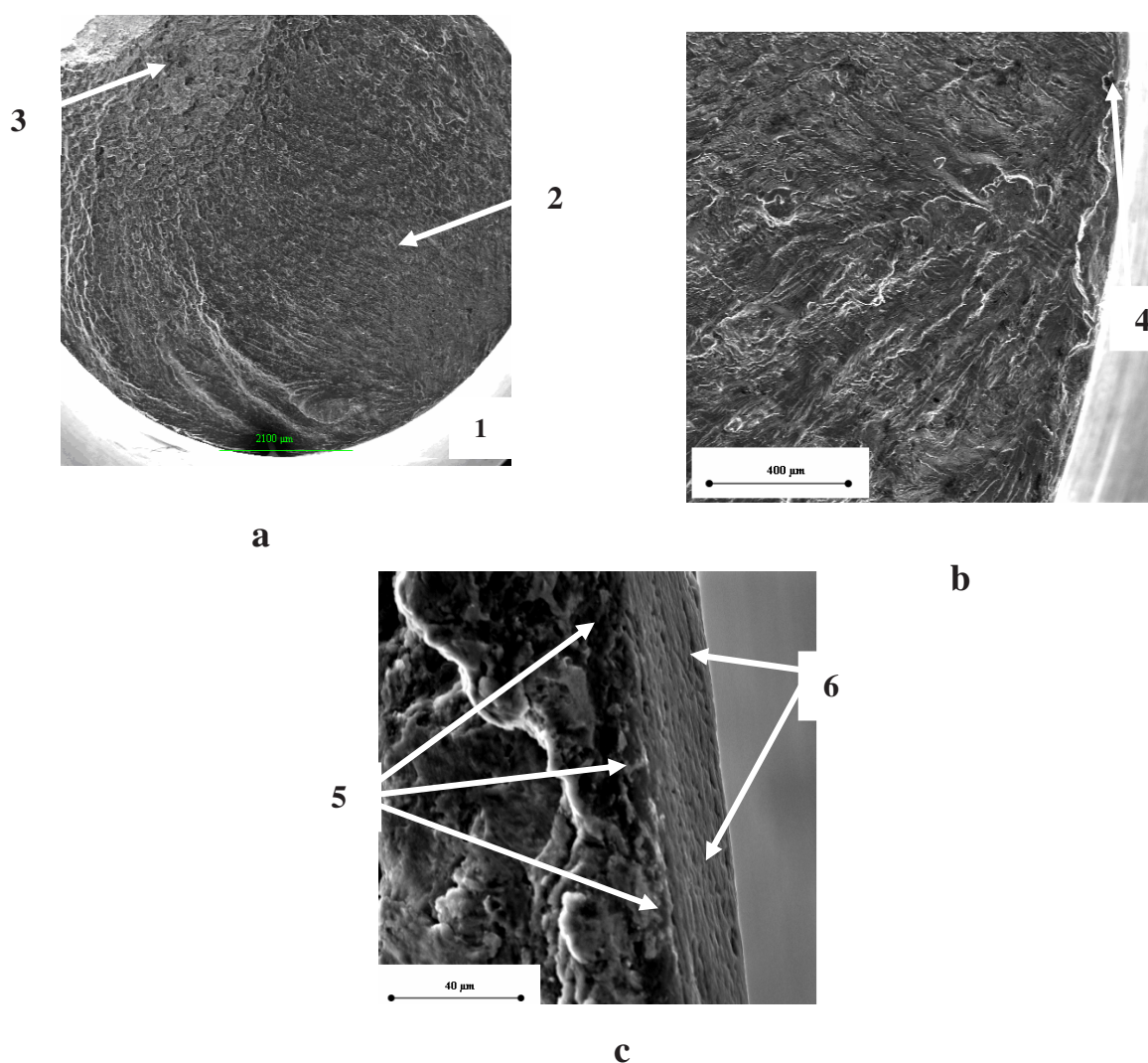


Figura (4.15) – Superfície de fratura – flexão rotativa – anodização crômica (174 MPa, 355.200 ciclos) – longitudinal – (a) 15x, (b) 100x e (c) 1000x.

A figura (4.15) apresenta a superfície de fratura de um ensaio de fadiga por flexão rotativa de alto ciclo (174 MPa, 355.200 ciclos) com anodização crômica. A foto (a) apresenta uma visão geral da superfície de fratura onde se observam: região (1) com pontos nucleação da trinca; região (2) de propagação estável da trinca; e região (3), áspera que caracteriza a ruptura dúctil da seção transversal. A foto (b) apresenta dois pontos de nucleação superficial da trinca (4). A foto (c) mostra que a trinca inicialmente se propaga pela interface entre a camada anodizada

e o substrato (5) para em seguida se propagar para o interior da amostra e homogeneidade da camada de anodização crômica (6) sobre o substrato.

Embora o processo de anodização crômica induza tensões residuais compressivas a partir da superfície do cdp, estas não são suficientes para neutralizar as características negativas da camada anódica sobre a resistência à fadiga do material. Para ambas as direções o processo de anodização crômica reduz a vida em fadiga quando comparado com o material base, devido às características da camada anódica que são mais duras, porosas e trincam facilmente quando sofrem deformação mecânica (CAMPOS, 2000; ABAL, 1996).

Os resultados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa com anodização crômica apresentam maior resistência à fadiga para as amostras retiradas no sentido longitudinal, para todas as condições de ensaio (326MPa, 282MPa, 217 MPa e 174 MPa). Para 326 MPa, o número médio de ciclos é de 12.567 ciclos na direção longitudinal e de 12.333 ciclos na direção transversal. Para 217 MPa, o número médio de ciclos é de 71.133 ciclos e 59.567 ciclos e a dispersão em relação à média são de 34,2% e 30,4%, respectivamente. Para 174 MPa, novamente são encontrados altos valores de dispersão e a resistência à fadiga para a direção longitudinal é maior que a transversal. A tendência de aumento da dispersão para fadiga de alto ciclo apresenta maior espalhamento entre os resultados o que indica uma menor interferência dos efeitos da camada anodizada sobre os resultados obtidos. Os resultados sugerem aumento do espalhamento à medida que o nível de solicitação decresce; no entanto, são menores para as condições longitudinal e transversal do que o material base.

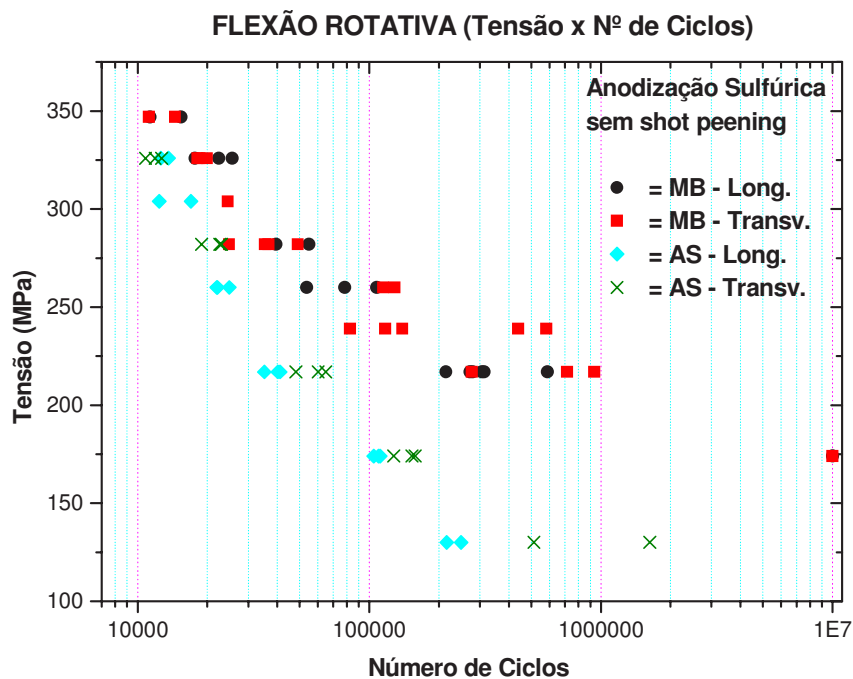


Figura (4.16) – Curvas σ -N de fadiga por flexão rotativa – material base-anodização sulfúrica – longitudinal e transversal.

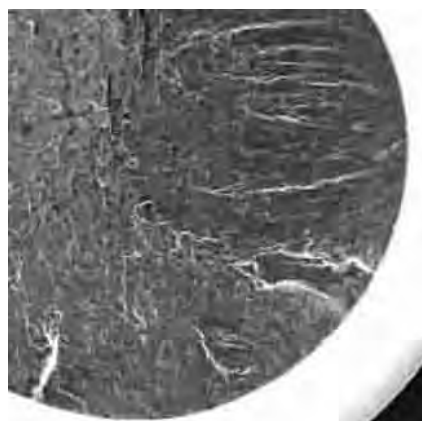


Figura (4.17) – Superfície de fratura – flexão rotativa – anodização sulfúrica (174 MPa, 109.600 ciclos) – longitudinal – 15x.

A figura (4.17) apresenta a superfície de fratura de um ensaio de fadiga por flexão rotativa de alto ciclo (174 MPa, 109.600 ciclos) do metal base com anodização sulfúrica. A foto apresenta uma visão geral

da superfície de fratura onde se observa a nucleação e a propagação simultâneas de diversas frentes de trinca. As formações de diversas frentes de trincas intensificam a propagação das trincas, reduzindo a vida em fadiga do componente. A nucleação simultânea das trincas ocorre em função da maior tensão trativa na superfície do corpo-de-prova, característica da flexão rotativa, das tensões residuais de tração induzida pela anodização sulfúrica abaixo da superfície e da porosidade, características da camada anódica, atuando como concentradores de tensão superficial.

A figura (4.18) apresenta a camada de anodização sulfúrica sobre o substrato, evidenciando a rugosidade da camada anodizada.

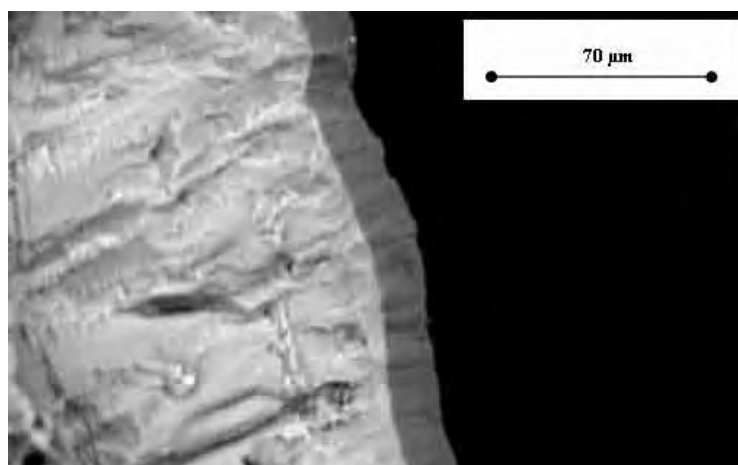


Figura (4.18) – Superfície de fratura – camada anodizada – flexão rotativa – anodização sulfúrica (174 MPa, 109.600 ciclos) – longitudinal – 500x.

O processo de anodização sulfúrica induz tensões residuais trativas a partir da superfície do corpo-de-prova. Estas tensões, aliadas às características da camada anódica, reduziram a resistência à fadiga do material para ambas as direções quando comparado com o material base.

Os resultados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa com anodização sulfúrica evidenciam uma tendência de maior resistência à fadiga para as amostras retiradas no sentido transversal, somente para a tensão de 326 MPa, pois o número médio de ciclos para a direção longitudinal é maior (12.867 ciclos na longitudinal e 11.800 ciclos na transversal). Quando se consideram os valores de dispersão em relação à média, tem-se 5,0% e 8,1% respectivamente, caracterizando comportamento semelhante entre as direções longitudinal e transversal. Para 217 MPa, o número médio de ciclos para a direção longitudinal é de 38.900 ciclos com dispersão de 8,3%. Para a direção transversal é de 57.767 ciclos com dispersão de 15%, o que caracteriza melhor vida em fadiga para a direção transversal. Para as tensões de 174 MPa e 130 MPa os resultados confirmam a tendência observada de melhor comportamento na direção transversal.

Os resultados evidenciam o aumento da dispersão para os menores níveis de tensão, o que caracteriza um maior espalhamento entre os resultados e indica interferência dos efeitos da camada anodizada sobre os resultados obtidos. Comparando a dispersão média da anodização sulfúrica sobre o material base e a anodização crômica, observam-se menores valores de dispersão para a anodização sulfúrica e diversas frentes de trinca se propagando, o que caracteriza maior interferência deste processo e facilita a nucleação e a propagação das trincas de fadiga. A anodização sulfúrica induz tensões trativas a partir da superfície, a camada anodizada é mais dura, porosa e mais espessa que a camada crômica (ABAL, 1996).

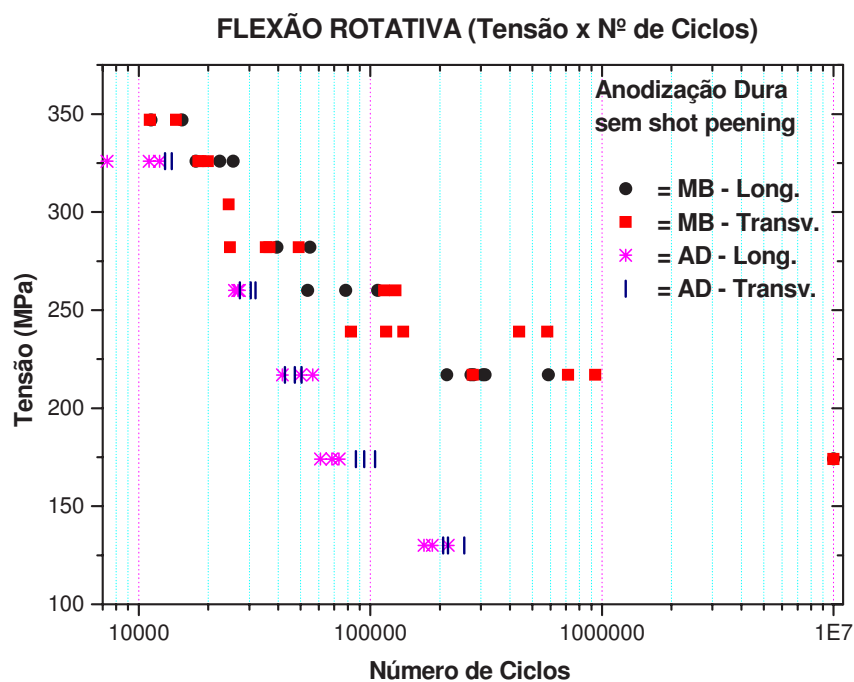


Figura (4.19) – Curvas σ -N de fadiga por flexão rotativa – material base - anodização dura – longitudinal e transversal.

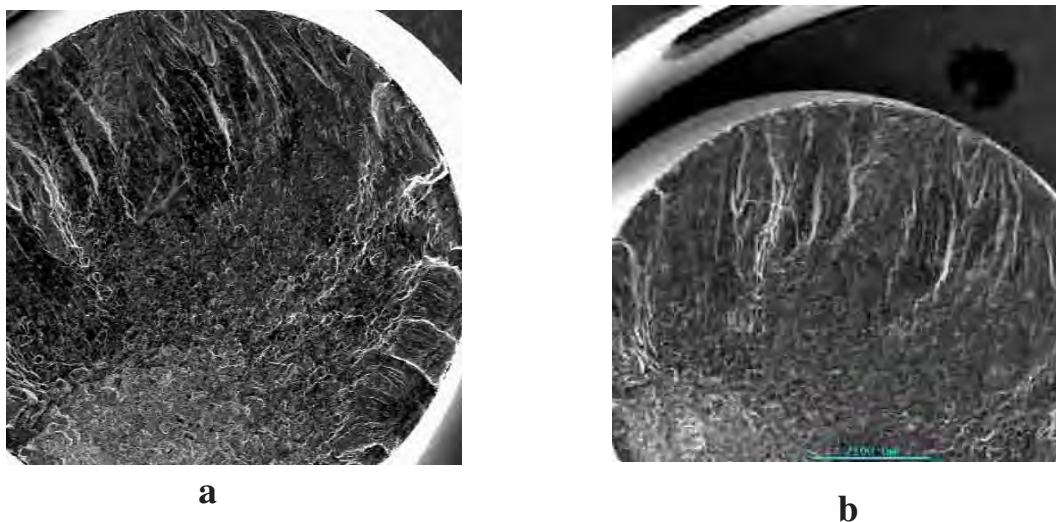


Figura (4.20) – Superfície de fratura – flexão rotativa – anodização dura (174 MPa, 73.400 ciclos) – longitudinal – Aumento: (a) e (b) 15x.

A figura (4.20) apresenta a superfície de fratura do ensaio de flexão rotativa com anodização dura, onde se observam a nucleação e a

propagação simultânea de diversas frentes de trinca na superfície, reduzindo a vida em fadiga do componente.

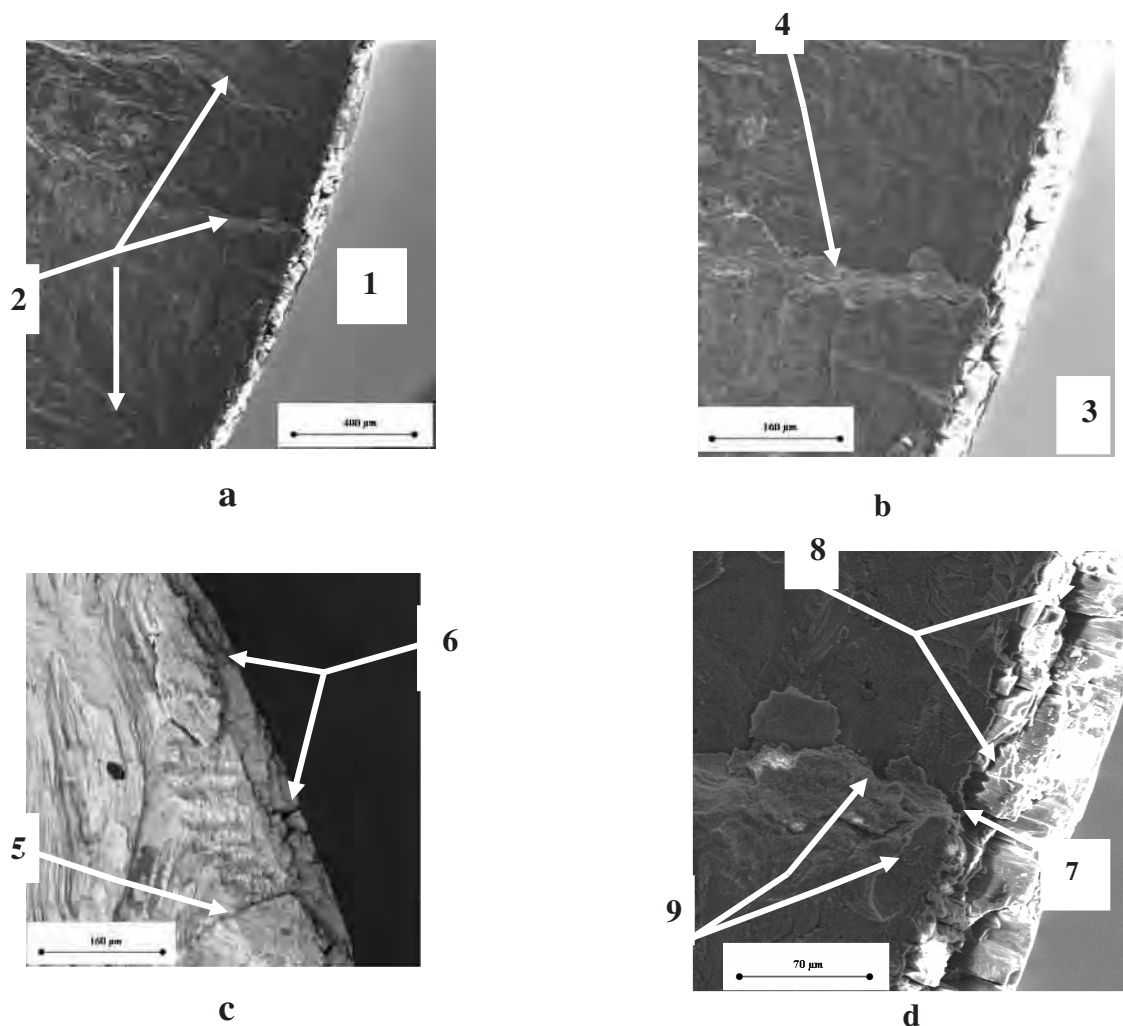


Figura (4.21) – Superfície de fratura – flexão rotativa – anodização dura (174 MPa, 73.400 ciclos) – longitudinal - Aumento: (a) 100x, (b) 200x, (c) 200x e (d) 500x.

A figura (4.21) apresenta a superfície de fratura de um ensaio de fadiga por flexão rotativa com anodização dura. A foto (a) apresenta uma visão da superfície de fratura evidenciando o ponto (1) de nucleação da trinca e o ponto (2) frentes de trinca se propagando para o interior do material base. A foto (b) apresenta o ponto de nucleação

superficial da trinca (3) e uma trinca no interior do substrato (4). A foto (c) apresenta a propagação da trinca para o interior do substrato (5) e a fragilidade da camada de anodização dura (quebradiça) (5). A foto (d) apresenta um ponto propagação da trinca a partir da interface da camada anódica com o substrato (7), e a trinca caminhando na interface entre a camada anodizada e o substrato (8), para em seguida propagar-se para o interior do material (9).

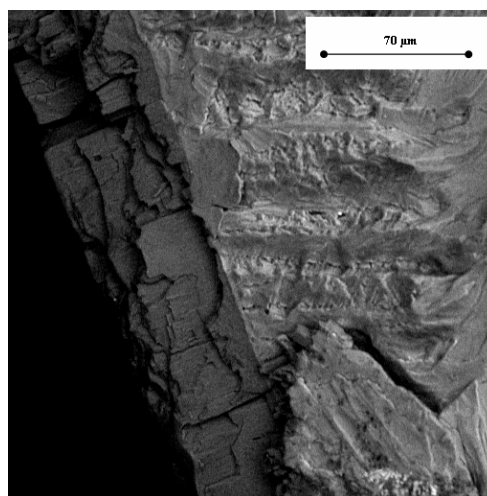


Figura (4.22) – Superfície de fratura – flexão rotativa – anodização dura - fragilidade da camada anódica (174 MPa, 73.400 ciclos) – longitudinal – Aumento: 500x.

A figura (4.22) apresenta a superfície de fratura com anodização dura, evidenciando a fragilidade da camada de anodização dura (quebradiça), a nucleação da trinca na superfície da camada anódica e a propagação para o interior do substrato.

A formação de diversas trincas intensifica a propagação e reduz a vida em fadiga do componente. A nucleação simultânea das trincas ocorre em função da maior tensão trativa na superfície do corpo-de-prova, característica da flexão rotativa, das tensões residuais de tração induzida pela anodização dura na superfície e abaixo dela, da maior espessura da camada anódica, da sua fragilidade e da porosidade

característica, atuando como concentradores de tensão na superfície e na interface com o substrato.

O processo de anodização dura induz tensões residuais trativas na superfície do corpo-de-prova. Estas tensões aliadas às características da camada anódica reduziram a resistência à fadiga do material para ambas as direções quando comparado com o material base.

Os resultados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa com anodização dura apresentam uma tendência a maior resistência à fadiga para as amostras retiradas na direção transversal. Para 326 MPa, o número médio de ciclos é de 13.450 ciclos para a direção transversal e de 10.233 ciclos para a longitudinal. Para 260 MPa, a média de ciclos e a dispersão média são 29.867 ciclos e 7,9% para transversal e de 26.633 ciclos e 2,5% para longitudinal. Resultados semelhantes são obtidos também para as tensões de 174 MPa e 130 MPa.

Os resultados indicam uma tendência de aumento da dispersão para fadiga de alto ciclo, que caracteriza um maior espalhamento dos resultados e indica interferência dos efeitos da camada anodizada sobre os resultados obtidos. Comparativamente também se observa que os menores valores de dispersão média são os apresentados nas anodizações sulfúrica e dura, indicando a maior interferência destes processos sobre a vida em fadiga do material.

A anodização dura apresenta características de maior fragilidade e a maior espessura de camada entre os processos de anodização estudados, o que justifica os resultados encontrados.

A figura (4.23) apresenta os resultados para as condições de ensaio de fadiga por flexão rotativa realizadas sem *shot peening*.

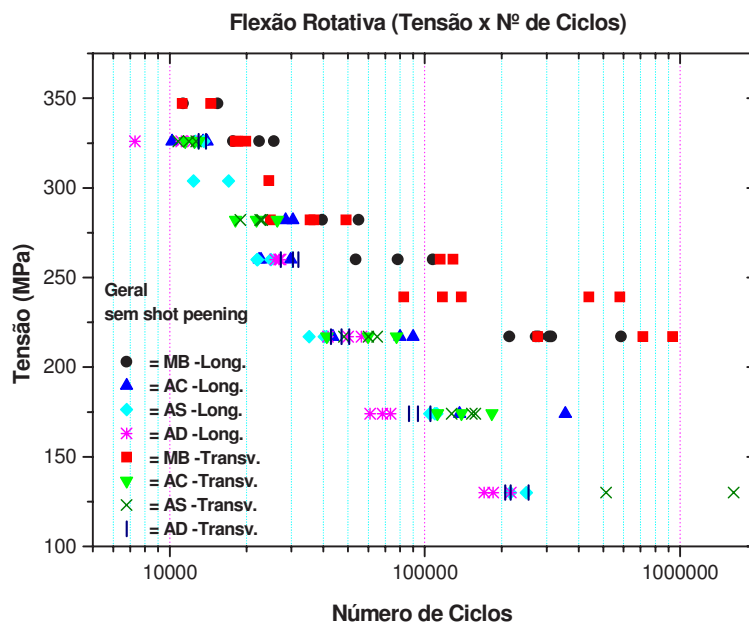


Figura (4.23) – Curvas σ -N de fadiga por flexão rotativa – longitudinal e transversal.

Os resultados confirmam a maior resistência à fadiga do material base sobre os demais processos de anodização, seguido da anodização crômica para ambas as direções e uma tendência de melhor comportamento para a anodização sulfúrica sobre a dura para fadiga de alto ciclo.

Para uma análise qualitativa dos dados são considerados os valores médios dos ensaios de fadiga por flexão rotativa, o desvio-padrão, a dispersão percentual em relação à média e a relação de vida em fadiga entre os diversos tipos de anodização e o material base, procurando quantificar as condições de perda ou ganho na resistência à fadiga com as anodizações aplicadas.

As figuras (4.24), (4.25) e (4.26) apresentam as curvas S-N, de fadiga por flexão rotativa, usando o número médio de ciclos, sem *shot peening*.

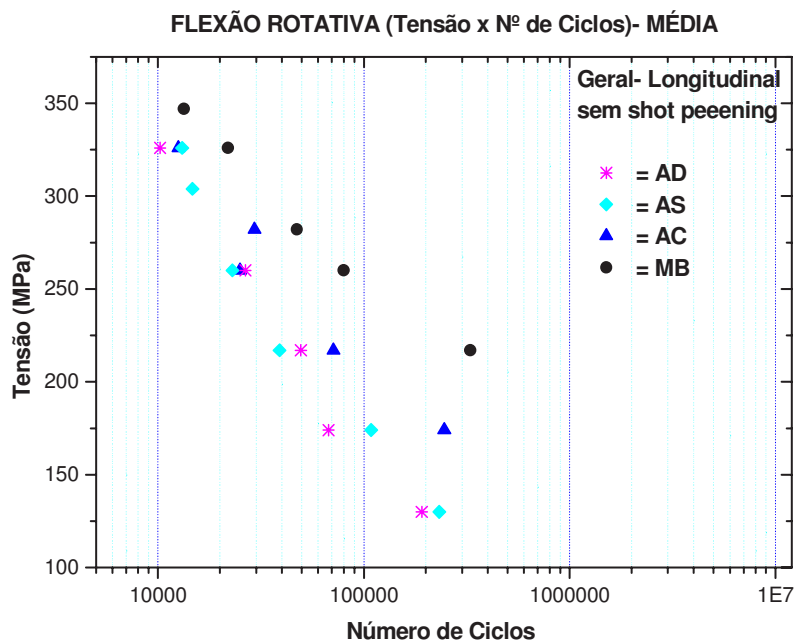


Figura (4.24) – Curvas σ -N de fadiga por flexão rotativa – material base - anodizações crômica, sulfúrica e dura – valores médios – longitudinal.

Os resultados mostram que os ensaios com o material base apresentam um maior número de ciclos médios para todos os níveis de tensão estudados; os resultados indicam uma queda significativa na resistência à fadiga quando se comparam as anodizações com o material base na longitudinal. Entretanto não se observa uma diferença numérica significativa entre as três anodizações. Para os ensaios em 217 MPa, 174 MPa e 130 MPa observam-se novamente redução significativa na resistência à fadiga na liga anodizada. No entanto, para estes níveis de solicitação já é possível identificar diferenças nos comportamentos das anodizações: em 217 MPa, os valores médios de ciclos para as anodizações crômica, sulfúrica e dura são respectivamente 71.133, 38.900 e 49.367 ciclos. Portanto, a anodização crômica é a que apresenta maior resistência à fadiga quando comparada com as outras. É importante também observar neste caso um maior valor da dispersão média da crômica do que na sulfúrica e dura. Estes mesmos comentários

são válidos para 174 MPa. Na análise da relação percentual da vida média em fadiga com o material base o que se conclui é que todos os processos de anodização reduzem a vida do componente em todas as condições de carregamento. Para a tensão de trabalho de 326MPa, a vida em fadiga para o material com anodização crômica representa 57,4% da vida do material base; para as mesmas condições, com anodização sulfúrica, a vida corresponde a 58,8% e, para a anodização dura, 46,7%. Para a tensão 217 MPa tem-se 21,6% - AC, 11,8% - AS e 15,0% - AD. Para a tensão de 174 MPa tem-se 2,5% - AC, 1,1% - AS e 0,7% AD. É importante salientar que o ensaio do metal base para a tensão de 174 MPa foi interrompido com $1,0 \times 10^7$ ciclos antes da fratura do corpo-de-prova, o que permite concluir que, para este nível de tensão, a redução da vida em fadiga é ainda mais intensa do que a aferida. Os resultados demonstram que o processo de anodização crômica é o que reduz menos a vida em fadiga do componente e que os processos de anodização sulfúrica e dura apresentam comportamentos semelhantes nos resultados para a direção longitudinal.

