

UNESP
Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá

Guaratinguetá
2012

THIAGO ALEXANDRE MINTO

INFLUÊNCIA DA ANODIZAÇÃO SULFÚRICA NA RESISTÊNCIA À
FADIGA DA LIGA DE ALUMÍNIO 7175-T74

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

Orientador: Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald
Coorientadora: Dr^a. Midori Yoshikawa Pitanga

Guaratinguetá
2012

M667i	Minto, Thiago Alexandre Influência da Anodização Sulfúrica na Resistência à Fadiga da Liga de Alumínio 7175-T74 / Thiago Alexandre Minto – Guaratinguetá : [s.n], 2012. 100 f : il. Bibliografia: f. 92-100 Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2012. Orientador: Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald Coorientadora: Prof^a Dr^a Midori Yoshikawa Pitanga 1. Fadiga I. Título CDU 620.178.3(043)
-------	---

THIAGO ALEXANDRE MINTO

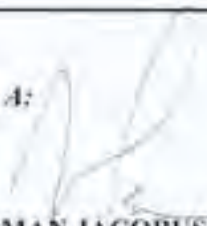
ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
"MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA"

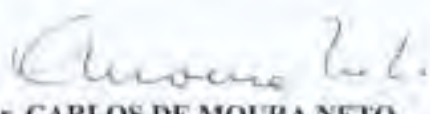
PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: MATERIAIS

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


Prof. Dr. José Antonio Perrella Balestieri
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. HERMAN JACOBUS CORNELIS VOORWALD
Orientador / Unesp-Feg


Prof. Dr. CARLOS DE MOURA NETO
ITA


Prof. Dr. TESSIE GOUVEIA DA CRUZ
UFRRJ

Julho de 2012

DADOS CURRICULARES

THIAGO ALEXANDRE MINTO

NASCIMENTO	09.06.1985 – SÃO CARLOS / SP
FILIAÇÃO	Ricardo Eugênio Minto Rita de Cassia Collacinio Minto
2005/2009	Curso de Graduação em Engenharia de Materiais Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho” Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá.
2010/2012	Curso de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, nível de Mestrado, na Universidade Estadual Paulista “Júlio de Mesquita Filho” Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá.

Dedico este trabalho a toda minha família,
em especial aos meus pais, irmãos e minha
avó, a quem devo tudo que sou hoje.
Obrigado pela compreensão e incentivo
durante todo esse trabalho.

AGRADECIMENTOS

Expresso meus sinceros agradecimentos a quem pude contar durante essa etapa da minha vida.

Meu maior agradecimento é dirigido aos meus pais, por estarem constantemente me apoiando, incentivando, ensinando-me, principalmente a importância dos valores éticos e morais. Afirmo que serei eternamente grato a vocês por toda educação recebida. Hoje, agradeço em especial o orgulho que sentem por minhas conquistas alcançadas. Já que estamos em família, não posso deixar de mencionar meus irmãos, Bruna Minto e Lucas Minto. Sem eles essa batalha seria ainda mais difícil. E por fim a Lourdinha, pessoa maravilhosa a quem devo minha criação.

Agradeço também, no âmbito acadêmico, ao meu orientador. Prof^o Herman Jacobus Cornelis Voorwald e minha coorientadora Dr. Midori Yoshikawa Pitanga, por toda sabedoria, compreensão, exigência, conferindo prestígio, valor ao meu trabalho de mestrado e pela confiança em mim depositada.

Agradeço também a todo Grupo de Fadiga e Materiais Aeronáuticos do Departamento de Materiais e Tecnologia, FEG-UNESP. Principalmente a Prof^a Maria Odila Hilário Cioffi, agradeço as ricas sugestões a esse trabalho e ao técnico Manoel Francisco dos Santos, pela paciência e realização de todos os ensaios de fadiga.

Ao Prof^o. Rogerio Hein, pela atenção durante todas as análises em Microscopia Eletrônica de Varredura.

Amigos, desejo mencioná-los como verdadeiros irmãos, pois é dessa forma que os vejo hoje. Sete anos morando juntos não é pra qualquer um, quero dizer a cada um de vocês, que moraram comigo na república mocó, tem o seu valor. Agradeço, em especial, aos meus amigos Rafael Bonora, Carlos Alberto B. Junior, Gustavo Volpiano, Fábio Schwarzstein, Rafael Mendonça, Lucas Maciel, Gilson Silva, Tiago Sabioni, Rafael Bedran, Joaquim Borges, Pedro Imerglik, Rafael Mattos, Adriana Vidal, Fernando Haro, Leandro Yossida, Márcio Pinho.

À Maria Lúcia, pelas imagens de Microscopia Eletrônica de Varredura;

À ELEB Equipamentos Ltda. pelo fornecimento dos materiais;

À Zirtec, pela realização do tratamento de *shot peening*;

À Metinjo, pela realização da anodização sulfúrica;

À Universidade Federal Fluminense – UFF, em especial à Prof^a Maria Cindra Fonseca e sua aluna de doutorado Tatiane Chuvas, por toda paciência e simpatia ao me receberem em seu laboratório.

Ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico, CNPq, pela bolsa concedida durante os anos de pesquisa.

Este trabalho contou com apoio do Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico – CNPq.

MINTO, T. A. **Influência da anodização sulfúrica na resistência à fadiga da liga de alumínio 7175-T74** . 2012. 100f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2012.

RESUMO

O estudo do comportamento em fadiga dos materiais é de extrema importância para a indústria aeronáutica, considerando componentes estruturais, como os trens de pouso, que estão submetidos a carregamentos cíclicos constantemente. As ligas de alumínio desempenham papel fundamental nesse ramo, principalmente as ligas da série 7xxx. Como esses componentes também operam em ambientes marítimos, os revestimentos anticorrosivos são utilizados como proteção. Dos processos de revestimentos disponíveis atualmente, a substituição dos processos de anodização crômica e cadmiagem é considerada como urgente no meio acadêmico e nos setores industriais, devido à liberação de resíduos prejudiciais à saúde e ao meio ambiente, como Cr^{+6} , e cianetos, gerados após a aplicação dos revestimentos. O objetivo deste trabalho é estudar a influência da anodização sulfúrica na vida em fadiga da liga AA 7175-T74. Os processos de recobrimento também podem reduzir a resistência à fadiga, por induzirem tensões trativas na superfície do material. Para minimizar ou neutralizar os efeitos negativos da anodização, na resistência à fadiga dos materiais, realizou-se estudo com tratamento mecânico de *shot peening*. Os ensaios de fadiga e a medida de tensões residuais proporcionam uma análise comparativa da resistência à fadiga do revestimento estudado e do material base. Os resultados somente com anodização mostram que há uma redução na resistência à fadiga do material. Os dados de *shot peening* seguido de anodização sulfúrica mostram que esse tratamento neutraliza os efeitos negativos da anodização e promove um aumento na resistência à fadiga, pela indução de campos de tensões residuais do tipo compressivas na superfície do material.

PALAVRAS-CHAVE: Alumínio 7175-T74, fadiga, anodização.

MINTO, T. A. **Influence of sulfuric acid anodizing on the fatigue resistance of aluminum alloy 7175-T74** . 2012. 100f. Dissertation (Master's Degree in Mechanical Engineering) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2012.

ABSTRACT

Fatigue behavior of materials is important for aeronautical industry, considering structural components such as landing gear, which are constantly subjected to cyclic loadings. Aluminum alloys have an important role in this matter, especially 7xxx alloys. These components also operate in marine environments, and then coatings are used as protection. Replacement of chromium anodizing processes and cadmium coatings, main coatings processes available today, is considered urgent in academic and industrial sectors due to liberation of wastes harmful to health and environment, as Cr^{+6} , and cyanide. The objective of this work is to study the influence of sulfuric acid anodizing on fatigue life of AA 7175-T74 alloy. Coating processes can also decrease fatigue load by induce tensile stresses in material surface. A study is carried out with mechanical treatment of shot peening to minimize or neutralize negative effects of anodizing on materials fatigue resistance. Fatigue tests and measurement of residual stress provided a comparative analysis of fatigue resistance of coating studied and base material. Results show that only anodizing results had a reduction in fatigue resistance. Shot peening data followed by sulfuric acid anodizing treatment show that this mechanical surface treatment neutralizes negative effects of anodizing and increase fatigue resistance with compressive residual stresses fields on material surface.

KEYWORDS: Aluminum 7175-T74, fatigue, anodizing.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Efeitos do <i>shot peening</i> em superfície metálica (BONORA, 2011).....	32
Figura 2: Cobertura da superfície em relação ao tempo de exposição ao processo de <i>shot peening</i> (CAMARGO, 2007).....	33
Figura 3: Equipamento para determinação do parâmetro Almen (BONORA, 2011)...	34
Figura 4: Efeito da velocidade das esferas de <i>shot peening</i> no limite à fadiga (ADAPTADO DE TORRES, 2002).....	35
Figura 5: Ângulo de impacto do <i>shot peening</i> (METAL IMPROVEMENT, 2012).....	35
Figura 6: Equilíbrio de tensões residuais do tipo I ao longo de uma amostra (TORRES, 2002).....	38
Figura 7: Equilíbrio de tensões residuais do tipo II ao longo de um ou mais grãos (TORRES, 2002).	38
Figura 8: Parâmetros que caracterizam um ciclo de tensão (TORRES, 2002).	42
Figura 9: Representação de um carregamento de fadiga cíclico de amplitude não constante (PADILHA, 2004; HERTZBERG, 1995).	43
Figura 10: Típica curva S - N de ligas ferrosas e não ferrosas e limite de fadiga (MAGNABOSCO, 2001; SCHIJVE, 2003).....	46
Figura 11: Estágios da trinca (ADAPTADO DE CARVALHO, 2004).....	49
Figura 12: Aspecto macroscópico de uma superfície de fratura por fadiga (SOUZA, 1982).....	50
Figura 13: Bandas de escorregamento: (a) solicitação monotônica; (b) solicitação de fadiga (ADAPTADO DE SCHIJVE, 2003).	52
Figura 14: Rota de tratamento térmico da liga AA 7175-T74 realizado pela empresa ELEB Equipamentos Ltda.....	54
Figura 15: Equipamento utilizado para medição de tensão residual - Laboratório de Análise de Tensões - LAT – UFF: (a) vista geral do equipamento utilizado para análise, (b) vista do colimador e da amostra de alumínio sem tratamento de <i>shot peening</i>	57

Figura 16: Equipamento utilizado para polimento eletrolítico: (1) fonte de tensão e corrente; (2) pincel com eletrólito; (3) – relógio comparador digital (FONTE: LAT/UFF) Laboratório de Análise de Tensões - LAT - UFF.....	59
Figura 17: Equipamento utilizado para a o ensaio de microindentação – Laboratório de fadiga – FEG/UNESP.....	60
Figura 18: Dimensões do corpo de prova para o ensaio de tração segundo a norma ASTM E8/E8M. (A) Dimensões em 2D (B) Vista 3D do CDP (ASTM, 2009).....	61
Figura 19: Dimensões do corpo de prova para o ensaio de fadiga seguindo a norma ASTM E466 (ASTM, 2007) (A) Dimensões em 2D (B) Vista 3D do CDP (ASTM, 2007).....	62
Figura 20: Equipamento de ensaios universal, modelo INSTRON 8801.	63
Figura 21: Corpos de prova para ensaio de fadiga: (a) material base liga AA 7175-T74; (b) material base + <i>shot peening</i> ; (c) liga AA 7175-T74 anodizado; (d) liga AA 7175-T74 anodizado + <i>shot peening</i>	64
Figura 22: Perfil de microdureza Vickers e Rockwell C do material base (liga AA 7175-T74).	67
Figura 23: Resultados de fadiga para material base com $R = -1$	70
Figura 24: Resultados de fadiga para material base com $R = 0,1$	71
Figura 25: Resultados de fadiga para material base + <i>shot peening</i> com $R = -1,0$	72
Figura 26: Resultados de fadiga para material base + <i>shot peening</i> com $R = 0,1$	73
Figura 27: Resultados dos ensaios de fadiga para material base anodizado com razão de carregamento de $R = 0,1$	74
Figura 28: Resultados dos ensaios de fadiga para material base anodizado com tratamento de <i>shot peening</i> , e razão de carregamento de $R = 0,1$	75
Figura 29: Resultados dos ensaios de fadiga para material base e material base anodizado com razão de carregamento de $R = 0,1$	76
Figura 30: Resultados dos ensaios de fadiga para material base, material base anodizado e material base com <i>shot peening</i> anodizado, com razão de carregamento de $R = 0,1$	77
Figura 31: Resultados dos ensaios de fadiga para material base sem <i>shot peening</i> , para carregamentos $R = -1$ e $R = 0,1$	78

Figura 32: Resultados dos ensaios de fadiga para material base sem <i>shot peening</i> e com <i>shot peening</i> , para carregamentos $R=0,1$	78
Figura 33: Resultado geral dos ensaios de fadiga.	79
Figura 34: Gráfico tensão residual x profundidade na condição material base sem <i>shot peening</i> e material base com <i>shot peening</i>	81
Figura 35: Análise microscópica da região fraturada, amostra material base sem <i>shot peening</i> , $R= -1,0$ e tensão de ensaio 326,2 MPa.....	83
Figura 36: Análise microscópica da região fraturada, amostra material base sem <i>shot peening</i> , $R= 0,1$ e tensão de ensaio 372,8 MPa.....	84
Figura 37: Análise microscópica da região fraturada, amostra material base com <i>shot peening</i> , $R= 0,1$ e tensão de ensaio 349,5 MPa.	85
Figura 38: Análise microscópica da região fraturada, amostra material base anodizado, $R= 0,1$ e tensão de ensaio 372,8 MPa.....	87
Figura 39: Análise microscópica da região fraturada, amostra material com <i>shot peening</i> , $R= -1$ e tensão de ensaio 279,6 MPa.....	88
Figura 40: Análise microscópica da região fraturada, amostra material base anodizado com <i>shot peening</i> , $R= 0,1$ e tensão de ensaio 372,8 MPa.	89

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Propriedades físicas do alumínio comercialmente puro (CAMARGO, 2007).	24
Tabela 2: Propriedades mecânicas do alumínio puro em temperatura ambiente (MIL, 1998).	25
Tabela 3: Classificação das ligas de alumínio trabalhadas, segundo a <i>Aluminum Association</i> (AA, 2000).	26
Tabela 4: Classificação das ligas de alumínio fundidas, segundo a <i>Aluminum Association</i> (AA, 2000).	27
Tabela 5: Métodos de medições de tensão residual (ADAPTADO DE BONORA, 2011).	39
Tabela 6: Terminologia, definição e relação entre os parâmetros de um carregamento cíclico de fadiga (PADILHA, 2004).	43
Tabela 7: Modalidades de solicitações de fadiga (KOCANDA, 1978 ADAPTADO POR BONORA, 2011).	44
Tabela 8: Composição química conforme a especificação ASM 4149 (ASM, 1990).	53
Tabela 9: Propriedades mecânicas da liga AA 7175-T74 segundo especificação (AA, 2000).	54
Tabela 10: Parâmetros operacionais do processo de <i>shot peening</i> na liga AA 7175 seguindo a norma ASM-S-13165 (ASM, 1996).	56
Tabela 11: Parâmetros da anodização sulfúrica.	56
Tabela 12: Valores de microdureza da liga AA 7175-T74.	66
Tabela 13: Valores de microdureza dos materiais (MB + AN; MB + SP + AN).	66
Tabela 14: Valores médios dos ensaios de tração da liga AA 7175-T74.	67
Tabela 15: Resultados de ensaios de tração dos materiais estudados pelo Grupo de Fadiga.	68
Tabela 16: Valores dos ensaios de fadiga para a liga AA 7175-T74 em diversas condições de ensaios.	69
Tabela 17: Resultados de tensão residual.	80

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	-	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ASM	-	<i>American Society for Metals</i>
ASTM	-	<i>American Society for Testing and Materials</i>
SAE	-	<i>Society of Automotive Engineers</i>
ABAL	-	Associação Brasileira do Alumínio
ALCOA	-	<i>Aluminum Company of American</i>
LAT	-	Laboratório de Análise de Tensões
UFF	-	Universidade Federal Fluminense
PSB	-	<i>Persistent Slip Band</i>
MB	-	Material Base
SP	-	<i>Shot Peening</i>
AN	-	Anodizado
INPE	-	Instituto Nacional de Pesquisas Espaciais

LISTA DE SÍMBOLOS

$\sigma_{\text{máx}}$	Tensão máxima
$\sigma_{\text{mín}}$	Tensão mínima
$\Delta\sigma$	Intervalo de tensão
σ_{m}	Tensão média
σ_{a}	Amplitude de tensão
R	Razão de carga
k	Constância de carga
MB	Material Base
SP	<i>Shot Peening</i>
ε	Deformação
μ	Coeficiente de Poisson
σ	Tensões principais
φ	Ângulo azimutal
ψ	Ângulo polar
λ	Comprimento de onda
k_t	Concentrador de tensão
kg/m^3	Massa específica teórica
$^{\circ}\text{C}$	Temperatura (grau Celsius)
J/kg.K	Calor específico
kJ/kg	Calor latente de fusão
W/m.k	Condutividade térmica
$\text{n}\Omega.\text{m}$	Resistividade elétrica
%IACS	Condutividade elétrica
c.f.c	Cúbico de face centrada

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	19
2. OBJETIVO.....	22
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	23
3.1. Alumínio	23
3.1.1. Histórico	23
3.2. Corrosão.....	27
3.2.1. Aspectos Gerais	27
3.3. Tratamentos de superfície do alumínio.....	28
3.4. <i>Shot peening</i>	30
3.4.1. Aspectos gerais	30
3.4.2. Parâmetros do processo	32
3.5. Tensão residual	36
3.6. Fadiga.....	39
3.6.1. Aspectos gerais	39
3.6.2. Definições.....	41
3.6.3. Modalidades de solicitações de fadiga	43
3.6.4. Curva S/N ou curva de Wöhler	45
3.6.5. Falha por fadiga	47
3.6.6. Formação das trincas por fadiga.....	50
4. MATERIAIS E MÉTODOS	53
4.1. Liga AA 7175-T74.....	53
4.2. Microscopia Óptica.....	54
4.2.1. Preparação das amostras para microindentação	55
4.3. <i>Shot Peening</i>	56
4.4. Anodização sulfúrica	56
4.5. Tensão residual	57
4.6. Ensaaios mecânicos	60
4.6.1. Ensaio de microindentação.....	60
4.6.2. Ensaio de tração.....	61
4.6.3. Ensaio de fadiga.....	62
4.7. Microscopia eletrônica de varredura – MEV	65
5. RESULTADOS E DISCUSSÕES	66
5.1. Ensaio de microindentação	66
5.2. Ensaio de tração	67
5.3. Fadiga.....	68
5.4. Tensão residual	80
5.5. Análise fractográfica das amostras de fadiga	82
6. CONCLUSÕES.....	91
7. BIBLIOGRAFIA CONSULTADA	92

1. INTRODUÇÃO

As falhas de componentes estruturais em serviço geradas por carregamentos cíclicos estão associadas a danos na superfície dos materiais devido à interação com o meio ambiente (NASCIMENTO, 2001).

Antes da primeira guerra mundial, as estruturas aeronáuticas eram constituídas basicamente por tecidos e madeira, que, por suas características de anisotropia, absorção de umidade, instabilidade dimensional e vulnerabilidade, impulsionaram o desenvolvimento de novos materiais, principalmente as ligas de alumínio de alta resistência, levando em consideração a necessidade de obter materiais com maior resistência mecânica específica. (CAMARGO, 2002; CARVALHO, 1999; GUIMARÃES, 1994).

A determinação da resistência à fadiga é um importante parâmetro a ser considerado no comportamento de componentes mecânicos sujeitos a carregamentos dinâmicos. Variáveis metalúrgicas, mecânicas e ambientais podem influenciar na resistência à fadiga de um componente estrutural. Esse tipo de falha ocorre abaixo das tensões de escoamento de cada material e são responsáveis por cerca de 90% das falhas. As etapas de nucleação e propagação da trinca por fadiga são as mais importantes considerações a serem determinadas em projetos estruturais (NASCIMENTO, 2001; TORRES, 2002).

A fadiga associada ao processo de corrosão acelera a falha dos componentes, principalmente em aeronaves, pois estão constantemente sendo solicitados a carregamentos dinâmicos e em contato com ambientes marítimos, e a poluição de centros urbanos. (NASCIMENTO, 2001).

No caso das ligas de alumínio aeronáuticas, o controle de desgaste à corrosão se dá através de filmes anódicos. A influência de filmes anódicos no comportamento em fadiga ocorre no sentido de redução significativa na resistência à fadiga do material. O efeito é tanto mais sensível quanto maior a espessura da camada anodizada, devido às microtrincas geradas no processo. Para reduzir esse efeito negativo gerado pelos filmes, é proposto um tratamento superficial de deformação plástica, denominado *shot peening* (CAMARGO, 2007; BONORA, 2011; ABAL, 2012).

O Grupo de Pesquisa Fadiga de Materiais Aeronáuticos desenvolve, há 23 anos, trabalhos de pesquisa caracterizando materiais e revestimentos que garantam a resistência à fadiga, sem perder o foco em questões ambientais.