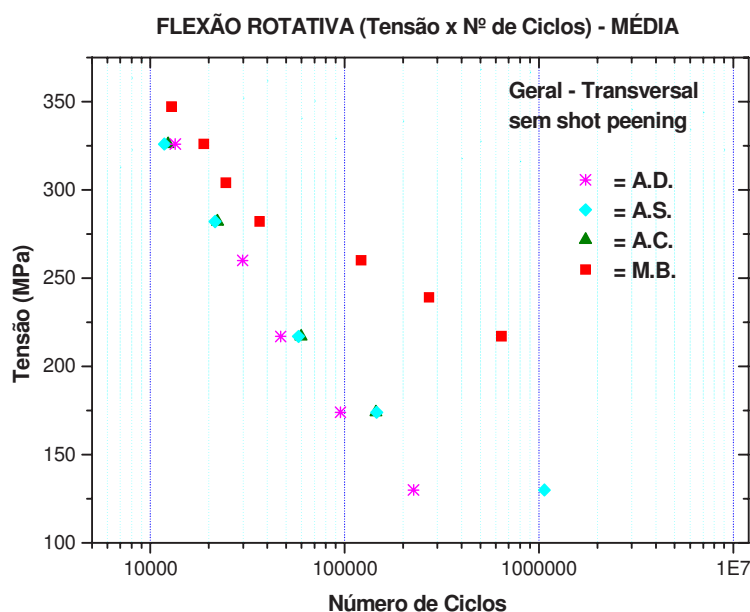


Figura (4.25) – Curvas σ -N de fadiga por flexão rotativa - material base - anodização crômica, sulfúrica e dura – valores médios – transversal.

Os resultados mostram que os ensaios com o material base apresentam um maior número de ciclos médios para todos os níveis de tensão estudados; os resultados indicam uma queda significativa na resistência à fadiga quando se comparam as anodizações com o material base em ambas as direções. Para as anodizações crômica, sulfúrica e dura o que se observa, para os ensaios de baixo ciclo (326 MPa), os valores médios e a dispersão são de 12.333 ciclos, 6,2% - AC, 11.800 ciclos, 8,1% - AS e 13.450 ciclos, 4,7% - AD. Este comportamento justifica-se pela influência predominante do nível de solicitação na resistência à fadiga do material (DIETER, 1988).

Para os ensaios de médio e alto ciclos (217 MPa, 174 MPa e 130 MPa), o maior número médio de ciclos corresponde à anodização crômica, seguida da anodização sulfúrica e da anodização dura. Na análise da relação percentual da vida média em fadiga com o material base o que se conclui é que todos os processos de anodização reduzem a resistência do componente. Para a tensão de trabalho de 326MPa a vida em fadiga com anodização crômica representa 65,5% da vida do material base; para as mesmas condições com anodização sulfúrica, 62,7% e, para a anodização dura, 71,4%. Para a tensão de 217 MPa tem-se respectivamente, 9,3% - AC, 9,0% - AS e 7,3% - AD, para a tensão de 174 MPa tem-se 1,4% - AC, 1,5% - AS e 1,0% AD e para a tensão de 130 MPa tem-se para AC a amostra foi retirada com $1,0 \times 10^7$ antes da fratura, 33,6% - AS e 2,3% AD. É importante salientar que os ensaios com o material base para a tensão de 174 MPa e 130 MPa foram interrompido com $1,0 \times 10^7$ ciclos. Isto que permite concluir que, para estes níveis de tensão, a redução da vida em fadiga é ainda mais intensa do que a aferida. Os resultados demonstram que o processo de anodização crômica é o que menos reduz a resistência à fadiga em flexão rotativa do componente, seguido da anodização sulfúrica e da anodização dura, para a direção transversal.

Fica evidente, pelos dados da tabela (4.9), a influência prejudicial das anodizações crômica, sulfúrica e dura na resistência à fadiga do material em baixas tensões. Pela análise comparativa entre a dispersão e a redução de vida em fadiga para a anodização sulfúrica, (níveis 326 MPa e 174 MPa, na direção transversal), verifica-se o seguinte: enquanto a dispersão varia de 8,1% a 11,1%, a variação na resistência à fadiga do material passa de 62,7% a 1,5%. Isto evidencia que, de forma diferente do metal base cuja dispersão aumenta com a redução do nível de solicitação, para as anodizações estudadas, este aumento na dispersão não é tão intenso, enquanto que a redução na resistência à fadiga é extremamente significativa. É importante observar que, mesmo para níveis de solicitação elevados, a redução na resistência à fadiga é grande, ao redor de 50%.

Os resultados refletem os efeitos negativos das anodizações e as diferenças de comportamento podem ser justificadas pelas características das camadas anódicas geradas e pelas tensões residuais induzidas para cada processo de anodização.

Os resultados apresentam uma tendência de melhor desempenho dos corpos de prova com anodização sulfúrica sobre a anodização dura.

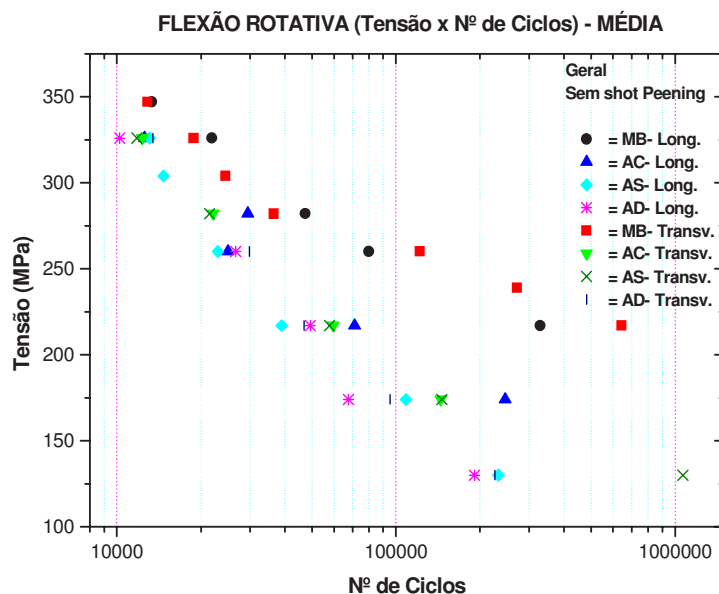


Figura (4.26) – Curvas σ -N de fadiga por flexão rotativa – Al 7050-T7451 material base - anodização crômica, sulfúrica e dura – valores médios – longitudinal e transversal.

A figura (4.26) apresenta as curvas σ -N, para a média de número de ciclos em todos os níveis de tensão estudados e permite concluir que em relação à resistência à fadiga, a melhor condição é a de material base seguida da anodização crômica com uma tendência para a anodização sulfúrica e, finalmente, a anodização dura.

4.4.2 – Flexão rotativa com *shot peening*

Os resultados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa com *shot peening*, são apresentados nas tabelas (4.10) e (4.11).

Tabela (4.10) – Número de ciclos consumidos nos ensaios de fadiga por flexão rotativa com *shot peening*.

NÚMERO DE CICLOS - FADIGA – FLEXÃO ROTATIVA – COM SHOT PEENING								
Tensão (MPa)	MB-L (s/SP)	AC-L	AS-L	AD-L	MB-T (s/SP)	AC-T	AS-T	AD-T
326	25.600	59.900	43.300	36.300	19.900	64.000	39.700	27.500
326	22.400	39.500	41.300	32.200	18.500	50.400	36.000	33.300
326	17.700	47.700	39.600	34.100	18.100	49.600	44.900	25.200
Média	21.900	49.033	41.400	34.200	18.833	54.667	40.200	28.667
282	55.000	104.100	--	73.700	49.100	161.300	97.300	48.500
282	39.600	115.400	78.300	66.600	36.700	170.400	96.400	64.800
282	--	147.400	77.500	--	35.500	149.600	127.400	63.100
282	--	--	--	--	24.800	--	--	--
Média	47.300	122.300	77.900	70.150	36.525	160.433	107.033	58.800
260	107.600	335.300	351.000	134.300	114.800	304.600	216.200	97.800
260	53.600	293.300	281.700	208.600	128.700	328.100	377.100	104.100
260	78.300	222.900	240.600	172.200	--	177.700	111.500	122.500
260	--	--	--	216.000	--	--	217.300	--
Média	79.833	283.833	291.100	182.775	121.750	270.133	230.525	108.133
239	--	591.400	--	--	582.000	314.500	<i>1,0E+07</i>	449.700
239	--	254.000	--	--	439.000	334.700	<i>1,0E+07</i>	715.200
239	--	--	--	--	139.000	--	--	1.240.500
239	--	--	--	--	117.100	--	--	--
239	--	--	--	--	82.700	--	--	--
Média	--	422.700	--	--	271.960	324.600	--	801.800
217	588.200	<i>1,0E+07</i>	3.129.800	<i>1,0E+07</i>	936.400	7.187.200	<i>1,0E+07</i>	6.981.700
217	313.000	<i>1,0E+07</i>	2.396.000	<i>1,0E+07</i>	715.300	2.598.400	--	--
217	306.500	--	--	--	277.100	--	--	--
217	279.500	--	--	--	--	--	--	--
217	272.200	--	--	--	--	--	--	--
217	214.100	--	--	--	--	--	--	--
Média	328.917	--	2.762.900	--	642.933	4.892.800	--	6.981.700
174	<i>1,0E+07</i>	--	<i>1,0E+07</i>	--	<i>1,0E+07</i>	--	--	--
174	<i>1,0E+07</i>	--	<i>1,0E+07</i>	--	<i>1,0E+07</i>	--	--	--
174	<i>1,0E+07</i>	--	--	--	--	--	--	--
174	<i>1,0E+07</i>	--	--	--	--	--	--	--
Média	1,0E+07	--	1,0E+07	--	1,0E+07	--	--	--

Valores em itálico – ensaio interrompido antes da ruptura do cdp.

Tabela (4.11) – Fadiga flexão rotativa – anodização com *shot peening* – material base sem *shot peening* - tensão - média de ciclos, desvio padrão, dispersão (%) e relação de vida em fadiga (%).

TABELA – VALORES MÉDIOS / DESVIO PADRÃO / RELAÇÃO – COM SHOT PEENING									
σ (MPa)		MB-L (s/SP)	AC-L	AS-L	AD-L	MB-T (s/SP)	AC-T	AS-T	AD-T
347	Média (N)	13.350	-	-	-	12.850	-	-	-
	DP	2.899	-	-	-	2.333	-	-	-
	(DP/N)%	21,7	-	-	-	18,2	-	-	-
	A-SP/MB	-	-	-	-	-	-	-	-
326	Média (N)	21.900	49.033	41.400	34.200	18.833	54.667	40.200	28.667
	DP	3.974	10.265	1.852	2.052	945	8.093	4.471	4.174
	(DP/N)%	18,1	20,9	4,5	6,0	5,0	14,8	11,1	14,6
	A-SP/MB	-	223,9%	189,0%	156,2%	-	290,3%	213,5%	152,2%
282	Média (N)	47.300	122.300	77.900	70.150	36.525	160.433	107.033	58.800
	DP	10.889	22.460	566	5.020	9.945	10.427	17.644	8.960
	(DP/N)%	23,0	18,4	0,7	7,2	27,2	6,5	16,5	15,2
	A-SP/MB	-	258,6%	164,7%	148,3%	-	439,2%	293,0%	161,0%
260	Média (N)	79.833	283.833	291.100	182.775	121.750	270.133	230.525	108.133
	DP	27.033	56.795	55.797	37.561	9.829	80.907	109.592	12.834
	(DP/N)%	33,9	20,0	19,2	20,6	8,1	30,0	47,5	11,9
	A-SP/MB	-	355,5%	364,6%	228,9%	-	221,9%	189,3%	88,8%
239	Média (N)	-	422.700	-	-	271.960	324.600	1,E+07	801.800
	DP	-	238.578	-	-	224.447	14.284	0	402.450
	(DP/N)%	-	56,4	-	-	82,5	4,4	0,0	50,2
	A-SP/MB	-	-	-	-	-	119%	3677%	295%
217	Média (N)	328.917	<i>1,0E+07</i>	2.762.900	<i>1,0E+07</i>	642.933	4.892.800	<i>1,0E+07</i>	6.981.700
	DP	131.777	-	518.875	-	335.555	3.244.772	-	-
	(DP/N)%	40,1	-	18,8	-	52,2	66,3	-	-
	A-SP/MB	-	3040%	840%	3040%	-	761%	1555%	1086%
174	Média (N)	<i>1,0E+07</i>	-	<i>1,0E+07</i>	-	<i>1,0E+07</i>	-	-	-
	DP	-	-	-	-	-	-	-	-
	(DP/N)%	-	-	-	-	-	-	-	-
	A-SP/MB	-	-	-	-	-	-	-	-

Valores em itálico – ensaio interrompido antes da ruptura do cdp.

As figuras (4.27) até (4.38) apresentam as curvas σ -N, de fadiga por flexão rotativa, para as diversas condições de ensaios e tratamentos de superfície, com o processo mecânico de *shot peening*.

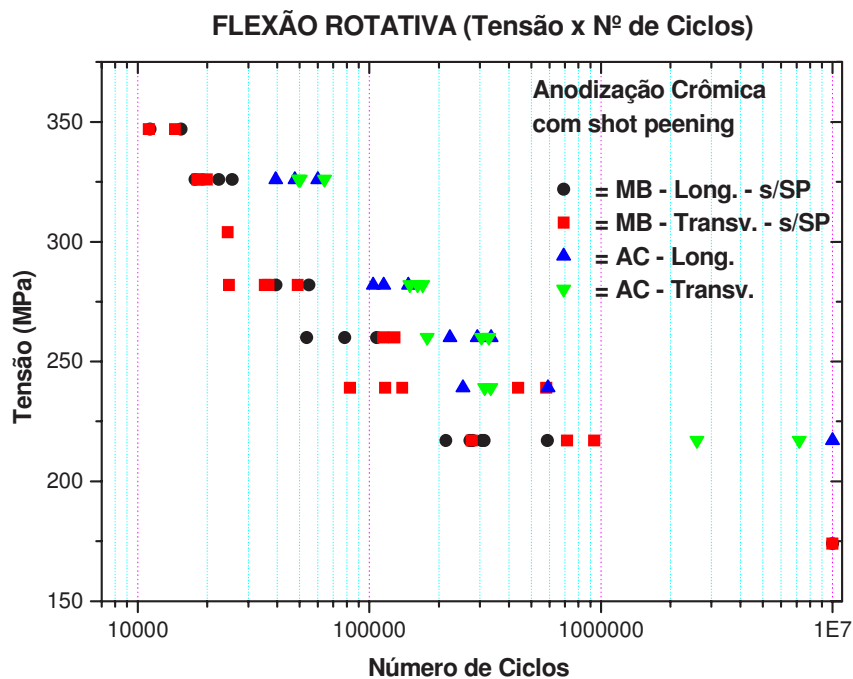


Figura (4.27) – Curvas σ -N de fadiga por flexão rotativa – material base - anodização crômica – longitudinal e transversal - com *shot peening*.

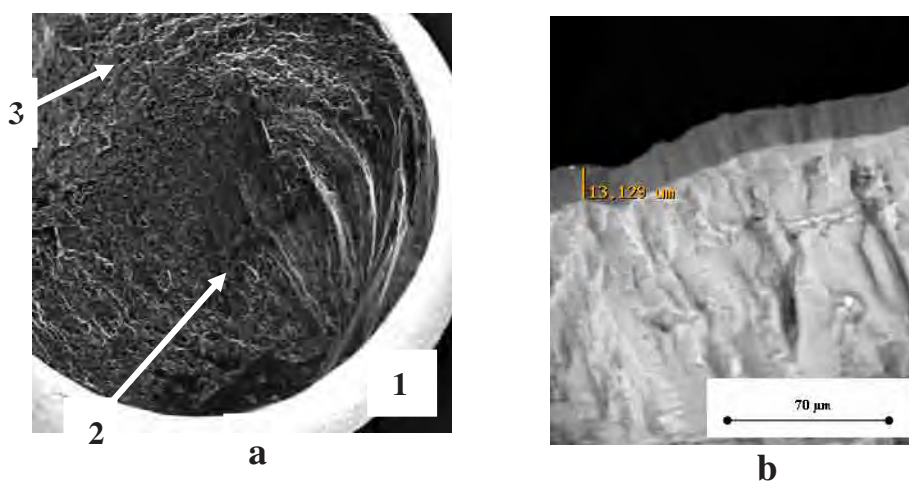


Figura (4.28) – Superfície de fratura – flexão rotativa – anodização crômica – com *shot peening* (239 MPa, 591.400 ciclos) – longitudinal – Aumento: (a) 15x e (b) 500x.

A figura (4.28) apresenta a superfície de fratura de um corpo de prova de fadiga por flexão rotativa em alto ciclo (239 MPa, 591.400 ciclos) com *shot peening* e anodização crômica. A foto (a) apresenta uma visão geral da superfície onde se observa a região (1) de nucleação da trinca, a região (2) de propagação da trinca e a região (3) rugosa de fratura dúctil. A foto (b) apresenta a espessura da camada de anodização crômica

Os resultados da tabela (4.10) e (4.11) mostram para ambas as direções que o processo de *shot peening* seguido de anodização crômica, aumenta a resistência à fadiga em relação ao material base sem *shot peening*, para todos os níveis de tensão.

Para as tensões de 326 MPa e 282 MPa observa-se uma tendência a maior resistência à fadiga para a direção transversal. Para 326 MPa o número médio de ciclos e a dispersão média são de 54.662 ciclos, 14,8% na transversal e de 49.033 ciclos, 20,9% para a longitudinal. A mesma tendência é observada para 282 MPa. Quando se analisa o ganho médio de resistência à fadiga com *shot peening* para todos os níveis de tensão observa-se que, para 326 MPa, a resistência à fadiga do material base aumenta em 223,9% na longitudinal e em 290,3% na transversal. Para a tensão de 217 MPa, os aumentos são de 3040% e 761%, respectivamente, evidenciando a capacidade de recomposição de resistência à fadiga, através do processo de *shot peening*.

O *shot peening*, induziu tensões residuais compressivas que geraram condições para deslocar o pico de tensão trativa para um ponto no interior da amostra e criou uma região que impede ou retarda a nucleação e propagação da trinca, tornando possível que a nucleação ocorra abaixo da superfície (WAGNER, 1999; TORRES, 2002).

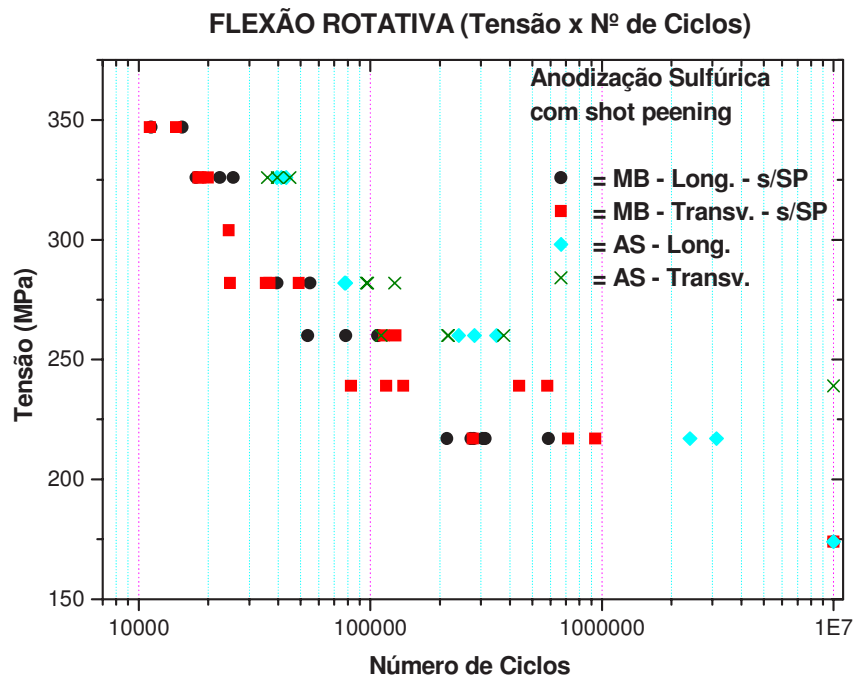


Figura (4.29) – Curvas σ -N de fadiga por flexão rotativa – material base - anodização sulfúrica - longitudinal e transversal - com *shot peening*.

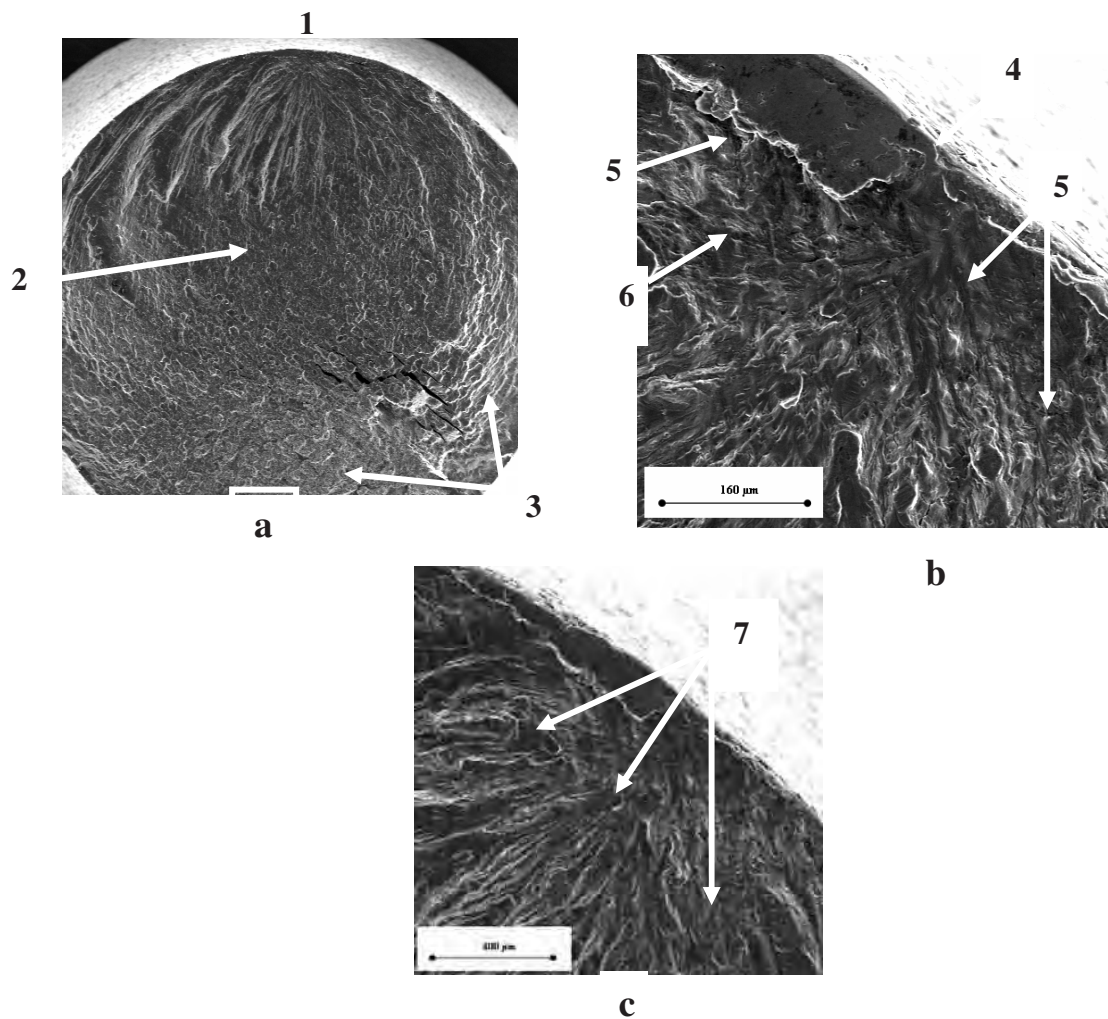


Figura (4.30) – Superfície de fratura – flexão rotativa – anodização sulfúrica – com *shot peening* (260 MPa, 351.000 ciclos) – longitudinal – Aumento: (a) 15x, (b) 200x e (c) 100x.

A figura (4.30) apresenta a superfície de fratura de um corpo de prova de fadiga por flexão rotativa em alto ciclo (260 MPa, 351000 ciclos) do metal base com *shot peening* seguido de anodização sulfúrica. A foto (a) apresenta uma visão geral da superfície de fratura onde se pode observar a região (1) de nucleação da trinca, a região (2) de propagação da trinca e a região (3) áspera de ruptura dúctil. A foto (b) com ampliação de 200x, mostra a região (4) de nucleação superficial da trinca, a região (5) com as trincas se propagando em diversas direções

no interior do corpo de prova e a região (6) de propagação para o centro do corpo de prova. A foto (c) apresenta a região de atuação do *shot peening* que retarda a propagação da trinca para centro do corpo-de-prova (7).

Os resultados da tabela (4.10) e (4.11) evidenciam para ambas as direções que o processo de *shot peening* seguido de anodização sulfúrica não só neutraliza os efeitos prejudiciais da anodização como aumenta a resistência à fadiga em relação ao material base sem *shot peening*, para todos os níveis de tensão.

Quando se analisa o ganho médio de resistência à fadiga e a dispersão do *shot peening* com anodização sulfúrica e o metal base, na direção longitudinal, observa-se, para a tensão de 326 MPa, um aumento de 189,0% de resistência com 4,5% de dispersão e 18,1% de dispersão no metal base. Para 217 MPa o aumento foi de 840,0%, com 18,8% de dispersão, e 40,1% de dispersão no metal base. Para a direção transversal são observadas as mesmas características. Isto evidencia que a dispersão no material base é maior que as encontradas no *shot peening* com anodização sulfúrica e que o ganho de resistência à fadiga é tanto mais intenso quanto menor o nível de tensão aplicado. É importante observar que, mesmo para os níveis de solicitação mais elevados, o processo de *shot peening* atua de forma determinante na recomposição da resistência à fadiga.

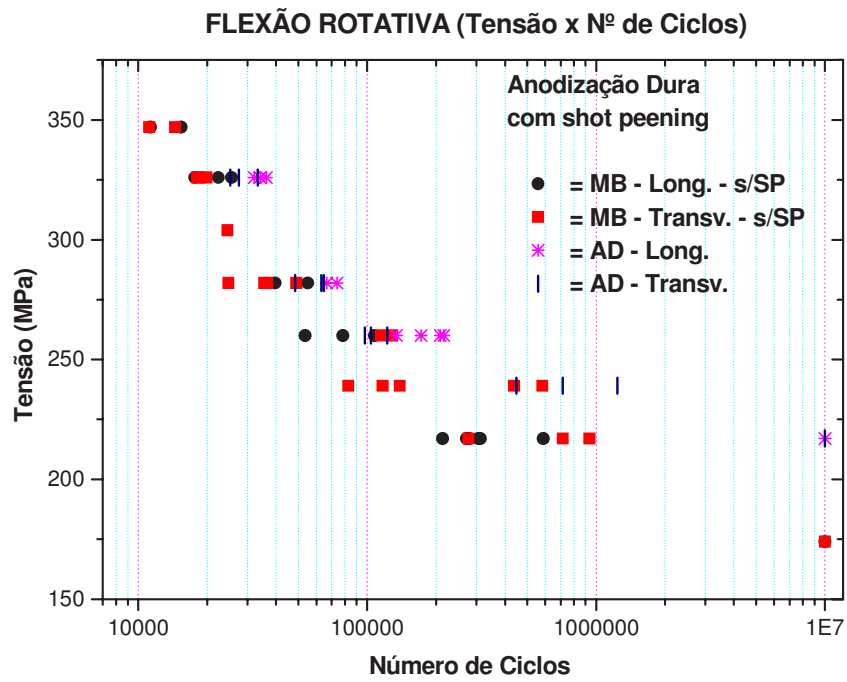


Figura (4.31) – Curvas σ -N de fadiga por flexão rotativa – material base - anodização dura - longitudinal e transversal - com *shot peening*.

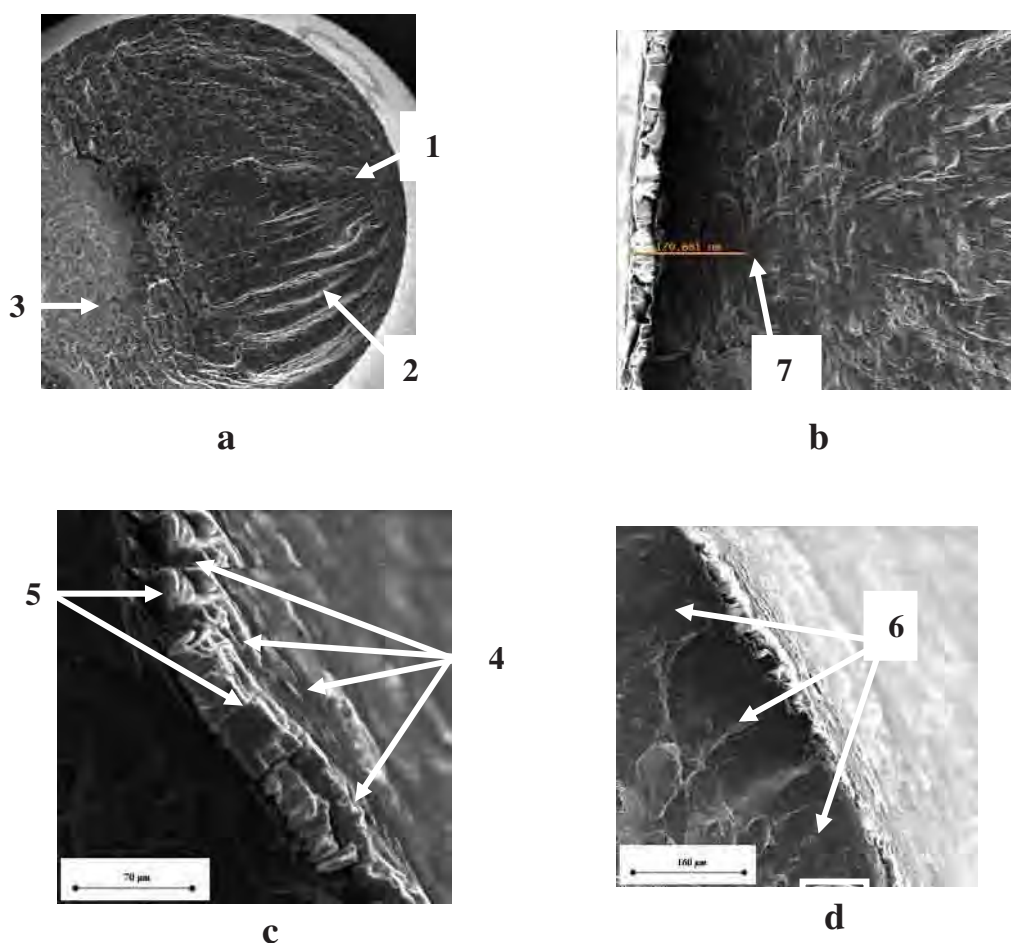


Figura (4.32) – Superfície de fratura – flexão rotativa – anodização dura – com *shot peening* (260 MPa, 208.600 ciclos) – longitudinal – Aumento: (a) 15x, (b) 200x, (c) 500x e (d) 200x.

A figura (4.32) apresenta a superfície de fratura de um ensaio de fadiga por flexão rotativa de alto ciclo (260 MPa, 208.600 ciclos) com *shot peening* e anodização dura. A foto (a) apresenta uma visão geral da superfície de fratura onde se observa a região (1) de nucleação da trinca, a região (2) de propagação da trinca e a região (3) áspera característica da ruptura dúctil. A foto (b) apresenta a ruptura da camada anódica em vários pontos da superfície e a posição aproximada (7) de efetiva propagação da trinca (171 μm) para o centro do corpo de prova. A foto (c) apresenta as trincas (4) e o descolamento (5) da camada anódica do substrato. A foto (d) apresenta a região de

deformação provocada pelo *shot peening* que dificulta a propagação da trinca para o centro do corpo de prova (6).

Os resultados da tabela (4.10) e (4.11) evidenciam para ambas as direções, que o processo de *shot peening* seguido de anodização dura, não só neutraliza os efeitos prejudiciais da anodização como aumenta a resistência à fadiga em relação ao material base sem *shot peening*, para praticamente todos os níveis de tensão. O *shot peening* cria uma região abaixo da superfície que retarda a propagação da trinca para o centro do corpo de prova.

Para a anodização dura observa-se uma tendência a maior resistência à fadiga para a direção longitudinal. Para 326 MPa o número médio de ciclos e a dispersão são 34.200 ciclos, 6,0% na longitudinal e 28.667 ciclos, 14,6% na transversal. Para 282 MPa, os resultados são 70.150 ciclos, 7,2% e 58.800 ciclos, 15,2% respectivamente. A mesma tendência é observada para 260 MPa e 217 MPa.

O aumento médio de resistência à fadiga para o material com *shot peening* e anodização dura sobre o material base é muito significativo em todos os níveis de tensão. Para 326 MPa são de 156,2% na longitudinal e de 152,2% na transversal. Para 217 MPa foram de 3.040% e 1.086% respectivamente. Uma análise comparativa entre a dispersão percentual média do material com *shot peening* anodizado e o material base mostra que o material base apresenta os maiores valores e existe uma tendência de aumento para os níveis de tensão mais baixos para as duas condições.

A figura (4.32) apresenta o espalhamento dos resultados obtidos para as diversas condições de ensaio de fadiga por flexão rotativa nos sentidos longitudinal e transversal, em todas as condições de anodização ensaiadas.

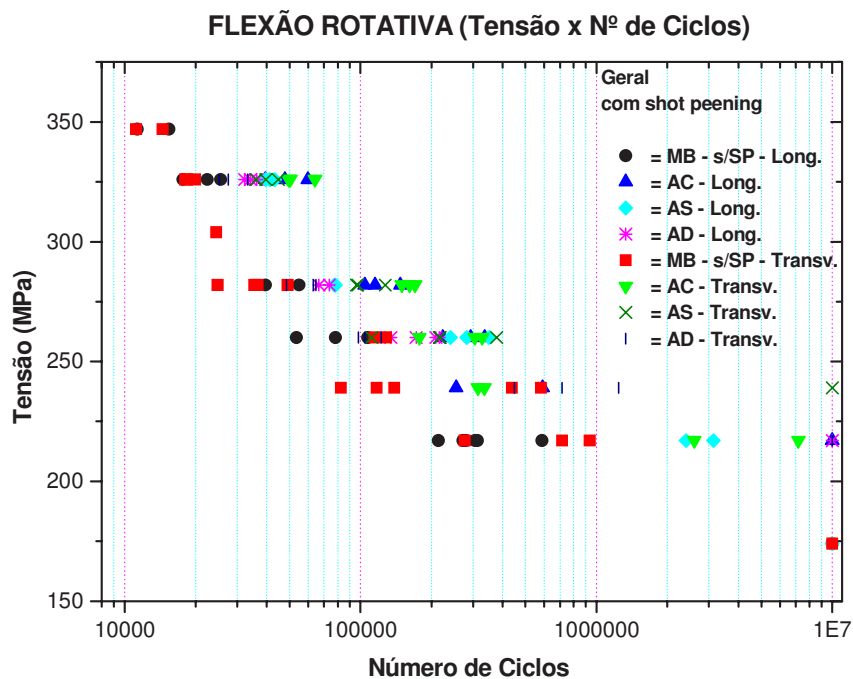


Figura (4.33) – Curvas σ -N de fadiga por flexão rotativa – longitudinal e transversal - com *shot peening*.

Os resultados evidenciam que para todas as condições de ensaios com os materiais anodizados, há um aumento da resistência à fadiga quando aplicado o processo de *shot peening* sobre o material base antes da anodização. Isto que permite afirmar que o processo de *shot peening* aumenta a resistência à fadiga do material. Quando se compara o efeito do processo de *shot peening* entre os processos de anodização estudados observam-se melhores resultados para a anodização crômica em todos os níveis de tensão estudados, seguido do processo de anodização sulfúrica e dura.

A tabela (4.12) apresenta o número médio de ciclos e a relação de resistência à fadiga entre as anodização com e sem *shot peening* e o material base sem *shot peening*, para fadiga em flexão rotativa.

A tabela (4.12) e as figuras (4.34) a (4.36) são usados para quantificar a redução ou aumento da resistência à fadiga com as anodizações aplicadas.

Tabela (4.12) – Fadiga flexão rotativa- tensão – média de ciclos e relação de vida em fadiga (%) - (anodização/material base, *shot peening*-anodização/material base e *shot peening*-anodização/anodização)

FLEXÃO ROTATIVA – MÉDIA DE CICLOS – RELAÇÃO DE RESISTÊNCIA À FADIGA									
Σ (MPa)		MB-L	AC-L	AS-L	AD-L	MB-T	AC-T	AS-T	AD-T
326	Média (N)	21900	12567	12867	10233	18833	12333	11800	13450
	Média (N) SP	-	49033	41400	34200	-	54667	40200	28667
	A/MB	-	57,4%	58,8%	46,7%	-	65,5%	62,7%	71,4%
	A-SP/MB	-	223,9%	189,0%	156,2%	-	290,3%	213,5%	152,2%
	A-SP/A	-	390,2%	321,8%	334,2%	-	443,2%	340,7%	213,1%
282	Média (N)	47300	29450	-	-	36525	22133	21500	-
	Média (N) SP	-	122300	77900	70150	-	160433	107033	58800
	A/MB	-	62,3%	0,0%	0,0%	-	60,6%	58,9%	0,0%
	A-SP/MB	-	258,6%	164,7%	148,3%	-	439,2%	293,0%	161,0%
	A-SP/A	-	415,3%	-	-	-	724,8%	497,8%	-
260	Média (N)	79833	25000	23000	26633	121750	-	-	29867
	Média (N) SP	-	283833	291100	182775	-	270133	230525	108133
	A/MB	-	31,3%	28,8%	33,4%	-	0,0%	0,0%	24,5%
	A-SP/MB	-	355,5%	364,6%	228,9%	-	221,9%	189,3%	88,8%
	A-SP/A	-	1135,3%	1265,7%	686,3%	-	-	-	362,1%
239	Média (N)	-	-	-	-	271960	-	-	-
	Média (N) SP	-	422700	-	-	-	324600	1000000	801800
	A/MB	-	-	-	-	-	0,0%	0,0%	0,0%
	A-SP/MB	-	-	-	-	-	119,4%	3677,0%	294,8%
	A-SP/A	-	-	-	-	-	-	-	-
217	Média (N)	328917	71133	38900	49367	642933	59567	57767	46833
	Média (N) SP	-	1,0E+07	2,8E+06	1,0E+07	-	4,9E+06	1,0E+07	7,0E+06
	A/MB	-	21,6%	11,8%	15,0%	-	9,3%	9,0%	7,3%
	A-SP/MB	-	3040,3%	840,0%	3040,3%	-	761,0%	1555,4%	1085,9%
	A-SP/A	-	14058,1%	7102,6%	20256,6%	-	8214,0%	17311,0%	14907,5%
174	Média (N)	1,0E+07	246000	108533	67533	1,0E+07	144733	145933	95167
	Média (N) SP	-	-	1,0E+07	-	-	-	-	-
	A/MB	-	2,5%	1,1%	0,7%	-	1,4%	1,5%	1,0%
	A-SP/MB	-	0,0%	100,0%	0,0%	-	0,0%	0,0%	0,0%
	A-SP/A	-	0,0%	9213,8%	0,0%	-	0,0%	0,0%	0,0%
130	Média (N)	1,0E+07	-	232835	191000	1,0E+07	1,0E+07	3363533	225933
	Média (N) SP	-	-	-	-	-	-	-	-
	A/MB	-	-	2,3%	1,9%	-	100,0%	33,6%	2,3%
	A-SP/MB	-	0,0%	0,0%	0,0%	-	0,0%	0,0%	0,0%
	A-SP/A	-	-	0,0%	0,0%	-	0,0%	0,0%	0,0%

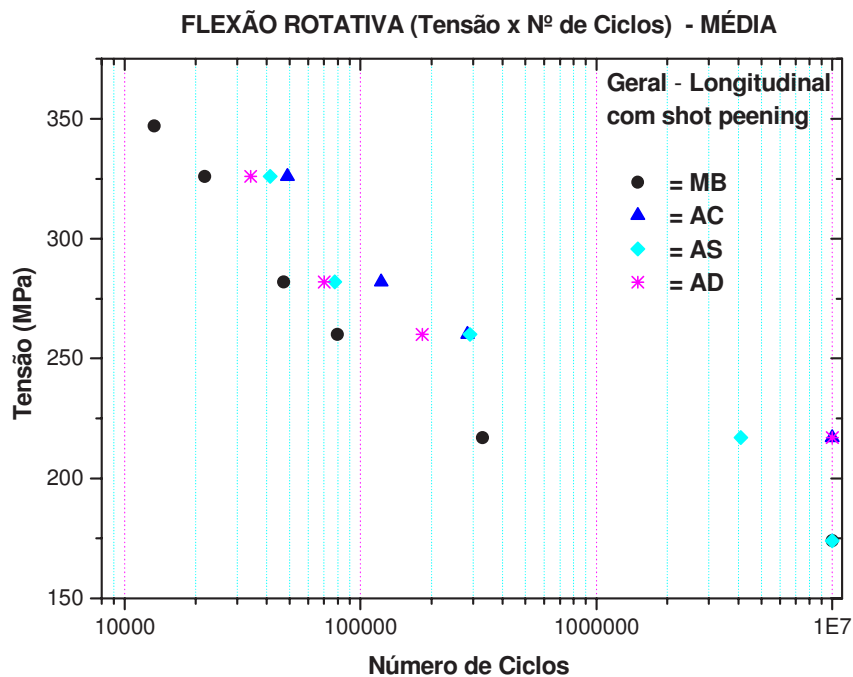


Figura (4.34) – Curvas σ -N de fadiga por flexão rotativa – Al 7050-T7451 - anodização crômica, sulfúrica e dura – valores médios - longitudinal e *shot peening*.

Para os ensaios realizados com *shot peening* em corpos-de-prova retirados no sentido longitudinal, os resultados evidenciam que a anodização crômica apresenta a maior resistência à fadiga para todos os níveis de tensão estudados. Quando se analisam os resultados referentes às anodizações sulfúrica e dura, observa-se uma tendência de maior resistência à fadiga da anodização sulfúrica, para as tensões de 326 MPa, 282 MPa e 260 MPa. Quando a análise é feita sobre relação percentual da vida média em fadiga com o material base observa-se, para as anodizações, um aumento da resistência à fadiga em todos os níveis de tensão. Para a tensão de 326MPa, o aumento da resistência à fadiga com anodização crômica foi de 223,9%; para a anodização sulfúrica 189,0%; e para a anodização dura, de 156,2%. Para a tensão de 282MPa tem-se 258,6% - AC, 164,7% - AS e 148,3% - AD. Para a tensão 260 MPa tem-

se 355,5% - AC, 364,6% - AS e 228,9% - AD. Para a tensão de 217 MPa tem-se 3040,3% - AC, 840,0% - AS e 3040% AD. É importante salientar que os ensaios com anodização crômica e sulfúrica para a tensão de 217 MPa foram interrompidos com $1,0 \times 10^7$ ciclos antes da ruptura do corpo-de-prova, o que permite concluir que, para este nível de tensão, o aumento da vida em fadiga é ainda mais intenso do que a aferido. O ganho de vida em fadiga proporcionado pelo processo de *shot peening* é tanto mais intenso quanto menor a tensão de trabalho, o que demonstra que as tensões compressivas induzidas pelo processo criam nas camadas sub-superficiais do material uma barreira mecânica que dificulta ou impede a deformação plástica localizada do material, retardando a propagação da trinca além de dificultar a ocorrência a partir da interface entre a camada anódica e o substrato.

Os resultados são ainda mais surpreendentes quando se analisa o aumento da vida em fadiga entre as anodizações sem e com o processo de *shot peening*. Na análise comparativa da relação de vida em fadiga para o material com *shot peening* e anodização com o material somente anodizado na direção longitudinal, verifica-se, para a tensão de 326 MPa, um ganho de 390,2% na anodização crômica, 321,8%, na sulfúrica e de 334,2% na dura. Para a tensão de 217 MPa, os ganhos são de 14.058%, 7103% e 20257% respectivamente.

Os resultados demonstram que o processo de *shot peening* atua tão intensamente sobre a resistência em fadiga do material, neutralizando os efeitos negativos das anodizações e gerando uma sobrevida muito grande sobre o material base, para a direção longitudinal.

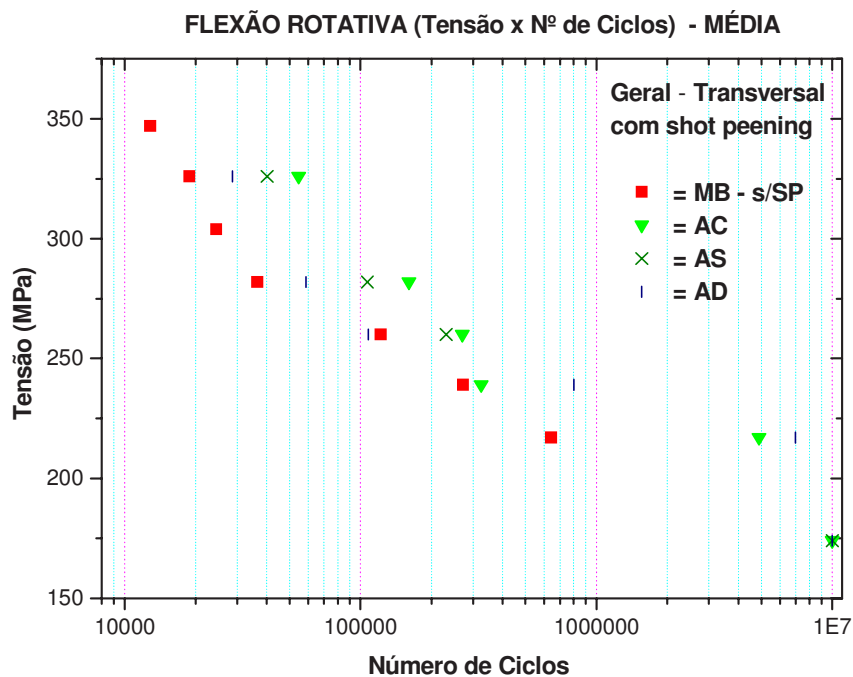


Figura (4.35) – Curvas σ -N de fadiga por flexão rotativa – Al 7050-T7451 - anodizações crômica, sulfúrica e dura – valores médios - transversal e *shot peening*.

Para os ensaios realizados com *shot peening* em corpos de prova retirados no sentido transversal, os resultados mostram que a anodização crômica apresenta maior resistência à fadiga, para as tensões de 326 MPa, 282 MPa e 260 MPa. Para as tensões de 239 MPa e 217 MPa, o melhor desempenho é obtido no processo de anodização sulfúrica, onde os corpos-de-prova foram retirados com $1,0 \times 10^7$ antes da ruptura. Quando a análise é feita sobre a relação percentual da vida média em fadiga com o material base, observam-se, para todos os processos de anodização, um aumento da resistência à fadiga para praticamente todos os níveis de tensão. Para 326MPa, o aumento da resistência à fadiga com anodização crômica foi de 290,3%, para a anodização sulfúrica de 213,5% e para a anodização dura, de 152,2%. Para 282MPa, tem-se, respectivamente, 439,2% - AC, 293,0% - AS e 161,0% - AD. Para 260 MPa, tem-se

221,9% - AC, 189,3% - AS e 88,8% - AD. Para 239 MPa, tem-se 119,43% - AC, 3677,0% - AS e 294,8% - AD. Para 217 MPa, tem-se 761,0% - AC, 1555,4% - AS e 1085,9% - AD. É importante salientar que os ensaios com anodização sulfúrica para a tensão de 217 MPa foram interrompidos com $1,0 \times 10^7$ ciclos antes da ruptura do corpo-de-prova, o que permite concluir que, para este nível de tensão, o aumento da vida em fadiga é ainda mais intenso do que o aferido. O aumento da resistência à fadiga proporcionada pelo processo de *shot peening* é tanto mais intenso quanto menor a tensão de estudo. Isto demonstra que as tensões compressivas induzidas pelo processo criam nas camadas sub-superficiais do material uma barreira mecânica que dificulta ou impede a deformação plástica localizada do material, retardando a propagação da trinca além de dificultar a ocorrência de trincas a partir da superfície do material.

Os resultados são ainda mais surpreendentes quando se analisa o aumento da vida em fadiga entre as anodizações sem e com o processo de *shot peening*. Na análise comparativa da relação de vida em fadiga para o material com *shot peening* e anodização com o material somente anodizado na direção transversal, verifica-se, para a tensão de 326 MPa, um ganho de 443,2% na anodização crômica; 340,7%, na sulfúrica e 213,1%, na dura. Para a tensão de 217 MPa, os ganhos são de 8214%, 17311% e 14908%, respectivamente.

Os resultados demonstram que o processo de *shot peening* atua tão intensamente sobre a resistência a fadiga do material, neutralizando os efeitos negativos dos processos de anodização, gerando uma sobrevida muito grande sobre o material base, para a direção transversal.

A figura (4.36) apresenta o espalhamento dos resultados obtidos para as diversas condições de ensaio de fadiga por flexão rotativa no sentido longitudinal e transversal, em todas as condições de anodização ensaiadas com *shot peening*.

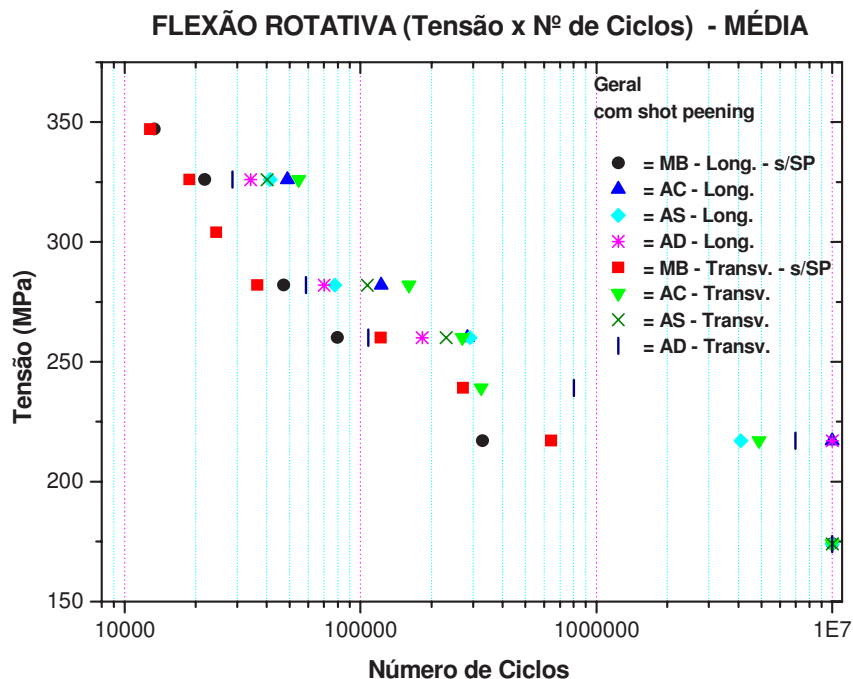


Figura (4.36) – Curvas σ -N de fadiga por flexão rotativa – Al 7050-T7451 - anodizações crômica, sulfúrica e dura – valores médios – longitudinal e transversal.

Os resultados evidenciam que:

1) o *shot peening* neutraliza os efeitos negativos das anodizações e aumentou a resistência à fadiga para todos os níveis de tensão em ambas as direções.

2) o *shot peening* aumenta a resistência à fadiga em relação ao material base para praticamente todos os níveis de tensão em ambas as direções.

3) as tensões residuais na superfície e camadas sub-superficiais, induzidas no *shot peening*, retardam ou impedem a propagação das trincas para o interior do material.

4) as camadas anódicas apresentam trincas superficiais, que ao atingirem o substrato, sob efeito do *shot peening*, são interrompidas ou

sofrem desvios laterais, que retardam ou impedem sua propagação para o interior do material.

5) o aumento da resistência à fadiga com *shot peening*, em relação ao material base, é mais intenso quanto menor a tensão aplicada. A mesma relação é observada entre o *shot peening* e as anodizações.

6) a dispersão percentual média é mais intensa para o material base do que para as condições com e sem *shot peening*, anodizadas.

7) os resultados demonstram que o processo de *shot peening* atua tão intensamente sobre a resistência à fadiga do material, neutralizando os efeitos negativos dos processos de anodização, gerando uma sobrevida muito grande sobre o material base, para ambas as direções.

4.5 – FADIGA – FLEXÃO ALTERNADA

A tabela (4.13) apresenta o número de ensaios e as condições em que foram realizados os ensaios de fadiga por flexão alternada.

Tabela (4.13) – Flexão alternada: total - posição - condições.

ENSAIOS DE FADIGA – FLEXÃO ALTERNADA					
ENSAIOS	POSIÇÃO	COM RUPTURA	SEM RUPTURA	<i>SHOT</i> <i>PEENING</i>	CONDIÇÃO
20	L	20			MB
22	T	22			MB
15	L	15			AC
14	T	14			AC
15	L	15			AS
15	T	15			AS
15	L	15			AD
18	T	18			AD
15	L	13	02	XXX	AC
15	T	14	01	XXX	AC
13	L	12	01	XXX	AS
12	T	12		XXX	AS
15	L	14	01	XXX	AD
12	T	12		XXX	AD

Legenda: MB= Material base; AC= Anodização crômica;

AS= Anodização sulfúrica e AD = Anodização dura.

4.5.1 – Flexão alternada sem *shot peening*

Os resultados obtidos nos ensaios de fadiga por flexão alternada sem *shot peening* estão apresentados nas tabelas (4.14) e (4.15).

Tabela (4.14) – Numero de ciclos consumidos nos ensaios de fadiga por flexão alternada sem *shot peening*.

NUMERO DE CICLOS - FADIGA – FLEXÃO ALTERNADA SEM SHOT PEENING								
Tensão (MPa)	MB-L	AC-L	AS-L	AD-L	MB-T	AC-T	AS-T	AD-T
391	7.500	--	--	--	--	--	--	--
Média	7.500							
347	9.500	--	--	--	7.800	--	--	--
347	8.400	--	--	--	10.800	--	--	--
347	10.700	--	--	--	9.800	--	--	--
Média	9.533				9.467			
304	21.000	12.900	11.100	10.100	19.100	7.600	11.000	9.000
304	18.000	11.000	7.600	9.900	7.800	7.100	12.300	8.900
304	17.700	12.500	8.700	9.100	14.200	--	10.600	8.600
304	18.300	--	--	--	13.500	--	--	--
Média	18.750	12.133	9.133	9.700	13.650	7.350	11.300	8.833
260	31.400	16.500	16.500	16.100	25.500	16.100	18.400	14.100
260	30.300	19.000	19.200	14.700	24.100	13.200	19.700	13.700
260	24.800	16.800	16.200	11.300	20.800	12.700	14.500	13.500
260	--	--	--	--	--	--	--	--
Média	28.833	17.433	17.300	14.033	23.467	14.000	17.533	13.767
217	48.600	32.600	39.600	22.000	90.400	21.400	29.400	23.300
217	58.100	28.300	28.300	21.100	39.200	20.800	26.900	23.200
217	56.400	52.800	23.800	19.600	44.900	24.700	33.100	26.000
217	--	--	--	--	48.800	--	--	--
Média	54.367	37.900	30.567	20.900	55.825	22.300	29.800	24.167
174	117.300	57.000	80.600	43.900	125.500	38.500	83.800	41.900
174	136.700	58.400	103.300	41.500	152.700	57.800	81.300	46.200
174	140.400	65.800	88.300	32.300	133.600	56.200	69.500	47.000
174	--	--	--	--	134.100	--	--	--
Média	131.467	60.400	90.733	39.233	136.475	50.833	78.200	45.033
152	--	--	--	--	195.400	--	--	63.900
152	--	--	--	--	--	--	--	63.800
152	--	--	--	--	--	--	--	61.400
152	--	--	--	--	--	--	--	--
Média					195.400			63.033
130	196.600	159.700	194.100	101.800	310.400	574.700	322.800	81.000
130	350.200	179.400	196.200	90.500	444.400	271.900	292.700	70.600
130	374.900	150.600	183.500	90.300	309.300	143.000	257.100	74.700
Média	307.233	163.233	191.267	94.200	354.700	329.867	290.867	75.433

Tabela (4.15) – Fadiga flexão alternada – tensão - média de ciclos, desvio padrão, dispersão (%) e relação de vida em fadiga (%).

TABELA – VALORES MÉDIOS / DESVIO PADRÃO / % VIDA - SEM SHOT PEENING									
σ (MPa)		MB-L	AC-L	AS-L	AD-L	MB-T	AC-T	AS-T	AD-T
391	Média (N)	7.500							
	DP								
	(DP/N) %								
	A/MB								
347	Média (N)	9.533				9.467			
	DP	1.150				1.528			
	(DP/N) %	12,1				16,1			
	A/MB								
304	Média (N)	18.750	12.133	9.133	9.700	13.650	7.350	11.300	8.833
	DP	1.520	1.002	1.790	529	4.628	354	889	208
	(DP/N) %	8,1	8,3	19,6	5,5	33,9	4,8	7,9	2,4
	A/MB		64,7%	48,7%	51,7%		53,8%	82,8%	64,7%
260	Média (N)	28.833	17.433	17.300	14.033	23.467	14.000	17.533	13.767
	DP	3.536	1.365	1.652	2.468	2.413	1.836	2.706	306
	(DP/N) %	12,3	7,8	9,6	17,6	10,3	13,1	15,4	2,2
	A/MB		60,5%	60,0%	48,7%		59,7%	74,7%	58,7%
217	Média (N)	54.367	37.900	30.567	20.900	55.825	22.300	29.800	24.167
	DP	5.066	13.082	8.140	1.212	23.385	2.100	3.119	1.589
	(DP/N) %	9,3	34,5	26,6	5,8	41,9	9,4	10,5	6,6
	A/MB		69,7%	56,2%	38,4%		39,9%	53,4%	43,3%
174	Média (N)	131.467	60.400	90.733	39.233	136.475	50.833	78.200	45.033
	DP	12.407	4.729	11.544	6.123	11.512	10.711	7.637	2.743
	(DP/N) %	9,4	7,8	12,7	15,6	8,4	21,1	9,8	6,1
	A/MB		45,9%	69,0%	29,8%		37,2%	57,3%	33,0%
152	Média (N)					195.400			63.033
	DP								1.415
	(DP/N) %								2,2
	A/MB								32,3%
130	Média (N)	307.233	163.233	191.267	94.200	354.700	329.867	290.867	75.433
	DP	96.604	14.722	6.808	6.583	77.684	221.611	32.888	5.239
	(DP/N) %	31,4	9,0	3,6	7,0	21,9	67,2	11,3	6,9
	A/MB		53,1%	62,3%	30,7%		93,0%	82,0%	21,3%

As figuras (4.37) a (4.48) apresentam as curvas σ -N, de fadiga por flexão alternada e superfícies de fratura para as diversas condições de ensaio sem *shot peening*.

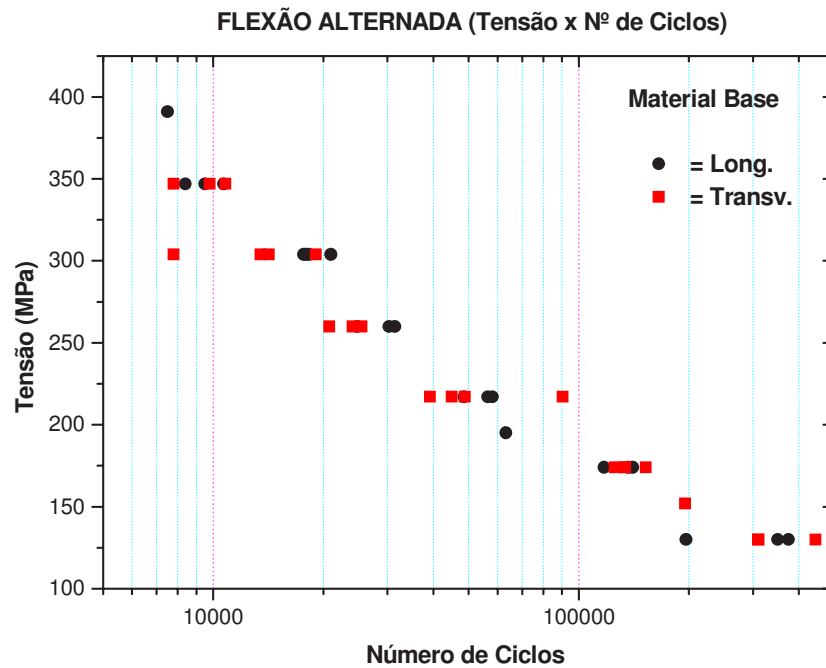


Figura (4.37) – Curvas σ -N de fadiga por flexão alternada – material base (Al 7050-T7451) – longitudinal e transversal.