O primeiro trabalho foi uma dissertação de mestrado no final da década de 90, que surgiu a partir de uma necessidade tecnológica da Divisão de Trens de Pouso Embraer (antiga EDE). O estudo avalia os efeitos da identificação eletrolítica na resistência à fadiga do aço de alta resistência mecânica (VIEIRA, 1991).

Os estudos seguintes são resultados dessa parceria, que foi muito eficaz na união da demanda tecnológica industrial com o avanço da pesquisa científica no campo de materiais de alta resistência mecânica.

No final da década de 90, foram concluídas as primeiras dissertações de modelagem na propagação de trinca por fadiga. O primeiro trabalho determina a propagação da trinca em fadiga realizada em chapas finas na liga AA 2024-T3 com carregamentos de amplitude variável. A partir desse estudo inicial, propôs-se determinar a propagação de trinca por fadiga sobre carregamentos constantes e variáveis e comparar com curvas experimentais disponíveis para as ligas 2024-T3 e 7475-T761 (TORRES, 1992; CAMARGO, 1995).

Devido à importância das ligas da série 7xxx, muito utilizada em componentes aeronáuticos, José Camargo em 1995 estudou a propagação de trinca por fadiga na liga 7475-T761. Com esse estudo, inicia-se uma nova linha de pesquisa que permite a realização de trabalhos de iniciação científica e publicações em revistas internacionais especializadas em fadiga (CAMARGO, 1995).

Os primeiros estudos com revestimentos alternativos ao cromo duro aconteceram no final da década de 90. O primeiro é o estudo do comportamento em fadiga do aço ABNT 4340 revestido com carboneto de tungstênio pelo sistema HVOF/HP. Nesse trabalho conclui-se que o revestimento de carboneto de tungstênio, pelo sistema de HVOF/HP, com e sem jateamento de *shot peening*, apresenta melhoras significativas na resistência à fadiga quando comparado com o mesmo aço ABNT 4340 com eletrodeposição de cromo duro (SOUZA, 1998).

Conferem-se as mesmas conclusões no trabalho de Bonora (2012), quando comparado com cádmio eletrodepositado (BONORA, 2011)

Em 1999, foi realizado o estudo comparativo no comportamento mecânico de fadiga nas ligas aeronáuticas 7010-T4 e 7050-T4 em diversas condições, tendo como propósito avaliar a influência da posição de retirada de amostras dos componentes de trem de pouso, avaliada a partir de ensaios mecânicos estáticos e dinâmicos (CARVALHO, 1999).

Este trabalho contribui para verificar a influência da anodização sulfúrica, como alternativa aos revestimentos de cromo duro utilizados na indústria aeronáutica, verificar o efeito das tensões residuais induzidas e o tratamento de *shot peening* na vida em fadiga do material. Também contribuirá com o banco de dados de fadiga dos materiais aplicados na indústria aeronáutica, visando fatores econômicos e ambientais.

2. OBJETIVO

Esse trabalho tem como objetivo principal estudar o efeito da anodização sulfúrica na liga de AA 7175-T74 de uso aeronáutico, como alternativa à anodização crômica já empregada comercialmente em outras ligas de alumínio.

Os objetivos específicos do trabalho são:

- Avaliar o efeito do *shot peening* e da anodização sulfúrica na resistência à fadiga do material para diferentes razões de carregamento à temperatura ambiente;
- Avaliar o campo de tensões residuais induzidas pelos processos de *shot peening* procurando estabelecer relação com os resultados em fadiga;
- Identificar os mecanismos e a localização preferencial de nucleação de trincas de fadiga nos corpos-de-prova para o material base, material base com *shot peening*, material base anodizado e material base com *shot peening* e anodização.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Alumínio

3.1.1. Histórico

O alumínio é o terceiro material mais abundante na crosta terrestre e um dos metais não-ferrosos mais produzidos no mundo. Atualmente, o Brasil encontra-se em uma posição de destaque na produção de alumínio, com a terceira maior reserva de bauxita do mundo com cerca de 2,4 bilhões de toneladas (ABAL, 2012).

O país ocupa a sexta colocação na produção de alumínio primário e está entre os cinco maiores exportadores de alumínio primário/ligas. No mercado interno, a maior parte da produção está destinada ao setor de embalagens e transportes (ABAL, 2012).

Em 1808, o químico Inglês Humphry Davy, pioneiro na eletroquímica, conseguiu provar a existência do alumínio, e pouco tempo depois, em 1825, o físico alemão Hans Ørsted contribuiu com os químicos isolando o alumínio pela primeira vez pelo processo de redução, obtendo uma pequena quantidade do material metálico (ALCOA, 2012).

O desenvolvimento dos processos de obtenção do alumínio teve, em 1869, uma redução significativa no seu preço, passando de US\$ 545 para US\$ 17 o grama. Em 1880, o metal foi considerado como semiprecioso (ALCOA, 2012).

Em 1886, o americano Hall e o francês Héroult descobriram e patentearam, quase que simultaneamente, o processo de obtenção do alumínio através da redução eletroquímica do metal, processo que é utilizado até hoje (ABAL, 2012; CAMARGO, 2007).

O alumínio começou a ser produzido comercialmente há cerca de 150 anos, graças à evolução dos processos de fabricação e tratamentos térmicos (ABAL, 2012).

O metalúrgico alemão Alfred Wilm descobriu, em 1911, o método de endurecimento de uma liga de Al-Cu (duralumínio) através do tratamento de solubilização seguido de precipitação natural. Com esse desenvolvimento da tecnologia proporcionou-se a utilização do alumínio em larga escala na indústria aeronáutica (CAMARGO, 2007).

O alumínio apresenta um baixo peso específico, excelente relação resistência/peso, boa resistência à corrosão, facilidade de fabricação, bom acabamento no produto final, alto valor econômico de sua sucata. Essas características que tornam o alumínio o material mais utilizado no mundo depois do aço (CAMARGO, 2007; MIL, 1998).

Muitas dessas características mencionadas fizeram com que as indústrias aeroespaciais adotassem o alumínio como matéria-prima para a confecção de seus aviões, principalmente pela boa relação resistência/peso obtida através dos avanços de tratamentos térmicos e as suas ligas, algumas dessas já estudadas pelo Grupo de Fadiga e Materiais Aeronáuticos FEG-UNESP, como as ligas AA 7050-T7451, AA 7475-T761, AA 6013-T6. A resistência à corrosão, outra importante propriedade para os materiais de uma aeronave devido aos ambientes agressivos a que estão sujeitos durante o voo, fez do alumínio um dos principais elementos das aeronaves (CAMARGO, 2007; MIL, 1998).

Característica como baixo ponto de fusão, aliado a um elevado ponto de ebulição e a uma grande estabilidade a qualquer temperatura, torna viável a fusão e a moldagem do alumínio. A condutibilidade térmica, inferior somente as de prata, cobre e ouro, o torna adequado para aplicações em equipamentos destinados a troca de calor (CAMARGO, 2007).

A Tabela 1 apresenta algumas propriedades físicas do alumínio puro.

Tabela 1: Propriedades físicas do alumínio comercialmente puro (CAMARGO, 2007).

PROPRIEDADES FÍSICAS DO ALUMÍNIO			
Número atômico	13		
Massa específica teórica	2698	kg/m^3	
Temperatura de ebulição	1979-2477	$^{\circ}C$	
Temperatura de fusão	660	$^{\circ}C$	
Calor específico	400	$J/kg.K$	(25 $^{\circ}C$)
Calor latente de fusão	397	kJ/kg	
Condutividade térmica	247	$W/m.K$	(25 $^{\circ}C$)
Condutividade elétrica	64,55	$\%IACS$	
Estrutura cristalina	c.f.c.		

Três propriedades mecânicas do alumínio puro estão relacionadas na Tabela 2 (ASM, 1984). De acordo com essas propriedades mecânicas, pode-se observar que o alumínio puro possui baixos níveis de resistência, o que inviabiliza sua aplicação em componentes que sofrem esforços elevados. A partir daí, surgiu a necessidade de desenvolver novas ligas de alumínio, com melhores propriedades mecânicas adquiridas por de tratamentos térmicos, metalúrgicos e mecânicos (ABAL, 2012; CAMARGO, 2007; ASM, 1984).

A necessidade de melhoria do desempenho e principalmente na redução do peso das aeronaves levou ao desenvolvimento das primeiras ligas da série 2xxx (Al-Cu-Mg/Si). Na década de 60 iniciaram-se os estudos da análise da Mecânica da Fratura Linear Elástica. Em meados da década de 70 o mundo ocidental concentrou-se em pesquisas de novas ligas de alumínio conduzido pelos três maiores produtores de alumínio do mundo: Alcan, Alcoa e Pechiney (CAMARGO, 2007; MIL, 1998).

A partir dessas pesquisas, desenvolveram-se as ligas da série AA 7xxx e, em particular, a liga 7175-T74 de alta pureza e alta resistência, composta principalmente por Al-Zn-Mg-Cu, onde o zinco é o elemento principal depois do alumínio. O principal foco da obtenção das ligas 7xxx foi suprir a necessidade de um material de alta resistência mecânica, boa resistência à corrosão, boa tenacidade à fratura e à fadiga. Em média, essa liga pode alcançar à temperatura ambiente 550 MPa de resistência à tração, aproximadamente 505 MPa de limite de escoamento e um alongamento de 14% (CAMARGO, 2007; MIL, 1998).

Tabela 2: Propriedades mecânicas do alumínio puro em temperatura ambiente (MIL, 1998).

	Tensão de escoamento		Resistência à tração		Alongamento %	
Pureza, %	MPa	ksi	MPa	ksi	(a)	(b)
99,99 (a)	10	1,4	45	6,5	50	65
99,80 (a)	20	2,9	60	8,7	45	55
99,60 (a)	30	4,4	70	10,2	43	...

O sistema de classificação do alumínio é dividido em dois grupos segundo a *Aluminum Association*: as ligas trabalháveis (Tabela 3) e as ligas fundidas (Tabela 4). As duas designações - o alumínio puro e suas ligas - apresentam quatro dígitos para descrevê-las (AA, 2000).

Tabela 3: Classificação das ligas de alumínio trabalhadas, segundo a *Aluminum Association* (AA, 2000).

Séries	Elementos com maior porcentagem		Tratável termicamente
	em massa	Símbolo atômico	
1xxx	Alumínio comercialmente puro		Não
2xxx	Alumínio – Cobre – Magnésio	Al-Cu (-Mg)	Sim
3xxx	Alumínio – Manganês – Magnésio	Al-Mn (-Mg)	Não
4xxx	Alumínio – Silício	Al-Si	Não
5xxx	Alumínio – Magnésio	Al-Mg	Não
6xxx	Alumínio – Magnésio – Silício	Al – Mg – Si	Sim
7xxx	Alumínio – Zinco – Magnésio – Cobre	Al-Zn – Mg (-Cu)	Sim
8xxx	Alumínio – Lítio – Outro elemento	Al – Li (-outro)	Não

As ligas de alumínio trabalhadas, conforme mostrado na Tabela 3, apresentam quatro dígitos. O primeiro deles indica o elemento que apresenta a maior concentração (% massa) depois do elemento principal alumínio. O segundo dígito indica, quando diferente de zero, as modificações sofridas pela liga básica. O terceiro e o quarto dígitos indicam para o alumínio o teor mínimo desse metal, e, para as ligas, identificam as composições específicas (CAMARGO, 2007; AA, 2000; MIL, 1998).

Diferentemente das ligas forjadas, as ligas fundidas e lingotes de fundição adquirem suas propriedades apenas durante o processo de fundição. As ligas de alumínio fundidas, conforme mostrado na Tabela 4, assim como os alumínios forjados, também são representadas por quatro dígitos, sendo um deles decimal (CAMARGO, 2007).

Para as ligas 2xx.x até 8xx.x, o primeiro número determina o elemento ligante com maior porcentagem em massa presente na liga. Quando dois elementos de liga

apresentam a mesma quantidade média percentual, a liga é determinada pelo próximo elemento ligante. Na sequência, o segundo e o terceiro dígitos identificam a liga específica de alumínio. Para ligas da série 1xx.x, indica a pureza (CAMARGO, 2007).

Por fim, o último dígito decimal tem como função indicar a forma do produto, se é fundido ou lingote. Para esses tipos de ligas de alumínio existe também a representação alfa-numérica acompanhando os quatro dígitos, e tem como finalidade identificar se o alumínio apresenta alguma modificação do original (MIL, 1998; ASM, 1990).

Tabela 4: Classificação das ligas de alumínio fundidas, segundo a *Aluminum Association* (AA, 2000).

Elementos com maior porcentagem em		
Séries	massa	Símbolo atômico
1xx.x	Alumínio comercialmente puro	
2xx.x	Alumínio – Cobre	Al-Cu
3xx.x	Alumínio – Silício – Cobre e/ou Magnésio	Al-Mn (-Cu/Mg)
4xx.x	Alumínio – Silício	Al-Si
5xx.x	Alumínio – Magnésio	Al-Mg
6xx.x	Série não utilizada	
7xx.x	Alumínio – Zinco	Al-Zn
8xx.x	Alumínio - Estanho	Al - Sn
9xx.x	Outros elementos	

3.2. Corrosão

3.2.1. Aspectos Gerais

Para alguns autores o processo de corrosão nada mais é que uma oxidação, ataque químico ou uma eletrólise. A corrosão é um processo eletroquímico por natureza (ABRACO, 2012; GENTIL, 1996). Materiais e componentes metálicos podem ter sua resistência própria à corrosão ou tê-la ampliada pela utilização de técnicas ou proteção anticorrosiva, a fim de aumentar significativamente a sua vida. A resistência do material em suportar mais ou menos à corrosão em ambientes propícios a esse tipo de dano está associada à passivação do material. Essa passivação depende

da presença de alguns elementos de liga que formam a camada passiva melhorando o desempenho dos componentes quanto à corrosão, por exemplo, alumínio, cromo, titânio e níquel (ABRACO, 2012).

Um dos métodos utilizados para aumentar a resistência à corrosão dos materiais metálicos é a aplicação de películas protetoras sobre a superfície. Essa película impede a difusão do oxigênio ou outro elemento reativo até o substrato. Esse tipo de proteção perde sua eficiência quando alguma falha ou descontinuidade permite o acesso do agente agressor ao substrato (BONORA, 2011; AMORIM, 2003).

Praticamente, todas as partes de um avião estão sujeitas à corrosão; porém, certas áreas são mais suscetíveis a esse tipo de dano, por exemplo: bico do avião, compartimento de bateria, lavatórios e compartimentos de trem-de-pouso, região onde é utilizada a liga estudada nesse trabalho (CAMARGO, 2007).

Cada liga de alumínio apresenta um potencial anticorrosivo diferente. Isso ocorre devido aos diferentes elementos de liga presentes em cada uma delas e aos tratamentos térmicos a que são submetidos (ABAL, 2012).

A corrosão uniforme raramente ocorre em ligas de alumínio, exceto quando são expostas em meio muito alcalino ou muito ácido por longos períodos. A forma mais comum de corrosão em alumínio é através da formação de microcavidades ou pites na superfície do material ou componente. Os pites resultam de falhas ocorridas nos filmes passivadores que sofrem ataques pelo meio agressivo, formando pilhas galvânicas. O método utilizado para medida de intensidade de corrosão é através de perda de massa por unidade de tempo (MAGNUN, 1997; SZKLARSKA, 1999).

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

3.3. Tratamentos de superfície do alumínio

A maioria dos materiais metálicos sofre o processo de corrosão quando sujeitos a ambientes agressivos, o que prejudica as propriedades mecânicas e modificam sua aparência superficial. No caso do alumínio, o procedimento encontrado para diminuir esse dano é realizado por processos de anodização. Todos os tipos e formas de

alumínio podem receber esse tratamento superficial; porém, os acabamentos obtidos podem diferir em aparência, cor, espessura de camada, brilho, e resistência à corrosão (DUTRA, 2002; ABAL, 2012; GENTIL, 1996).

A anodização do alumínio é um processo usado em grande escala na construção civil, na fabricação de autopeças, ferramentas para aplicação na indústria eletroeletrônica e, principalmente, na indústria aeronáutica. Nesse processo, o alumínio funciona como ânodo, e o outro metal funciona como cátodo. Geralmente, os eletrólitos utilizados para esse caso são os ácidos sulfúrico ou 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 (CAMARGO, 2007).

O processo de anodização gera camadas em torno de 20-40 μm , podendo chegar a 200 μm . O tamanho das células é determinado pela voltagem, enquanto que a espessura da camada é determinada pela corrente que passa através dela, segundo a relação corrente x tempo (ABAL, 2012).

O processo de anodização é um processo exotérmico e pode ser realizado à temperatura ambiente. Caso venha acontecer a temperaturas entre -5 e -10°C a película protetora pode proporcionar um recobrimento com uma quantidade menor de poros e uma maior dureza. Ressalte-se que a agitação dos tanques de anodização é um importante procedimento a fim de aumentar a remoção do calor gerado no processo na superfície do material, melhorando o aspecto da camada protetora (ABAL, 2012; CPMA, 2001).

O processo eletroquímico de anodização produz uma camada de óxido porosa, na superfície do alumínio. Por ser uma oxidação eletrolítica do próprio metal, a anodização salienta os defeitos existentes ou revela irregularidades que não são visíveis no metal bruto (ASM, 1996).

No processo de anodização em meio sulfúrico, o eletrólito utilizado é o ácido sulfúrico. É possível controlar a camada formada em função da temperatura e da voltagem, que vai desde porosa, utilizada em decorações, até aquelas extremamente duras, para fins técnicos (ABAL, 2012).

Após o processo de anodização, realiza-se o processo de selagem, no qual se impermeabilizam os poros da camada de óxido, para neutralizar qualquer processo de absorção de agentes externos agressivos (ABAL, 2012).

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).

A ação de cargas cíclicas pode causar a destruição da camada anodizada, permitindo o surgimento de pites que atuam como concentradores de tensão que reduzem a vida em fadiga do componente. Por isso, é importante o estudo de tratamentos superficiais que possam aumentar essa propriedade mecânica, como o *shot peening* (DIETER, 1988).

3.4. *Shot peening*

3.4.1. Aspectos gerais

Shot peening é o processo de trabalho a frio mais comum para o aumento da resistência à fadiga de componentes metálicos. Consiste em um bombardeamento de esferas de aço, cerâmica ou vidro na superfície do material. Com o impacto o material sofre uma deformação permanente na superfície. Consequentemente, introduzem-se campos de tensões residuais compressivas, proporcionando um aumento da densidade de discordâncias (CAMARGO, 2007; TORRES, VOORWALD, 2002; TORRES, 2002).

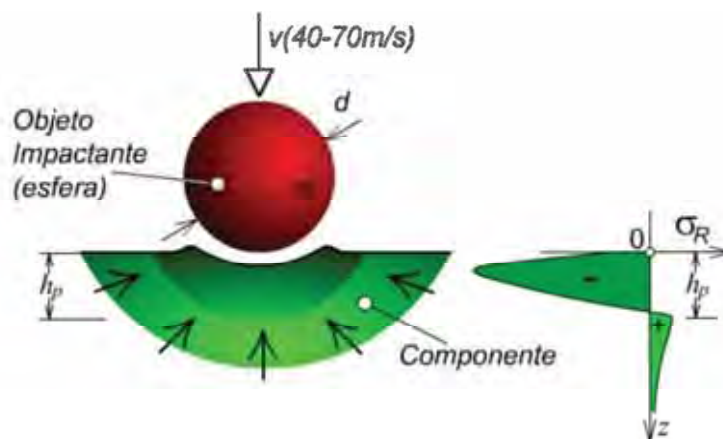
Além do ganho na resistência à fadiga, o *shot peening* também é empregado largamente nas indústrias a fim de uniformizar as tensões nas camadas superficiais, introduzir compactação na estrutura cristalina para aumentar a resistência à oxidação, ao atrito e eliminar porosidades, obter rugosidade controladas para reter lubrificação, fixar desmoldantes. Em alguns casos, o processo pode gerar uma transformação de fases proporcionando um endurecimento adicional (GUAGLIANO, 2004; CAMARGO, 2007; TORRES, VOORWALD, 2002; TORRES, 2002; HERZOG, ZINN, SCHOLTES, WHOLFAHRT, 1996).

Recentes pesquisas mostram que o ganho de resistência à fadiga através do *shot peening* ocorre principalmente pela capacidade das tensões residuais em parar a propagação das microtrincas pelo aumento da densidade de discordâncias e não em evitar a nucleação de novas trincas (GUAGLIANO, VERGANI, 2004)

O processo de *shot peening* depende de vários fatores, classificados em três diferentes grupos (TORRES, VOORWALD, 2002):

- I. Parâmetros que descrevem o material tratado: sua geometria e propriedades mecânicas;
- II. Parâmetros de fluxo de energia produzido no processo: propriedades da esferas;
- III. Parâmetros que descrevem as condições de contato: coeficiente de restituição, que depende essencialmente da razão entre a dureza do material tratado e da esfera usada.