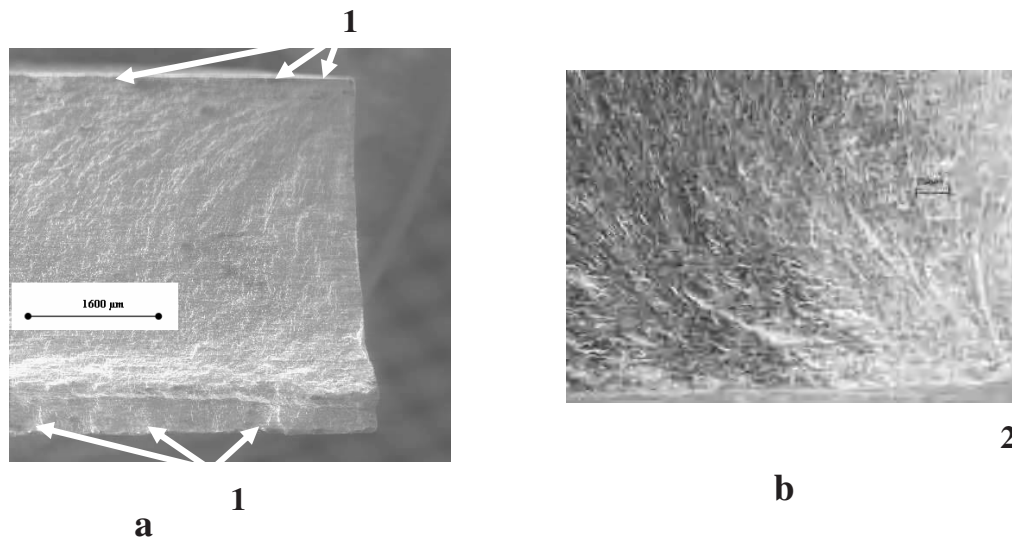


Figura (4.38) - Superfície de fratura – flexão alternada – material base (Al 7050 T7451) (217 MPa e 56.400 ciclos) – longitudinal – Aumento: (a) 20x e (b) 100x.

A figura (4.38) mostra a superfície de fratura de dois corpos de prova do material base, ensaiados em fadiga por flexão alternada. A foto (a) (217 MPa e 58.100 ciclos) apresenta uma visão geral da superfície de fratura onde se pode observar as regiões (1) de nucleação de trincas, em ambas as superfícies do corpo-de-prova. A foto (b) (217 MPa e 56.400 ciclos) apresenta um ponto de nucleação superficial da trinca (2), próximo à borda do corpo-de-prova onde ocorre a maior concentração de tensões, que facilita a nucleação da trinca e sua propagação para o interior da amostra.

Os resultados das tabelas (4.14) e (4.15) evidenciam uma tendência a maior resistência à fadiga para as amostras retiradas no sentido longitudinal para as tensões de 304 MPa e 260 MPa. Para 260 MPa, o número médio de ciclos é de 28.833 ciclos e dispersão de 12,3%, para a longitudinal e de 23.467 ciclos e 10,3%, para a transversal. Para os níveis mais baixos de tensão os resultados apresentam comportamentos semelhantes para ambas as direções.

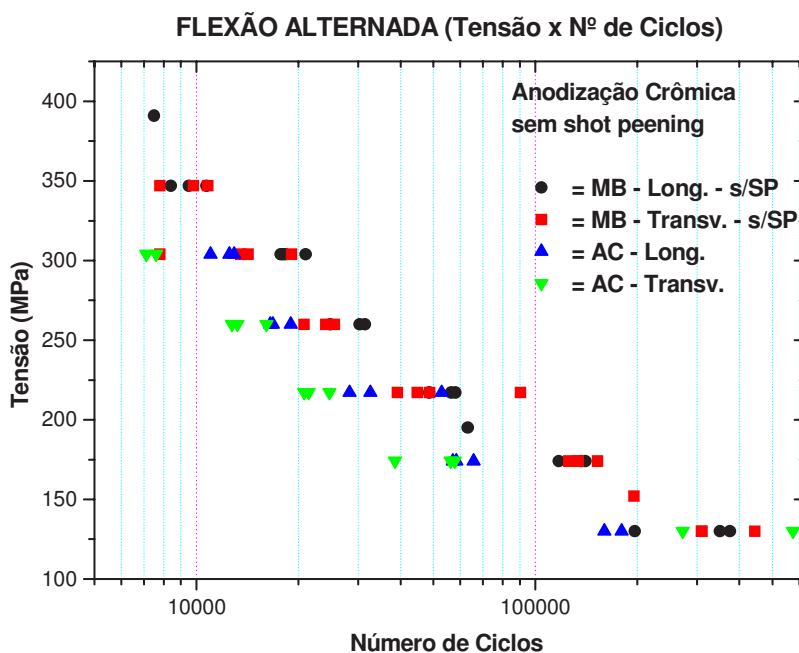


Figura (4.39) – Curvas σ -N de fadiga por flexão alternada – material base - anodização crômica - longitudinal e transversal.

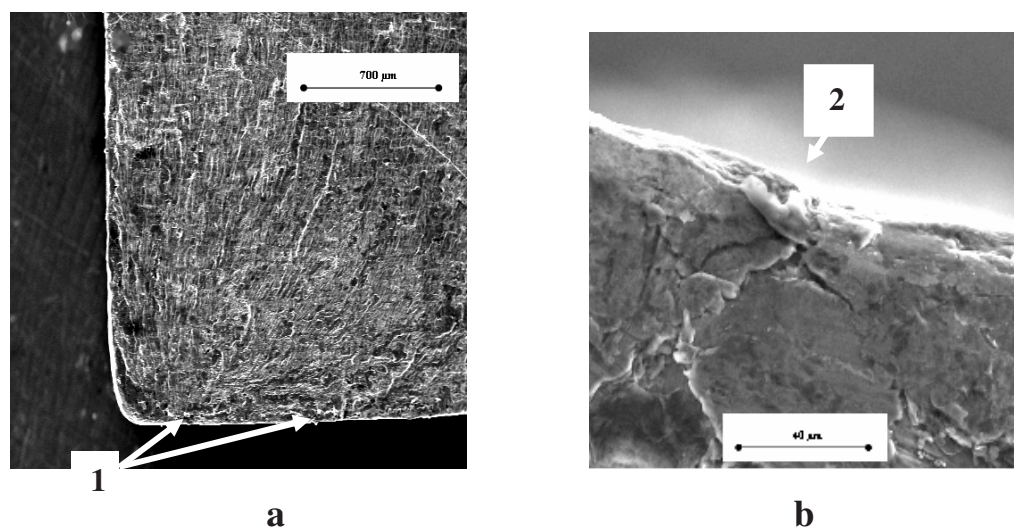


Figura (4.40) - Superfície de fratura – flexão alternada – anodização crômica (130 MPa e 150.600 ciclos) – longitudinal – Aumento: (a) 50x e (b) 1000x.

A figura (4.40) mostra a superfície de fratura de um ensaio de fadiga por flexão alternada com anodização crômica sobre o material base, com tensão de 130 MPa e 150.600 ciclos. A foto (a) apresenta uma visão geral da superfície de fratura onde se observa a região (1) de nucleação da trinca, na superfície da camada anódica, próximo à borda do corpo-de-prova, apresentando mais de um ponto de nucleação de trinca. A foto (b) apresenta um ponto de nucleação superficial de trinca (2) partindo da camada anódica e penetrando no material base.

Os resultados das tabelas (4.13) e (4.14) evidenciam uma tendência de maior resistência à fadiga para a direção longitudinal nas tensões de 304 MPa, 260 MPa, 217 MPa e 174 MPa. Para 304 MPa, o número médio de ciclos e a dispersão média são de 12.133 ciclos e 8,4% na longitudinal; e de 7.300 ciclos e 4,8% na transversal. Para 174 MPa têm-se 60.400 ciclos, 7,8% e 50.833 ciclos, 21,1%, respectivamente. Para a tensão de 130 MPa os melhores resultados foram obtidos para a direção transversal.

A resistência à fadiga do material anodizado foi menor que a do material base para todas as tensões, evidenciando as características negativas da anodização sobre a resistência a fadiga por flexão alternada. Para 304 MPa, a resistência à fadiga do material anodizado em relação ao material base são 64,7% na longitudinal e 53,8%, na transversal. Para 174 MPa tem-se 45,9% e 37,2%, respectivamente. A mesma tendência é observada para as outras tensões.

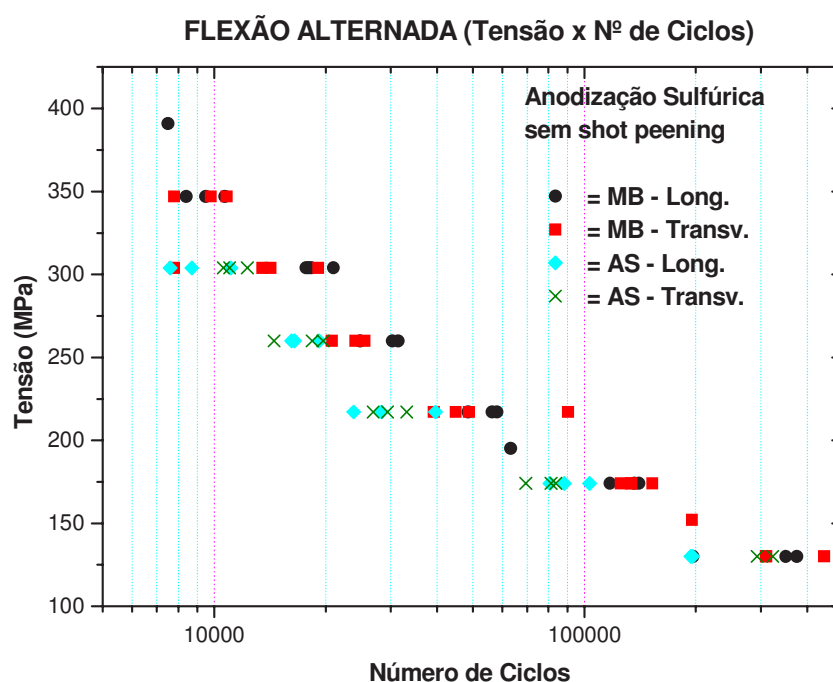


Figura (4.41) – Curvas σ -N de fadiga por flexão alternada – material base - anodização sulfúrica - longitudinal e transversal.

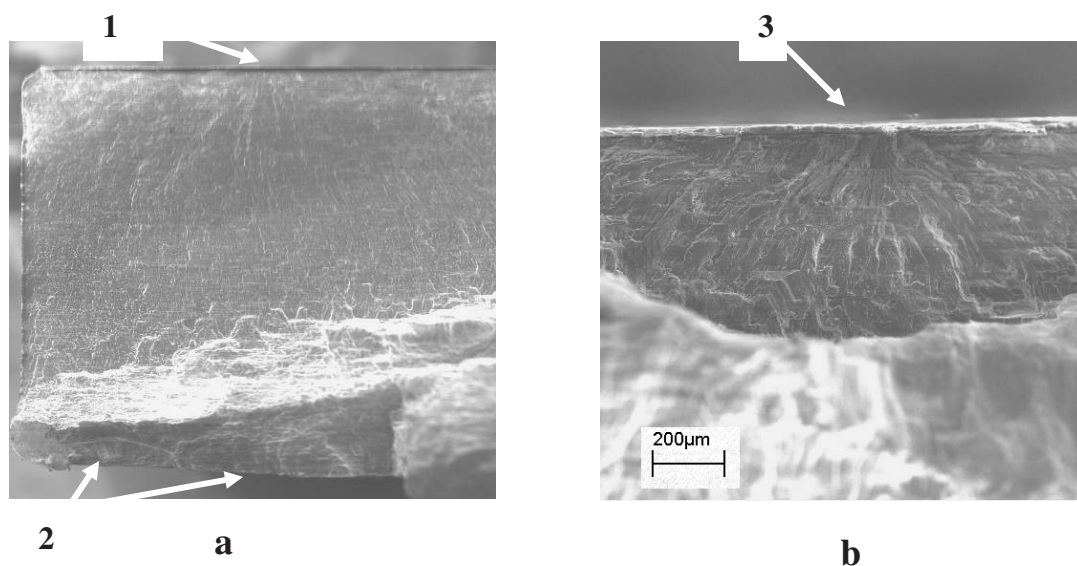


Figura (4.42) - Superfície de fratura – flexão alternada – anodização sulfúrica (174 MPa e 88.300 ciclos) – longitudinal – Aumento: (a) 20x e (b) 100x.

A figura (4.42) mostra a superfície de fratura de um ensaio de fadiga por flexão alternada com anodização sulfúrica sobre o material base, com tensão de 174 MPa e 88.300 ciclos. A foto (a) apresenta uma visão geral da superfície de fratura onde se observam as regiões (1) e (2) de nucleação da trinca ocorrendo na superfície da camada anódica em diversos pontos do corpo-de-prova, em ambos os lados, com a propagação predominante na região (1). A foto (b) apresenta a nucleação da trinca a partir da camada (3), penetrando no material base.

Os resultados das tabelas (4.14) e (4.15) evidenciam redução na resistência à fadiga do material anodizado sobre o material base. Para 304 MPa, a resistência à fadiga do material anodizado corresponde a 48,7% na longitudinal e 82,8% na transversal. Para 174 MPa, tem-se 69,09% e 57,3%, respectivamente. A mesma tendência é observada para as outras tensões.

Para as tensões de 304 MPa, 260 MPa e 217 MPa, os resultados apresentam comportamentos semelhantes de resistência à fadiga do material com anodização sulfúrica, nas direções longitudinal e transversal.

Para os ensaios de alto ciclo (130 MPa), observa-se uma tendência de maior resistência à fadiga para a direção transversal com 290.867 ciclos e dispersão de 11,3%, e de 191.267 ciclos e dispersão de 3,6%, na longitudinal.

A ocorrência simultânea de nucleação e propagação de diversas trincas intensifica as condições de fadiga e justifica a redução da resistência a fadiga do material anodizado.

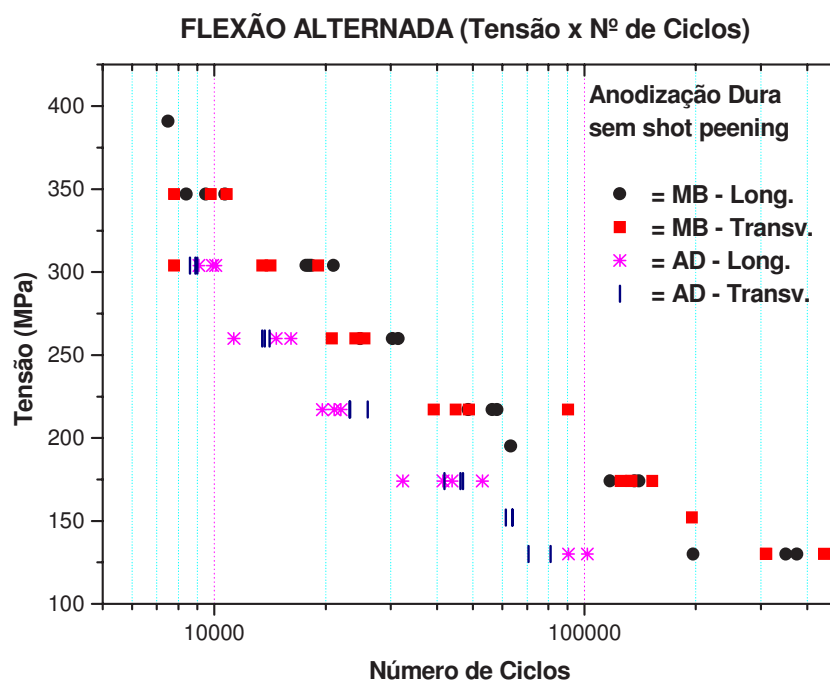


Figura (4.43) – Curvas σ -N de fadiga por flexão alternada – material base - anodização dura - longitudinal e transversal.

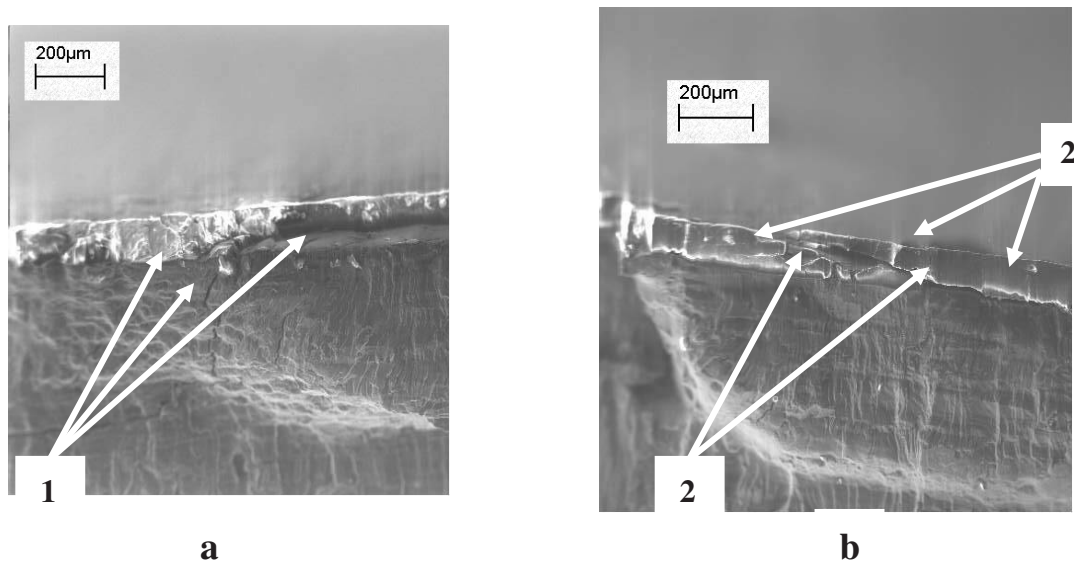


Figura (4.44) - Superfície de fratura – flexão alternada – anodização dura (130 MPa e 90.500 ciclos) – Aumento: longitudinal (a) e (b) 100x.

A figura (4.44) mostra a superfície de fratura de um ensaio de fadiga por flexão alternada com anodização dura sobre o material base, com tensão de 130 MPa e 90.500 ciclos. A foto (a) apresenta uma visão geral da superfície de fratura onde se observa a propagação de trincas a partir da interface entre a camada anódica e o substrato (1) e a fragilidade da camada anódica, com o descolamento do substrato. A foto (b) apresenta outros pontos de propagação de trinca na interface da camada anódica com o substrato e evidencia o trincamento e descolamento da camada anódica do substrato (2). Para a anodização dura ocorre a nucleação de pequenas trincas sobre praticamente toda a superfície e estas se propagam para o interior do corpo-de-prova.

A resistência à fadiga do material anodizado foi menor que a do material base para todas as tensões, evidenciando as características negativas da anodização dura sobre a resistência à fadiga por flexão alternada.

Quando se comparam a resistência à fadiga e a dispersão média da anodização dura com o material base observam-se os seguintes resultados. Para 304 MPa, a resistência à fadiga do material anodizado em relação ao material base representa 51,7% na longitudinal e 64,7% na transversal. As dispersões foram de 5,5%-AD e 8,1%-MB, na longitudinal e de 2,4%-AD e 33,9%-MB, na transversal. Para 130 MPa, a resistência à fadiga do material anodizado em relação ao material base representa 30,7% na longitudinal e 21,3% na transversal. As dispersões foram de 7,0%-AD e 31,4%-MB, na longitudinal e de 6,9%-AD e 21,9%-MB, na transversal. A mesma tendência é observada para as outras tensões.

Fazendo uma análise comparativa entre a dispersão e a redução na vida em fadiga para a anodização dura e o material, na direção transversal, verifica-se o seguinte: enquanto a dispersão no material base varia entre 8,4% e 41,9%, a dispersão da anodização dura varia entre 2,2% e 6,9% e a variação na resistência a fadiga passa de 64,7% para 21,3% da resistência do material base. Isto evidencia que o aumento da dispersão não é tão intenso, enquanto que a redução na resistência à fadiga é extremamente significativa nos ensaios por flexão alternada com anodização dura.

A figura (4.45) apresenta o espalhamento dos resultados obtidos para as diversas condições de ensaio de fadiga por flexão alternada nos sentidos longitudinal e transversal, evidenciando a maior resistência do material base sobre as demais condições anodizadas.

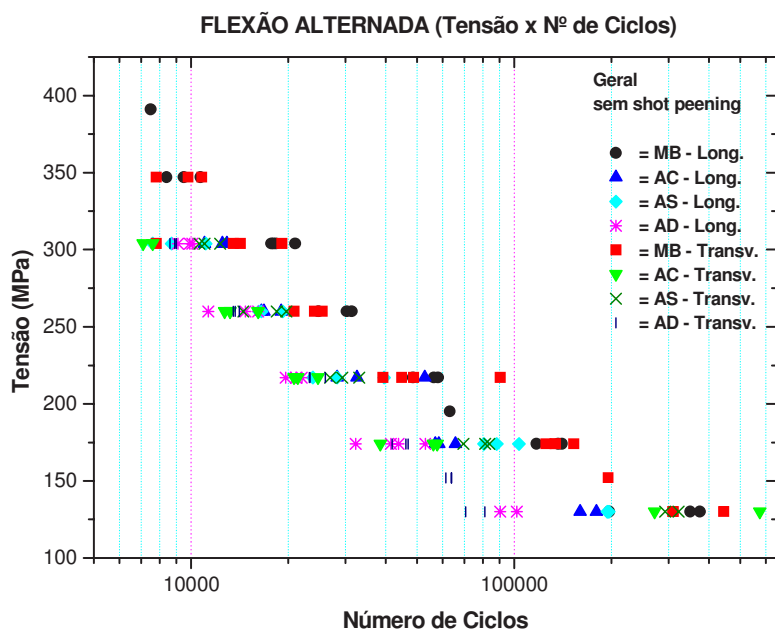


Figura (4.45) – Curvas σ -N de fadiga por flexão alternada – longitudinal e transversal.

As figuras (4.46) a (4.48) apresentam as curvas σ -N de fadiga por flexão alternada, usando o número médio de ciclos para todos os níveis de tensão estudados e condições superficiais, nas direções longitudinal e transversal.

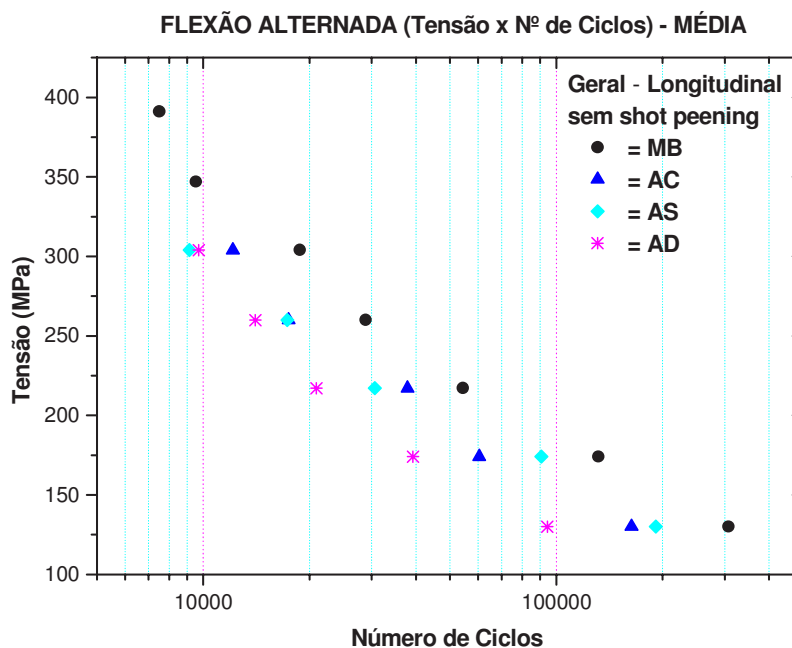


Figura (4.46) – Curvas σ -N de fadiga por flexão alternada – valores médios – longitudinal.

Os resultados da tabela (4.15) e da figura (4.46) mostram que os ensaios com o material base apresentam um maior número de ciclos médios, para todos os níveis de tensão estudados.

Os resultados indicam uma queda significativa na resistência à fadiga em flexão alternada, quando se comparam as anodizações com o material base, para todos os níveis de tensão, na direção longitudinal. No entanto, para os ensaios de baixo ciclo (304 MPa e 260 MPa), já se observa uma diferença numérica na resistência à fadiga entre as três anodizações. Para os ensaios de médio e alto ciclos (174 MPa e 130 MPa), é possível identificar diferenças nos comportamentos das anodizações crômica, sulfúrica e dura: em 174 MPa, o número médio de ciclos para as anodizações crômica, sulfúrica e dura são respectivamente, 60.400 ciclos, 90.733 ciclos e 39.233 ciclos; para 130 MPa, os resultados são 163.233 ciclos, 191.267 ciclos e 94.200 ciclos, respectivamente, para a direção longitudinal. Portanto, a

anodização sulfúrica é a que apresenta maior resistência à fadiga seguida da anodização crômica e dura. Na análise da relação percentual da vida média em fadiga com o material base o que se conclui é que todos os processos de anodização reduzem a vida do componente; para a tensão de trabalho de 260 MPa, a vida em fadiga para o material com anodização crômica representa 60,5% da vida do material base. Para as mesmas condições com anodização sulfúrica tem-se uma vida correspondente a 60,0% e, para a anodização dura, de 48,7%. Para a tensão de 174 MPa tem-se 45,9% - AC, 69,0% - AS e 29,8% - AD. Para a tensão de 130 MPa tem-se 53,1% - AC, 62,3% - AS e 30,7% - AD. Os resultados demonstram que a maior resistência à fadiga em flexão alternada na direção longitudinal é do material base, com uma tendência às anodizações sulfúrica e crômica, respectivamente, e que o pior desempenho é da anodização dura.

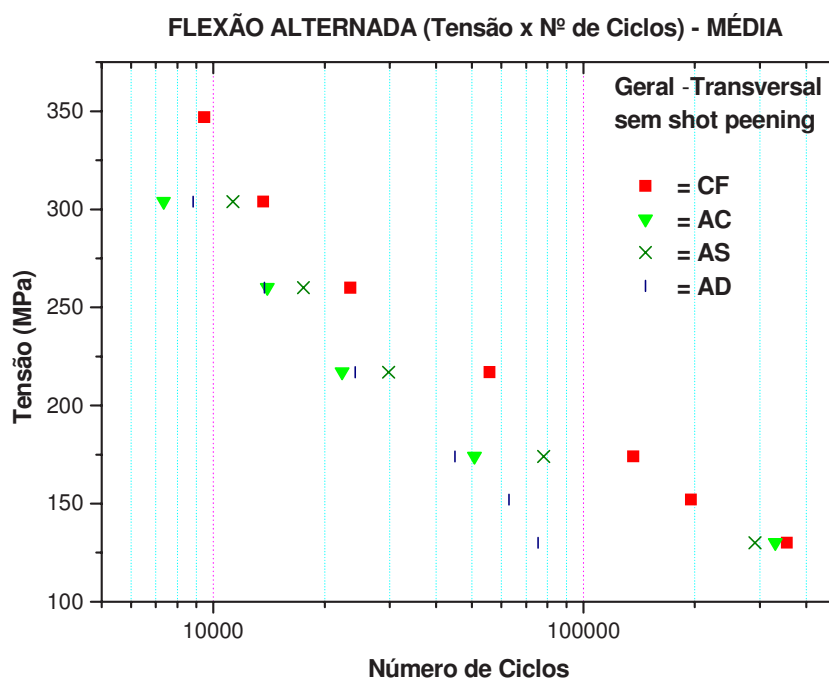


Figura (4.47) – Curvas σ -N de fadiga por flexão alternada – valores médios – transversal.

Os resultados da tabela (4.15) e da figura (4.47) evidenciam que os ensaios com o material base apresentam um maior número de ciclos médios, para todos os níveis de tensão estudados, e que existe uma queda significativa na resistência à fadiga em flexão alternada, quando se comparam as anodizações com o material base, para todos os níveis de tensão, na direção transversal, confirmando o observado na direção longitudinal.

Quando se analisam os resultados das anodizações o que se observa é uma tendência de maior resistência à fadiga em flexão alternada, na direção transversal para a anodização sulfúrica em praticamente todos os níveis de tensão, seguido da anodização crômica e dura. Para 260 MPa, o número médio de ciclos e a dispersão média são de 17.533 ciclos e 15,4%; para a anodização sulfúrica, de 14.000 ciclos e 13,1%; para a anodização crômica e de 13.767 ciclos e 2,2%; para a anodização dura. Para 174 MPa os resultados são 78.200 ciclos e 9,8% - AS, 50.833 ciclos e 21,1% - AC e de 45.033 ciclos e 6,1 % - AD.

Para todos os níveis de tensão a anodização dura é a que apresenta a menor resistência à fadiga e também a menor dispersão média o que caracteriza a maior interferência do processo de anodização dura na nucleação e conseqüente propagação das trincas.

Na análise da relação percentual da vida média em fadiga com o material base o que se conclui é que todos os processos de anodização reduzem a vida do componente. Para a tensão de trabalho de 326MPa que a resistência à fadiga com anodização crômica representa 53,8% da resistência à fadiga do material base. Com anodização sulfúrica a resistência corresponde a 82,8% e, com a anodização dura, a resistência corresponde a 64,7%. Para 174 MPa a resistência à fadiga em relação ao material base corresponde a 37,2% , 57,3% e 33,3% AD, respectivamente.

A figura (4.48) apresenta as curvas $\sigma - N$, para a média de número de ciclos em todos os níveis de tensão estudados.

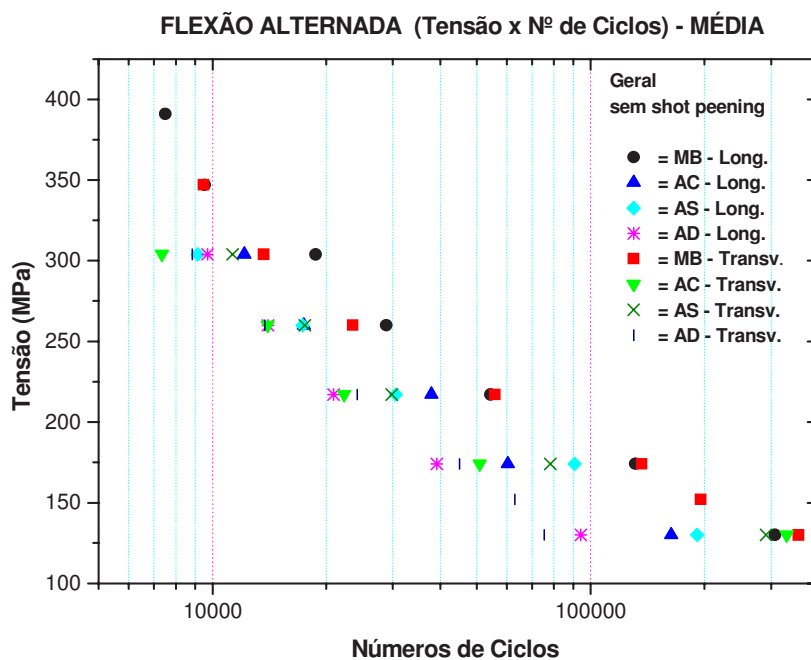


Figura (4.48) – Curvas σ -N de fadiga por flexão alternada – valores médios – longitudinal e transversal.

Pelos resultados da tabela (4.15) e da figura (4.48) pode-se concluir:

1) O material base apresentou maior resistência à fadiga em flexão alternada, para todos os níveis de tensão estudados, nas direções longitudinal e transversal.

2) Existe uma queda significativa na resistência à fadiga em flexão alternada, quando se comparam as anodizações com o material base, variando entre 30,3% e 70,2% na direção longitudinal, e entre 17,2% e 78,7%, na direção transversal.

3) A maior redução de resistência à fadiga é da anodização dura para praticamente todos os níveis de tensão nas direções transversal e longitudinal.

4) Existe uma tendência de maior resistência à fadiga em flexão alternada para a anodização sulfúrica sobre a anodização crômica nas direções longitudinal e transversal.

4.5.2 – Flexão alternada com shot peening

Os resultados dos ensaios de fadiga por flexão alternada com *shot peening*, são apresentados nas tabelas (4.16) e (4.17).

Tabela (4.16) – Numero de ciclos consumidos nos ensaios de fadiga por flexão alternada com *shot peening*.

NÚMERO DE CICLOS - FADIGA – FLEXÃO ALTERNADA COM <i>SHOT PEENING</i>								
Tensão (MPa)	MB-L s/SP	AC-L	AS-L	AD-L	MB-T s/SP	AC-T	AS-T	AD-T
304	21.000	28.100	19.100	14.700	19.100	24.600	23.800	16.300
304	18.000	14.100	9.700	14.500	7.800	21.800	20100	19100
304	17.700	11.400	17.300	9.700	14.200	18.900	--	10.700
304	18.300	--	--	--	13.500	--	--	--
Média	18.750	17.867	15.367	12.967	13.650	21.767	21.950	15.367
260	31.400	54.200	35.600	52.100	25.500	45.000	31.400	32.100
260	30.300	42.000	52.100	35.200	24.100	43.600	27.000	27.800
260	24.800	32.800	--	31.200	20.800	--	39.500	30.400
260	--	55.800	--	49.600	--	--	--	--
Média	28.833	46.200	43.850	42.025	23.467	44.300	32.633	30.100
217	48.600	119.300	124.400	97.400	90.400	124.300	95.300	85.400
217	58.100	105.300	92.700	90.400	39.200	75.200	74.400	54.800
217	56.400	106.900	97.400	74.300	44.900	91.900	58.300	67.400
217	--	--	--	77.900	48.800	--	41.100	--
Média	54.367	110.500	104.833	85.000	55.825	97.133	67.275	69.200
195	--	316.800	--	--	--	--	--	--
195	--	201.200	--	--	--	--	--	--
195	--	172.700	--	--	--	--	--	--
Média	--	230.233	--	--	--	--	--	--
174	117.300	<i>1,0E+07</i>	297.000	197.800	125.500	643.600	144.900	317.400
174	136.700	<i>1,0E+07</i>	306.000	185.400	152.700	194.000	317.500	197.000
174	140.400	--	185.400	167.700	133.600	177.900	226.700	192.000
174	--	--	231.900	--	134.100	147.100	--	--
Média	131.467	1,0E+07	255.075	183.633	136.475	290.650	229.700	235.467
152	--	--	--	--	195.400	2.027.900	--	--
152	--	--	--	--	--	1.331.600	--	--
152	--	--	--	--	--	--	--	--
152	--	--	--	--	--	--	--	--
Média	--	--	--	--	195.400	1.679.750	--	--
130	196.600	--	<i>1,0E+07</i>	<i>1,0E+07</i>	310.400	<i>1,0E+07</i>	--	--
130	350.200	--	--	--	444.400	--	--	--
130	374.900	--	--	--	309.300	--	--	--
Média	307.233	--	1,0E+07	1,0E+07	354.700	1,0E+07	--	--

Valores em itálico – ensaio interrompido antes da ruptura do cdp.

Tabela (4.17) – Fadiga flexão alternada – anodização com *shot peening* – material base sem *shot peening* - tensão - média de ciclos, desvio padrão, dispersão (%) e relação de vida em fadiga (%).

TABELA – VALORES MÉDIOS / DESVIO PADRÃO / % VIDA COM SHOT PEENING									
σ (MPa)		MB-L	AC-L	AS-L	AD-L	MB-T	AC-T	AS-T	AD-T
391	Média (N)	7.500	-	-	-	-	-	-	-
	DP	-	-	-	-	-	-	-	-
	(DP/N)%	-	-	-	-	-	-	-	-
	A-SP/MB	-	-	-	-	-	-	-	-
347	Média (N)	9.533	-	-	-	9.467	-	-	-
	DP	1150	-	-	-	1528	-	-	-
	(DP/N)%	12,1	-	-	-	16,1	-	-	-
	A-SP/MB	-	-	-	-	-	-	-	-
304	Média (N)	18.750	17.867	15.367	12.967	13.650	21.767	21.950	15.367
	DP	1520	8965	4989	2831	4628	2850	2616	4277
	(DP/N)%	8,1	50,2	32,5	21,8	33,9	13,1	11,9	27,8
	A-SP/MB	-	95,3%	82,0%	69,2%	-	159,5%	160,8%	112,6%
260	Média (N)	28.833	46.200	43.850	42.025	23.467	44.300	32.633	30.100
	DP	3536	10853	11667	10371	2413	990	6341	2166
	(DP/N)%	12,3	23,5	26,6	24,7	10,3	2,2	19,4	7,2
	A-SP/MB	-	160,2%	152,1%	145,8%	-	188,8%	139,1%	128,3%
217	Média (N)	54.367	110.500	104.833	85.000	55.825	97.133	67.275	69.200
	DP	5066	7663	17107	10768	23385	24965	23107	15379
	(DP/N)%	9,3	6,9	16,3	12,7	41,9	25,7	34,3	22,2
	A-SP/MB	-	203,2%	192,8%	156,3%	-	174,0%	120,5%	124,0%
195	Média (N)	63.200	230.233	-	-	-	-	-	-
	DP	-	76311	-	-	-	-	-	-
	(DP/N)%	-	33,1	-	-	-	-	-	-
	A-SP/MB	-	364,3%	-	-	-	-	-	-
174	Média (N)	131.467	<i>1,0E+07</i>	255.075	183.633	136.475	290.650	229.700	235.467
	DP	12407	-	56988	15128	11512	236103	86339	71000
	(DP/N)%	9,4	-	22,3	8,2	8,4	81,2	37,6	30,2
	A-SP/MB	-	7606,5%	194,0%	139,7%	-	213,0%	168,3%	172,5%
152	Média (N)	-	<i>1,0E+07</i>	-	-	195.400	1.679.750	-	-
	DP	-	-	-	-	-	492358	-	-
	(DP/N)%	-	-	-	-	-	29,3	-	-
	A-SP/MB	-	-	-	-	-	859,6%	-	-
130	Média (N)	307.233	<i>1,0E+07</i>	<i>1,0E+07</i>	<i>1,0E+07</i>	354.700	<i>1,0E+07</i>	<i>1,0E+07</i>	<i>1,0E+07</i>
	DP	96604	-	-	-	77684	-	-	-
	(DP/N)%	31,4	-	-	-	21,9	-	-	-
	A-SP/MB	-	3254,9%	3254,9%	3254,9%	-	2819,3%	2819,3%	2819,3%

Valores em Itálico – ensaio interrompido antes da ruptura do cdp

As figuras (4.49) até (4.58) apresentam as curvas σ -N, de fadiga por flexão alternada e superfícies de fratura para as diversas condições de ensaio com *shot peening*.

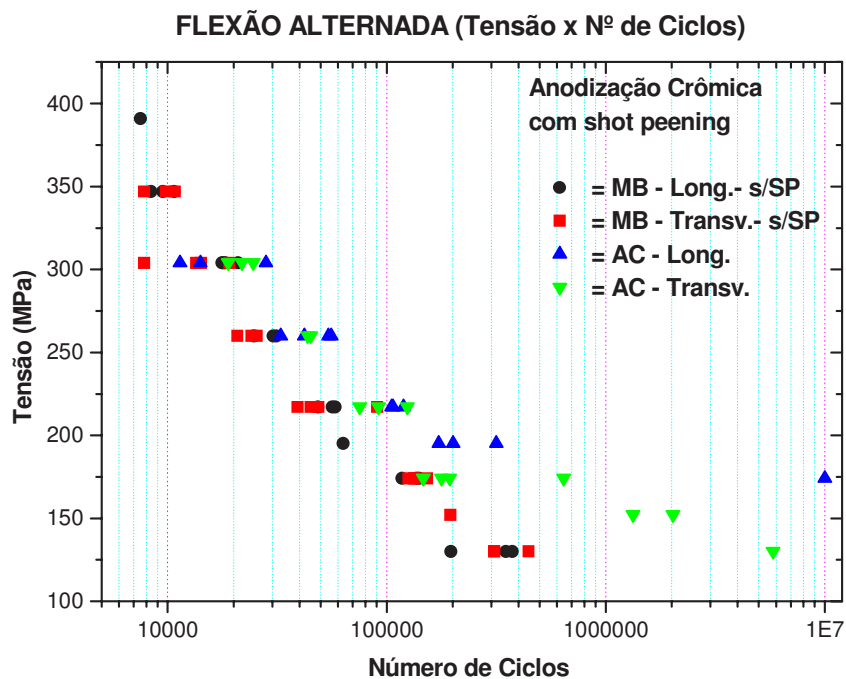


Figura (4.49) – Curvas σ -N de fadiga por flexão alternada – material base - anodização crômica – longitudinal e transversal - com *shot peening*.

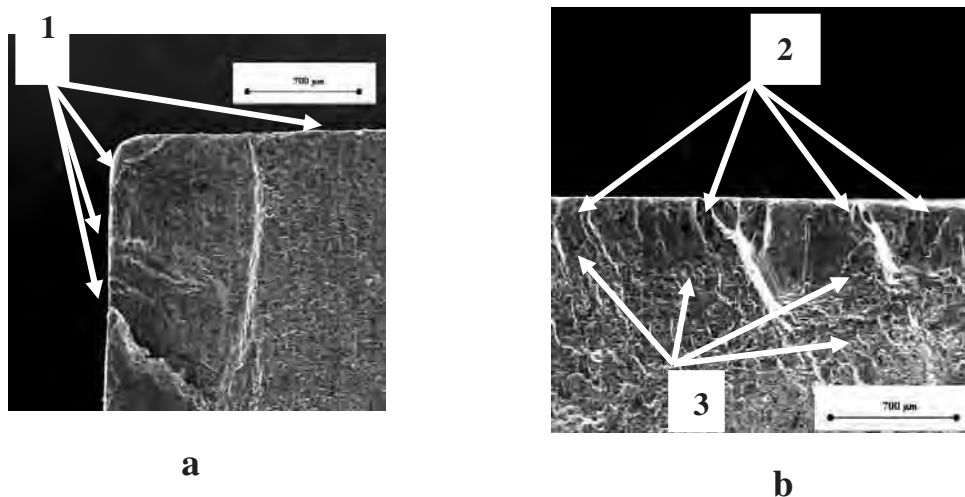


Figura (4.50) – Superfície de fratura – flexão alternada – anodização crômica – com *shot peening* (195 MPa, 201.200 ciclos) – longitudinal Aumento: (a) e (b) 50x.

A figura (4.50) apresenta a superfície de fratura de um ensaio de fadiga por flexão alternada (195 MPa, 201.200 ciclos) do metal base com *shot peening* e anodização crômica. A foto (a) apresenta uma visão geral da superfície de fratura onde se podem observar pontos de nucleação de trincas (1), próximo à borda, na superfície e na lateral do corpo-de-prova. A foto (b) apresenta a nucleação de trincas na superfície da camada anódica (2), que sofrem desvios no substrato, gerando trincas secundárias concorrentes nas camadas sub-superficiais (3). Embora as trincas apresentem a nucleação na superfície elas não se propagam de forma contínua para o interior do metal base devido às tensões residuais induzidas pelo *shot peening*.

Os resultados das tabelas (4.16) e (4.17) evidenciam que o processo de *shot peening* seguido de anodização crômica aumenta a resistência à fadiga em relação ao material base sem *shot peening*, para todos os níveis de tensão na direção transversal, e praticamente para todos os níveis na direção longitudinal.

Para as tensões de 260 MPa, 217 MPa, 174 MPa e 152 MPa, observam-se uma tendência a maior resistência à fadiga para a direção longitudinal. Para 260 MPa, o número médio de ciclos é de 46.200 ciclos para a longitudinal e de 44.300 ciclos para a transversal. Para as tensões de 217 MPa e 174 MPa os resultados são de 110.500 ciclos e $1,0 \times 10^7$ ciclos para a longitudinal e de 97.133 ciclos e 290.650 ciclos para a transversal, respectivamente. Quando se analisa o ganho médio de resistência à fadiga com *shot peening* em relação ao material base sem *shot peening* observa-se que, para 260 MPa, a resistência em relação ao material base foi aumentada em 160,2% na longitudinal e em 188,8% na transversal. Para 174 MPa, os aumentos são de 7607% e de 213%, respectivamente. É importante observar que os ensaios em flexão alternada com *shot peening* e anodização crômica na direção longitudinal, para a tensão de 174 MPa foram interrompidos com $1,0 \times 10^7$ ciclos, antes da fratura dos corpos-de-prova, o que permite concluir que

para este nível de tensão, a resistência à fadiga é mais intensa do que a aferida.

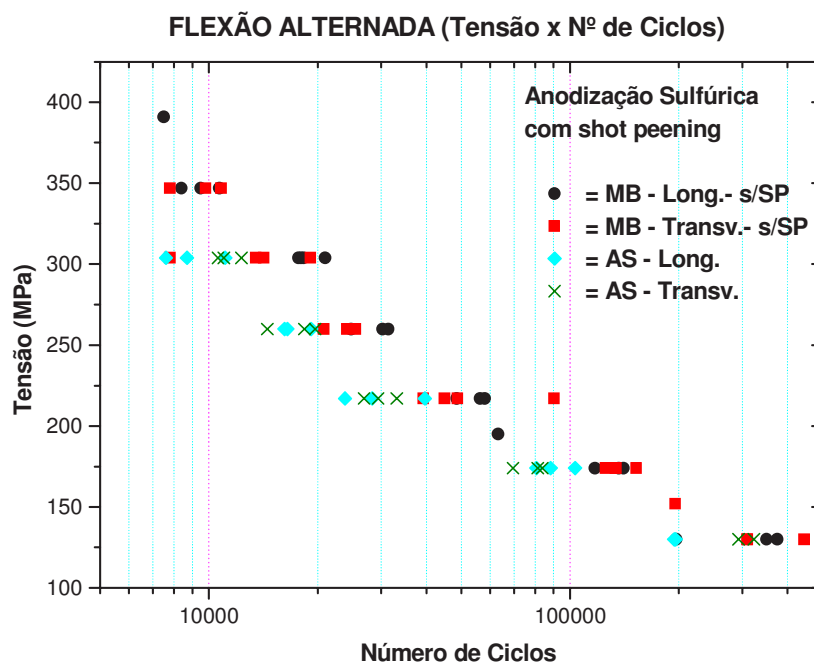


Figura (4.51) – Curvas σ -N de fadiga por flexão alternada – material base - anodização sulfúrica – longitudinal e transversal - com *shot peening*.

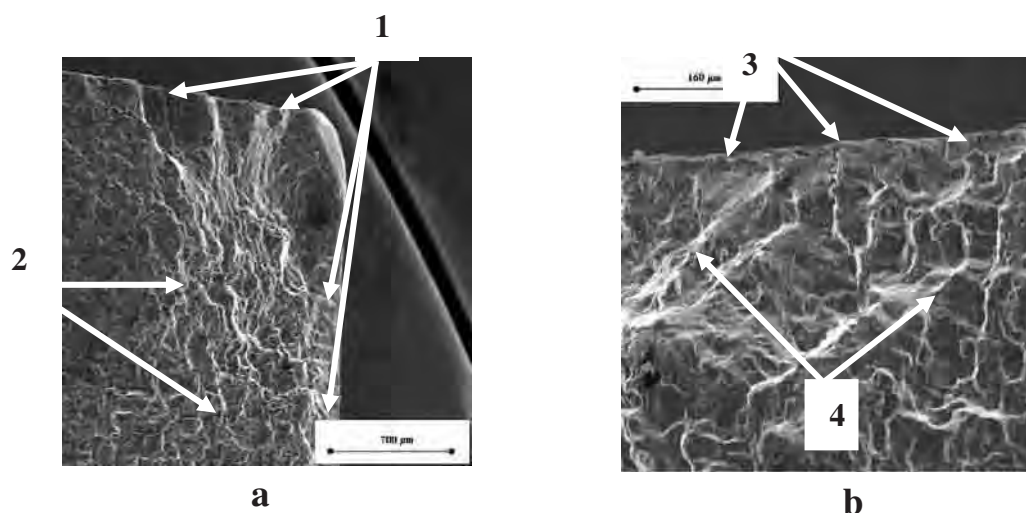


Figura (4.52) – Superfície de fratura – flexão alternada – anodização sulfúrica – com *shot peening* (174 MPa, 231.900 ciclos) – longitudinal – Aumento: (a) 50x e (b) 200x.

A figura (4.52) apresenta a superfície de fratura de um ensaio de fadiga por flexão alternada (174 MPa, 231.900 ciclos) do metal base com *shot peening* e anodização sulfúrica. A foto (a) apresenta uma visão geral da superfície de fratura onde se observam pontos de nucleação de trincas na camada anódica (1) na superfície e na lateral do corpo-de-prova, próximos à borda. Embora as trincas apresentem a nucleação na superfície elas não se propagam de forma contínua para o interior do substrato, devido às tensões residuais induzidas pelo *shot peening*, que provoca o aparecimento de outras trincas secundárias nas camadas sub-superficiais (2). A foto (b) apresenta a nucleação de diversas trincas (3) na camada anódica que são por vezes interrompidas na interface entre a camada anódica e o substrato, devido ao impedimento provocado pelo *shot peening*. Em (4) pode-se observar as trincas se propagando para o interior do material.

Os resultados das tabelas (4.16) e (4.17) evidenciam que o processo de *shot peening* seguido de anodização sulfúrica aumenta a resistência à fadiga em relação ao material base sem *shot peening*, para todos os níveis de tensão na direção transversal e praticamente para todos os níveis na direção longitudinal.

Para as tensões de 260 MPa, 217 MPa e 174 MPa, observa-se uma tendência a maior resistência à fadiga para a direção longitudinal. Para 260 MPa, o número médio de ciclos é de 43.850 ciclos para a longitudinal e de 32.633 ciclos para a transversal. Para as tensões de 217 MPa e 174 MPa os resultados são de 104.833 ciclos e 255.075 ciclos para a longitudinal e de 67.275 ciclos e 229.700 ciclos para a transversal, respectivamente. Quando se analisa o ganho médio de resistência à fadiga com *shot peening* em relação ao material base sem *shot peening* observa-se que, para 260 MPa, a resistência em relação ao material base é aumentada em 152,1% na longitudinal e em 139,1% na transversal. Para 174 MPa, os aumentos são de 194,0% e de 168,3%,

respectivamente. O aumento da resistência à fadiga em flexão alternada com *shot peening* e anodização sulfúrica é muito significativo em relação ao material base sem *shot peening*, mas foi inferior ao aumento produzido pelo *shot peening* com anodização crômica em todos os níveis de tensão para a direção longitudinal e em praticamente todos os níveis para a direção transversal.

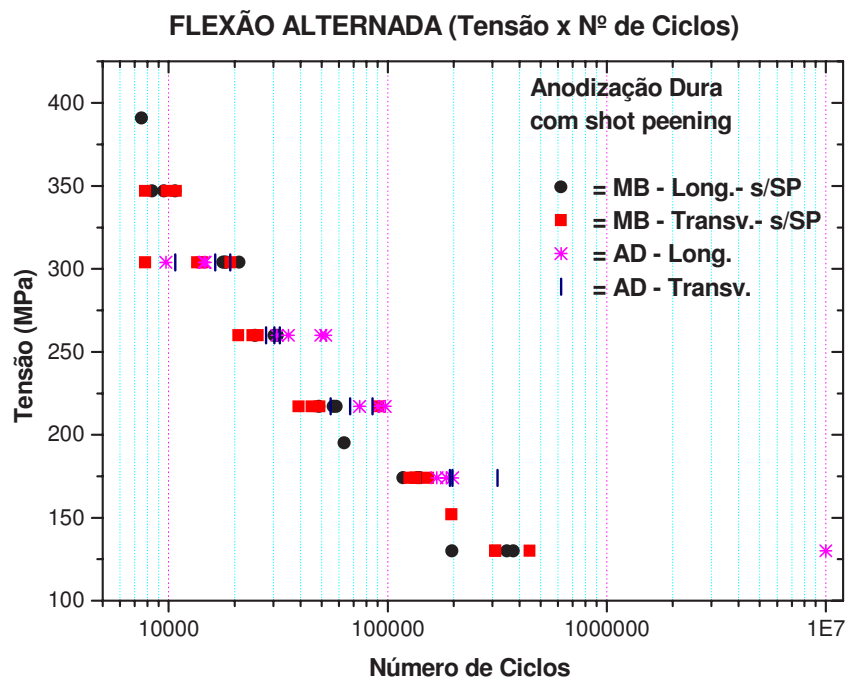


Figura (4.53) – Curvas σ -N de fadiga por flexão alternada – material base - anodização dura – longitudinal e transversal - com *shot peening*.

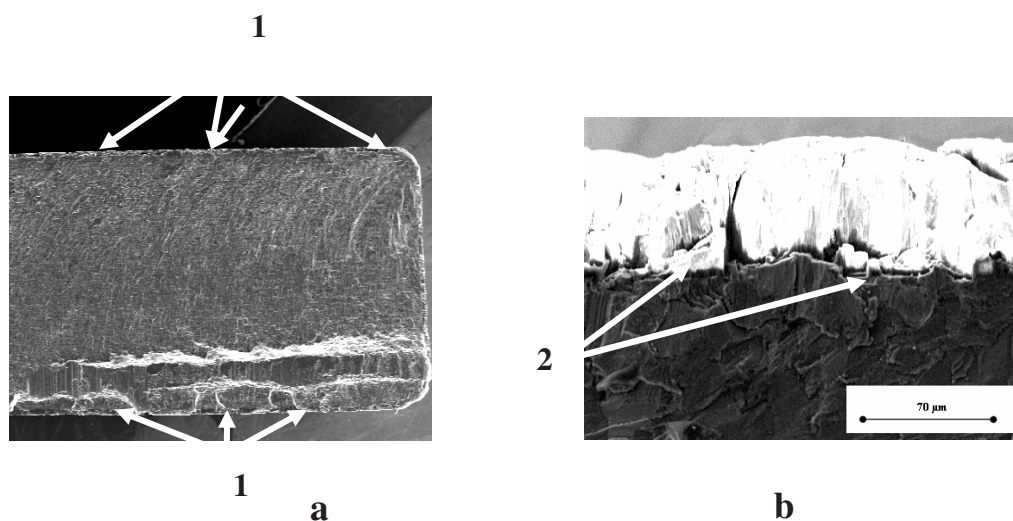


Figura (4.54) – Superfície de fratura – flexão alternada – anodização dura – com *shot peening* (174 MPa, 167.700 ciclos) – longitudinal – Aumento: (a) 15x e (b) 500x.

A figura (4.54) apresenta a superfície de fratura de um ensaio de fadiga por flexão alternada (174 MPa, 167.700 ciclos) do metal base com *shot peening* e anodização dura. A foto (a) apresenta uma visão geral da superfície de fratura onde se observa os pontos (1) de nucleação das trincas na camada anódica. A foto (b) apresenta a ruptura da camada anódica em vários pontos e a trinca se propagando entre a camada anódica e o substrato (2), promovendo o descolamento da camada, mas não penetra diretamente no substrato, devido ao impedimento provocado pelo *shot peening*.

Os resultados das tabelas (4.16) e (4.17) evidenciam que o processo de *shot peening* seguido de anodização dura aumenta a resistência à fadiga em relação ao material base sem *shot peening*, para todos os níveis de tensão na direção transversal e em praticamente todos os níveis na direção longitudinal.

Para as tensões de 260 MPa e 217 MPa observa-se uma tendência a maior resistência à fadiga para a direção longitudinal. Para 260 MPa o número médio de ciclos é de 42.025 ciclos para a longitudinal e de

30.100 ciclos para a transversal. Para 217, MPa os resultados são 85.000 ciclos e 69.200 ciclos, respectivamente. Quando se analisa o ganho médio de resistência à fadiga com *shot peening* em relação ao material base sem *shot peening* observa-se que, para 260 MPa, a resistência em relação ao material base é aumentada em 145,8% na longitudinal e em 128,3% na transversal. Para 174 MPa, os aumentos são 139,7% e 172,5%, respectivamente. O aumento da resistência à fadiga em flexão alternada com *shot peening* e anodização dura é significativo em relação ao material base sem *shot peening*, porém foi inferior ao aumento produzido pelo *shot peening* com anodização crômica em todos os níveis de tensão para ambas as direções e também é inferior ao *shot peening* com anodização sulfúrica para a maioria das condições.

A figura (4.55) apresenta o espalhamento dos resultados obtidos para as diversas condições de ensaio de fadiga por flexão alternada com *shot peening* e anodizações nas direções longitudinal e transversal.

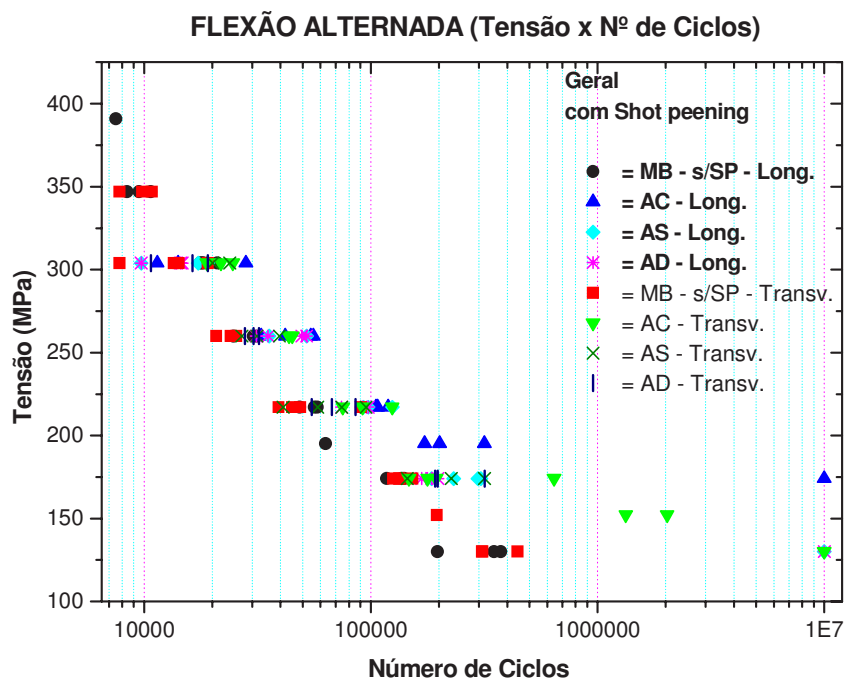


Figura (4.55) – Curvas σ -N de fadiga por flexão alternada –longitudinal e transversal - com *shot peening*.

Para os ensaios de fadiga em flexão alternada, os resultados apresentam um aumento da resistência para todas as condições estudadas com *shot peening* e anodização, quando comparado com o material somente anodizado. Na análise com o material base sem *shot peening*, também se observa um aumento significativo na resistência à fadiga para a maioria das condições estudadas.

Os resultados do *shot peening* entre os processos de anodização evidenciam que os melhores resultados são os obtidos para a anodização crômica, seguido das anodizações sulfúrica e dura.

A tabela (4.18) apresenta o número médio de ciclos e a relação de resistência à fadiga entre as anodização com e sem *shot peening* e o material base sem *shot peening*, para fadiga em flexão alternada.

A tabela (4.18) e as figuras (4.56) a (4.58) são usadas para uma análise qualitativa dos dados de fadiga com *shot peening* e anodização, procurando quantificar a redução ou aumento da resistência à fadiga para as condições estudadas.