A deformação plástica na parte superficial gerada pelo choque das esferas tende a alongar a região. A região subsuperficial que se deforma apenas elasticamente, devido à baixa energia cinética do impacto das esferas na superfície, impede esse alongamento. O material procura restaurar a sua forma original, produzindo um hemisfério de elevadas tensões residuais compressivas ao redor das microcavidades, conforme representado na Figura 1 (TORRES, 2002).



(a)

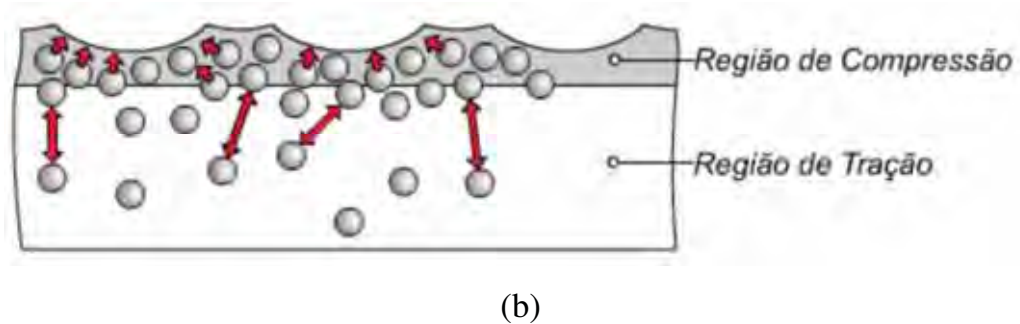


Figura 1: Efeitos do *shot peening* em superfície metálica (BONORA, 2011).

3.4.2. Parâmetros do processo

A cobertura do *shot peening* é definida pela porcentagem de uma determinada área atingida pelas esferas. Uma relação entre cobertura e o número de ciclos de exposição é expressa pela equação (TORRES, 2002).

$$C_n = 1 - (1 - C_1)^n,$$

onde:

- C_1 é a porcentagem de cobertura (decimal) após um ciclo (passe);
- C_n é a porcentagem de cobertura (decimal) após n ciclos;
- n é o número de ciclos.

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, conforme representado na Figura 2 (BONORA, 2011; CAMARGO, 2007).

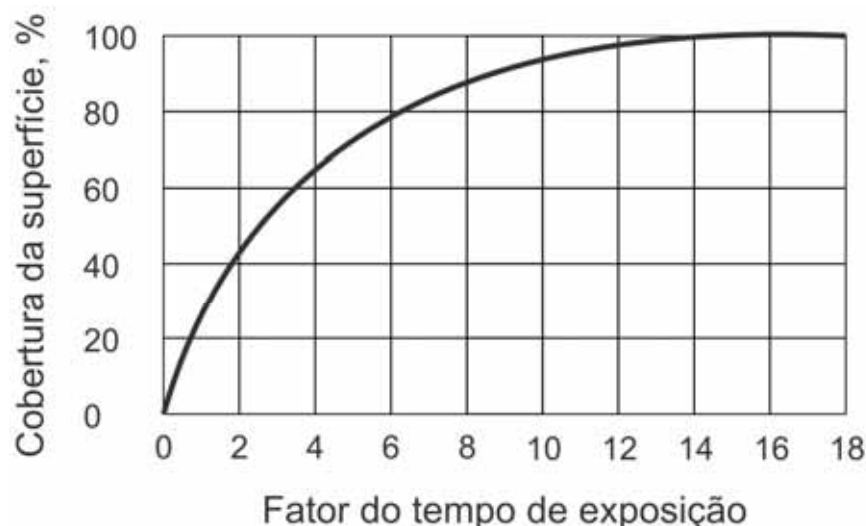


Figura 2: Cobertura da superfície em relação ao tempo de exposição ao processo de *shot peening* (CAMARGO, 2007).

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%. A Figura 2 representa a porcentagem de cobertura em função do tempo. À medida que o tempo de tratamento aumenta, a cobertura na superfície também aumenta, até atingir o tempo de saturação, denominado “t”. Em algumas operações são exigidas coberturas de 150% ou 200%, o que nada mais é do que utilizar tempos iguais a 1,5 t ou 2,0 t, respectivamente (TORRES, 2002).

Na indústria, o controle de intensidade de *shot peening* é realizado com o auxílio de placas padronizadas confeccionadas com o aço SAE 1070, denominadas “placas de Almen”. O controle é feito da seguinte forma: a placa padrão é colocada paralela ao material a ser tratada, e recebem o mesmo tratamento da peça submetida ao processo. Com o impacto das esferas, o material é induzido a campos de tensões residuais compressivas, formando um pequeno arco. Esse arco ou flecha é medido e com a ajuda de uma tabela, obtém-se a intensidade Almen. (HERZOG, ZINN, SCHOLTES, WOHLFAHRT, 1996)

Existem três padrões de placa de Almen utilizadas para realizar o processo de *shot peening*: “N”, “A” e “C”. A diferença de cada uma está na sua espessura: a placa “N” apresenta uma espessura de $0,79 \pm 0,02$, “A” uma espessura de $1,29 \pm 0,02$, a

placa “C” com uma espessura de $2,39 \pm 0,02$. 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).

Um esquema da placa de Almen é representado na Figura 3.

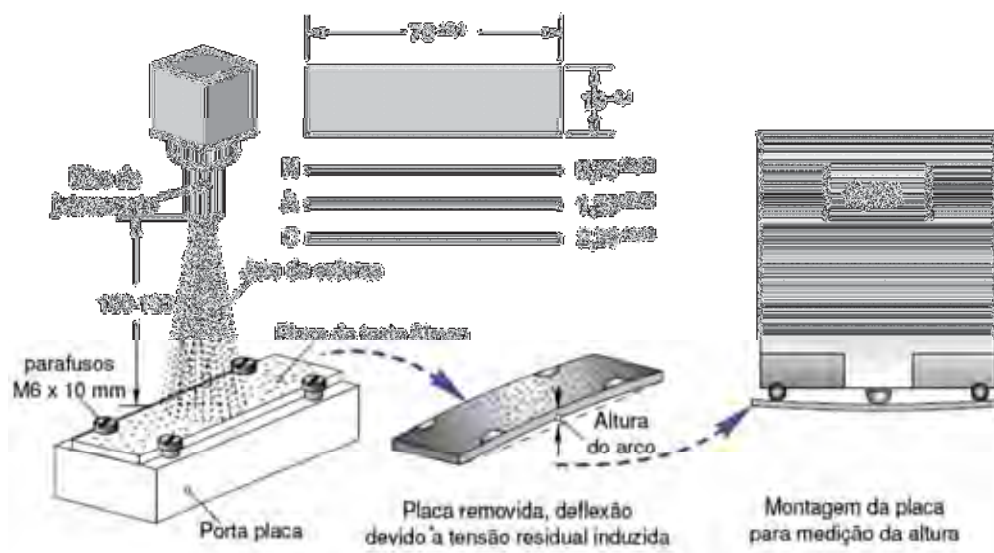


Figura 3: Equipamento para determinação do parâmetro Almen (BONORA, 2011).

As granalhas tipicamente usadas no processo de *shot peening* são de aço, vidro ou cerâmica como mencionado anteriormente, e não há restrições para a sua dureza, desde que sejam mais duras do que o elemento que receba o tratamento. As esferas devem apresentar tamanhos uniformes, e estar em bom estado, sem arestas e partes quebradas, para não agir como concentradores de tensão no material, e assim proporcionar uma camada superficial deformada plasticamente bem homogênea. As esferas metálicas são designadas de acordo com a norma SAE- AMS-S13165 (MIL, 1966; SAE, 1997), em uma faixa de valores de S70 até S930. O tamanho das esferas é aproximadamente o mesmo tamanho do diâmetro nominal do grão individual. O aumento do tamanho da granalha contribui para o aumento da intensidade do *shot peening* (TORRES, 2002).

A velocidade é outro importante parâmetro a ser controlado no processo de trabalho a frio por *shot peening*. A relação aumento da intensidade do *peening* e a velocidade das esferas são diretamente proporcionais. À medida que se aumenta a velocidade, há um aumento na deformação plástica do material. Porém, uma

velocidade muito alta necessita de um bom controle de desgaste e/ou quebra das granalhas usadas no processo. A Figura 4 indica a melhor velocidade das esferas para o processo de *shot peening* (TORRES, 2002).

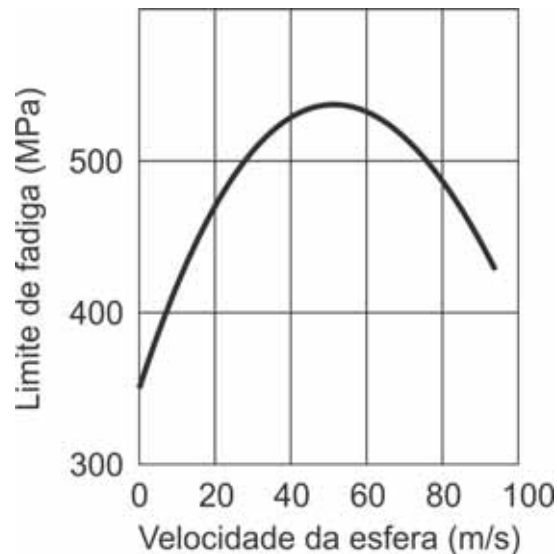


Figura 4: Efeito da velocidade das esferas de *shot peening* no limite à fadiga (ADAPTADO DE TORRES, 2002).

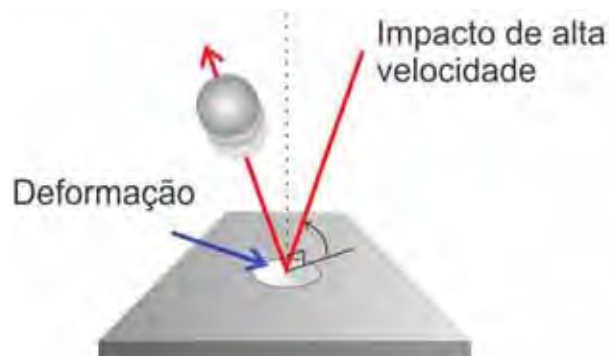


Figura 5: Ângulo de impacto do *shot peening* (METAL IMPROVEMENT, 2012).

Por fim, tem-se o ângulo de incidência das granalhas na superfície do material tratado, também conhecido como ângulo de impacto. Por definição, os ângulos variam entre 0 até 90° da superfície à direção da rajada. Quanto menor for o ângulo, menor será a intensidade de *peening*. Caso o formato da peça não apresentar condições adequadas para um ajuste desse ângulo, outros fatores como velocidade e tamanho das esferas devem ser compensados para obter o resultado desejado. A Figura 5 ilustra esse ângulo.

3.5. Tensão residual

Os princípios básicos da técnica foram desenvolvidos há mais de cinquenta anos e são baseados em duas teorias: a teoria da difração de raios X em materiais cristalinos e a teoria da elasticidade do material sólido, oriunda da mecânica dos sólidos (PYZALLA, 2000).

Tensões residuais são tensões auto-equilibrantes existentes nos materiais, em condições de temperatura uniforme e sem carregamento externo (HAUK, 1997). Sendo autobalanceadas, fazem com que o momento resultante e a força resultante produzidos tendam a zero (CARVALHO, 2004; PYZALLA, 2000).

As tensões residuais têm grande influência na vida em fadiga dos materiais. Dependendo do tipo de distribuição das tensões residuais (compressivas e trativas), pode ocorrer um aumento ou diminuição da vida em fadiga do componente devido sua presença (SHIVJE, 2001).

Deformações, falhas e até mesmo um ganho na vida útil dos componentes podem ser influenciados pela tensão residual adquirida durante o processo de fabricação do material, como: soldagem, trabalho a frio, trabalho a quente, usinagem, deposição de revestimentos (TORRES, 2002; CHUVAS, FONSECA, PARDAL, MANIER, 2011; HOLZAPFEL, SCHULZE, VOHRINGER, MACHERAUCH, 1998; PYZALLA, 2000; CARVALHO, 2004; LU, 1996).

A distribuição de tensões é produzida se regiões do material são deformadas elástica ou plasticamente, de tal forma que as incompatibilidades de deformações causadas passem a ser permanentes. Em geral, os materiais que contêm essas tensões residuais não apresentam nenhuma característica externa que evidencie a presença das mesmas. Se o componente receber uma tensão externa, a tensão total sofrida pelo material será a composição das tensões causadas pelos esforços externos e pelas tensões residuais pré-existent (TORRES, 2002).

Tensões residuais do tipo compressivas, geradas no processo de *shot peening*, através da deformação plástica localizada na superfície pelo impacto das esferas, agem no sentido de melhorar a vida em fadiga. Tensões residuais do tipo trativas, na superfície, geradas em processos como: aspersão térmica e anodização agem no

sentido de reduzir a vida em fadiga do material. Portanto, a formação de tensões residuais de compressão é provavelmente o método mais eficiente para aumentar o desempenho de componentes submetidos a carregamentos cíclicos (VOORWALD, 2010; CAMARGO, 2004).

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).

De maneira geral, as tensões residuais são classificadas em três categorias (TORRES, 2002).

- Macroscópicas: contempla toda a seção de uma peça, sendo praticamente constantes em grandes extensões de áreas e são caracterizadas pelo equilíbrio dentro de todo o corpo; se áreas próximas à superfície estão em compressão residual, as áreas no centro devem estar em tração residual para balancear os sistemas de forças, como exemplificado na Figura 6. Aparecem a partir de carregamento elástico-plástico; usinagem; solda; conformação mecânica; tratamentos térmicos; revestimentos e *shot peening* (TORRES, 2002);

- Microestruturais ou tensões internas: este tipo de tensão está presente em um grão ou parte dele. Podem também ocorrer nas interfaces de fases, entre partículas precipitadas ou agregados e a matriz. São devidas às heterogeneidade e à anisotropia de cada cristal ou grão (Figura 7) (TORRES, 2002);

- Microlocalizadas: são distribuídas em volumes submicroscópicos em distâncias interatômicas dentro de um grão e equilibram-se, portanto, em pequenas partes. São causadas pela ação de todos os tipos de defeitos cristalinos: discordâncias; inclusões; contornos de grãos, etc.

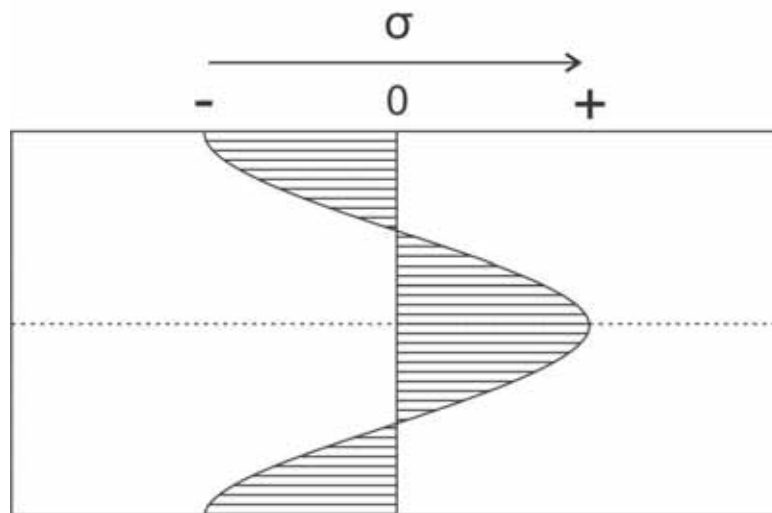


Figura 6: Equilíbrio de tensões residuais do tipo I ao longo de uma amostra (TORRES, 2002).

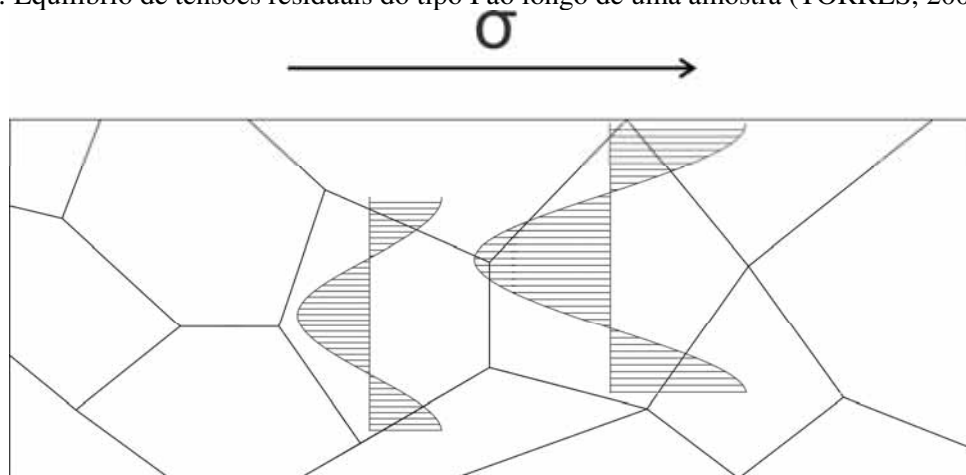


Figura 7: Equilíbrio de tensões residuais do tipo II ao longo de um ou mais grãos (TORRES, 2002).

Tabela 5: Métodos de medições de tensão residual (ADAPTADO DE BONORA, 2011).

Método	Profundidade mínima da análise	Tipo da tensão residual medida	Característica do método	Custo do equipamento
Mecânico	1 mm	Macroscópica	Destrutivo	Baixo
Furo cego	20 μ m	Macroscópica	Semi-destrutivo	Baixo
Difração de raio – x	Alguns micrometros	Macroscópica e microscópica	Não destrutivo na superfície e destrutivo abaixo da superfície	Alto
Difração de nêutrons	1 mm	Macroscópica e microscópica	Não destrutivo	Muito alto
Ultrassônico	15 μ m	Macroscópica, microscópica e microlocalizadas	Não destrutivo	Alto
Método magnético	0,1 mm	Macroscópica, microscópica e microlocalizadas	Não destrutivo	Baixo

Atualmente, existem diversas técnicas para medição de tensões residuais, e são inicialmente subdivididas em destrutivas, semidestrutivas e não-destrutivas. A Tabela 5: apresenta os principais métodos de medição de tensões residuais usados.

3.6. Fadiga

3.6.1. Aspectos gerais

A falha por fadiga é a principal causa de danos em componentes de engenharia que trabalham sobre carregamentos cíclicos, como pontes, aeronaves, carros e componentes de máquinas, e representa cerca de 90% de todas as falhas em metais. De acordo com a norma ASTM E466-07, o termo fadiga refere-se a um "processo progressivo da alteração estrutural localizada e permanente que ocorre em um material submetido a condições que produzem tensões e deformações flutuantes em alguns

pontos, e que culmina em trincas ou na fratura completa após um número suficiente de flutuações", onde a tensão máxima é inferior ao limite de escoamento do material (TORRES, 2002; CAMARGO, 2007; SURESH, 1998; CALLISTER, 2008).

O entendimento do processo de fadiga é um fator muito importante para a indústria aeronáutica, para reduzir os acidentes causados por esse tipo de falha catastrófica, através de reparos ou até mesmo substituição de componentes danificados de modo preliminar (TORRES, 2002). Normalmente, a literatura estabelece que as fraturas por fadiga são causadas pela ação simultânea de tensão cíclica, tensão de tração e deformação plástica. A ausência de um desses três fatores impede a ocorrência do fenômeno (BAPTISTA, 2000).

Trincas de fadiga iniciam-se sob ação de tensões cíclicas e se propagam sob ação de tensões de tração. Tensões de compressão não causam fratura por fadiga (ZANGRANDI, 2004).

Os concentradores de tensão k_t são os responsáveis por tornarem danos físicos de níveis microscópios em danos irreversíveis até a fratura final, sujeitos a carregamentos flutuantes. (CAMARGO, 2007; BONORA, 2011).

A falha por fadiga é resultante da aplicação e remoção contínua de um carregamento e pode ocorrer sob número de ciclos elevado ou reduzido. Quando o número de ciclos de carregamento necessários para causar dano por fadiga é menor que 10^4 ciclos, a fadiga é denominada de baixo ciclo. Quando o número de ciclos supera esta faixa, a fadiga é denominada de alto ciclo (SURESH, 1998).

No estudo da fadiga de alto ciclo, usa-se a curva S/N do material, ou curva de Wöhler, que correlaciona a amplitude de tensão, que é a metade da diferença algébrica entre as tensões máxima e mínima, com o número de ciclos associado à falha. O número de ciclos que define a vida total de um componente submetido a cargas cíclicas é a combinação entre o número de ciclos necessário à iniciação da trinca e o que corresponde à sua propagação até a falha final (SURESH, 1998).

Para projetos para vida em fadiga, destacam-se três diferentes filosofias: (WILLIAMS, 2003).

- Vida segura;
- Falha segura;

- Tolerância ao dano.

O projeto desenvolvido com base no conceito de vida segura concebe componentes com uma vida em serviço em uma aceitável probabilidade de falha para um dado nível de tensão. Considera-se que qualquer defeito existente irá crescer apenas até uma dimensão que permita ser detectada numa próxima inspeção. Geralmente, utilizam-se as curvas de Wöhler para medir a velocidade de crescimento da trinca. Na filosofia falha segura, a principal característica de projeto é a redundância. No caso da falha, o componente ou sistema estrutural mantém a capacidade de suportar carregamento sem provocar o colapso da aeronave. A principal diferença entre as filosofias vida segura e falha segura é que esta pode manter a aeronave em atividade mesmo com a presença de uma trinca ou componente danificado (VOORWALD et al, 2005).