Tabela (4.18) – Fadiga flexão alternada- tensão – média de ciclos e relação de vida em fadiga (%) - (anodização/material base, *shot peening*-anodização/material base e *shot peening*-anodização/anodização)

FLEXÃO ALTERNADA – MÉDIA DE CICLOS – RELAÇÃO DE RESISTÊNCIA À FADIGA								
Σ (MPa)	MB-L	AC-L	AS-L	AD-L	MB-T	AC-T	AS-T	AD-T
347	Média (N)	9533	-	-	-	9467	-	-
	Média (N) SP	-	-	-	-	-	-	-
	A/MB	-	-	-	-	-	-	-
	A-SP/MB (%)	-	-	-	-	-	-	-
	A-SP/A (%)	-	-	-	-	-	-	-
304	Média (N)	18750	12133	9133	9700	13650	7350	11300
	Média (N) SP	-	17867	15367	12967	-	21767	21950
	A/MB	-	64,7%	48,7%	51,7%	-	53,8%	82,8%
	A-SP/MB (%)	-	95,3%	82,0%	69,2%	-	159,5%	160,8%
	A-SP/A (%)	-	147,3%	168,2%	133,7%	-	296,1%	194,2%
260	Média (N)	28833	17433	17300	14033	23467	14000	17533
	Média (N) SP	-	46200	43850	42025	-	44300	32633
	A/MB	-	60,5%	60,0%	48,7%	-	59,7%	74,7%
	A-SP/MB (%)	-	160,2%	152,1%	145,8%	-	188,8%	139,1%
	A-SP/A (%)	-	265,0%	253,5%	299,5%	-	316,4%	186,1%
217	Média (N)	54367	37900	30567	20900	55825	22300	29800
	Média (N) SP	-	110500	104833	85000	-	97133	67275
	A/MB	-	69,7%	56,2%	38,4%	-	39,9%	53,4%
	A-SP/MB (%)	-	203,2%	192,8%	156,3%	-	174,0%	120,5%
	A-SP/A (%)	-	291,6%	343,0%	406,7%	-	435,6%	225,8%
195	Média (N)	63200	-	-	-	-	-	-
	Média (N) SP	-	230233	-	-	-	-	-
	A/MB	-	0,0%	0,0%	0,0%	-	-	-
	A-SP/MB (%)	-	364,3%	-	-	-	-	-
	A-SP/A (%)	-	-	-	-	-	-	-
174	Média (N)	131467	60400	90733	39233	136475	50833	78200
	Média (N) SP	-	1,0E+07	255075	183633	-	290650	229700
	A/MB	-	45,9%	69,0%	29,8%	-	37,2%	57,3%
	A-SP/MB (%)	-	7607%	194%	139%	-	213%	168%
	A-SP/A (%)	-	16556%	281%	468%	-	572%	294%
152	Média (N)	-	-	-	-	195400	-	-
	Média (N) SP	-	1,0E+07	-	-	-	1,7E+06	-
	A/MB	-	-	-	-	-	0,0%	0,0%
	A-SP/MB (%)	-	-	-	-	-	859,6%	0,0%
	A-SP/A (%)	-	-	-	-	-	-	0,0%
130	Média (N)	3,1E+05	163233	191267	94200	3,5E+05	329867	290867
	Média (N) SP	-	1,0E+07	1,0E+07	1,0E+07	-	1,0E+07	1,0E+07
	A/MB	-	53,1%	62,3%	30,7%	-	93,0%	82,0%
	A-SP/MB (%)	-	3255%	3255%	3255%	-	2819%	2819%
	A-SP/A (%)	-	6126%	5228%	10616%	-	3032%	3438%

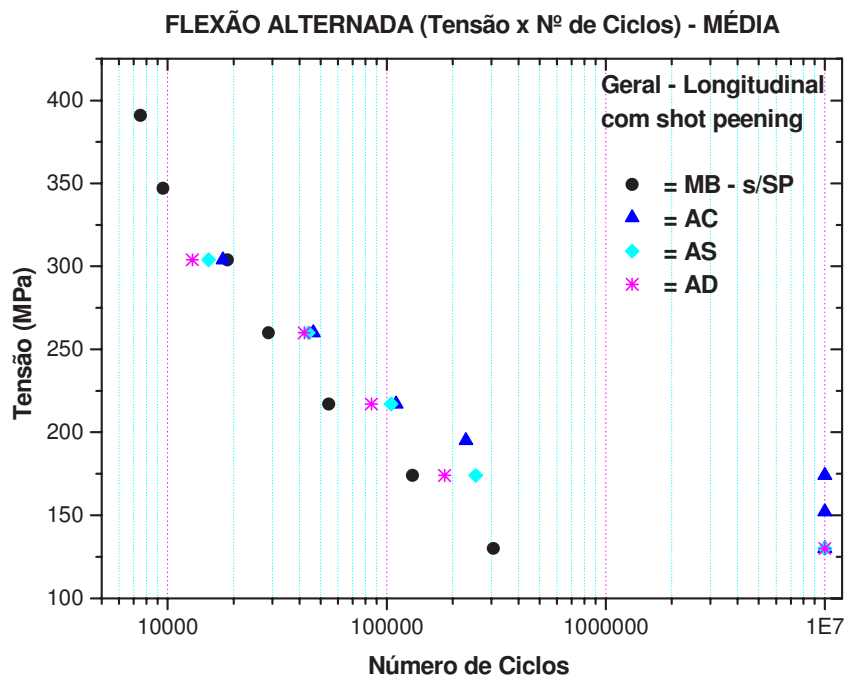


Figura (4.56) – Curvas σ -N de fadiga por flexão alternada – valores médios – longitudinal - com *shot peening*.

Para os ensaios de fadiga em flexão alternada com *shot peening* na direção longitudinal, os resultados das tabelas (4.17) e (4.18) e da figura (4.56) evidenciam que a anodização crômica apresenta a maior resistência à fadiga para todos os níveis de tensão estudados, seguido da anodização sulfúrica e dura. Para a análise em relação de resistência à fadiga com o material base, observa-se, para a direção longitudinal, um aumento da resistência em praticamente todos os níveis de tensão. Para a tensão de 304 MPa a resistência à fadiga para o material com anodização crômica representa 95,3% da vida do material base, pouco inferior à resistência do material base sem *shot peening* mas superior 64,7% para a anodização crômica sem *shot peening*. Para as mesmas condições com anodização sulfúrica, os resultados são 82,0% com *shot peening* e 48,7% sem *shot peening*. Para a anodização dura, de 69,2% e 51,7%, respectivamente. Para outros níveis de tensão o aumento da resistência à

fadiga é superior ao do material base sem *shot peening*. Para 260MPa, os resultados são: para anodização crômica de 160,2% com *shot peening* e 60,5% sem *shot peening*; para anodização sulfúrica, 152,1% e 60,0%, respectivamente; para a anodização dura, 145,8% e 48,7%, respectivamente. Para 174 MPa, os valores são 7606,5% e 45,9%; 194,0% e 69,0%; 139,7% e 29,8%, respectivamente. Os ensaios com anodização crômica para a tensão de 174 MPa foram interrompidos com $1,0 \times 10^7$ ciclos antes da ruptura do corpo-de-prova, o que permite concluir que, para este nível de tensão, o aumento da vida em fadiga é ainda mais intenso do que a aferido.

Os resultados são ainda mais surpreendentes quando se analisa o aumento da vida em fadiga entre as anodizações sem e com o processo de *shot peening*. Na análise comparativa da relação de resistência à fadiga para o material com *shot peening* com o material anodizado na direção longitudinal se observa: Para 304 MPa um ganho de 147,3% na anodização crômica; 168,2% na sulfúrica e de 133,7% na dura. Para 174 MPa, os ganhos são de 16.556,3%, 281,1% e 468,1%, respectivamente.

O aumento da resistência à fadiga devido ao *shot peening* é tanto mais intenso quanto menor a tensão de estudo, demonstrando que o *shot peening* cria nas camadas superficiais do material uma barreira mecânica que dificulta ou impede a propagação da trinca da camada anodizada para o substrato.

Os resultados evidenciam que o processo de *shot peening* não só consegue recompor a vida em fadiga do material base como aumenta a vida média dos componentes sujeitos à fadiga por flexão alternada para a direção longitudinal.

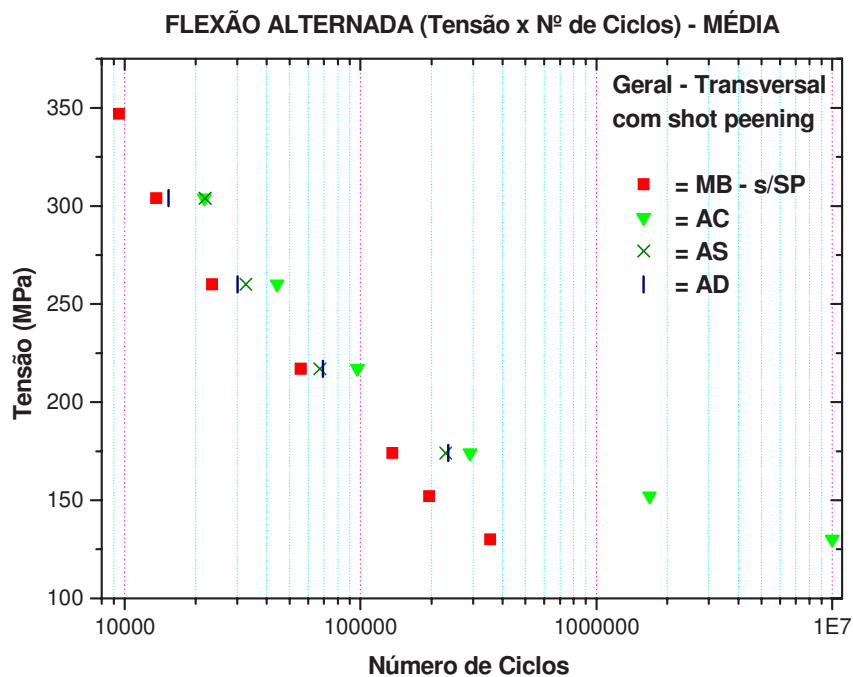


Figura (4.57) – Curvas σ -N de fadiga por flexão alternada – valores médios - transversal - com *shot peening*

Para os ensaios de fadiga em flexão alternada com *shot peening* na direção transversal, os resultados das tabelas (4.17) e (4.18) e da figura (4.57) evidenciam que a anodização crômica apresenta a maior resistência à fadiga para todos os níveis de tensão estudados, seguido da anodização sulfúrica e dura. Para a análise em relação da resistência à fadiga com o material base, também se observa um aumento da resistência para todos os níveis de tensão. Para 304 MPa, a resistência à fadiga para o material com *shot peening* e anodização crômica representa 159,5% da vida do material base e 53,8% para a anodização crômica sem *shot peening*. Para as mesmas condições com anodização sulfúrica, os resultados são 160,8% com *shot peening* e 82,8% sem *shot peening*, para a anodização dura, de 112,6% e 64,7%, respectivamente. Para 260MPa, os resultados são, para anodização crômica de 1188,8% com *shot peening* e 59,7% sem *shot peening*; para anodização sulfúrica, 139,1% e

74,7%, respectivamente; para a anodização dura 128,3% e 58,7%, respectivamente. Para 174 MPa, são 213,0% e 37,2%; 168,3% e 57,3%; 172,5% e 33,0%, respectivamente.

Os resultados são mais surpreendentes quando se analisa o aumento da resistência à fadiga entre as anodizações sem e com o processo de shot peening. Na análise comparativa da relação de resistência à fadiga para o material com *shot peening* e anodização com o material somente anodizado na direção transversal observa-se: para 304 MPa, um ganho de 296,1% na anodização crômica; 194,2% na sulfúrica e 174,0%, na dura. Para 174 MPa, os resultados são de 571,8%; 293,7% e 522,9%, respectivamente.

O aumento da resistência à fadiga devido ao *shot peening* é tanto mais intenso quanto menor a tensão de estudo, demonstrando que o *shot peening* cria nas camadas sub-superficiais do material uma barreira mecânica que dificulta ou impede a propagação da trinca da camada anodizada para o substrato.

Os resultados evidenciam que o processo de *shot peening* não só consegue recompor a vida em fadiga do material base como aumenta a vida média dos componentes sujeitos à fadiga por flexão alternada para a direção transversal.

A figura (4.58) apresenta o espalhamento dos resultados obtidos para as diversas condições de ensaio de fadiga por flexão alternada nos sentidos longitudinal e transversal, em todas as condições de anodização ensaiadas com *shot peening*.

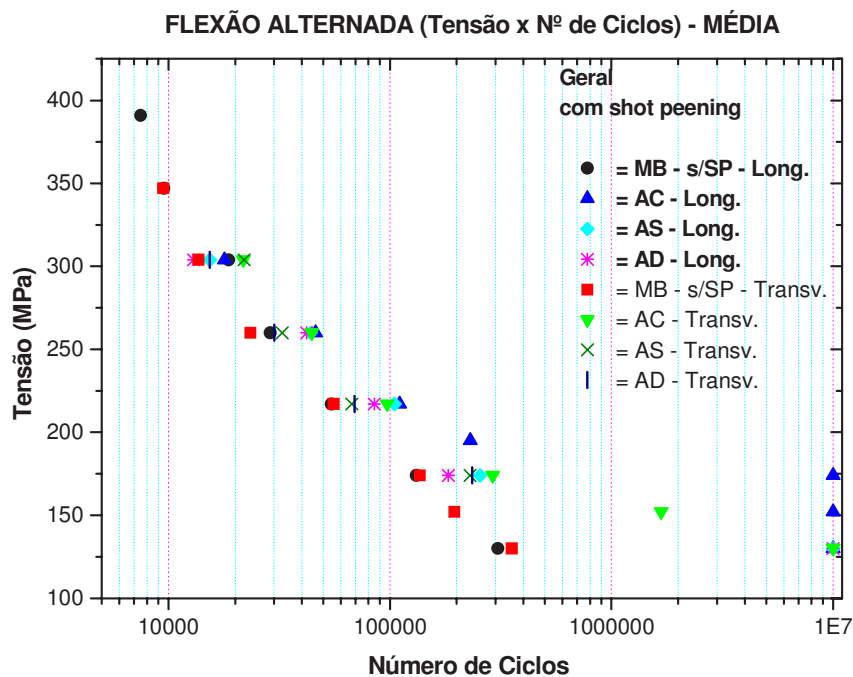


Figura (4.58) – Curvas σ -N de fadiga por flexão alternada – valores médios – longitudinal e transversal – com *shot peening*.

Os resultados permitem concluir que:

1) O material base apresentou as menores resistências em fadiga quando comparado com o *shot peening* e anodização.

2) O *shot peening* neutraliza os efeitos negativos das anodizações e aumenta a resistência à fadiga para todos os níveis de tensão em ambas as direções.

3) O *shot peening* aumenta a resistência à fadiga em relação ao material base para praticamente todos os níveis de tensão em ambas as direções.

4) As tensões residuais na superfície e camadas sub-superficiais, induzidas no *shot peening* (tabela (4.5)) retardam ou impedem a propagação das trincas para o interior do material.

5) As camadas anódicas apresentam trincas superficiais que ao atingirem o substrato, sob efeito do *shot peening*, são interrompidas ou

sofrem desvios laterais, que retardam ou impedem sua propagação para o interior do material.

6) O aumento da resistência à fadiga com *shot peening* em relação ao material base é mais intenso quanto menor a tensão aplicada. A mesma relação é observada entre o *shot peening* e as anodizações.

7) Os resultados demonstram que o processo de *shot peening* atua intensamente sobre a resistência a fadiga do material em flexão alternada, que neutraliza os efeitos negativos dos processos de anodização e gera uma sobrevida muito grande do material base, para ambas as direções.

4.6 – FADIGA AXIAL

4.6.1 – Fadiga axial sem *shot peening*

A tabela (4.19) apresenta o número de ensaios e as condições em que foram realizados os ensaios de fadiga axial.

Tabela (4.19) – Número de ensaios e condições superficiais dos ensaios de fadiga axial.

ENSAIOS DE FADIGA AXIAL				
ENSAIOS	POSIÇÃO	COM RUPTURA	SEM RUPTURA	CONDIÇÃO
34	L	26	08	MB
16	T	13	03	MB
24	L	20	04	AC
22	T	20	02	AC
18	L	17	01	AS
17	T	15	02	AS
18	L	16	02	AD
18	T	18	00	AD

Legenda: MB= Material base; AC= Anodização crômica;

AS= Anodização sulfúrica e AD = Anodização dura.

Os resultados obtidos nos ensaios de fadiga axial são apresentados nas tabelas (4.20) e (4.21).

Tabela (4.20) – Numero de ciclos consumidos nos ensaios de fadiga axial.

NUMERO DE CICLOS - FADIGA AXIAL								
Tensão (MPa)	MB-L	AC-L	AS-L	AD-L	MB-T	AC-T	AS-T	AD-T
326	74300	28500	17300	--	96900	34800	17800	21600
326	66200	27400	14100	--	70200	29100	17500	19300
326	--	25500	--	--	68400	27500	17300	12400
326	55400	--	--	--	64000	27100	--	--
326	47900	--	--	--	--	18800	--	--
326	41900	--	--	--	--	--	--	--
326	40100	--	--	--	--	--	--	--
Média	54.300	27.133	15.700		74.875	27.460	17.533	17.767
304	101500	46200	16200	25400	185200	56600	26500	24900
304	92100	37900	23100	19000	161700	50700	17900	24600
304	87600	26900	18000	18200	159000	57400	28500	23900
304	84900	35900	--	--	124000	46700	--	--
304	84100	--	--	--	105500	--	--	--
304	77200	--	--	--	--	--	--	--
304	71500	--	--	--	--	--	--	--
304	69200	--	--	--	--	--	--	--
Média	83.513	36.725	19.100	20.867	147.080	52.850	24.300	24.467
282	237700	50400	32500	29200	--	--	--	--
282	195000	--	30700	26800	--	--	--	--
282	194500	33600	22000	23200	--	--	--	--
282	147900	65600	--	--	--	--	--	--
282	147500	58000	--	--	--	--	--	--
282	129900	--	--	--	--	--	--	--
282	118000	--	--	--	--	--	--	--
Média	167.214	51.900	28.400	26.400				
260	547300	85400	25600	41300	708200	66300	32500	38900
260	369700	82900	37500	39200	623400	104200	32700	36100
260	365300	109100	29700	30900	340300	102500	42000	29000
260	335100	107400	--	--	252900	76900	--	--
260	303700	--	--	--	--	--	--	--
Média	384.220	96.200	30.933	37.133	481.200	87.475	35.733	34.667
239	--	159000	--	--	--	--	--	--
239	<i>1,0E+07</i>	113800	--	--	--	--	--	--
239	<i>1,0E+07</i>	167300	--	--	--	--	--	--
239	<i>1,0E+07</i>	133400	--	--	--	--	--	--
Média	1,0E+07	1,4E+05						
217	<i>1,0E+07</i>	304300	49500	72100	<i>1,0E+07</i>	292600	53200	67600
217	--	<i>1,0E+07</i>	55700	48000	<i>1,0E+07</i>	140500	75500	60600
217	--	<i>1,0E+07</i>	74800	39100	<i>1,0E+07</i>	213300	52900	46900
217	--	--	--	--	--	199300	--	--
Média	1,0E+07	6,8E+06	6,0E+04	5,3E+04	1,0E+07	2,1E+05	6,1E+04	5,8E+04

Continuação tabela (4.20)

195	--	--	--	--	--	1,04E+06	--	--
195	--	--	--	--	--	1,31E+06	--	--
195	--	--	--	--	--	1,28E+06	--	--
Média						1,21E+06		
174	<i>1,0E+07</i>	<i>1,0E+07</i>	127000	141800	--	<i>1,0E+07</i>	162400	175900
174	<i>1,0E+07</i>	--	232700	96200	--	<i>1,0E+07</i>	114200	138400
174	<i>1,0E+07</i>	--	76000	77400	--	--	401900	113300
174	<i>1,0E+07</i>	--	--	--	--	--	--	--
Média	1,0E+07	1,0E+07	1,5E+05	1,1E+05		1,0E+07	2,3E+05	1,4E+05
130	--	<i>1,0E+07</i>	<i>1,0E+07</i>	<i>1,00E+07</i>	--	--	<i>1,0E+07</i>	420600
130	--	--	--	<i>1,0E+07</i>			<i>1,0E+07</i>	1599400
130				<i>1,27E+06</i>				1315500
Média		1,0E+07	1,0E+07	7,1E+06			1,0E+07	1,1E+06

Valores em itálico – ensaio interrompido antes da ruptura do cdp.

Tabela (4.21) – Fadiga axial – tensão - média de ciclos, desvio padrão, dispersão (%) e relação de vida em fadiga (%).

TABELA – VALORES MÉDIOS / DESVIO PADRÃO / % VIDA									
SEM SHOT PEENING									
σ (MPa)		MB-L.	AC-L	AS-L	AD-L	MB-T	AC-T	AS-T	AD-T
326	N	54.300	27.133	15.700	-	74.875	27.460	17.533	17.767
	DP	13705	1517,7	2262,7	-	14912,5	5737,9	251,7	4787,8
	(DP/N)%	25,2	5,6	14,4	-	19,9	20,9	1,4	26,9
	A/MB		50,0%	28,9%	-		36,7%	23,4%	23,7%
304	N	83.513	36.725	19.100	20.867	147.080	52.850	24.300	24.467
	DP	10726	7924	3579	3946	31900	5073	5632	513
	(DP/N)%	12,8	21,6	18,7	18,9	21,7	9,6	23,2	2,1
	A/MB	-	44,0%	22,9%	25,0%	-	35,9%	16,5%	16,6%
282	N	167.214	51.900	28.400	26.400	-	-	-	-
	DP	42936	13687	5615	3020	-	-	-	-
	(DP/N)%	25,7	26,4	19,8	11,4	-	-	-	-
	A/MB	-	31,0%	17,0%	15,8%	-	-	-	-
260	N	384.220	96.200	30.933	37.133	481.200	87.475	35.733	34.667
	DP	94948	13969	6045	5499	218879	18848	5428	5103
	(DP/N)%	24,7	14,5	19,5	14,8	45,5	21,5	15,2	14,7
	A/MB	-	25,0%	8,1%	9,7%		18,2%	7,4%	7,2%
239	N	1,0E+07	1,4E+05	-	-	-	-	-	-
	DP	-	24432	-	-	-	-	-	-
	(DP/N)%	-	17,0	-	-	-	-	-	-
	A/MB	-	1,4%	-	-	-	-	-	-
217	N	1,0E+07	6,8E+06	6,0E+04	5,3E+04	1,0E+07	2,1E+05	6,1E+04	5,8E+04
	DP	-	5597815	13187	17073	-	62637	12962	10529
	(DP/N)%	-	82,7	22,0	32,2	-	29,6	21,4	18,0
	A/MB	-	67,7%	0,6%	0,5%	-	2,1%	0,6%	0,6%
195	N	1,0E+07	-	-	-	1,0E+07	1,21E+06	-	-
	DP	-	-	-	-	-	151749	-	-
	(DP/N)%	-	-	-	-	-	12,5	-	-
	A/MB	-	-	-	-	-	12,1%	-	-
174	N	1,0E+07	1,0E+07	1,5E+05	1,1E+05	1,0E+07	1,0E+07	2,3E+05	1,4E+05
	DP	-	-	79925	33116	-	-	154086	31504
	(DP/N)%	-	-	55,0	31,5	-	-	68,1	22,1
	A/MB	-	-	1,5%	1,1%	-	-	2,3%	1,4%
130	N	1,0E+07	1,0E+07	1,0E+07	7,1E+06	1,0E+07	-	1,0E+07	1,1E+06
	DP	-	-	-	5041596	-	-	-	615226
	(DP/N)%	-	-	-	71,1	-	-	-	55,3
	A/MB	-	-	-	70,9%	-	-	-	11,1%

As figuras (4.59) até (4.70) apresentam as curvas σ -N, de fadiga axial e superfícies de fratura para as diversas condições de ensaio sem *shot peening*.

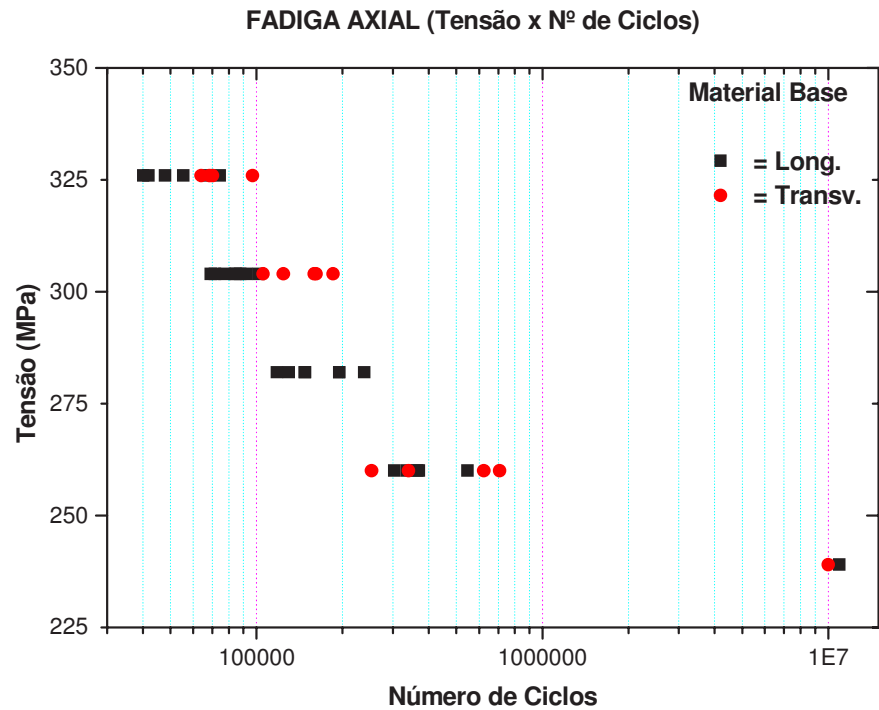


Figura (4.59) – Curvas σ -N de fadiga axial – material base (Al 7050-T7451) – longitudinal e transversal.

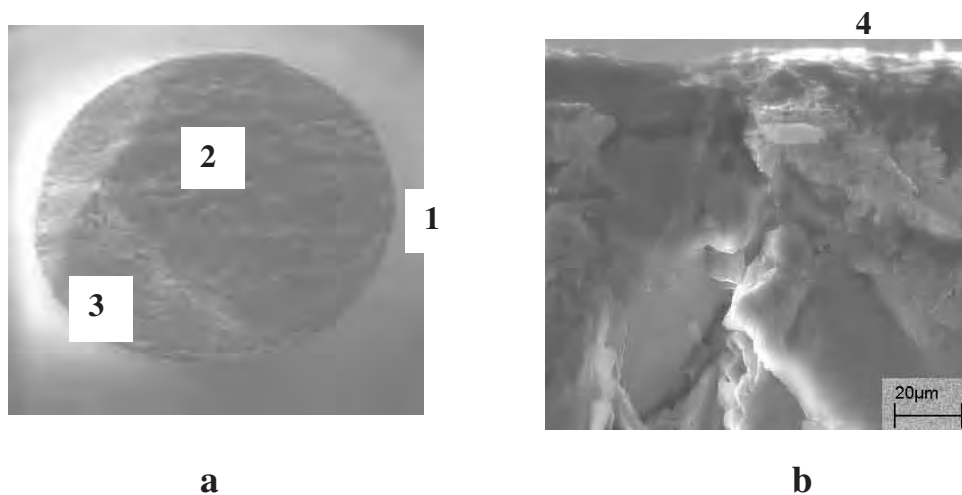


Figura (4.60) – Superfície de fratura - fadiga axial - material base (304MPa, 92.100 ciclos) – longitudinal – Aumento: (a) 40x e(b) 1000x.

A figura (4.60) apresenta a superfície de fratura de um corpo de prova de fadiga axial do material base (304 MPa, 92.100 ciclos). A foto (a) apresenta uma visão geral da superfície de fratura onde se observa o ponto (1) de nucleação da trinca, a região (2) de propagação da trinca e a região (3) rugosa de fratura dúctil. A foto (b) apresenta o ponto de nucleação superficial da trinca (4) e a propagação para o interior do corpo de prova.

Os resultados das tabelas (4.20) e (4.21) apresentam maior resistência à fadiga do material base para a direção transversal em todos os níveis de tensão. Para 326 MPa, o número médio de ciclos e a dispersão percentual são de 74.875 ciclos e 19,9% para a direção transversal e de 54.300 ciclos e 25,2% para a direção longitudinal. Para 260 MPa, os resultados são de 481.200 ciclos e 45,5%, e de 384.220 ciclos e 24,7%, respectivamente. Para os níveis de tensão de 217 MPa, 174 MPa e 130 MPa os corpos-de-prova para ambas as direções foram retirados com $1,0 \times 10^7$ ciclos, antes da fratura.

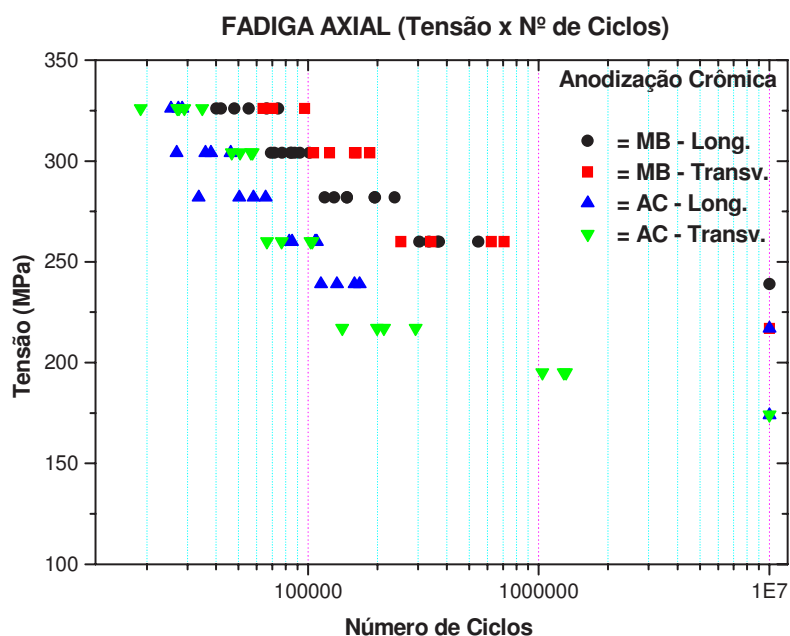


Figura (4.61) – Curvas σ -N de fadiga axial – material base - anodização crômica - longitudinal e transversal.