Dois aspectos são analisados na filosofia tolerância ao dano: propagação lenta da trinca e falha segura. O primeiro é caracterizado por considerar defeitos nas estruturas em operação, menores do que os limites designados para inspeções não destrutivas, que ocorrerão em posições críticas e crescerão previsivelmente segundo os princípios da Mecânica da Fratura. Estes defeitos não irão causar a falha da estrutura num determinado intervalo previsto entre inspeções. No segundo, a falha segura é abordada de forma mais ampla do que anteriormente descrita, considerando um crescimento de trinca permissível na estrutura redundante e que a falha desta estrutura redundante seja detectável em uma inspeção visual durante o ciclo operacional (VOORWALD et al, 2005).

3.6.2. Definições

Os ensaios de fadiga são realizados para definir diversos parâmetros. A metodologia de projeto é baseada na flutuação da tensão nominal aplicada a um componente. Para a realização do ensaio são utilizados corpos de provas padronizados segundo norma ASTM 466, geralmente com seções transversais circulares ou retangulares de modo que represente a situação real de carregamento. Essas amostras podem ser submetidas a quatro tipos diferentes de ensaio de fadiga (BONORA, 2011; TORRES, 2002):

- Axial (utilizado neste trabalho);
- Flexão rotativa;
- Flexão alternada;
- Torção.

Os parâmetros que caracterizam um ciclo de carregamento estão indicados na Figura 8 (BONORA, 2011; TORRES, 2002).

Por convenção, a tensão de tração é considerada positiva e a tensão de compressão, negativa.

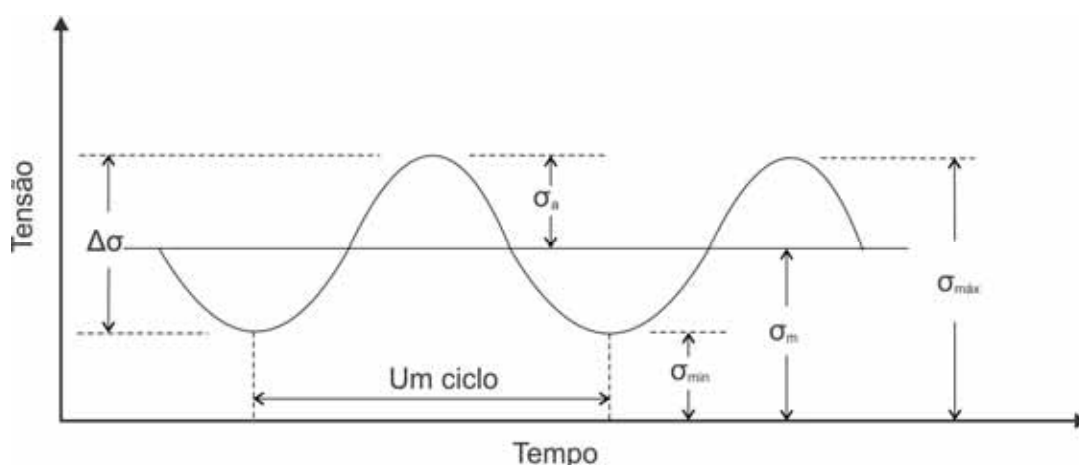


Figura 8: Parâmetros que caracterizam um ciclo de tensão (TORRES, 2002).

A Tabela 6 apresenta a terminologia usada, a definição e as relações entre os parâmetros para um carregamento cíclico de amplitude constante, conforme ilustrado na Figura 8 (PADILHA, 2004; HERTZBERG, 1995).

Na prática, estruturas e componentes sujeitos a carregamentos cíclicos não apresentam carregamentos de fadiga com amplitudes constantes e homogêneas. Na maioria das vezes, os intervalos de tempo entre uma solicitação e outra não são iguais. A Figura 9 representa um gráfico de carregamento de fadiga mais próximo do que pode ocorrer na prática, a exemplo das cargas devidas ao tráfego de veículos em pontes, ao vento na fuselagem dos aviões, às ondas do mar nos navios, entre outros (SURESH, 1998; CALLISTER, 2008).

Tabela 6: Terminologia, definição e relação entre os parâmetros de um carregamento cíclico de fadiga (PADILHA, 2004).

TERMOLOGIA	DEFINIÇÃO	RELAÇÃO
$\sigma_{\text{máx}}$	Tensão máxima (maior tensão do ciclo em módulo)	
$\sigma_{\text{mín}}$	Tensão mínima (menor tensão do ciclo em módulo)	
σ_m	Tensão média das tensões	$\sigma_m = (\sigma_{\text{máx}} + \sigma_{\text{mín}})/2$
σ_a	Tensão alternada	$\sigma_a = (\sigma_{\text{máx}} - \sigma_{\text{mín}})/2$
$\Delta \sigma$	Amplitude das tensões (diferença das tensões em módulo)	$A = \Delta \sigma = \sigma_{\text{máx}} - \sigma_{\text{mín}}$
R	Razão das tensões (razão entre a tensão mínima e a máxima)	$R = \sigma_{\text{mín}} / \sigma_{\text{máx}}$
K	Constância de carga (razão entre as tensões máxima e mínima)	$K = \sigma_{\text{máx}} / \sigma_{\text{mín}}$

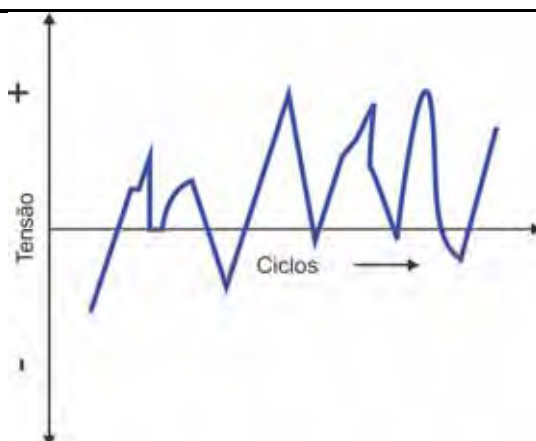


Figura 9: Representação de um carregamento de fadiga cíclico de amplitude não constante (PADILHA, 2004; HERTZBERG, 1995).

3.6.3. Modalidades de solicitações de fadiga

A Tabela 7: apresenta as várias modalidades de solicitações cíclicas senoidais e os respectivos valores dos parâmetros do ciclo (DOWLING, 1998).

O limite de resistência à fadiga, ou apenas resistência à fadiga, é determinado para diferentes modalidades de solicitações, embora seja mais frequente determiná-lo para solicitações alternadas simétricas e, mais raramente, para ciclos pulsantes (DOWLING, 1998).

Tabela 7: Modalidades de solicitações de fadiga (KOCANDA, 1978 ADAPTADO POR BONORA, 2011).

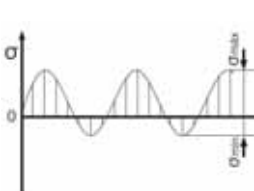
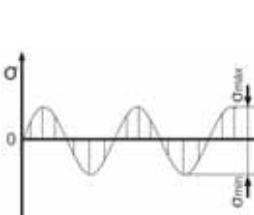
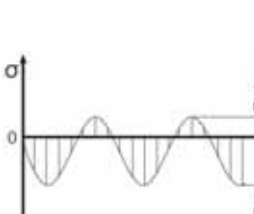
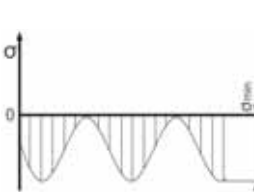
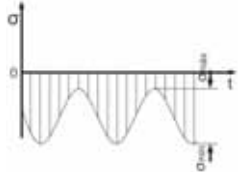
Solicitação $\sigma = f(t)$	Nome	Tensões			Coeficientes	
		$\sigma_{\text{máx}}$ e $\sigma_{\text{mín}}$	σ_m	σ_a	$R = \frac{\sigma_{\text{mín}}}{\sigma_{\text{máx}}}$	$K = \frac{\sigma_{\text{máx}}}{\sigma_m}$
	Constante (positiva)	$\sigma_{\text{máx}} = \sigma_{\text{mín}} > 0$	$\sigma_{\text{máx}} = \sigma_{\text{mín}}$	0	1	1
	Flutuante (tração)	$\sigma_{\text{máx}} > 0$ $\sigma_{\text{mín}} > 0$	> 0	$\neq 0$	$0 < R < 1$	$1 < K < 2$
	Pulsante (tração)	$\sigma_{\text{máx}} > 0$ $\sigma_{\text{mín}} = 0$	$\frac{1}{2} \sigma_{\text{máx}}$	$\frac{1}{2} \sigma_{\text{máx}}$	0	2
	Alternada	$\sigma_{\text{máx}} > 0$ $\sigma_{\text{mín}} < 0$ $\sigma_{\text{máx}} > \sigma_{\text{mín}} $	> 0	$\neq 0$	$-1 < R < 0$	$2 < K < \infty$
	Alternada (simétrica)	$\sigma_{\text{máx}} > 0$ $\sigma_{\text{mín}} < 0$ $\sigma_{\text{máx}} = \sigma_{\text{mín}} $	0	$\sigma_{\text{máx}}$ = $ \sigma_{\text{mín}} $	-1	∞
	Alternada	$\sigma_{\text{máx}} > 0$ $\sigma_{\text{mín}} < 0$ $\sigma_{\text{máx}} < \sigma_{\text{mín}} $	< 0	$\neq 0$	$-1 < R < 0$	$2 < K < \infty$
	Pulsante (compressão)	$\sigma_{\text{máx}} < 0$ $\sigma_{\text{mín}} = 0$	$\frac{1}{2} \sigma_{\text{máx}}$	$\frac{1}{2} \sigma_{\text{máx}}$	0	2

Tabela 7

Continuação.

Solicitação $\sigma = f(t)$	Nome	Tensões			Coeficientes	
		$\sigma_{\text{máx}}$ e $\sigma_{\text{mín}}$	σ_m	σ_a	$R = \sigma_{\text{mín}}/\sigma_{\text{máx}}$	$K = \sigma_{\text{máx}}/\sigma_m$
	Flutuante (compressão)	$\sigma_{\text{máx}} < 0$ $\sigma_{\text{mín}} < 0$	< 0	$\neq 0$	$0 < R < 1$	$1 < K < 2$
	Constante (negativa)	$\sigma_{\text{máx}} = \sigma_{\text{mín}} < 0$	$\sigma_{\text{máx}} = \sigma_{\text{mín}}$	0	1	1

3.6.4. Curva S/N ou curva de Wöhler

A maneira para estabelecer o comportamento de fadiga de um material é por meio da curva S/N ou curva de Wöhler. O valor da tensão lançada na ordenada pode ser σ_a , $\sigma_{\text{máx}}$ ou $\sigma_{\text{mín}}$, e são geralmente tensões nominais com amplitude constante, isto é, não há um ajuste para concentrações de tensões. Os valores que descrevem o número de ciclos N_f até a fratura completa são representados no eixo das abscissas, que são estabelecidos geralmente na escala logarítmica ($\log N$). Em qualquer curva S/N o número de ciclos de tensão que um material pode suportar antes de se romper por fadiga aumenta com decréscimo da tensão (DIETER, 1988; ASM, 1986).

Essa curva apresenta características diferentes dependendo do tipo de material, como pode ser visto na Figura 10. Materiais não ferrosos não apresentam um limite de resistência à fadiga bem definido assim como materiais ferrosos. Para os materiais ferrosos é considerada vida infinita quando se atingem 10^6 ciclos. Já para a grande maioria dos materiais não ferrosos, por exemplo, ligas à base de alumínio, cobre e magnésio, não apresenta um limite horizontal. Portanto, falhas por fadiga sempre ocorrem, independente da intensidade de tensão. Nesse caso, a propriedade em fadiga ou a resposta do material submetido a esse tipo de solicitação é especificada como uma

resistência à fadiga que corresponde ao valor da tensão para o qual a falha por fadiga não irá ocorrer em um determinado número pré-estabelecido de ciclos, da ordem de 10^8 ciclos (DIETER, 1988; KLESNIL, 1992; FUCHS, 1980).

O termo resistência à fadiga é aplicado para determinar o valor de tensão específico associado à vida em fadiga de interesse. O comportamento em fadiga de um material está relacionado com fatores importantes, como geometria do componente, tensão média aplicada, meio ambiente de aplicação, temperatura, frequência de ciclagem e tensão residual (DOWLING, 1998; ASM, 1986; DIETER, 1980;)

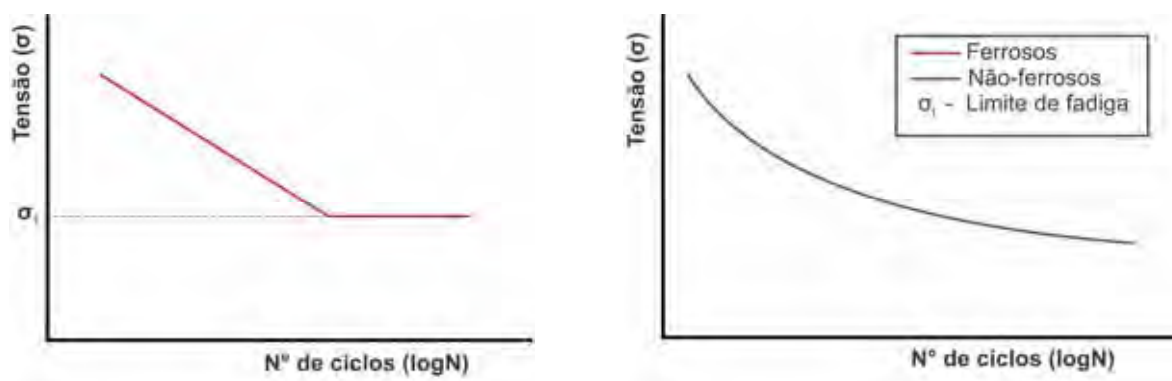


Figura 10: Típica curva S - N de ligas ferrosas e não ferrosas e limite de fadiga (MAGNABOSCO, 2001; SCHIJVE, 2003).

Materiais metálicos são policristalinos, formados por cristais anisotrópicos, cujos planos cristalográficos são orientados de maneira aleatória. Assim, um material policristalino submetido a uma solicitação de fadiga possui alguns de seus cristais deformando-se plástica e localmente por escorregamento, através dos sistemas de escorregamento favoravelmente orientados em relação à tensão externa aplicada (FUCHS, 1980).

Em materiais policristalinos, a distribuição das tensões não é uniforme. Existem pontos de concentração de tensões internos e superficiais, que contribuem para o aparecimento de microtrincas. Nessa região é onde tem início a falha por fadiga. As microtrincas propagam-se através de sucessivas repetições das tensões até atingirem um tamanho crítico após certo tempo, culminando na fratura (SURESH, 1998).

Pontos concentradores de tensão podem ter sua origem também nas variações bruscas de seções, nos sulcos associados à rugosidade superficial ou qualquer outro tipo de irregularidade causada por ferramentas de corte, raízes de roscas, extremidades de inclusões, pontos de corrosão, inclusões, contornos de grãos (FUCHS, 1980; CAMARGO, 2007).

3.6.5. Falha por fadiga

A fratura por fadiga é um processo que se desenvolve basicamente em três estágios (HERTZBERG, 1995).

3.6.5.1. Estágio I - Nucleação das microtrincas

O estágio I do processo de fratura por fadiga corresponde à fase inicial da formação de trincas. Tem como características principais os seguintes aspectos:

- a) Não é visível a olho nu e nem perceptível na superfície de fratura;
- b) Uma microtrinca nucleada em condição estável começa a se propagar de forma muito lenta ao longo dos planos cristalográficos orientados a 45° com a direção da tensão de tração. Nos metais policristalinos, a propagação ocorre ao longo dos planos com elevadas tensões de cisalhamento;
- c) Em geral, nunca se propagam a distâncias que vão além de dois a cinco vezes o diâmetro dos grãos em torno da sua origem;
- d) A taxa de propagação da trinca nesse estágio é da ordem de angstroms por ciclo e a sua duração pode representar de zero até 90% da vida da peça ou do componente, dependendo do nível de tensão e das características do material;
- e) A presença de concentradores de tensões diminui sensivelmente a duração desse estágio;
- f) O estágio I corresponde, em resumo, àquela fase de alterações microestruturais localizadas, progressivas e, em geral, permanentes, que levam ao aparecimento de pequenas microtrincas, que se propagam em distâncias muito pequenas e seguindo direções bem definidas (HERTZBERG, 1995).

3.6.5.2. Estágio II – Crescimento ou propagação das trincas

O estágio II do processo de fratura por fadiga corresponde à fase de propagação estável da trinca. Tem como características principais os seguintes aspectos:

- a) Enquanto no estágio I a propagação das microtrincas ocorre ao longo de planos cristalográficos bem definidos, que correspondem aos planos de escorregamento orientados a 45° em relação à direção da tensão de tração, no estágio II a direção de crescimento da trinca passa a ser normal à direção da tensão de tração;
- b) O estágio II é sempre visível a olho nu e pode representar a maior área da superfície de fratura, ainda que não represente necessariamente a maior vida em fadiga;
- c) A taxa de propagação da trinca nesse estágio é da ordem de micrometros por ciclo;
- d) A propagação da trinca independe da orientação dos grãos, uma vez que a propagação é preferencialmente transgranular;
- e) Nesse estágio são formadas as estrias de fadiga para materiais dúcteis (HERTZBERG, 1995).

3.6.5.3. Estágio III – Fratura final da seção remanescente

O ultimo estágio da falha por fadiga é denominado estágio III, e corresponde à fratura brusca final. Nesse estágio não há nada que se possa fazer para evitar o colapso do componente. Numa escala macroscópica, essa região final da fratura apresenta um aspecto frágil, caracterizado por uma região rugosa e áspera na superfície. Ocorre quando a área resistente do corpo de prova ou da peça não suporta mais a tensão do ciclo e se rompe, também conhecida como região instável de propagação da trinca (HERTZBERG, 1995).

Do ponto de vista microscópico, essa região pode apresentar ou não evidências de deformação plástica. São caracterizadas por micromecanismos semelhantes àqueles observados na superfície de fratura de corpos de prova submetidos a ensaio de tração monotônico. O aspecto alveolar - *dimples* - observado na superfície de fratura é quem identifica o tipo de fratura dúctil e evidencia a deformação plástica em escala microscópica (BONORA, 2011).

Uma fratura do tipo frágil, cujos micromecanismos são clivagem, quase clivagem ou fratura intergranular, é que identifica o tipo de fratura frágil e evidencia a não existência de deformação em escala microscópica (BONORA, 2011).

No estágio I da fadiga, o crescimento da trinca ocorre predominantemente por cisalhamento simples confinado em alguns grãos e apresenta uma superfície de fratura plana e serrilhada. Já no estágio II a trinca apresenta um caminho perpendicular à tensão aplicada, conforme Figura 11. Para ligas dúcteis formam estrias de fadiga por um mecanismo repetitivo de abaulamento plástico e afilamento na ponta da trinca (ZANGRANDI, 2004; GROSS, LAMPMAN, 1996; SURESH, 1998; SCHIJVE, 2003).

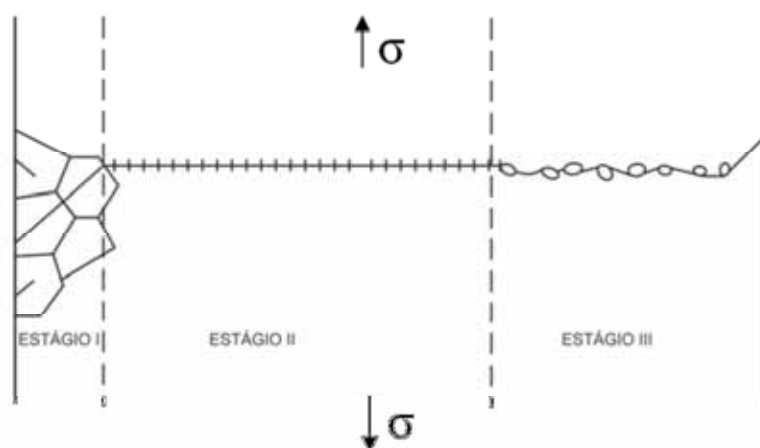


Figura 11: Estágios da trinca (ADAPTADO DE CARVALHO, 2004).

A fratura por fadiga apresenta uma característica muito peculiar, facilmente identificada. Em escala macroscópica, a fratura por fadiga apresenta aspecto de uma fratura frágil, mesmo quando se trata de materiais dúcteis, ou seja, sem deformações plásticas na região da fratura. A Figura 12 mostra a superfície característica de falha por fadiga (SOUZA, 1982).



Figura 12: Aspecto macroscópico de uma superfície de fratura por fadiga (SOUZA, 1982).

Pela superfície da fratura é possível ter uma ideia da tensão presente durante o ciclo de fadiga. Isso vai depender do tamanho da região com aspecto liso. À medida que a intensidade da tensão máxima do ciclo aumenta, o tamanho da região lisa diminui, o tamanho da região rugosa aumenta e vice-versa, indicando se a fadiga é do tipo de alto ciclo ou de baixo ciclo (SCHIJVE, 1979; CAMARGO, 1995).

No âmbito microscópico, a fratura final pode ter quatro aspectos diferentes, alveolar (*dimples*), clivagem, quase clivagem e intergranular (JOGI, BRAHMANKAR, NANDA, PRASAD, 2008).

3.6.6. Formação das trincas por fadiga

Do ponto de vista científico, não é clara a fronteira entre o estágio I da fratura (nucleação da trinca) e o estágio II (propagação da trinca). Não existe um único mecanismo capaz de explicar a fase do processo inicial de falha por fadiga em todos os materiais. Essa complexidade em estabelecer parâmetros que possam padronizar e quantificar o estágio I, como é feito no estágio seguinte de propagação de trinca, acontece pelos diferentes fatores envolvidos no processo, como as características de escorregamento do material, meio e condições de ensaio (MILLER; GALLAGHER, 1981).

Define-se N_0 o número de ciclos necessários para completar o estágio de nucleação, e N_f como o número de ciclos até a fratura. Então, a razão N_0/N_f é a medida

da duração do estágio de nucleação em termos de vida em fadiga. O valor da razão N_0/N_f depende principalmente da amplitude do carregamento cíclico, do tipo de amostra, dos parâmetros do material, acabamento superficial, temperatura e condições do meio onde se processa a fadiga. O valor de N_0/N_f diminui com o aumento da amplitude de tensão. Geralmente, os entalhes, pontos de concentração de tensão, reduzem consideravelmente valores de N_0/N_f (VENKATARAMAN, SRIRAM, FINE, CHUNG, 1990).

A grande maioria das fraturas por fadiga tem início na superfície do material, como consequência das microtrincas presentes no material antes mesmo da solicitação por fadiga, resultados de operações de solda, tratamentos térmicos, tratamentos superficiais, acabamento da superfície, existência de partículas de segunda fase, ou conformação mecânica. Assim, é importante que os fatores que influenciam a resistência à fadiga sejam analisados nas regiões próximas à superfície (BAPTISTA, 2000; SCHUTZ, 1996).

Para casos de uma superfície livre de concentradores de tensão, o próprio carregamento cíclico pode produzir concentradores de tensões superficiais. Esse tipo de concentradores de tensão é gerado durante a deformação plástica do material, devido ao carregamento cíclico externo. Essa situação é gerada por linhas de escorregamento heterogêneo, nos diversos grãos do material. (MILLER; GALLAGHER, 1981; WOOD, 1959; COTTRELL, HULL, 1957).

Dentro de cada cristal ou grão do agregado policristalino, os átomos encontram-se arranjados de maneira ordenada de acordo com o modelo de célula unitária de cada material. Os grãos possuem propriedades mecânicas distintas e pode haver alguns grãos nos quais as orientações dos planos atômicos de fácil escorregamento estão na mesma direção da tensão máxima de cisalhamento (DIETER, 1988; FUCHS; STEPHENS, 1980; WOOD, 1959; COTTRELL, HULL, 1957).

O fato das linhas de escorregamento ocorrerem sob carregamento cíclico, indica que o escorregamento que acontece em meio ciclo não é revertido pelo meio ciclo reverso. Esse fenômeno gera ressaltos e reentrâncias, denominados de extrusões e intrusões, respectivamente, como pode ser visto na Figura 13, o que resulta na

deformação plástica localizada (DIETER, 1988; FUCHS; STEPHENS, 1980; WOOD, 1959; COTTRELL, HULL, 1957).

A reversibilidade do movimento de bandas de escorregamento não ocorre por duas razões (BONORA, 2011):

- Após o endurecimento por deformação cíclica, nem todas as discordâncias retornam à posição inicial;
- Um incremento de escorregamento exposto ao ambiente não-inerte pode interagir quimicamente, criando finas camadas óxidas no novo material exposto ou por adsorção química dos átomos do ambiente.

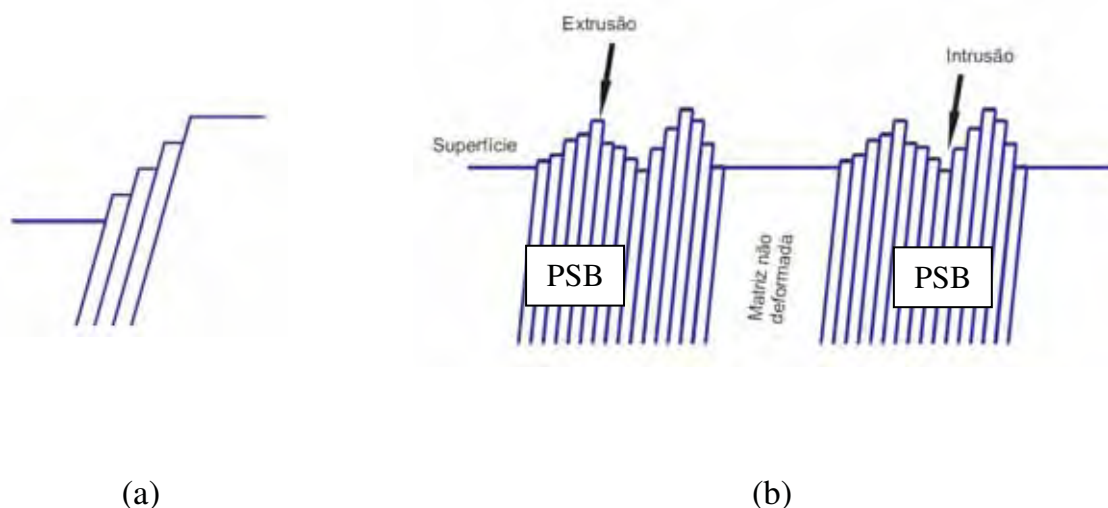


Figura 13: Bandas de escorregamento: (a) sollicitação monotônica; (b) sollicitação de fadiga (ADAPTADO DE SCHIJVE, 2003).

Na Figura 13 (a) estão ilustradas sollicitações do tipo monotônicas. A Figura 13 (b) apresenta uma sollicitação de fadiga. A diferença visível entre as bandas de escorregamento produzidas por carregamentos monotônicos e de fadiga está na topografia da superfície polida. Para carregamentos do tipo monotônico, resultantes do escorregamento dos planos paralelos, a superfície apresenta aspecto de degraus, ao contrário de sollicitações cíclicas, onde o aspecto da superfície fica disposto na forma de vales e picos (GIORDANI, 2001; KÒCANDA, 1978).

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1. Liga AA 7175-T74

O material utilizado nesse trabalho foi a liga AA 7175-T74 confeccionada por processo de usinagem em perfil de corpos de prova de fadiga, segundo a norma ASTM E466-07. Essa matéria prima é utilizada pela empresa ELEB Equipamentos Ltda. para a fabricação de trem de pouso.

A liga AA 7175 é uma liga Al-Zn-Mg-Cu, conforme especificação AMS 4149 (1990), de alta resistência mecânica, tenacidade à fratura e boa resistência à corrosão. Pertence à série de alumínio que apresenta os maiores níveis de resistência. Esta liga apresenta uma alta resistência mecânica dentre as ligas da série 7xxx com limites de resistência em torno de 8% superiores à liga de alumínio 7050-T7451 (AA, 2000).

De acordo com a especificação ASM 4149 (1990), a liga AA 7175-T74 apresenta a composição química observada na Tabela 8.

Tabela 8: Composição química conforme a especificação ASM 4149 (ASM, 1990).

Elemento	Encontrado (%)	Especificado (%)	
		Mín.	Máx
Cu	1,94	1,20	2,20
Si	0,038	0,00	0,15
Fe	0,38	0,00	0,20
Mn	0,020	0,00	0,10
Mg	2,08	2,10	2,90
Zn	6,07	5,10	6,10
Ti	0,036	0,00	0,10

A liga AA 7175 foi solubilizada e envelhecida para se obter as condições de maior resistência mecânica. A rota do tratamento térmico utilizado está indicada da Figura 14. De acordo com a *Aluminum Association* (AA, 2000), a condição T74 - condição de envelhecimento a 107°C no primeiro estágio e 117°C no segundo

envelhecimento - apresenta melhores propriedades mecânicas comparadas a outras condições de tratamento térmico.

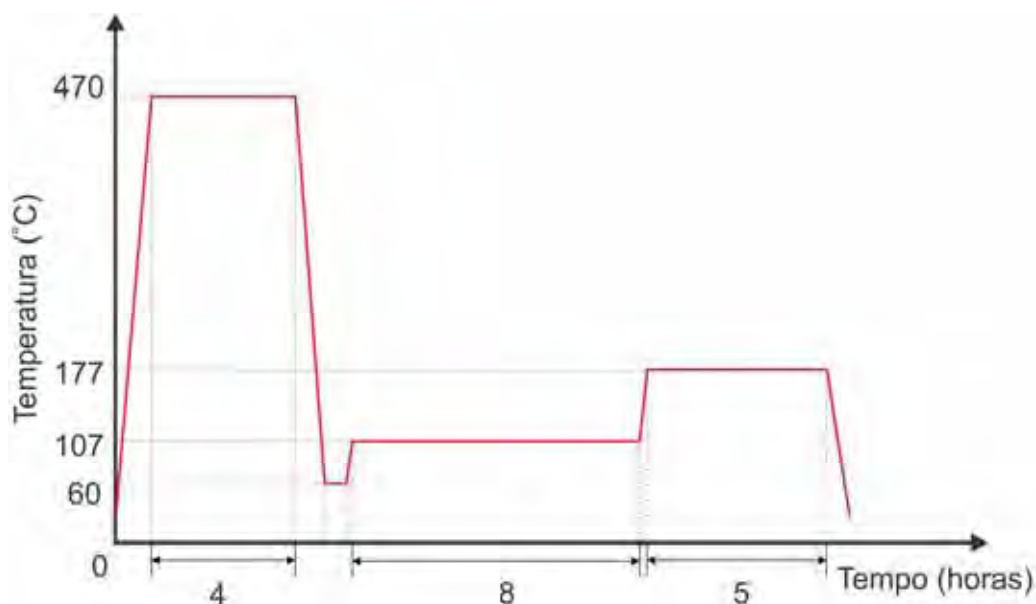


Figura 14: Rota de tratamento térmico da liga AA 7175-T74 realizado pela empresa ELEB Equipamentos Ltda..

Tabela 9: Propriedades mecânicas da liga AA 7175-T74 segundo especificação (AA, 2000).

Propriedades mecânicas	Valores
Limite de resistência à tração	503 MPa mínimo
Limite de escoamento	434 MPa mínimo
Alongamento	9%
Dureza	165-169 HV

As propriedades mecânicas do material estão representadas na Tabela 9. A liga deve apresentar uma dureza maior que 135 HV segundo a norma ASM 4149; após o tratamento térmico, as durezas encontradas são: mínima 165 HV e máxima 169 HV.

4.2. Microscopia Óptica

A análise por microscopia óptica foi realizada no Departamento de Materiais e Tecnologia na FEG/UNESP do campus de Guaratinguetá no LAIMat, Laboratório de Análise de Imagens (processo FAPESP 97/06287-5), onde se encontra o microscópio Nikon EPIPHOT 200.

4.2.1. Preparação das amostras para microindentação

4.2.1.1. Seccionamento

O seccionamento do material foi realizado utilizando o equipamento ISOMET 1000 do Laboratório Metalográfico do DMT/FEG/UNESP. O disco (*wafering blade*) utilizado contém um núcleo metálico e borda contendo inclusões de diamante, que proporciona temperaturas de trabalho menores do que os realizados com discos abrasivos convencionais, evitando uma possível transformação de fases do material.

4.2.1.2. Embutimento

Após o corte, as amostras foram embutidas em equipamento AROTEC PRE30 do Laboratório de Metalografia DMT/FEG/UNESP, utilizando resina fenólica EPOMET F.

4.2.1.3. Lixamento

Para essa etapa foi utilizada uma politriz automática STRUERS Labpol-5 e lixas d'água de óxido de alumínio com cinco diferentes granulometrias, 220, 320, 400, 600 e 1000. Para todas as lixas o equipamento trabalhou a uma rotação de 400 rpm e com água corrente sobre as lixas para evitar qualquer risco profundo, devido a restos de material nas suas superfícies. A cada mudança de lixa foi preciso observar se todos os riscos da lixa referentes ao lixamento anterior foram retirados. Para uma avaliação qualitativa desses riscos utilizam-se lupa óptica de bancada do próprio laboratório.

4.2.1.4. Polimento

Nesta etapa também se utilizou politriz automática STRUERS Labpol-5, porém não foi necessário o uso de água, que foi substituída por outro lubrificante à base de óleo (Green lube), a uma rotação de 300 rpm. Para auxiliar o polimento foram utilizadas pastas de diamante de 9 μm e 3 μm . Para finalizar, a superfície da amostra foi polida com sílica coloidal 0,05 μm .

4.3. Shot Peening

O procedimento de *shot peening* foi realizado sobre toda a superfície do corpo-de-prova pela empresa Zirtec, seguindo os parâmetros da na Tabela 10: e da norma ASTM E837 (ASTM, 1994). O processo foi executado em um equipamento de jateamento a ar de acordo com a norma SAE - AMS-S-13165 (ASM, 1996).

Tabela 10: Parâmetros operacionais do processo de *shot peening* na liga AA 7175 seguindo a norma ASM-S-13165 (ASM,1996).

Parâmetros do processo	
Esferas de vidro ϕ médio	0,30 – 0,43
Pressão no bico ejetor	206,85 kPa (Psi)
Distância do bico ao CDP	200 mm
Intensidade Almen	0,013 N
Área de cobertura	120%
Ângulo de impacto	90°

4.4. Anodização sulfúrica

O processo de anodização sulfúrica foi realizado pela empresa Metinjo Metalização Industrial Joseense Ltda., sobre toda a superfície do corpo de prova, com parâmetros da Tabela 11.

Tabela 11: Parâmetros da anodização sulfúrica.

PARÂMETROS DA ANODIZAÇÃO SULFÚRICA	
Eletrólito	Ácido sulfúrico 98%
Concentração de eletrólito (g/L)	225 a 235 g/L
Volume	7.200 L
Anodização Sulfúrica	Incolor Tipo I Classe I
Temperatura	17°C
Espessura da camada	12 a 15 μ m

A selagem foi feita pela imersão da peça em uma solução aquosa com acetato de níquel, a uma temperatura entre 90 e 98 °C, durante 40 minutos.

4.5. Tensão residual

As medições do valor absoluto das tensões residuais foram realizadas por método de difração de raios X utilizando equipamento X Stress 3000. Esse equipamento mede a tensão residual com base na lei de Bragg. Na Figura 15 é possível visualizar o equipamento utilizado para a análise realizada no Laboratório de Análise de Tensões - LAT - UFF adquirido em apoio da Rede de Materiais, TMEC/Petrobras.

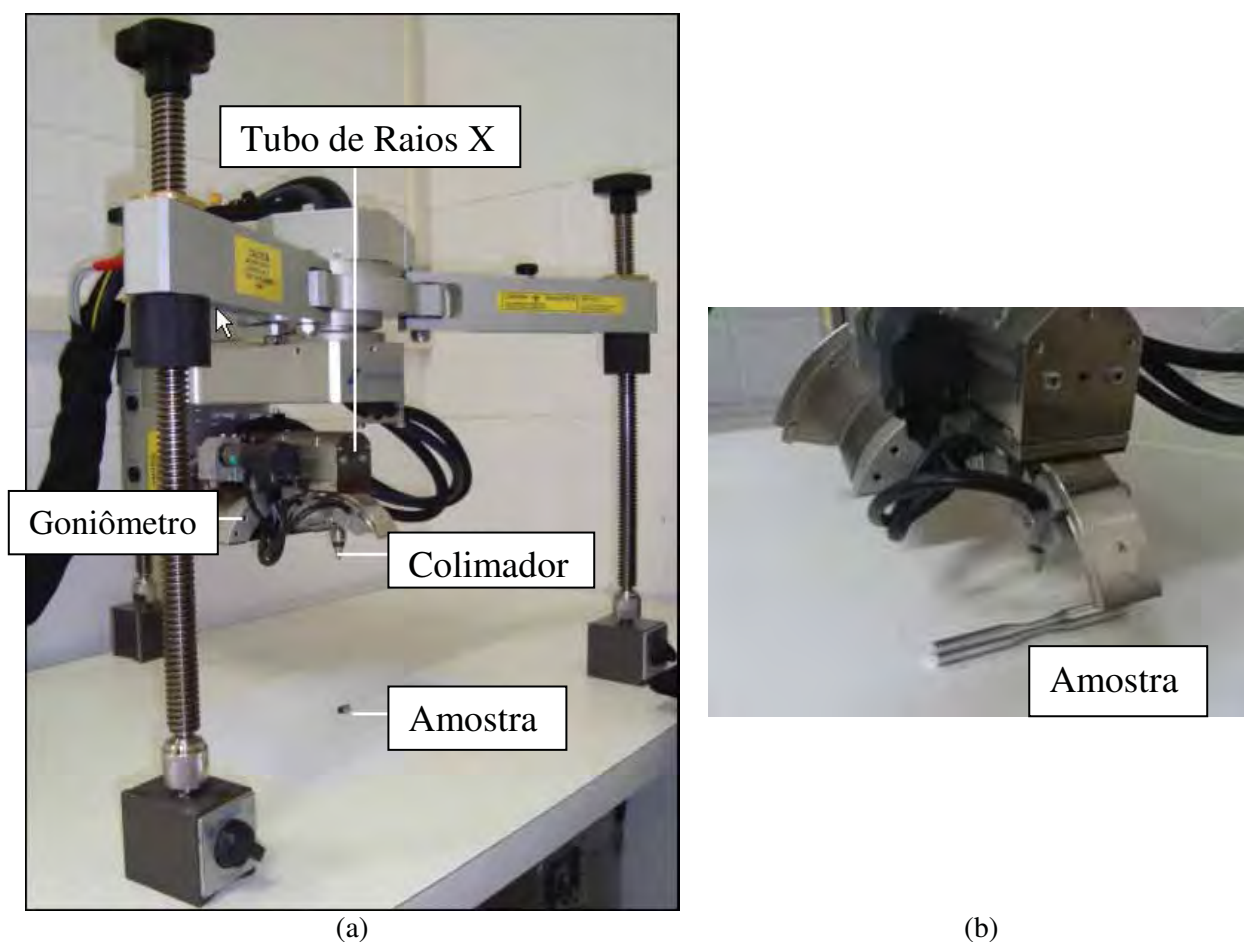


Figura 15: Equipamento utilizado para medição de tensão residual - Laboratório de Análise de Tensões - LAT – UFF: (a) vista geral do equipamento utilizado para análise, (b) vista do colimador e da amostra de alumínio sem tratamento de *shot peening*.

O aparelho utilizado para a análise de tensão residual possui os seguintes componentes:

- Unidade de controle com fonte de alta tensão;
- Sistema de arrefecimento;

- Fonte de alta tensão e tubo de raios x;
- Tubo de raios x;
- Colimador;
- Goniômetro.

A medida de tensão residual foi realizada em uma amostra de cada corpo de prova de fadiga, nas seguintes condições:

- Liga AA 7175-T74;
- Liga AA 7175-T74 com *shot peening*;
- Liga AA 7175-T74 Anodizado;
- Liga AA 7175-T74 Anodizado com *shot peening*.

Foi usado um tubo de cromo, com radiação $\text{CrK}\alpha$, difratando no plano (211), em 0° , 20° , 30° , 40° e 45° , com tempo de incidência de raios x para cada ângulo de 10 segundos, usando um colimador de 1 mm de diâmetro.

Para as medidas de tensão residual foi utilizado o processo de polimento eletrolítico para retirada das camadas para a obtenção do perfil da variação das tensões residuais através da profundidade. Na Figura 16 é mostrado o equipamento utilizado para realizar o polimento eletrolítico das amostras, pertencente ao Laboratório de Análise de Tensões - LAT – UFF.



Figura 16: Equipamento utilizado para polimento eletrolítico: (1) fonte de tensão e corrente; (2) pincel com eletrólito; (3) – relógio comparador digital (FONTE: LAT/UFF) Laboratório de Análise de Tensões - LAT - UFF.

Foi utilizado um eletrólito à base de cloreto de sódio, com parâmetros de tensão e corrente de 30 V e 15 A, respectivamente. Na ponta do “pincel” é feita uma ponta com algodão; em seguida, todo algodão é embebecido com o eletrólito para transmitir a corrente e retirar as camadas do material analisado durante o polimento, indicada pelo número 2 na Figura 16. Para aferir a profundidade da camada, removida no processo de polimento, foi utilizado um relógio comparador (número 3, Figura 16).

O pincel com o algodão umedecido com o eletrólito é posto em contato com a região na qual será feito o polimento. Antes disso, o relógio comparador é colocado em contato com a superfície e zerado. A cada polimento é realizado uma nova medida até se obter a profundidade desejada.

Para o caso das amostras com anodização sulfúrica, após a medida da tensão residual na camada anodizada, foi feita a decapagem do filme anódico na empresa Metinjo. As amostras foram imersas em uma solução de ácido crômico (22,5 g/L) e ácido fosfórico (56,0 g/L) a uma temperatura entre 83 e 100 °C por 10 minutos.