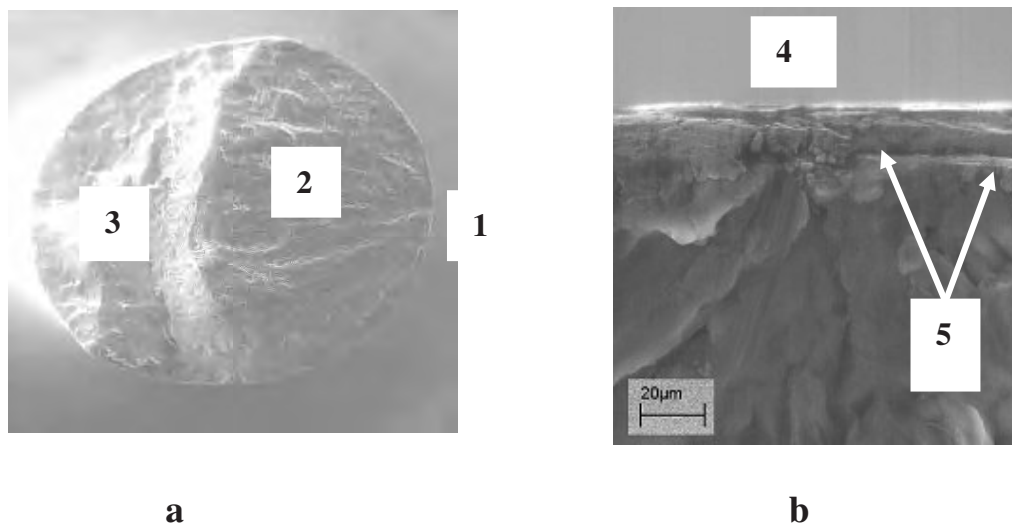


Figura (4.62) – Superfície de fratura - fadiga axial - anodização crômica (282MPa, 58.000 ciclos) – longitudinal – Aumento: (a) 40X e (b) 1000x.

A figura (4.62) apresenta a superfície de fratura de um corpo de prova de fadiga axial com anodização crômica (282 MPa, 58.000 ciclos). A foto (a) apresenta uma visão geral da superfície de fratura onde se pode observar o ponto (1) de nucleação da trinca, a região (2) de propagação da trinca e a região (3) rugosa de fratura dúctil. A foto (b) apresenta o ponto de nucleação na camada anódica da trinca (4), o descolamento da camada anódica (5) e a propagação para o interior do substrato.

Os resultados das tabelas (4.20), (4.21) e da figura (4.61) evidenciam que a anodização crômica reduz a resistência à fadiga em relação ao material base para todos os níveis de tensão, em ambas as direções. Para 326 MPa, os números médios de ciclos com anodização crômica são 27.133 ciclos na longitudinal e de 27.460 ciclos na transversal. Para o material base são 54.300 ciclos e 74.875 ciclos, respectivamente estes resultados mostram que a resistência à fadiga do material com anodização crômica corresponde a 50,0% e 36,7% da resistência à fadiga do material base nas direções longitudinal e

transversal, respectivamente. Para 260 MPa, os números médios de ciclos com anodização crômica são 96.200 ciclos na longitudinal e de 87.475 ciclos na transversal e, para o material base, são 384.220 ciclos e 481.200 ciclos, respectivamente, o que corresponde a 25,0% e 18,2% da resistência à fadiga do material base nas direções longitudinal e transversal, respectivamente.

Os resultados demonstram que o efeito da anodização crômica sobre a resistência à fadiga axial não permite evidenciar tendência de melhores resultados de resistência a fadiga em função da direção longitudinal ou transversal de retirada do corpo-de-prova.

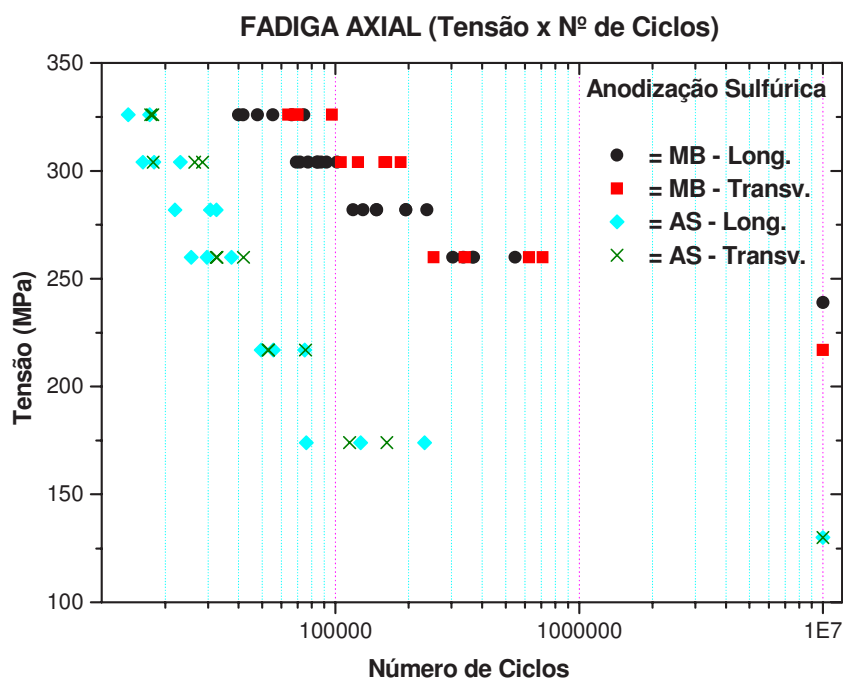


Figura (4.63) – Curvas σ -N de fadiga axial – material base - anodização sulfúrica - longitudinal e transversal.

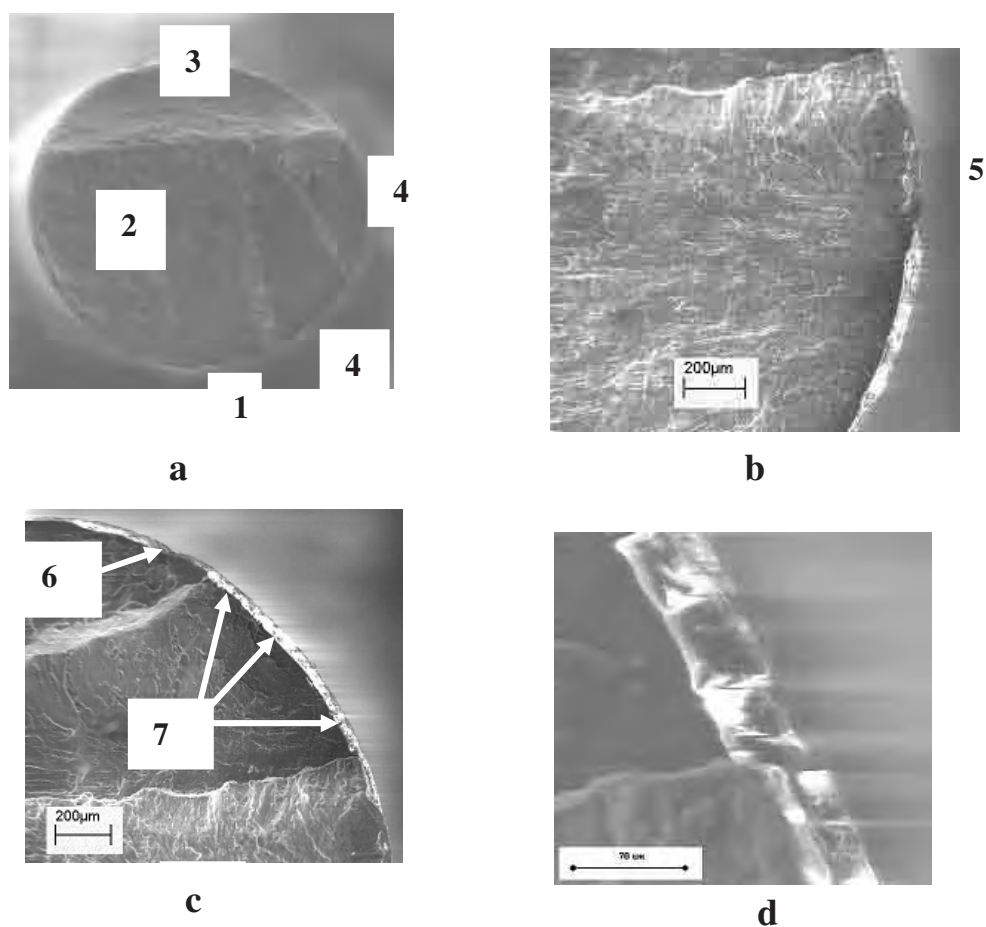


Figura (4.64) – Superfície de fratura de fadiga axial - anodização sulfúrica (174MPa, 76.000 ciclos) – longitudinal- Aumento: (a) 40x, (b) 100x, (c) 100x e (d) 500x.

A figura (4.64) apresenta a superfície de fratura de um corpo de prova de fadiga axial com anodização sulfúrica de médio ciclo (174 MPa, 76.600 ciclos). A foto (a) apresenta uma visão geral da superfície de fratura onde se pode observar a região (1) de nucleação da trinca, a região (2) de propagação da trinca, a região (3) rugosa de fratura dúctil e as regiões (4) de propagação de trincas, distintos da região (1). A foto (b) apresenta a nucleação da trinca na camada anódica (5). A foto (c) apresenta a nucleação da trinca na camada anódica (6) e a região (7) de descolamento da camada anódica. A ocorrência simultânea de outras trincas superficiais está associada a maior agressividade do processo de

anodização sulfúrica sobre a superfície da amostra facilitando o surgimento de outras frentes de trinca superficial. A foto (d) apresenta a camada anodizada.

Os resultados das tabelas (4.20), (4.21) e da figura (4.63) demonstram que a anodização sulfúrica reduz a resistência à fadiga em relação ao material base para todos os níveis de tensão, em ambas as direções. Para 326 MPa os números médios de ciclos com anodização sulfúrica são 15.700 ciclos na longitudinal e de 17533 ciclos na transversal e para o material base são 54.300 ciclos e 74.875 ciclos, respectivamente. Estes resultados evidenciam que a resistência à fadiga do material com anodização sulfúrica corresponde 28,9% e 23,4% da resistência à fadiga do material base nas direções longitudinal e transversal, respectivamente. Para 260 MPa, os números médios de ciclos com anodização sulfúrica são 30.933 ciclos na longitudinal e de 35.733 ciclos na transversal e, para o material base, são 384.220 ciclos e 481.200 ciclos, respectivamente, o que corresponde a 8,1% e 7,4% da resistência à fadiga do material base nas direções longitudinal e transversal, respectivamente. Os resultados evidenciam que a anodização sulfúrica apresenta menores resultados de resistência à fadiga que a anodização crômica, para todos os níveis de tensão.

Os resultados demonstram que o efeito da anodização sulfúrica sobre a resistência à fadiga axial apresenta uma tendência de melhores resultados de resistência à fadiga para a direção transversal de retirada do corpo-de-prova. Para 326 MPa, os números médios de ciclos e as dispersões percentuais para as direções transversal e longitudinal são 17.533 ciclos, 1,4% e 15.700 ciclos, 14,4%, respectivamente. Para 260 MPa, são 35.733 ciclos, 15,2% e 30.933 ciclos, 19,5%, respectivamente. Para 174 MPa, são $2,3 \times 10^5$ ciclos e 68,1% e $1,5 \times 10^5$ ciclos e 31,5%, respectivamente.

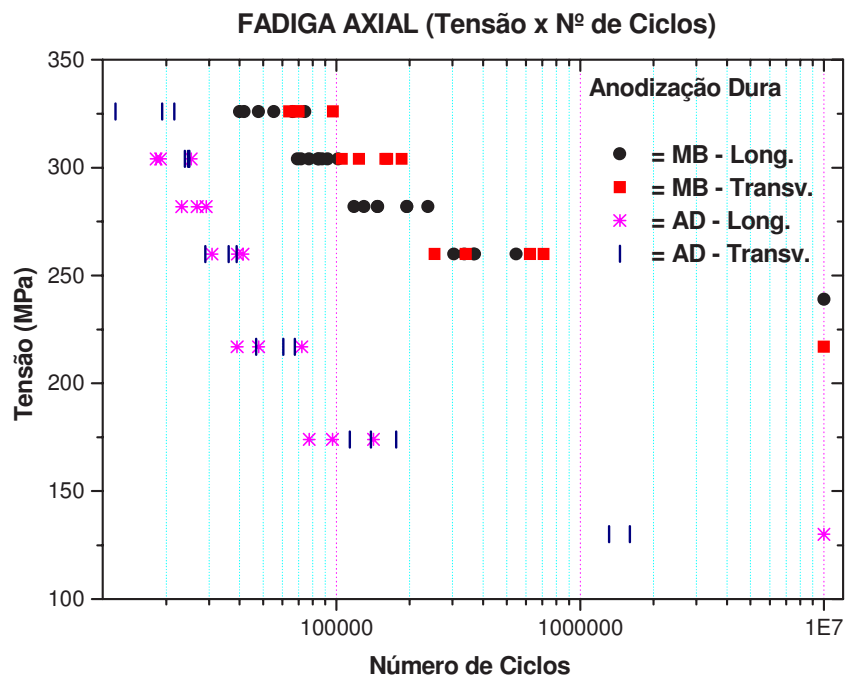


Figura (4.65) – Curvas σ -N de fadiga axial – material base - anodização dura - longitudinal e transversal.

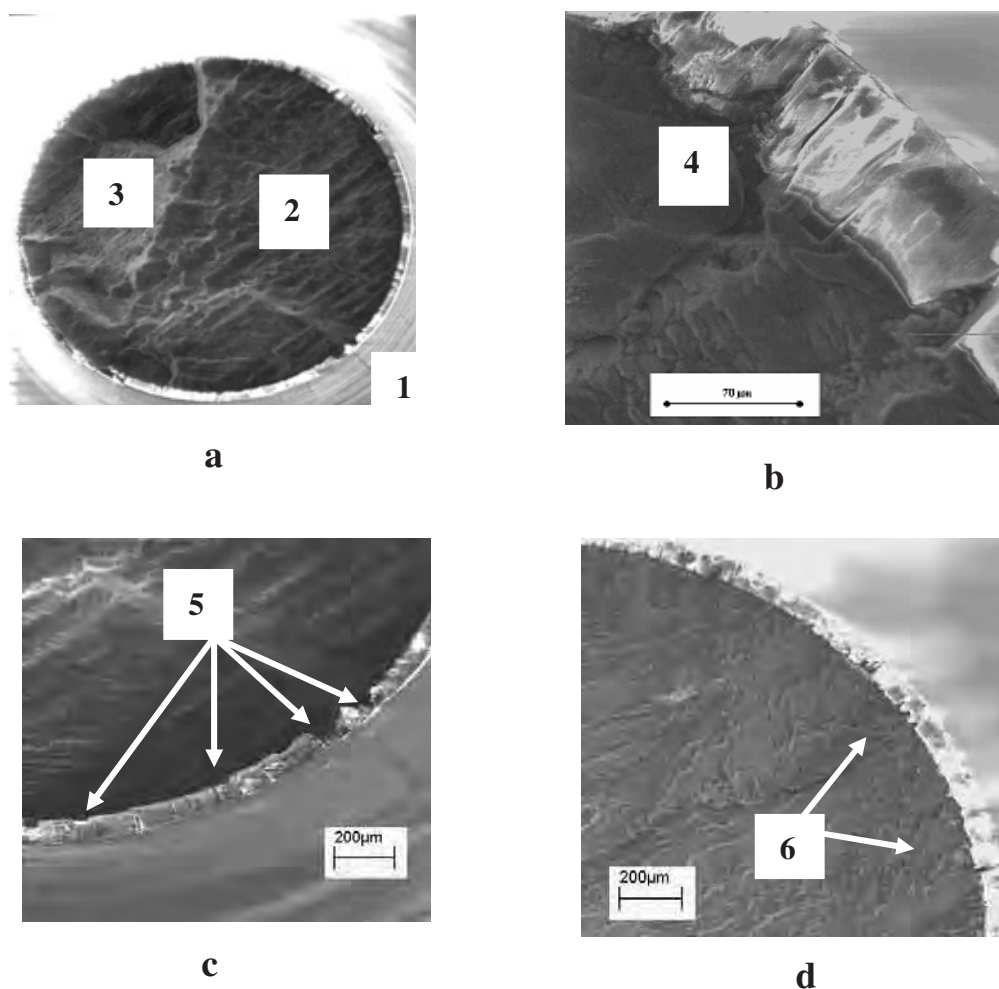


Figura (4.66) - Superfície de fratura - fadiga axial - anodização dura (217 MPa, 67.600 ciclos) – transversal – Aumento: (a) 40x, (b) 500x, (c) 100x e (d) 100x.

A figura (4.66) apresenta a superfície de fratura de um corpo de prova de fadiga axial com anodização dura (217 MPa, 67.600 ciclos). A foto (a) apresenta uma visão geral da superfície de fratura onde se pode observar a região (1) de nucleação da trinca, a região (2) de propagação da trinca e a região (3) rugosa de fratura dúctil. A foto (b) apresenta o ponto (4) de nucleação da trinca na camada anódica e a propagação para o interior do substrato. A foto (c) apresenta outros pontos de nucleação de trincas sobre a camada anodizada (5). A foto (d) apresenta pontos de propagação de trinca a partir da interface entre a camada anodizada e o substrato (6).

Os resultados das tabelas (4.20) e (4.21) e da figura (4.65) evidenciam que a anodização dura reduz a resistência à fadiga em relação ao material base para todos os níveis de tensão, em ambas as direções. Para 304 MPa, os números médios de ciclos com anodização dura são 20.867 ciclos na longitudinal e de 24.467 ciclos na transversal. Para o material base, são 83.513 ciclos e 147.800 ciclos, respectivamente. Estes resultados evidenciam que a resistência à fadiga do material com anodização dura corresponde a 25,0% e 16,6% da resistência à fadiga do material base nas direções longitudinal e transversal, respectivamente. Para 174 MPa, os números médios de ciclos com anodização dura são $1,1 \times 10^5$ ciclos na longitudinal e de $1,4 \times 10^5$ ciclos na transversal e, para o material base, são $1,0 \times 10^7$ ciclos em ambas as direções. É importante salientar que o ensaio do metal base para a tensão de 174 MPa foi interrompido com $1,0 \times 10^7$ ciclos antes da fratura do corpo-de-prova, o que permite concluir que, para este nível de tensão, a redução da vida em fadiga é ainda mais intensa do que a aferida.

Os resultados evidenciam que a anodização dura apresenta menores resultados de resistência à fadiga que a anodização crômica, para todos os níveis de tensão.

Os resultados demonstram que o efeito da anodização dura sobre a resistência à fadiga axial não permite evidenciar tendência de melhores resultados de resistência a fadiga em função da direção longitudinal ou transversal de retirada do corpo-de-prova.

A figura (4.67) apresenta o espalhamento dos resultados obtidos para as diversas condições de ensaio de fadiga axial no sentido longitudinal e transversal, em todas as condições ensaiadas, evidenciando a maior resistência do material base sobre os anodizados.

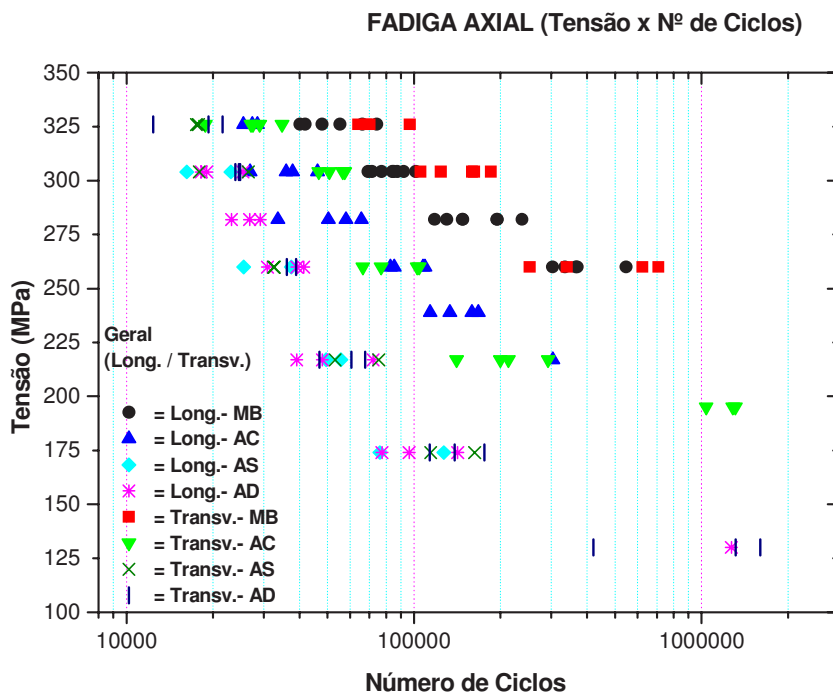


Figura (4.67) – Curvas σ -N de fadiga axial – longitudinal e transversal.

Os resultados confirmam a maior resistência à fadiga do material base sobre os demais processos de anodização, seguido da anodização crômica para ambas as direções e uma tendência de melhor comportamento para a anodização sulfúrica sobre a dura para fadiga de alto ciclo.

O material base apresenta maior resistência à fadiga axial, para todos os níveis de tensão estudados, nas direções longitudinal e transversal.

Os resultados evidenciam a tendência de maior resistência à fadiga do material base, para a direção transversal em todos os níveis de tensão.

Existe uma redução significativa na resistência à fadiga axial, quando se comparam as anodizações com o material base, variando entre 32,3% e 99,5%, na direção longitudinal, e entre 64,1% e 99,4%, na direção transversal.

As camadas anódicas apresentam trincas superficiais que ao atingirem o substrato se propagam para o interior do corpo de prova.

As figuras (4.68) a (4.70) apresentam as curvas σ -N de fadiga axial, usando o número médio de ciclos para todos os níveis de tensão estudados e condições superficiais, nas direções longitudinal e transversal.

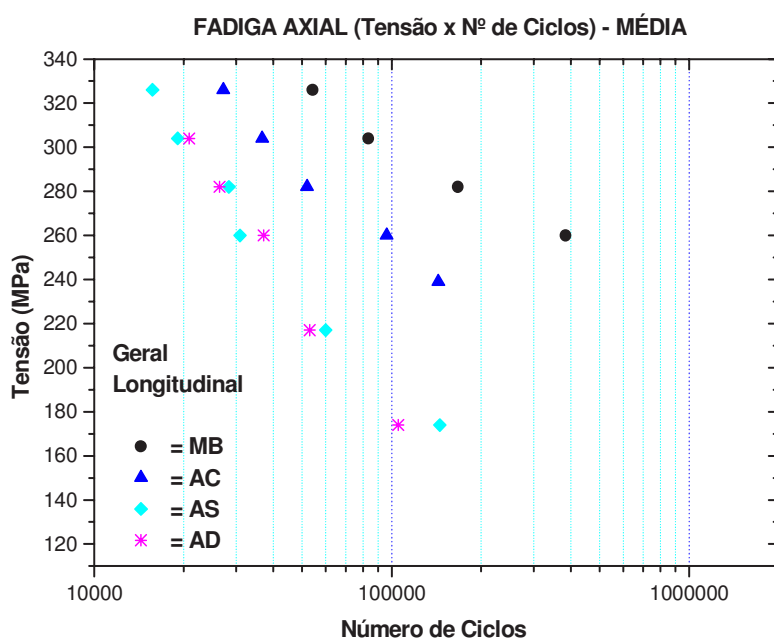


Figura (4.68) – Curvas σ -N de fadiga axial – valores médios – longitudinal.

Os resultados da tabela (4.21) e da figura (4.68) para a direção longitudinal evidenciam que os ensaios com material base apresentaram um maior número de ciclos médios seguido da anodização crômica, para todos os níveis de tensão estudados. Para as anodizações sulfúrica e dura os resultados em fadiga axial apresentam comportamentos semelhantes de resistência à fadiga. Para 304 MPa, os números médios de ciclos, as dispersões médias e a relação de resistência à fadiga com o material base para as anodizações sulfúrica e dura são 19.100 ciclos, 18,7% de

dispersão e 22,9% da resistência à fadiga axial do material base; para a anodização sulfúrica são de 20.867 ciclos, 18,9% de dispersão e 25,0% da resistência à fadiga axial do material base, para a anodização dura. Para 282 MPa, os resultados são 28.400 ciclos, 19,8% e 17,0% para a sulfúrica, e de 26.400 ciclos, 11,4% e 15,8% para a dura. Para 217 MPa, são $6,0 \times 10^4$ ciclos, 22,0% e 0,6%, para a sulfúrica e $5,3 \times 10^4$ ciclos, 32,2% e 0,6%, para a dura.

O efeito dos processos de anodização sobre a resistência à fadiga axial do material base fica melhor caracterizado quando se analisa a relação percentual da resistência à fadiga das anodizações com o material base. Para a tensão de trabalho de 304MPa os resultados são, com anodização crômica, 44,0% da resistência do material base; para anodização sulfúrica, 22,9% da resistência do material base e, para a anodização dura, 25% da resistência do material base. Para 282 MPa, são, respectivamente, 31% - AC, 17% - AS e 15,8% - AD. Para 260 MPa, são, respectivamente, 25% - AC, 8,1% - AS e 9,7% - AD. Para 217 MPa são, respectivamente, 67,7% - AC, 0,6% - AS e 0,5% AD, é importante salientar que o ensaio do metal base para a tensão de 217 MPa foi interrompido com $1,0 \times 10^7$ ciclos antes da fratura do corpo o que permite concluir que, para este nível de tensão, a redução da vida em fadiga é ainda mais intensa do que a aferida.

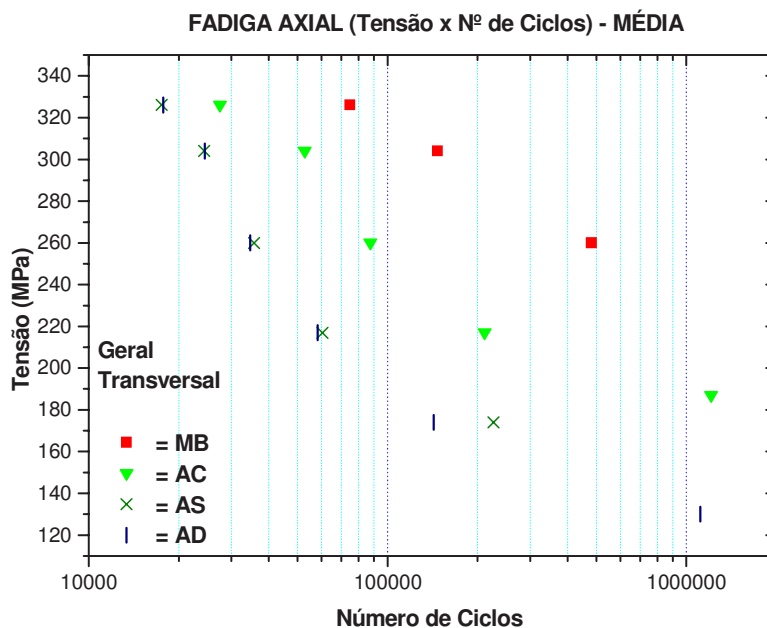


Figura (4.69) – Curvas σ -N de fadiga axial – valores médios – transversal.

Os resultados da tabela (4.21) e da figura (4.69) para a direção transversal evidenciam que os ensaios com material base apresentaram um maior número de ciclos médios seguido da anodização crômica, para todos os níveis de tensão estudados. Para as anodizações sulfúrica e dura os resultados em fadiga axial apresentam comportamentos semelhantes de resistência à fadiga. Para 304 MPa, os números médios de ciclos, as dispersões médias e a relação de resistência à fadiga com o material base para as anodizações sulfúrica e dura são 24.300 ciclos, 23,2% de dispersão e 16,5% da resistência à fadiga axial do material base; para a anodização sulfúrica são de 24.467 ciclos, 2,1% de dispersão e 16,6% da resistência à fadiga axial do material base, para a anodização dura. Para 260 MPa, os resultados são 35.733 ciclos, 15,2% e 7,4% para a sulfúrica e de 34.667 ciclos, 14,7% e 7,2%, para a dura. Para 217 MPa, são $6,1 \times 10^4$ ciclos, 21,4% e 0,6% para a sulfúrica e $5,8 \times 10^4$ ciclos, 18,0% e 0,6%, para a dura.

O efeito dos processos de anodização sobre a resistência à fadiga axial do material base fica melhor caracterizado quando se analisa a relação percentual da resistência à fadiga das anodizações com o material base. Para a tensão de trabalho de 304MPa os resultados são: com anodização crômica, 35,9% da resistência do material base; para anodização sulfúrica, 16,5% da resistência do material base e para a anodização dura, 16,6% da resistência do material base. Para 260 MPa, são respectivamente, 18,2% - AC, 7,4% - AS e 7,2% - AD. Para 217 MPa são respectivamente, 2,1% - AC, 0,6% - AS e 0,6% AD. É importante salientar que o ensaio do metal base para a tensão de 217 MPa foi interrompido com $1,0 \times 10^7$ ciclos antes da fratura do corpo o que permite concluir que, para este nível de tensão, a redução da vida em fadiga é ainda mais intensa do que a aferida.

A figura (4.70) apresenta as curvas S-N, para a média de número de ciclos em todos os níveis de tensão estudados.

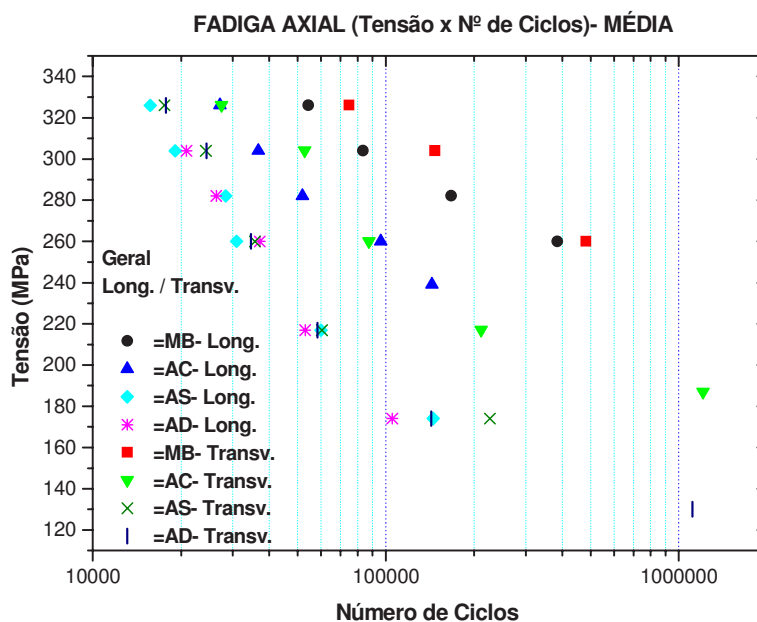


Figura (4.70) – Curvas σ -N de fadiga axial – valores médios - longitudinal e transversal.

Os resultados confirmam a maior resistência à fadiga do material base sobre os demais processos de anodização, seguido da anodização crômica para ambas as direções e uma tendência de melhor comportamento para a anodização sulfúrica sobre a dura para fadiga de alto ciclo.

O material base apresenta maior resistência à fadiga axial, para todos os níveis de tensão estudados, nas direções longitudinal e transversal.

Os resultados mostram a tendência de maior resistência à fadiga do material base, para a direção transversal, em todos os níveis de tensão.

Existe uma redução significativa na resistência à fadiga axial do material base para todas as anodizações.

As camadas anódicas apresentam trincas superficiais que, ao atingirem o substrato, propagam-se para o interior do corpo-de-prova.

CAPÍTULO 5 – CONCLUSÕES

Em função dos objetivos propostos para a realização deste trabalho, ou seja, analisar o efeito do processo de shot peening e das anodizações crômica, sulfúrica e dura sobre a resistência à fadiga da liga 7050-T7451, podem ser feitas as seguintes afirmações:

5.1 – EFEITO DA ANISOTROPIA

1) Para fadiga por flexão rotativa de baixo e médio ciclos a direção longitudinal apresenta uma tendência de melhor comportamento em fadiga. Para alto ciclo o melhor comportamento é na direção transversal.

2) Para fadiga por flexão alternada é observado o mesmo comportamento discutido no parágrafo anterior.

3) Para fadiga axial a direção transversal é a que apresenta os melhores resultados de resistência à fadiga para todos os níveis estudados.

5.2 – TENSÕES RESIDUAIS

1) Os processos de fabricação induzem tensões residuais trativas nas camadas superficiais dos corpos-de-prova.

2) O processo de anodização crômica não apresenta tensão residual na superfície, mas induz tensão residual compressiva de baixa intensidade, nas camadas sub-superficiais.

3) O processo de anodização sulfúrica não apresenta tensão residual na superfície, mas induz tensão residual trativa nas camadas sub-superficiais.

4) O processo de anodização dura induz tensões residuais trativas na superfície e camadas sub-superficiais.

5) O processo de *shot peening* induz tensões residuais compressivas na superfície e camadas sub-superficiais para todas as condições analisadas.

5.3 – FADIGA POR FLEXÃO ROTATIVA

5.3.1 – Flexão rotativa sem *shot peening*

1) Todos os processos de anodização reduzem a resistência à fadiga em relação ao material base para todas as condições analisadas.

2) Para fadiga de baixo ciclo as anodizações apresentam resultados semelhantes de resistência à fadiga. Para fadiga de alto ciclo observa-se tendência de melhor desempenho para a anodização crômica, seguida das anodizações sulfúrica e dura, respectivamente.

3) A dispersão dos resultados é menor para as anodizações do que para o material base para os níveis de médio e alto ciclos.

4) Para as menores tensões observa-se as maiores perdas de resistência à fadiga em relação ao material base.

5.3.2 – Flexão rotativa com *shot peening*

1) O processo de *shot peening* seguido de anodização aumenta a resistência à fadiga para todas as condições analisadas.

2) Os resultados com *shot peening* e anodização apresentam menores dispersões que o material base para a maioria das condições analisadas.

3) O melhor desempenho de resistência à fadiga é obtido para a anodização crômica, para praticamente todas as condições analisadas, seguido das anodizações sulfúrica e dura, respectivamente.

4) O aumento da resistência fadiga em relação ao material base é maior para os menores níveis de tensão.

5.4 – FADIGA POR FLEXÃO ALTERNADA

5.4.1 – Flexão alternada sem *shot peening*

1) Todos os processos de anodização reduzem a resistência à fadiga em relação ao material base, para todos os níveis de tensão analisados.

2) Para a fadiga de baixo e médio ciclos, a anodização crômica apresenta o melhor desempenho na direção longitudinal e a anodização sulfúrica, na direção transversal.

5.4.2 – Flexão alternada com shot peening

1) O processo de anodização seguido de anodização aumenta a resistência à fadiga em relação às anodizações sem *shot peening* em todas as condições analisadas.

2) O processo de *shot peening* seguido de anodização aumenta a resistência à fadiga em relação ao material base para praticamente todas as condições analisadas.

3) O aumento da resistência à fadiga é maior para os menores níveis de tensão.

4) O shot peening e anodização crômica apresentam os melhores resultados de resistência à fadiga para praticamente todas as condições analisadas.

5.5 – FADIGA AXIAL

5.5.1 – Fadiga axial sem *shot peening*

1) Todos os processos de anodização reduzem a resistência à fadiga em relação ao material base para todas as condições analisadas.

2) A anodização crômica apresenta o melhor comportamento em fadiga axial para todas as condições analisadas e observa-se uma tendência para as anodizações sulfúrica e dura, respectivamente.

3) Os melhores resultados de resistência à fadiga são na direção transversal para a maioria das condições analisadas.

5.6 – CONCLUSÕES GERAIS

1) Os processos de anodização reduzem a resistência à fadiga do material base para todas as condições analisadas.

2) O processo de *shot peening* neutraliza os efeitos negativos da anodização e promove um aumento da resistência à fadiga sobre o material base para a maioria das condições analisadas.

3) O efeito da anisotropia é mais efetivo para os ensaios de fadiga axial e os melhores resultados de resistência a fadiga aparecem na direção transversal.

4) Todos os processos de fabricação e tratamentos realizados sobre o material afetam as condições de tensão residual no material.

CAPÍTULO 6 – PROPOSTAS DE TRABALHOS FUTUROS

Em face aos resultados obtidos e das conclusões expostas no capítulo anterior, são sugeridos os seguintes tópicos para a continuação deste trabalho:

- 1) Comparar os resultados do *shot-peening* com anodizações e o material base com *shot peening*, para quantificar a relação de resistência à fadiga;
- 2) Estudar o efeito de diferentes espessuras de camada anodizada sobre a resistência à fadiga;
- 3) Estudar o efeito das anodizações sobre outras ligas de alumínio (Ex: 7010 ou 2024);
- 4) Estudar o comportamento da camada anódica para solicitações cíclicas; e
- 5) Estudar o efeito de outras intensidades de *shot-peening* sobre os materiais anodizados.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- AA - “Alloy and Temper Designation System for Aluminum – AA H35.1” – Aluminum Association, E.U.A., 2000.
- AA - “Aluminum Standards and Data 2000”, The Aluminum Association, Washington D.C – U.S.A, 2001.
- ABAL - Associação Brasileira do Alumínio
/www.abal.org.br/aluminio/ligas_fundicao.asp -11/08/2006
- ABAL - Comissão Técnica da Associação Brasileira do Alumínio – , Guia Técnico do Alumínio – Tratamento de Superfície, pp. – 179 1996.
- ABM - Propriedades e Usos de Metais Não-Ferrosos, Mario Rennó Gomes & Ettore Bresciani Filho, ABM, São Paulo, 1987.
- ABRACO - Associação Brasileira de Corrosão
<http://www.abraco.org.br/corros10.htm> - 20/08/2006
- ABRAMOVICI, E., LEBLANC, P., WEAVER, B. The influence of etch pits on the fatigue life of anodized aluminum alloy: fractographic examination. In: International Conference and Exhibits on Failure Analysis, Quebec. p. 21-32, 1991.
- AMORIM, C. E. S., Análise dos Recobrimentos Anticorrosivos Aplicados Sobre um Aço Aeronáutico de Alta Resistência no Comportamento em Fadiga. Tese de Doutorado, FEG/UNESP, 2003.
- ARIETA, F. G., GAWNE, D.T., The wettability and durability of chromium plating. Surface and Coating Technology, v.73, p. 105-110, 1995.
- ASM - Handbook, volumes 2, 4 e 9, American Society for Materials, Ohio, USA.
- ASM - “Aluminum – Properties, Physical Metallurgy and Phase Diagrams”; American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1967.
- ASM – “Aluminum: properties and Physical Metallurgy”, J.E. Hatch, Metals Park, USA, 1990.

ASM - "Metals Handbook – 8 ed. – Vol. 9 – Fractography and Atlas of Fractographs" – American Society For Metals, Metals Park, Ohio, E.U.A , 1974

ASM - "Metals Handbook Desk Edition – Mechanical Testing", 2 ed., American Society for Metals, E.U.A., 1998.

ASM - COMITTES ON SHOT PEENING. Shot Peening. Revised by Ted Kostilnik, Wheelabrator Corporation. p.126-135.

ASM - HANDBOOK. Surface engineering. v.5, p 482 – 493, 1996.

ASM - INTERNATIONAL, Stress corrosion cracking of aluminum alloys, v. 13, cap. 8, p. 233, 1992.

ASM - Metals handbook, vol.2, Properties and selection: nonferrous alloys and pure metals, ASM, M. Park, 9 ed., pp- 32-36, 1979.

ASTM - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. E 837: Standard Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain-Gage Method. Philadelphia, 1994.

ASTM - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. E 8: Standard Test Method for Tension Testing of Metallic Materials.

ASTM - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. E - 647-88a: Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates, pp-(648-667).

ATLURI, S. N., KOBAYASHI, A. S., Elastic-Plastic Fracture, Computational Methods in the Mechanics and Mathematical Methods, Elsevier Science Publishers B.V., pp.-55-57, 1986.

BAPTISTA, C. A. R. P., Modelagem preditiva do comportamento de trincas de fadiga com aplicação ao titânio de pureza comercial. 120f. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais – Materiais Refratários) – FAENQUIL, Lorena, 2000.

BEITEL, G. A., BOWLES C. Q., Influence of anodic layers on fatigue crack initiation in aluminum. Metals Science Journal, v.5, p 65 – 91, 1971.

BEST, K. F., High Strength Materials for Aircraft Landing Gear,

Aircraft Engineering. P.14-24, 1986.

BRESCIANI, F. E., Seleção de Metais Não-Ferrosos, 2 ed., Campinas, SP: Editora UNICAMP, 1997.

BROEK, D., Elementary Engineering Fracture Mechanics, Nordhoff International Publishing, Leyden, 1986.

BUCCI, R.J., "Selecting Aluminum Alloys to Resist Failure by Fracture Mechanisms", Engineering Fracture Mechanisms, vol. 12, pp. 407-441, Pergamon Press Ltd, Inglaterra, 1979.

BUFFOLI, A., PESETTI, M., In: C.C. Berndt, S (Eds.). Proc. 8 ed. Thermal spray conf: thermal spray science and technology, ASM international, Materials Park. P. 671, OH, USA, 1995.

CAMARGO, J. A. M. de Propagação de Trinca por Fadiga na Liga de Alumínio 7475-T761 Submetida a Carregamento de Amplitude Constante e Variável; Tese de Mestrado, FEG/UNESP, Guaratinguetá, 1995.

CAMPOS, P. P., A Influência da Espessura da Camada Produzida por Anodização Crômica (CrO_3) na Vida em Fadiga por Flexão Rotativa, em uma Liga de Alumínio 7050 T7451, Tese de Mestrado, UNESP/FEG, Guaratinguetá, 2000.

CAO, W., FATHALLAH, R., CASTEX, L., Correlation of Almen arc height with residual stresses in shot peening process. Materials Science and Technology. v.11, p. 967-973, 1995.

CARVALHO, A.L.M., NASCIMENTO, M.P., BRITO, V.L.O., CAMARGO, J.A.M., VOORWALD, H.J.C., "Efeito da Anisotropia no Comportamento em Fadiga da Liga de Alumínio 7050-T745 1, de Aplicação Aeronáutica", Congresso em Ciências de Materiais da Região Sul-SULMAT, Joinville, SC, pp. 347-3 52, 2000.

CARVALHO, A.L.M., Comportamento Mecânico das Ligas de Alumínio 7010-T74 e 7050-T7451 de Aplicação Aeronáutica, Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica — Projetos e Materiais) — FEG/UNESP, Guaratinguetá, 1999.

CARVALHO, A.L.M., Efeito das Tensões Residuais na Fratura e

Resistência à Fadiga da Liga de Alumínio 7050 T7451. Tese Doutorado, FAENQUIL/DEMAR, Lorena, 2004.

CIESLAK, S. J., MEHR, P. L., ALCOA 7475 Sheet and Plate, Aluminum Company of America, Application Engineering Division, Alcoa Center, Pennsylvania 15069, December 1985.

CPMA - Companhia Pernambucana do Meio Ambiente – Roteiro Complementar de Licenciamento e Fiscalização: Tipologia Galvanoplastia, Recife 2001, pp. 107.

CURTIS et al. Predicting the interfaces between fatigue crack growth regimes in 7150 – T651 aluminum alloy using the fatigue damage map, International Journal of Fatigue 25 - p 59-66. 2003

DE LOS RIOS, E. R., WALLEY. A., MILLAN, M.T., HAMMERSLEY, G., Fatigue crack initiation and propagation on shot-peened surfaces in A316 stainless steel, International Journal Fatigue Vol.17, no.7, pp. 493-499, 1995.

DIEPART, C. P. Modeling of shot peening residual stresses — practical applications. Materials Science Forum, Suíça, v. 163-165, p. 457-464, 1994.

DIETER, G.E., Mechanical Metallurgy (SI metric edition), McGraw Hill Book Co. 3 ed., 1988.

DOWLING, N.E., “Mechanical Behavior of Materials – Engineering Methods for Deformation, Fracture and Fatigue”, Prentice Hall, E.U.A., 1993.

DUTRA, A. M. D., Estudo da Corrosão das Ligas AA 2024 e AA 7050 em Soluções de NaCl Contendo Nitrato e Nitrito. Tese de Mestrado; FEG/UNESP 2002.

EIFERT, A. J., THOMAS, J. P., Influence of anodization in the fatigue life of W E 43 A – T6 magnesium. Scripta Materialia. v. 40, n.8, p. 929-935, 1999.

FAA - Department of Transportation, Federal Aviation Administration, “Corrosion Control for Aircraft”, Advisory Circular, 43-4A, 1991.

FINE, M. E., Fatigue Resistance of Metals, Metallurgical Transactions, Vol.11A, p.-(365-379), 1980.

FONSECA, M. P. C. Evolução do Estado de Tensões Residuais em Juntas soldadas de tabulação durante ciclos de fadiga. 2000. 114f. Tese (Doutorado — Ciências em Engenharia metalúrgica e de materiais) — COPPE, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro.

FONTANA, M. C., GREENE, N. D., Corrosing Engineering, McGraw-Hill International Company, Japan, 465 p, 1983.

GARCÉS, Y., SÁNCHEZ, H., BERRÍOS, J., PERTUZ, A., CHITTY, J., HINTERMAN, H., PUCHI, E. S., Fatigue behavior of a quenched and tempered AISI 4340 steel coated with an electroless NI – P deposit. Thin solid films. V. 355-356, p. 487-493, 1999.

GENTIL, V., Corrosão. 3. ed., Livros Técnicos e Científicos, Rio de Janeiro: 1996.

GOMES, M.R., BRESCIANI, E., Propriedades e Usos de Metais Não-Ferrosos, ABM, São Paulo, 1997.

GODEFROID, L. B., Propagação de Trinca por Fadiga sob Carregamento com Amplitude Constante e Variável em Ligas de Alumínio para a Indústria Aeronáutica, Tese de Doutorado, COPPE-UFRJ, 1993.

GOUGH, H. J., American Society for Testing and Materials (ASTM), vol.33, p.3-114, 1933.

GRAÇA, M. L. A., CAMPOS, P. P., Análise de estruturas de aeronaves. São José dos Campos: CENIPA/Comando da Aeronáutica. (Apostila de Segurança de Vôo). p.28, 1989.

GRANDT Jr., A. F., “Fatigue for Engineers”, www.asme.org/education/prodev/cdseries.htm - 28/09/2003.

GROSSKREUTZ, J. C., Fatigue mechanisms and the development of fatigue resistant materials. In: air Force Conference on Fatigue and Fracture of Aircraft, 1970.

GUAGLIANO, M., VERGANI, L., An approach for prediction of fatigue strength of shot peened components. Engineering Fracture Mechanics. v.

71, p. 501-512, 2004.

GUIMARÃES, A.V., Estudo Comparativo da Deformação a Frio sobre as Propriedades Mecânicas de uma Liga de Alumínio 7475-T761, Tese de Mestrado, FEG/UNESP, Dezembro 1994.

GUROVA, T. T., TEODÓSIO, J. R., REBELLO, J. M. A., MONIN, V., Study of the residual stress state during plastic deformation under uniaxial tension in a 5,0 Cr and 0,5 Mo steel, Scripta Materiali. v. 36 (9), p. 1031-1035, 1997.

HAUK, V., Structural and Residual Stress Analysis by Nondestructive Methods, Evaluation, Application, Assessment, 1997.

HERTZBERG, W. R., "Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials", John Wiley & Sons Inc., 4 ed., E.U.A., 1996.

HERZOG, R., ZINN, W., SCHOLTES, B., WOHLFAHRT, H., The significance of Almen intensity for the generation of shot peening residual stresses. In: International Conference on Shot Peening, São Francisco. p. 270-281, 1996.

HOLLINGSWORTH C. H., HUNSICKER, H. Y., Corrosion of aluminum and aluminum alloys. In: ASM Handbook: Corrosion, v. 13, p 563-609, 1996.

<http://www.infomet.com.br/aluminio.php> - 17/08/2006

HUNEAU, B., MENDEZ, J., CHOQUEUSE, D., Influence of environment on the fatigue behavior of the high strength steel SE702. In: EUROMAT, 2000, Tours. Anais: Elsevier, v.2, p. 1169-1174, 2000.

IRVING, P. E., MCCARTNEY, L. N., Prediction of Fatigue Crack Growth Rates: Theory, Mechanisms and Experimental Results, Fatigue 1977- Conference Hold at the University of Cambridge, 1977.

IVANOV, S. A., MONIM, V. I., TEODOSIO, J. R. New method of x-ray tensometry. In International Conference on Experimental Mechanics, 10, 1994, Lisboa. Proceedings... Lisboa, p. 757-761, 1994.

JONES, A. R., Microcracks in hard chromium electrodeposits, Plating and Surface Finishing, April, 1989, p.62 – 66.

LANKFORD, J., Initiation and early growth of fatigue cracks in high strength steel. *Journal Engineering Fracture Mechanics*, v.9, p. 617-624, 1977.

LIU, J., KULAK, M., “A New Paradigm in the Design of Aluminum Alloys for Aerospace Applications”, *Materials Science Forum*, vols. 331-337, p. 127-140, Suíça, 2000.

MACHERAUCH, E., KLOOS, K. H., Origin, Measurement and Evaluation of Residual Stresses. In: *Residual Stress In Science and Technology*. Anais... Edited by: E. Macherauch. V. Hauk DGM Verlag, p.3-27, 1987.

MAGNIN, T., Fundamentals of corrosion fatigue. *Fatigue 93*, Fifth International Conference on Fatigue Thresholds, V. III, pp. 733 – 744, Canada. 2 – 7 May, 1993.

MAGNUSEN, P. E, et al., Analysis and production of microstructural effects on long-term fatigue performance of on aluminum aerospace alloy. *J. Fatigue* vol. 19, n. 1, p.275-283, 1997.

MARTINS, A. R., Correlação entre a tenacidade e aspectos da liga de alumínio 7050 de uso na indústria aeronáutica. Rio de Janeiro. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) Pontifícia Universidade Católica, p. 1-13, 1996.

MCGRANN, R. T. R. et al. The effect of coating residual stress on the fatigue life of thermal spray-coated steel and aluminum. *Surface and Coatings Technology*, v.108-109, p. 59-64, 1998.

MCGRANN, R. T. R., GREVING D. J., SHADLEY, J. R., RYBICKI, E. F., BODGER, B. E., D. A. Somerville. The effect of residual stress in HVOF tungsten carbide coatings on the fatigue life in bending of thermal spray coated aluminum, *Journal of Thermal Spray Technology*. V. 7, p. 546-552, December 1998.

MENDOZA, F. B., Estudo das condições do tratamento térmico da liga 7050. São José dos Campos (monografia apresentada ao Instituto Tecnológico da Aeronáutica, para obtenção de título de mestrado), p. 1-

8, 1986.

MEYERS, M. A., CHAWLA, K. K., *Princípios de Metalurgia Mecânica*, Editora Edgard Blücher Ltda, 1982.

MIL - “Metallic Materials and Elements for Aerospace Vehicles and Structures – Military Handbook – number 5, version H”, United States Department of Defense, 1998.

MILLER, M. S., GALLAGHER, J. P., *An Analysis of Several Fatigue Crack Growth Measurement and Data Analysis*, American Society for Testing and Materials, ASTM-STP738, pp.-205-251, 1981.

MONIN, V., TEODÓSIO, J. R., GUROVA, T. *Analysis of residual stress state in speed gears for automotive vehicles. Advances in X-ray Analysis, USA, v.44, 2002.*

MULLINO, E., SILVA, A., VILELA, J. C., *Noções gerais sobre o alumínio e suas ligas. São José dos Campos: EMBRAER - DRI - RIH - HTR, p 42 (apostila), 1980.*

MURAKAMI, Y., KODAMA, S., KONUMA, S., *Quantitative evaluation of effects of non-metallic inclusions on fatigue strength of high strength steels. I: Basic fatigue mechanism and evaluation of correlation between the fatigue fracture stress and the size and location of non-metallic inclusions. International Journal of Fatigue, v.11, n.5, p. 291-499, 1989.*

NASCIMENTO, M. P., SOUZA, R.C., PIGATIN, W.L., VOORWALD, H.J.C.. *Effects of surface treatment on the fatigue strength of AISI 4340 aeronautical steel. International Journal of Fatigue, v.23, p. 607-618, 2001 (A).*

NASCIMENTO, M. P., SOUZA, R. C., MIGUEL, M. I., PIGATIN, W. L., VOORWALD, H. J. C., *Effects of tungsten carbide thermal spray coating by HP/HVOF and hard chromium electroplating on AISI 4340 high strength steel. Surface e Coatings technology. v. 190, p. 113-124, 2001 (B).*

NASCIMENTO, M. P., SOUZA, R. C., VOORWALD, H. J., PIGATIN, W. L., *Effects of tungsten carbide thermal spray coating by HP/HVOF*

and hard chromium electroplating on AISI 4340 high strength steel, *Surface and Coating Technology*, v.138, n. 2-3, pp.113 – 124, 2001 (C).

NASCIMENTO, M. P., TORRES, M. A. S., VOORWALD, H. J. C., *Microtrincas em cromo duro: efeitos nas resistências à fadiga e corrosão do aço de uso aeronáutico – ABNT 4340*. In: IV CONGRESSO IBEROAMERICANO DE INGINIERIA MECANICA – CIDIM 99, 1999, Santiago. Anais... Chile: Universidade de Santiago de Chile, v.1, p. 1-7, 1999.

NASCIMENTO, M. P., VOORWALD, H. J. C., SOUZA, R. C., PIGATIN, W. L., *Plating and surface finishing*. v. 80, p. 84, 2001.

PADILHA, R, Q., *Influência na vida em fadiga da espessura das camadas de Níquel e Cromo duro em aço ABNT 4340*. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica – Projeto e Materiais). FEG/UNESP, Guaratinguetá – SP, 2004.

PADILLA, K., VELÁSQUEZ, A., BERRÍOS, A., CABRERA, E. S. P., *Fatigue behavior of a 4140 steel coated with a NiMoAl deposit applied by hvof thermal spray, surface and coatings technology*. v. 150, p. 151-162, 2002.

PEEL, C. J., *Aluminum Alloys for Airframes-Limitations and Developments, Materials Science and Technology*. p. 1169-1175, 1986.

PEREIRA, M. C., *Efeito do Tratamento Térmico na Resistência a Corrosão das ligas de Alumínio 7010, 7050, 7475 Utilizadas na Indústria Aeronáutica*, Tese de Mestrado, FEG/UNESP, 2002.

PERES, M. P., *Estudo do efeito do tempo e da temperatura de desidrogenação na resistência à fadiga do aço 4340 que sofreu eletrodeposição de cádmio*, 156p. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – FAENQUIL, Lorena, 1996.

PIRES; R.R.; MORALES; L.F.M.. *Melhorias implementadas nas aeronaves visando diminuição da corrosão ao longo da vida econômica*. 6º COTEC/ 22º CONBRASCORR. Bahia, agosto 2002.

PYZALLA, A. *Stress and Strain Measurement: X-Ray and Neutrons*,

Physical B, pp. 833-836, 2000.

REGONE, N. N., Anodização de Ligas de Alumínio por Corrente Pulsada, Tese (Doutorado) - Faculdade de Engenharia Mecânica. UNICAMP, Campinas, SP, 2004.

RINGER, S.P. et al., Precipitation process during the early stages of ageing in Al-Cu-Mg alloys. *App. Surf. Sci.*, v. 94, p 253-260, 1996.

ROLFE, S. T., BARSON, J. M., *Fracture and Fatigue Control in Structures - Applications of Fracture Mechanics*, Prentice- Hall, Inc., Englewood Cliffs, New Jersey, 1977.

ROSATO, Jr. A., Estrutura Integral por Soldagem por Atrito “ Friction Stir Welding – FSW” – Requisitos Básicos para Projeto Estrutural; Tese de Mestrado em Ciência; ITA; São José dos Campos, 2003.

RUIZ, J., EL ICES M., Environmental fatigue in a 7000 series aluminum alloy. *Corros. Sci.*, vol. 38, n. 10, p. 1815-1837, 1996.

SAE - “Aluminum Alloy Tempers”, Aerospace Material Specification SAE AS 1990, Society of Automotive Engineers (SAE), E.U.A., 1999.

SAE - “Aluminum Alloy, Plate 6.2Zn – 2.3 Cu – 2.2Mg – 0.12Zr (7050-T7451)”, Aerospace Material Specification SAE AMS 4050G, Society of Automotive Engineers (SAE), E.U.A., 2000.

SANDERS JR., T. H., SATLEY, J. T., *Review of Fatigue and Fracture Research on High Strength Aluminum Alloys*, Aluminum Company of America (ALCOA), 1985.

SCHIJVE, J., “Fatigue of Structures and Materials”, Kluwer Academic Publishers, Holanda, 2001.

SCHIJVE, J., *Four Lectures on Fatigue Crack Growth*, Engineering Fracture Mechanics, Vol. 2, p.-(167-221), 1979.

SCHÜLTZ, W., “A History of Fatigue”, *Engineering Fracture Mechanics* n^o2, vol.54, Elsevier Science Ltd, Suíça, 1996.

SCHWETZKE, R., KREYE, H., Microstructure and properties of tungsten carbide coatings sprayed with various high velocity oxygen fuel spray systems. *Journal of Thermal Spray Technology*. v. 8, p. 433-439,

1999.

SHINOZAKI, M., et al., Development of High Strength Steel Sheets for Wheel Rim Use, SAE Technical Paper Series- 830279, pp.(83-91), 1983.

SONG, P. S., WEN, C. C., Crack closure and crack growth behavior in shot peened fatigued specimen. Engineering Fracture Mechanics, v. 63, p. 295-304, 1999.

SOUZA R. C., NASCIMENTO, M. P., WOORWALD, H. J. C., PIGATIN, W. L., Corrosion Reviews. v. 21, p.75, 2001.

SOUZA, R. C., NASCIMENTO, M. P., VOORWALD, H. J. C., PIGATIN, W. L., The effect of WC-17 Co thermal spray coating by HVOF and hard chromium. Electroplating on the fatigue life and abrasive wear resistance of AISI 4340 high strength steel. Corrosion Renewals, vol. 21, n. 1, p. 75-96, 2003.

SRIRAM, T. S., FINE, M. E., CHUNG, Y. W., Scripta Met., v.24, p. 279, 1990.

STANLEY, J.T., HUNT Jr. W.H., "Needs of the Aircraft Industry for Aluminum Products" – 12 /2002.

<http://techcon.ncms.org/98con/presentation/Stanley-aluminum.pdf> -

STARKER, P., WOHLFAHRT, H., MACHERAUCH, E., Subsurface crack initiation during fatigue as a result of residual stress. Fatigue of Engineering Materials and Structures. V.1, p. 319-327, 1979.

SURISH, S., "Fatigue of Metals", 2 Ed., Cambridge University Press, Inglaterra, 1998.

SZKLARSKA, SMIALOWSKA Z., Pitting corrosion of aluminum. Corros. Sci., v. 41, p. 1743-1767, 1999.

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, M. A. S., Uma avaliação do Efeito do Shot Peening na Vida em fadiga do Aço ABNT 4340 com e sem Revestimento de Cromo Duro. Tese de Doutorado em Engenharia Mecânica; FEG/UNESP,

Guaratinguetá, 2002.

TORRES, M. A. S., Uma avaliação do Efeito do Shot Peening na Vida em fadiga do Aço ABNT 4340 com e sem Revestimento de Cromo Duro. Tese de Doutorado em Engenharia Mecânica; FEG/UNESP, Guaratinguetá, 2002.

TORRES, M. A. S., VOORWALD, H. J. C., An evaluation of shot peening, residual stresses and relaxation on the fatigue life. *International Journal of Fatigue*, v.24, pp 877-866, 2002.

UHLIG, H. H., *Corrosion handbook*, John Wiley, New York, 1966.

VOORWALD, H. J. C., Estudo da Influência dos Efeitos de Interação Presentes em Carregamento de Amplitude Variável, no Dano Total Durante o Período de Propagação da Trinca por Fadiga, Tese de Livre Docência - UNESP, 1990.

VOORWALD, H. J. C., SOUZA, R. C., PIGATIN, W. L., CIOFFI, M. O. H., Evaluation of WC – 17 Co and WC – 10 Co – 4 Cr thermal spray coating by HVOF on the fatigue and corrosion strength of AISI 4340 steel. *Surface and coatings technology*. v. 190, p. 155-164, 2005.

WAGNER, L., Mechanical surface treatments on titanium, aluminum and magnesium alloys. *Materials Science and Engineering A*, v. 263, p. 210-216, 1999.

WALTER, S., Learning from Accidental Experiments, *Mechanical Engineering*. P. 44-49, 1987.

WANG, Q. Y., Subsurface crack initiation due to ultra-high cycle fatigue. In: *EUROMAT, 2000, Tours. Anais: Elsevier*, v.2, p. 1183-1188. 2000.

WANG, S., YAO, M., WANG, R., Fatigue limits of shot peened metals. *Materials Processing Technology*. v. 73, p. 57-63, 1998.

FEL, M. M. Shot Peening — Control and Measurement. p. 15-18, 1982.

WOOD, W. A. *Phil. Mag.* 3, 692(1958); *Fracture*, p.412. Technology Press, John Wiley, New York, 1959.

WOOD, W. A., Some Basic Studies of Fatigue in Metals, in *Fracture*,

John Wiley & Sons Inc. New York, 1959.