Após a retirada da camada anodizada os processos de retirada das camadas do material realizaram-se novamente com eletrólito à base de cloreto de sódio.

O alívio de tensão residual causado pela remoção de camadas pode ser desprezado, pois a camada removida é bem menor que a espessura e não influencia consideravelmente os valores de tensões obtidos.

4.6. Ensaios mecânicos

4.6.1. Ensaio de microindentação

Os ensaios de microindentação foram realizados segundo a norma ASTM E384 (ASTM, 2011) para determinar a dureza do material estudado, fornecendo um perfil de dureza do material com alta sensibilidade, na ordem de micrometros. As microdurezas dos corpos de prova da liga 7175-T74 foram obtidas com 11 medições de indentação. Para essa análise foi utilizado o microindentador digital HMV-2T Shimadzu, Figura 17, disponível no Laboratório de Fadiga da Universidade Estadual Paulista, Campus de Guaratinguetá – FEG/UNESP, adquirido com verba da FAPESP, pelo processo FAPESP 06/03570-9.

Para a microindentação foi utilizado um penetrador de diamante com base piramidal preso a suportes controlados eletronicamente, para aumentar a precisão das medidas.



Figura 17: Equipamento utilizado para a o ensaio de microindentação – Laboratório de fadiga – FEG/UNESP.

Através da ponta de diamante foi aplicada uma carga sobre a superfície de 0,1 kgf e tempo de penetração de 15 segundos para cada medida, baseado na deformação sofrida pelo material durante o ensaio de microindentação. O software do equipamento forneceu as microdurezas do material nas escalas Vickers e Rockwell C.

4.6.2. Ensaio de tração

Os corpos-de-prova para ensaio de tração foram confeccionados e ensaiados na empresa ELEB Equipamentos Ltda., seguindo a norma ASTM E8/ E8M. O corpo-de-prova está representado na Figura 18 (ASTM, 2009).

Os ensaios de tração foram realizados pelo método de controle de deslocamento, utilizando uma velocidade de ensaio de 5 mm/min. Os corpos-de-prova foram ensaiados até a ruptura total.

O ensaio de tração tem como objetivo caracterizar o comportamento mecânico do material, quando submetidos a aplicação de carga monotônica crescente. O resultado do ensaio de tração é dado em forma de um gráfico de tensão versus deformação, a partir da qual é possível obter propriedades mecânicas importantes do material, como limite de escoamento, limite de resistência à tração e tensão de ruptura.

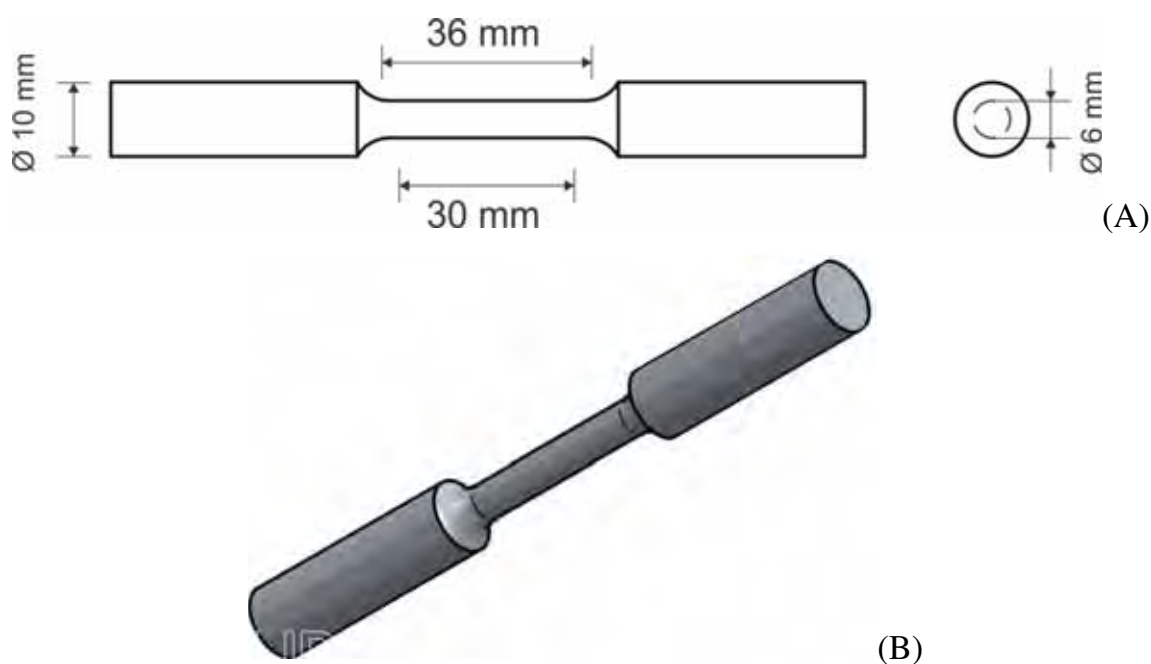


Figura 18: Dimensões do corpo de prova para o ensaio de tração segundo a norma ASTM E8/E8M. (A) Dimensões em 2D (B) Vista 3D do CDP (ASTM, 2009).

Os resultados de tração auxiliam a obtenção da curva S/N, pois os valores de escoamento do material servem de base para determinar os valores de tensão aplicados nos primeiros ensaios de fadiga.

4.6.3. Ensaio de fadiga

Os ensaios de fadiga axial foram realizados no Departamento de Materiais e Tecnologia (DMT) da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá – FEG/UNESP. Para a realização dos ensaios empregou-se uma unidade servo-hidráulica de ensaios mecânicos modelo INSTRON 8801, com capacidade de 100 kN, adquirida com recurso do processo FAPESP nº99/06549-5, conforme ilustrado na Figura 20. A unidade utiliza resposta de célula de carga dinâmica em um sistema de laço fechado para manter o carregamento preciso dos corpos de prova de fadiga.

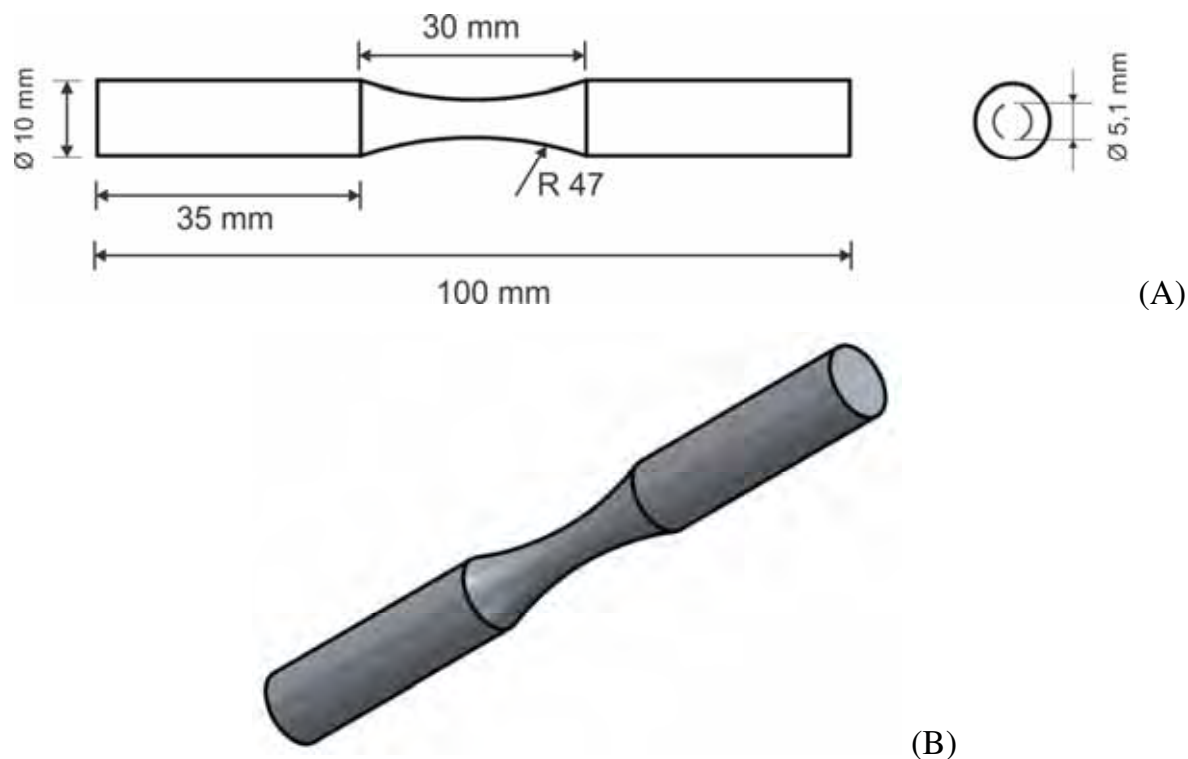


Figura 19: Dimensões do corpo de prova para o ensaio de fadiga seguindo a norma ASTM E466 (ASTM, 2007) (A) Dimensões em 2D (B) Vista 3D do CDP (ASTM, 2007).

Os corpos de prova e o ensaio de fadiga axial seguem a norma ASTM E 466. O corpo de prova apresenta as dimensões indicadas na Figura 19 (ASTM, 2007).



Figura 20: Equipamento de ensaios universal, modelo INSTRON 8801.

A tensão de ensaio foi considerada inicialmente como sendo 75% do limite de escoamento da liga AA 7175-T74. Os ensaios foram realizados utilizando um carregamento senoidal de amplitude constante com controle de carga, frequência de 10 Hz e razões de carregamento $R = 0,1$ (tração-tração) e $R = -1$ (tração-compressão), a temperatura ambiente. A pressão na garra de fixação dos corpos-de-prova foi de 800 Psi (5,5 MPa) (ASTM, 2007).

Os ensaios de fadiga foram conduzidos até a fratura ou até 10^6 ciclos. Foram obtidas seis curvas $\sigma - N$ dos ensaios de fadiga axial. As curvas foram obtidas a partir de:

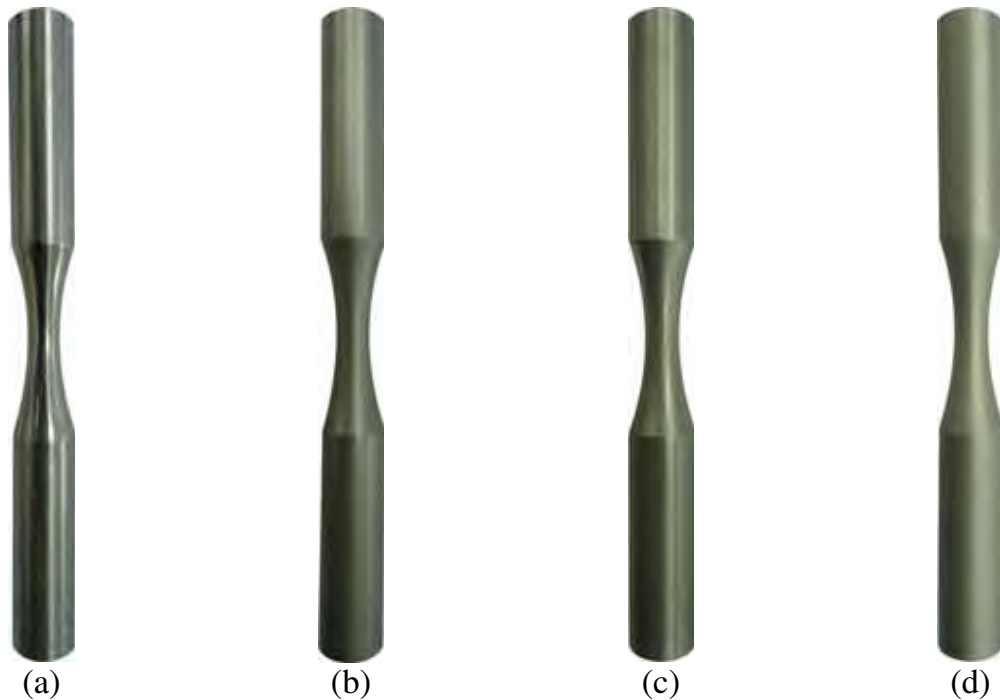


Figura 21: Corpos de prova para ensaio de fadiga: (a) material base liga AA 7175-T74; (b) material base + *shot peening*; (c) liga AA 7175-T74 anodizado; (d) liga AA 7175-T74 anodizado + *shot peening*.

- Corpos de prova de alumínio 7175-T74 material base, na razão de carregamento 0,1;
- Corpos de prova da liga AA 7175-T74 material base, na razão de carregamento -1;
- Corpos de prova da liga AA 7175-T74 material base + *shot peening*, na razão de carregamento 0,1;
- Corpos de prova da liga AA 7175-T74 material base + *shot peening*, na razão de carregamento -1;
- Corpos de prova da liga AA 7175-T74 anodizado, na razão de carregamento de 0,1;
- Corpos de prova da liga AA 7175-T74 anodizado + *shot peening*, na razão de carregamento de 0,1.

Os corpos de prova de fadiga estão representados na Figura 21.

4.7. Microscopia eletrônica de varredura – MEV

As fraturas dos corpos de prova ensaiados em fadiga axial foram examinadas em microscópios eletrônicos de varredura ZEISS EVO LS15, disponível na Universidade Estadual Paulista FEG/UNESP - Campus de Guaratinguetá, com o intuito de verificar o tipo de fratura e a origem das trincas de fadiga. Outras análises foram realizadas no Instituto Nacional de Pesquisas Espaciais – INPE/MCTI.

As imagens obtidas são utilizadas para caracterização da topografia das superfícies de fratura.

5. RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1. Ensaio de microindentação

A Tabela 12 apresenta os valores de microdureza para a liga AA 7175-T74. Para a obtenção dos valores de microdureza Rockwell C e Vickers foram realizadas 11 medidas com carga de 980,7 mN (0,1) kgf por 15 segundos, usando um penetrador piramidal de base quadrada de diamante.

Tabela 12: Valores de microdureza da liga AA 7175-T74.

Profundidade (mm)	Material Base	
	HV	HRc
Superfície	206	12,5
1	209	13,2
2	196	10,1
3	196	10,1
4	195	9,7
5	201	11,3
6	195	9,7
7	190	8,5
8	189	8,2
9	193	9,3
10	195	9,7
Média	197	10,2
Desv. Pad.	6	1,5

A partir da Figura 22, é possível verificar a eficiência do tratamento térmico de solubilização e envelhecimento e da homogeneidade nos valores de microdureza propiciada pelo mesmo, segundo especificado pela *Aluminum Association* (AA, 2000).

Tabela 13: Valores de microdureza dos materiais (MB + AN; MB + SP + AN).

	MB + AN		MB + SP + AN	
	(HV)	(HRc)	(HV)	(HRc)
Média	175	4,6	184,3	7,07
Desvio Padrão	2	0,6	4,61	1,27

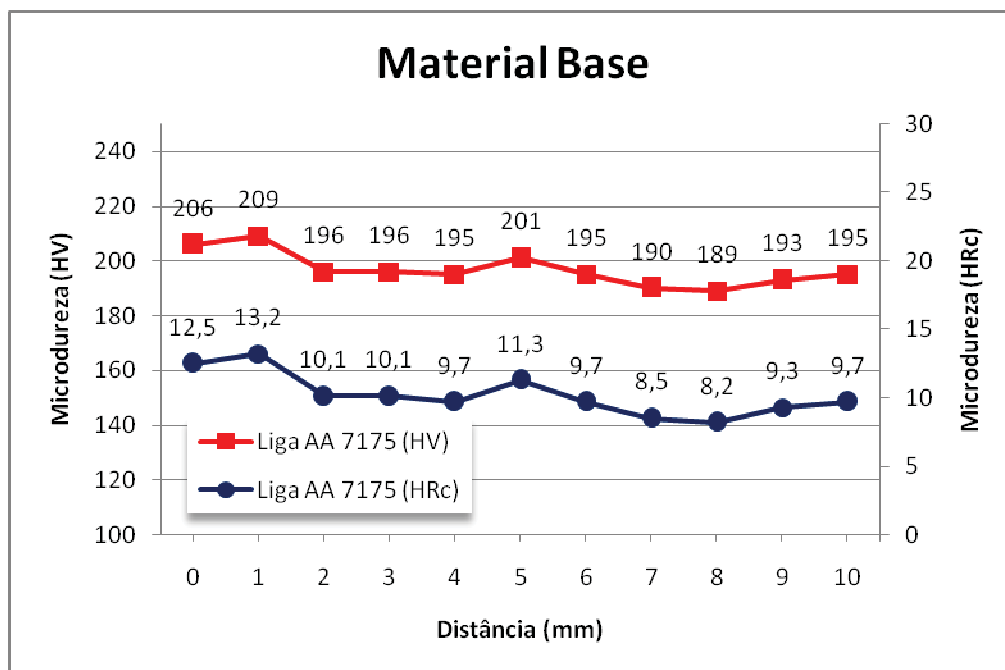


Figura 22: Perfil de microdureza Vickers e Rockwell C do material base (liga AA 7175-T74).

Pela Tabela 13 nota-se que as microdurezas médias e os respectivos desvios padrão nas duas condições estão de acordo com a *Aluminum Association* (AA, 2000).

5.2. Ensaio de tração

Os ensaios mecânicos de tração foram realizados à temperatura ambiente para determinar as propriedades do material referente a: limite de escoamento, limite de resistência à tração e alongamento percentual. A Tabela 14 representa os valores dos ensaios de tração da liga.

Tabela 14: Valores médios dos ensaios de tração da liga AA 7175-T74.

Ensaio de tração – Média e Desvio Padrão			
Tipo	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Alongamento (%)
Especificado	> 434	> 503	> 9%
Ensaiado	466 ± 5	522 ± 7	12,13 ± 0,51

O material ensaiado está dentro das especificações segundo os valores indicados pela *Aluminum Association* (AA, 2000), onde o limite de escoamento do material deve

ser maior que 434 MPa, resistência à tração maior do que 503 MPa e alongamento mínimo de 9%.

Tabela 15: Resultados de ensaios de tração dos materiais estudados pelo Grupo de Fadiga.

ENSAIO DE TRAÇÃO: MÉDIA – DESVIO PADRÃO			
Material	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)
7050-T7451	439,0 ± 12,7	503,4 ± 3,8	12,20 ± 0,50
7175-T74	466,0 ± 5,1	522,0 ± 7,0	12,13 ± 0,51

Os valores obtidos com o ensaio de tração da liga de alumínio 7175-T74 evidenciam que a liga apresenta uma alta resistência mecânica, se comparados com outras ligas de alumínio da série 7xxx. Na Tabela 15 é possível notar que a liga AA 7175-T74 apresenta limite escoamento 6,1% maior e limite de resistência à tração 3,6% maior que a liga AA 7050-T7451 (CAMARGO, 2007).

5.3. Fadiga

Os resultados de fadiga axial dos grupos de corpos-de-prova nas condições material base sem *shot peening*, com *shot peening*, material base anodizado e material base anodizado com *shot peening* são representados na Tabela 16.

Tabela 16: Valores dos ensaios de fadiga para a liga AA 7175-T74 em diversas condições de ensaios.

Grupo de corpos de prova	Material Base sem <i>shot peening</i>	Material Base sem <i>shot peening</i>	Material Base com <i>shot peening</i>	Material Base com <i>shot peening</i>	Material Anodizado sem <i>peening</i>	Material Anodizado com <i>peening</i>
Razão de carregamento	R= -1	R= 0,1	R= -1	R= 0,1	R= 0,1	R= 0,1
Tensão MPa	Número de ciclos (N)					
380,0		33.579				
372,8	15.235	86.720**	9.678	84.649	18.170**	80.169**
372,8				70.403		
349,5	22.148	33.255	26.376	256.477**		
349,5			19.560	105.639		
340,0		99.068		88.629	21.179	42.804
340,0		57.967				
339,5		10 ⁶ *				
337,8	18.558					
337,8	23.939					
335,5		873.568				
326,2	282.766		36.342			
326,2	25.556**		37.907			
326,2	34.803					
320,0		892.583			25.553	
316,9				141.909		10 ⁶ *
316,9				10 ⁶ *		
303,0		10 ⁶ *				
279,6	102.338	10 ⁶ *	154.721**			
279,6	38.840		609.132			
233,0	814.023		10 ⁶ *			
233,0	594.901					
233,0	619.534					
233,0	234.275					

*Corpos de provas que não foram ensaiados até a ruptura.

** Corpos de provas nos quais foram realizadas análise da fratura.

Os resultados da Tabela 16 estão dispostos em forma de gráficos para melhor visualizar o comportamento da curva de fadiga, quando se aplicam diferentes razões de carregamento, e qual o efeito do processo de anodização, *shot peening* e uma anodização com *shot peening* na vida em fadiga do material.

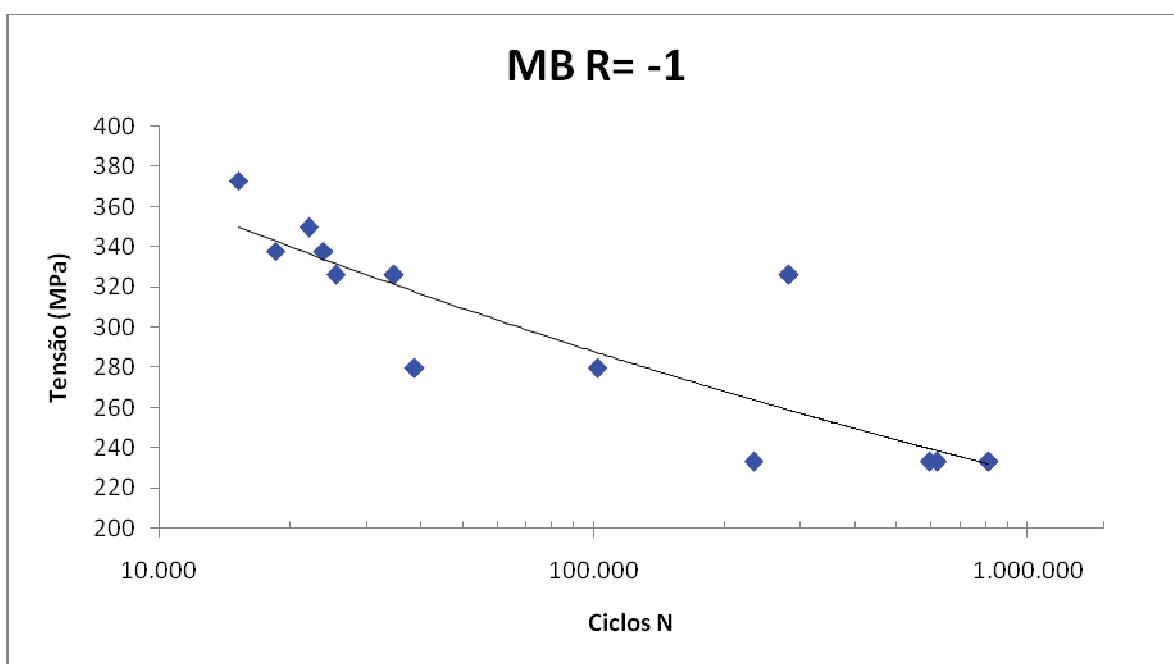


Figura 23: Resultados de fadiga para material base com $R = -1$.

A Figura 23 representa os dados da Tabela 16 em curvas S/N para a fadiga axial da liga AA 7175-T74 na condição material base com razão de carregamento $R = -1$ e frequência de 10 Hz.

Com os resultados é possível identificar o intervalo entre os comportamentos de fadiga de baixo e de alto ciclos do material testado. Para esse material nessa condição, o intervalo é da ordem de 139,8 MPa. A tensão de baixo ciclo é da ordem de 372,80 MPa, 15.235 ciclos. A carga que corresponde um ensaio de alto ciclo é da ordem de 233 MPa, 814.023 ciclos.

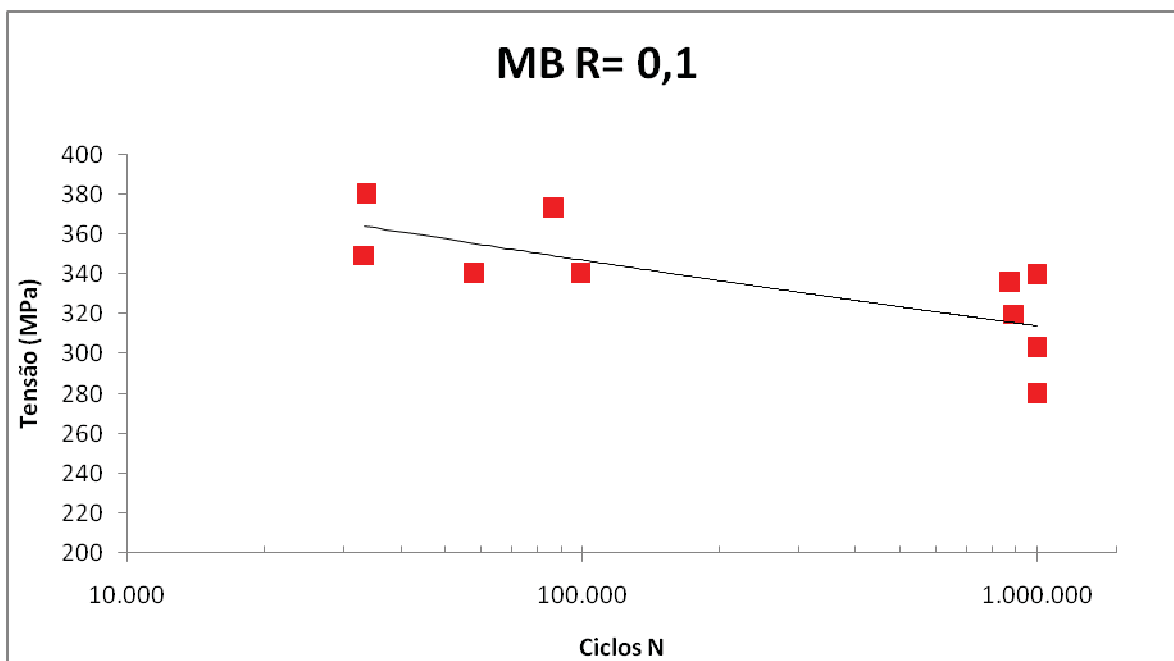


Figura 24: Resultados de fadiga para material base com R= 0,1

A Figura 24 representa os dados da Tabela 16 em curvas S-N para a fadiga axial da liga AA 7175-T74 na condição material base com razão de carregamento R= 0,1 e frequência de 10 Hz.

É possível identificar o intervalo entre os comportamentos em fadiga de baixo e de alto ciclos do material testado. Para o material nessa condição, o intervalo é da ordem de 77 MPa. A tensão de baixo ciclo é da ordem de 380,0 MPa (33.579 ciclos) e a carga que corresponde um ensaio de alto ciclo é da ordem de 303 MPa (10^6 ciclos).

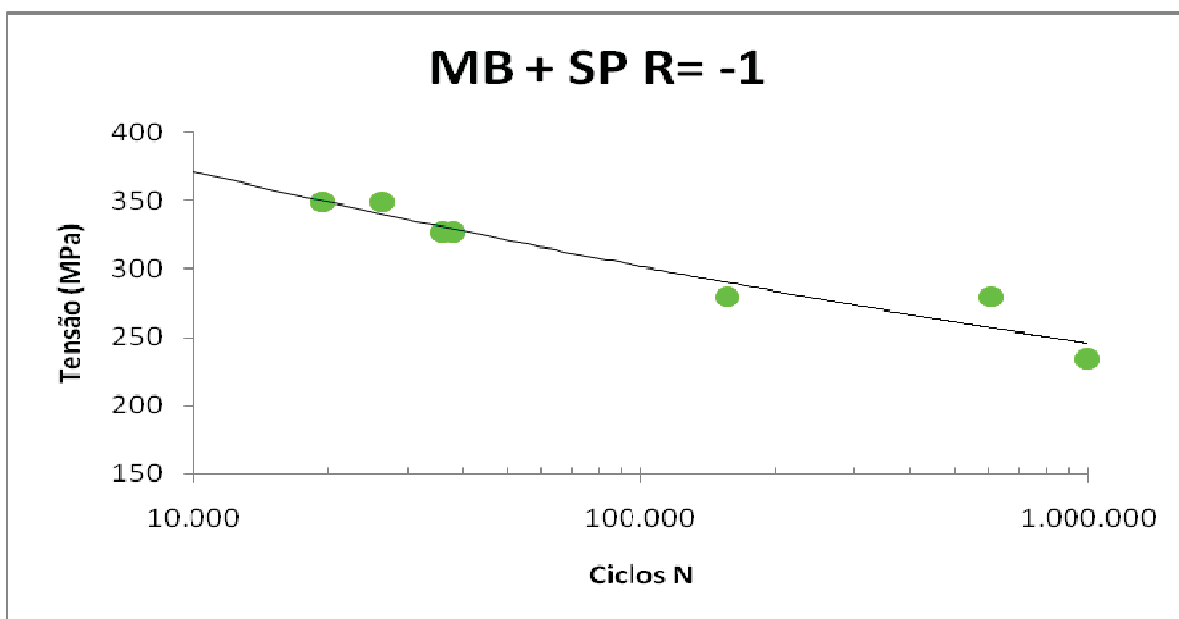


Figura 25: Resultados de fadiga para material base + *shot peening* com $R = -1,0$.

A Figura 25 representa os dados da Tabela 16 em curvas S/N para a fadiga axial da liga AA 7175-T74 na condição material base com tratamento superficial de *shot peening* e razão de carregamento $R = -1,0$ e frequência de 10 Hz.

Para essa condição o intervalo entre os comportamentos em fadiga de baixo e de alto ciclos é de 116,5 MPa. A tensão de baixo ciclo é da ordem de 349,5 MPa (19.560 ciclos) e a carga que corresponde um ensaio de alto ciclo é da ordem de 233 MPa (10^6 ciclos).

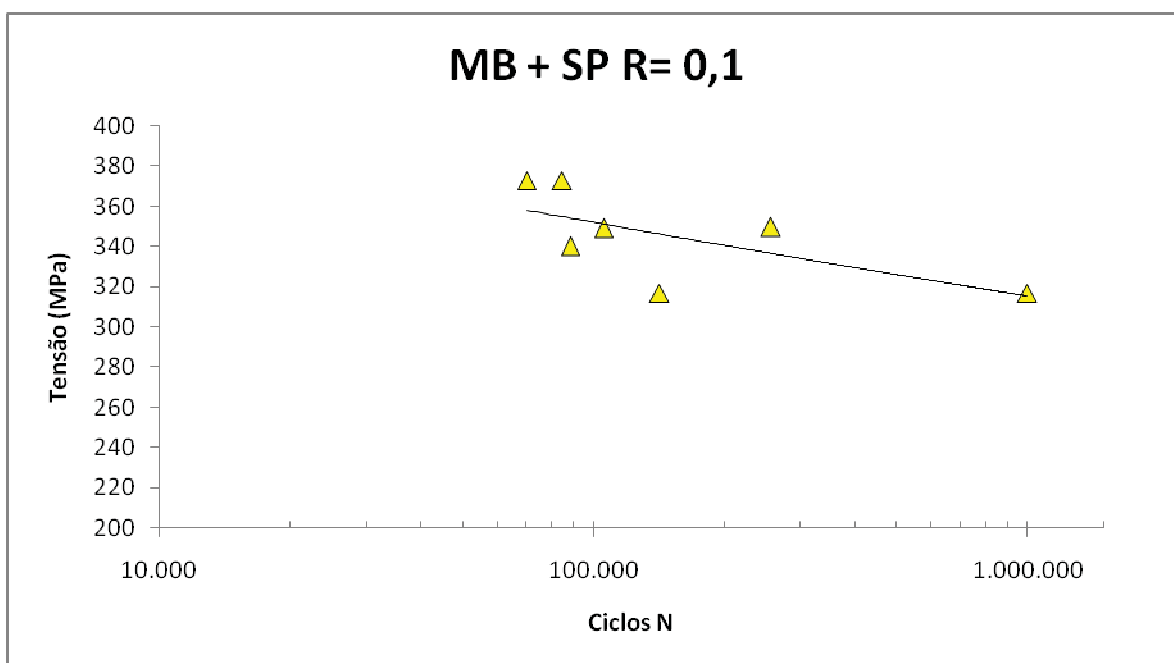


Figura 26: Resultados de fadiga para material base + *shot peening* com $R= 0,1$.

A Figura 26 representa os dados da Tabela 16 em curvas S/N para a fadiga axial da liga AA 7175-T74 na condição material base com *shot peening* e razão de carregamento $R= 0,1$ e frequência de 10 Hz.

Para essa condição o intervalo entre a fadiga de baixo ciclo e alto ciclo é de 55,9 MPa. A tensão de baixo ciclo é da ordem de 372,8 MPa (70.403 ciclos) e a carga que corresponde um ensaio de alto ciclo é da ordem de 316,9 MPa (10^6 ciclos).

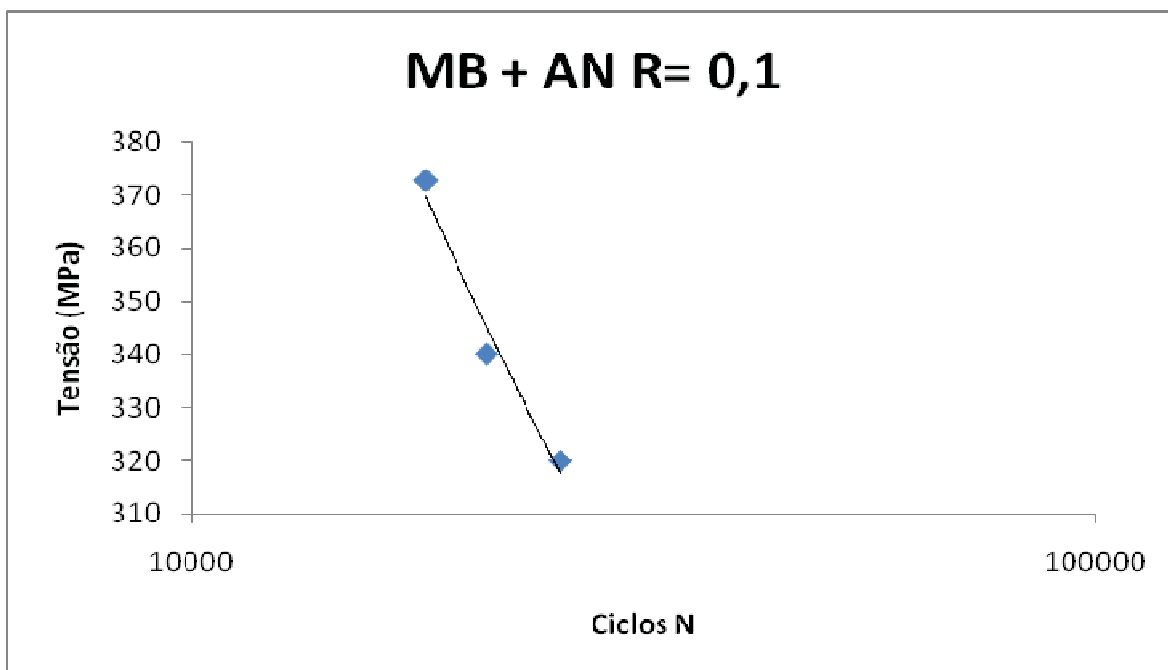


Figura 27: Resultados dos ensaios de fadiga para material base anodizado com razão de carregamento de $R=0,1$

A Figura 27 representa os dados da Tabela 16 em curvas S/N para a fadiga axial da liga AA 7175-T74 na condição material base anodizado com razão de carregamento $R=0,1$ e frequência de 10 Hz.

Para essa condição não foi possível identificar um intervalo entre carregamentos de baixo ciclo e de alto ciclo, mas é possível identificar uma tendência da curva. À medida que a tensão diminui o número de ciclos aumentou. Neste caso, pela inclinação da reta e comparando os resultados de fadiga para a condição material base sem anodização com a mesma razão de carregamento, é possível notar que a anodização reduz a resistência à fadiga da liga AA 7175-T74.

Para uma carga de 372,8 MPa e razão $R=0,1$, na condição material base, o material teve 86.720 ciclos. Já para o material base anodizado, o número de ciclos é de 18.170, com redução de 79%. A mesma comparação é feita para a tensão de 340 MPa. O material base sem anodização obtém 99.068 ciclos. Já o material base com tratamento superficial de anodização tem 21.179 ciclos, uma redução de 79%. Por fim, para uma carga de 320 MPa, é observado o mesmo comportamento. O material base sem anodização apresenta 892.583 ciclos. Na condição anodizada o número de ciclos é de 25.553, uma redução ainda mais brusca, da ordem de 97%.

A Figura 28 representa os dados da Tabela 16 em curvas $\sigma - N$ para a fadiga axial da liga AA 7175-T74 na condição material base com tratamento de *shot peening* e anodizado com razão de carregamento $R=0,1$ e frequência de 10 Hz.

Para a liga AA 7175-T74 nessa condição é possível identificar um intervalo entre a tensão de baixo ciclo 372,8 MPa (80.169) e a tensão de alto ciclo 316,9 MPa (10^6).

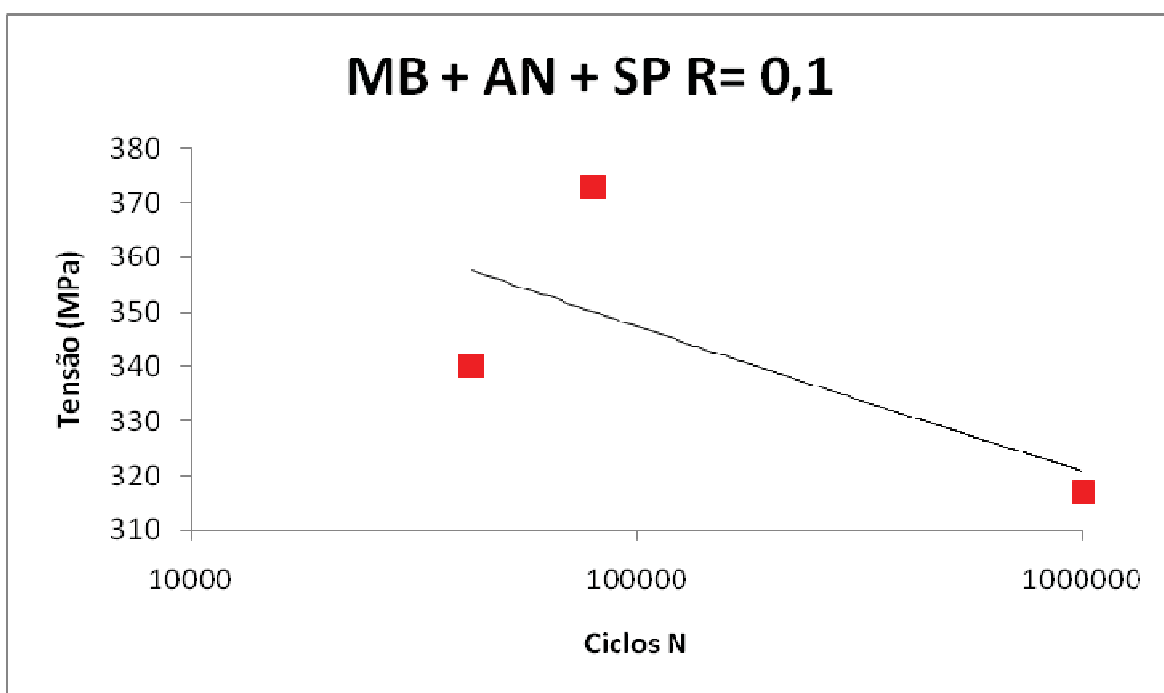


Figura 28: Resultados dos ensaios de fadiga para material base anodizado com tratamento de *shot peening*, e razão de carregamento de $R=0,1$.

Na Figura 29 é possível observar o efeito prejudicial que o tratamento de anodização causa na liga AA 7175-T74 em relação à vida em fadiga do material. O efeito negativo é causado pela tensão residual trativa de 90 MPa gerada pelo processo na superfície do material.

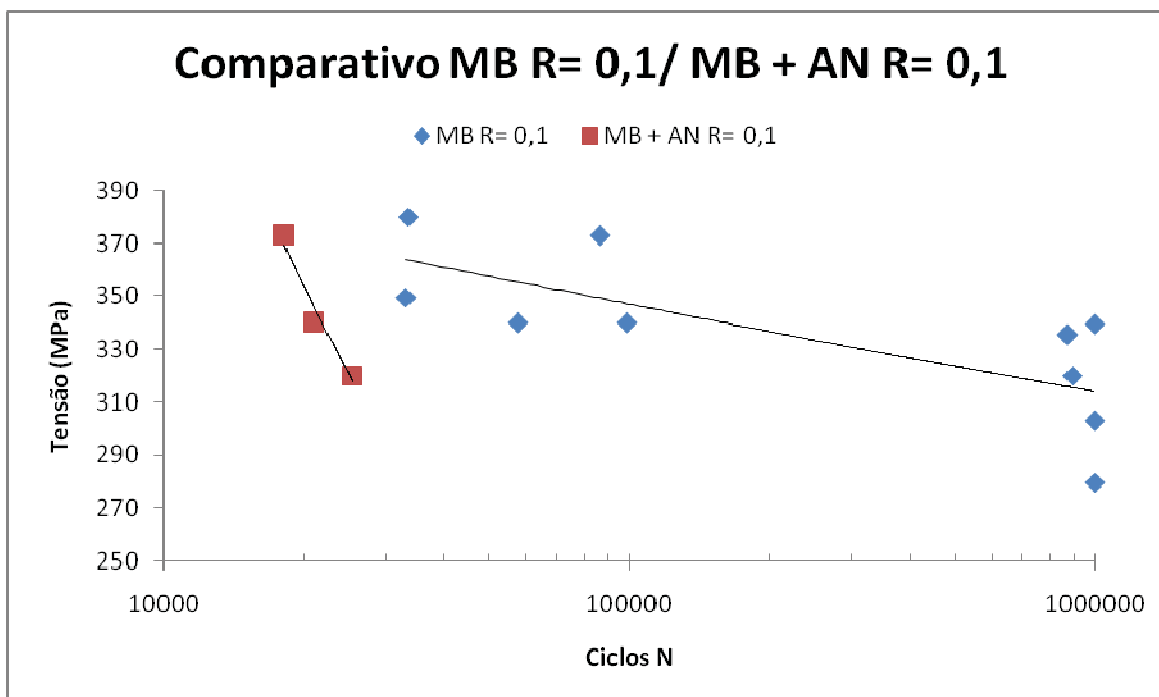


Figura 29: Resultados dos ensaios de fadiga para material base e material base anodizado com razão de carregamento de $R=0,1$.

Pela Figura 30 é possível notar o efeito negativo que o processo de anodização sulfúrica causa no material base. Isso acontece devido às tensões residuais trativas induzidas na superfície, da ordem de 90 MPa, de onde são nucleadas as trincas de fadiga vistas na Figura 38 (c), indicadas pelas setas. O *shot peening* nesse caso serviu apenas para recuperar a vida em fadiga do material, por deformação plástica induzida na superfície pelo impacto das esferas durante o tratamento. O impacto das esferas gera um campo de tensão do tipo compressiva, visto na Tabela 17. Esta tensão residual neutraliza as tensões residuais trativas reestabelecendo a vida em fadiga do material. Portanto, o papel do *shot peening* na liga AA 7175-T741 para essa condição de carregamento serve apenas para neutralizar os efeitos negativos da anodização sulfúrica. Não se observa nenhum ganho adicional da vida em fadiga quando comparado com o material base.

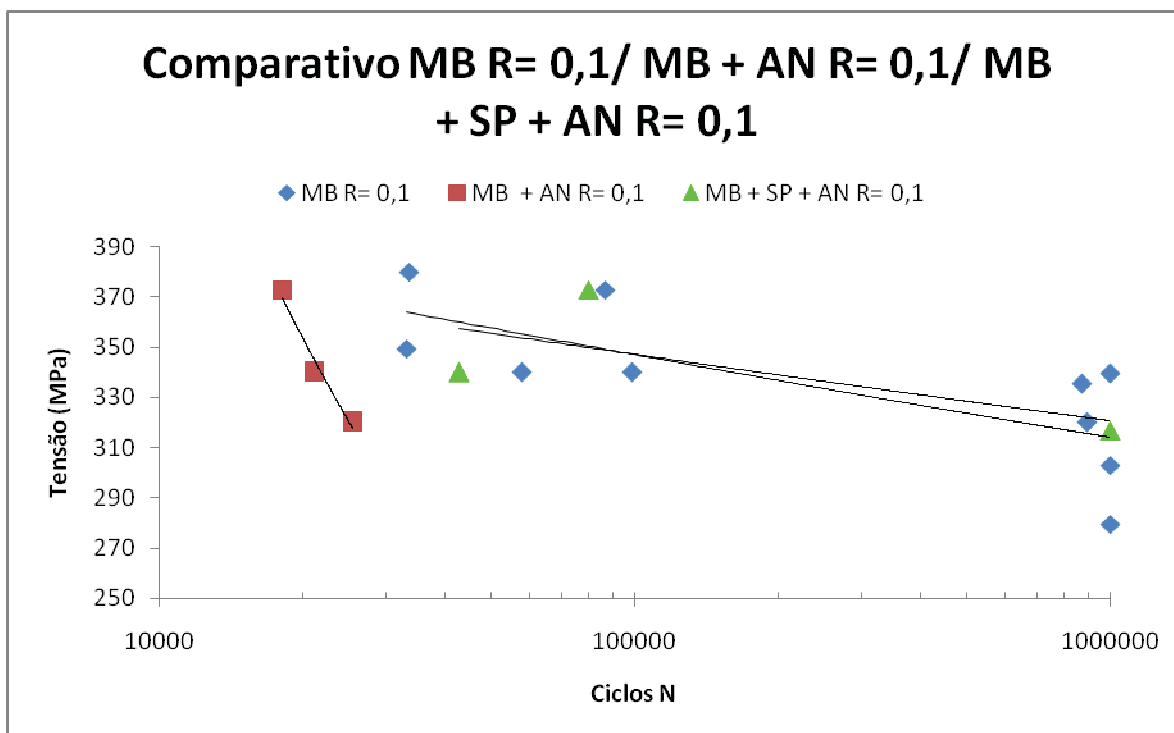


Figura 30: Resultados dos ensaios de fadiga para material base, material base anodizado e material base com *shot peening* anodizado, com razão de carregamento de $R=0,1$.

A partir da Figura 31 pode-se notar que, para carregamentos com razão -1 , a curva de fadiga tende a se deslocar para baixo, ou seja, para uma mesma tensão o número de ciclos (para caso de carregamentos com razão $0,1$) é maior do que para carregamentos -1 . Na Tabela 16, por exemplo, para uma tensão de $279,6$ MPa, o número de ciclos médio para $R= -1$ é de 70.589 . Já para o caso de carregamento com $R= 0,1$ esse valor passa de 10^6 . Essa diferença em números de ciclos ocorre porque, para carregamentos $R= -1$, o corpo de prova sofre tensões compressivas e trativas em módulo de mesma intensidade. Para casos de $R= 0,1$ o corpo de prova sofre apenas carregamentos axiais de tração.

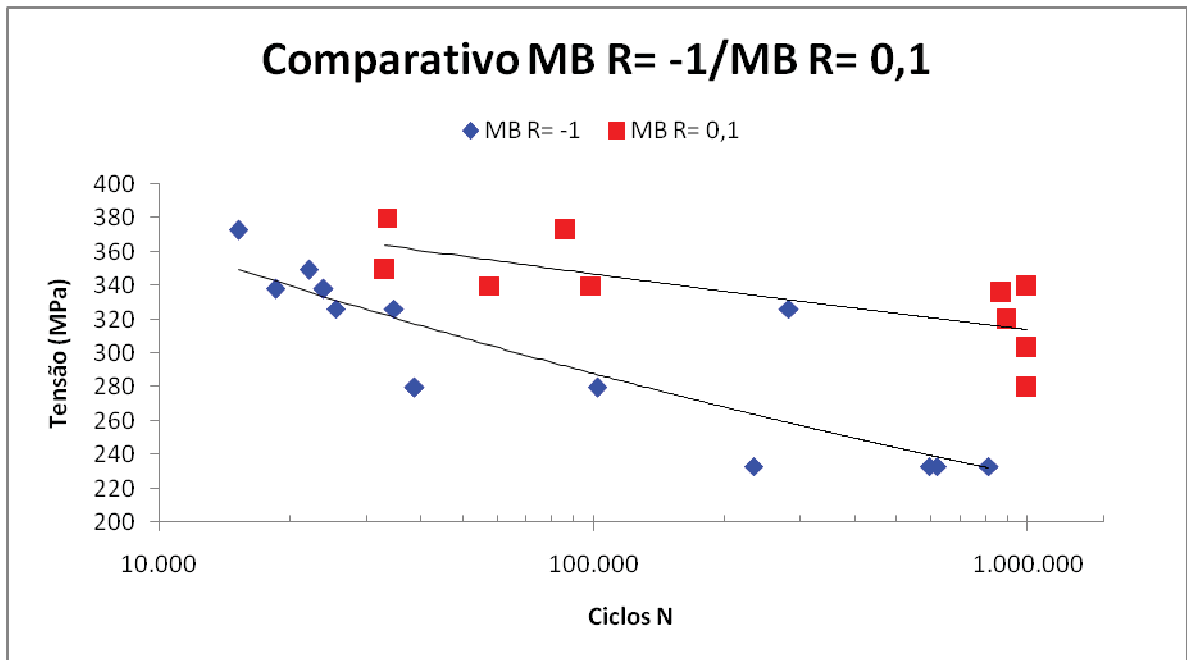


Figura 31: Resultados dos ensaios de fadiga para material base sem *shot peening*, para carregamentos $R = -1$ e $R = 0,1$

A Figura 32 apresenta uma comparação dos resultados dos ensaios de fadiga com razão 0,1 para dois diferentes tipos de cdp: material base sem *shot peening* e material base com *shot peening*.

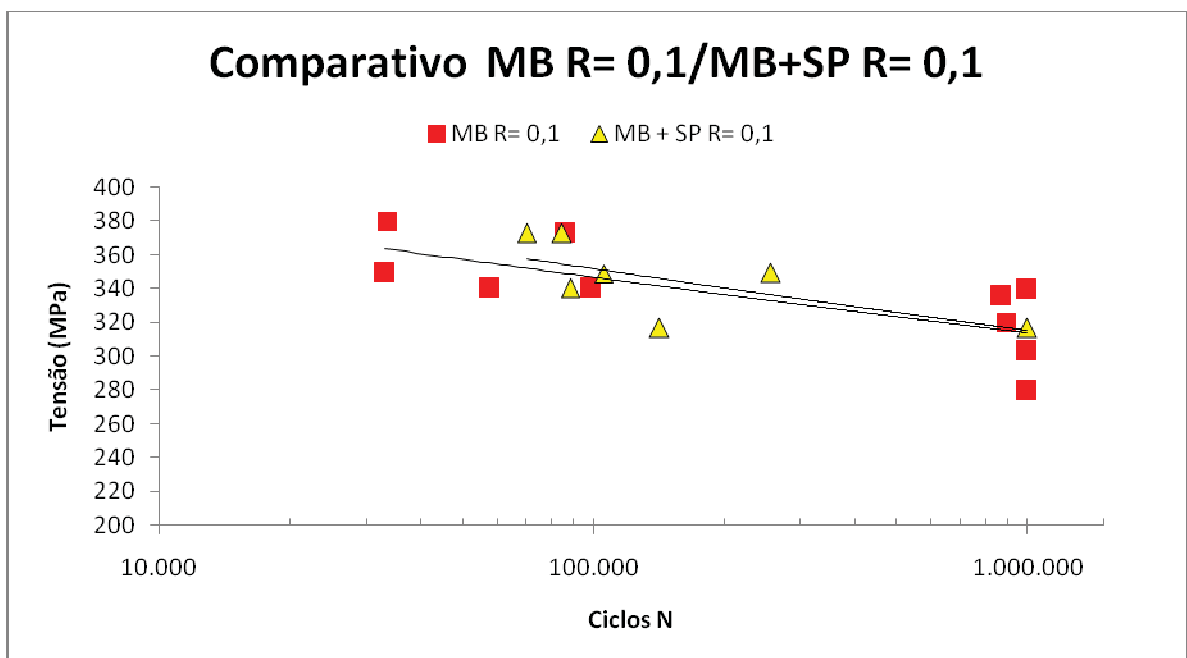


Figura 32: Resultados dos ensaios de fadiga para material base sem *shot peening* e com *shot peening*, para carregamentos $R = 0,1$.

A partir das curvas de tendência da Figura 32, nota-se que materiais tratados superficialmente com *shot peening* apresentam maior resistência à fadiga que o material base sem o tratamento. Porém, essa interferência positiva não foi tão significativa. Isso acontece por que a intensidade de *peening* utilizada na liga AA 7175-T74 não induz um campo de tensão residual compressiva eficaz para prolongar a vida em fadiga para níveis acima da curva do material base (CAMARGO, 2007).

Na Figura 33 estão dispostos os valores da Tabela 16 para visualizar melhor qual a influência da razão de carregamento, do *shot peening* e da anodização nas curvas de fadiga.

Com base na Figura 33 é possível, pela diferença entre as curvas de fadiga, identificar um ganho de resistência à fadiga para materiais com tratamento superficial de *shot peening*.

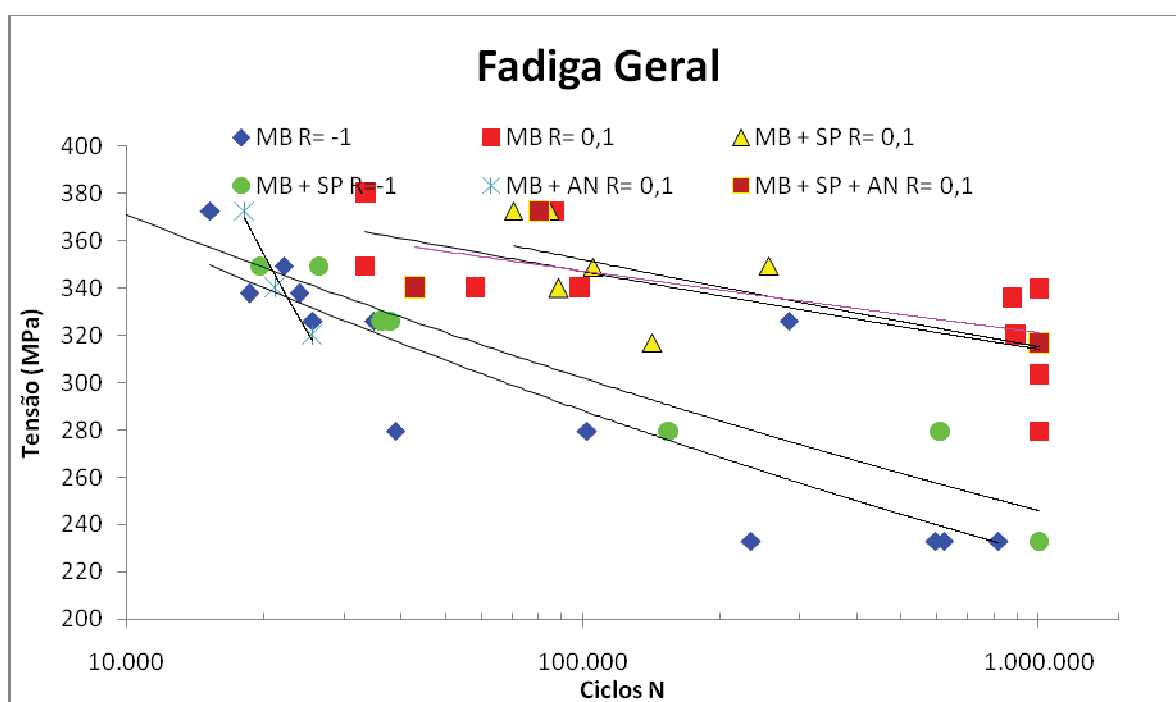


Figura 33: Resultado geral dos ensaios de fadiga.

Pelo gráfico também é possível notar o efeito negativo que a anodização sulfúrica causa na liga AA 7175-T74, deslocando a curva de fadiga para baixo. Isso acontece devido às tensões residuais trativas geradas pelo processo de anodização. Para neutralizar o efeito negativo da anodização sulfúrica no material fez-se tratamento de *shot peening*, recuperando a resistência do material através de tensões residuais compressivas induzidas na superfície do material.

5.4. Tensão residual

A Tabela 17 apresenta as análises dos perfis de tensões residuais obtidos pela técnica de tensometria por difração de raios x no Laboratório de Análise de Tensões – LAT (UFF- Universidade Federal Fluminense) das amostras da liga AA 7175-T74 nas condições material base, material base com *shot peening*, material base anodizado e material base com *shot peening* e anodizado.

Tabela 17: Resultados de tensão residual.

RESULTADOS – TENSÕES RESIDUAIS			
Número	Condição da amostra	Profundidade (μm)	Tensão (MPa)
1	Material Base sem <i>shot peening</i>	0	- 105
2		100	- 100
3		200	- 60
4		300	+ 149
5		400	+ 180
6		500	+ 210
1	Material Base com <i>shot peening</i>	0	- 300
2		100	- 200
3		200	- 210
4		300	- 105
5		400	- 115
6		500	+ 60
1	Material Base com anodização sulfúrica	0	+ 90
1	Material Base com anodização sulfúrica e <i>shot peening</i>	0	- 71

Realizaram-se quatorze medições de tensões residuais em quatro corpos-de-prova, com o intuito de identificar em qual profundidade o material passa de tensão compressiva para trativa. Por convenção, as medidas de tensão residual que recebem o sinal negativo (-) são denominadas tensões residuais compressivas. Medidas de tensão

residual que recebem o sinal positivo (+) são denominadas tensões residuais do tipo trativa.

Da Tabela 17 foi gerada a Figura 34. Os gráficos apresentam as curvas de tensões residuais encontradas em função da profundidade medidas para as condições, material base sem *shot peening* e material base com *shot peening*.

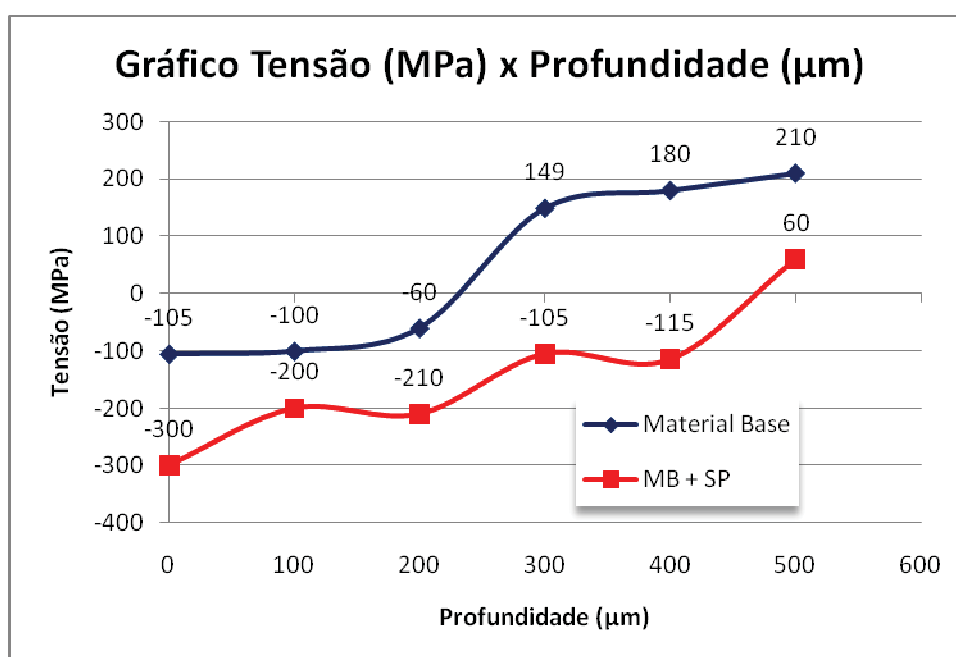


Figura 34: Gráfico tensão residual x profundidade na condição material base sem *shot peening* e material base com *shot peening*.

O material base foi polido para reduzir a rugosidade superficial e evitar concentradores de tensão. Em consequência, induziram-se tensões compressivas na superfície dos corpos-de-prova na ordem de (-105 MPa). Obtêm-se tensões trativas foram obtidas entre o intervalo medido de 200 – 300 μm, - 60 e +149, respectivamente, permanecendo trativas até a última medida realizada na profundidade 500 μm (+ 210).

A Figura 34 apresenta também o perfil de tensão residual para a amostra com tratamento superficial de *shot peening*. Os processos de fabricação do corpo-de-prova geraram na superfície campo de tensões residuais do tipo compressivas. O processo de deformação plástica realizado na indústria aeronáutica para prolongar a vida em fadiga do material aumenta em módulo os valores de tensão compressiva na superfície para a ordem de (- 300 MPa). As tensões mantêm-se compressivas até o intervalo de 400 a 500 μm (- 115 e + 60, respectivamente).

Da análise da Tabela 17 e da Figura 34, conclui-se que o *shot peening* aplicado sobre o metal base aumenta ainda mais as tensões residuais compressivas na superfície. Comparando estes resultados verifica-se uma grande diferença nos valores da tensão residual entre as regiões superficiais e subsuperficiais do substrato com e sem tratamento de *shot peening*.

Comparando as medidas das amostras, verifica-se que a diferença entre elas em cada ponto medido é grande. Considerando-se o intervalo em que a tensão passa de compressiva para trativa, esta região é mais profunda no caso do material base com *shot peening*.

A inversão da tensão compressiva para a trativa, a partir de uma determinada profundidade, deve-se à condição de equilíbrio com tensão resultante nula, ao longo da seção transversal. Justifica-se o fato do tratamento de *shot peening* ser utilizado para recuperação de resistência à fadiga de amostras com tratamentos superficiais que introduzem tensão do tipo trativa na superfície, como é o caso da anodização sulfúrica (DIETER, 1988; SCHIJVE, 2001; PADILHA, 2004).

Na Tabela 17 nota-se que o processo de anodização sulfúrica induz na superfície do material um campo de tensão residual trativa de 90 MPa. Esse valor de tensão na superfície do material justifica a queda da resistência à fadiga do material, conforme visto na Tabela 16.

A tensão residual na superfície da camada anodizada do corpo de prova anodizado e com tratamento superficial de *shot peening* é de 71 MPa do tipo compressiva. Esse valor aproxima-se do valor de tensão residual na superfície da liga AA 7175-T74 sem tratamentos, neutralizando o efeito negativo da anodização, recuperando valores de fadiga.

5.5. Análise fractográfica das amostras de fadiga

Neste tópico discutem-se os resultados obtidos a partir das análises fractográficas dos corpos de provas ensaiados por fadiga para identificar os mecanismos de falhas e suas etapas na superfície da fratura pela técnica de microscopia eletrônica de varredura.

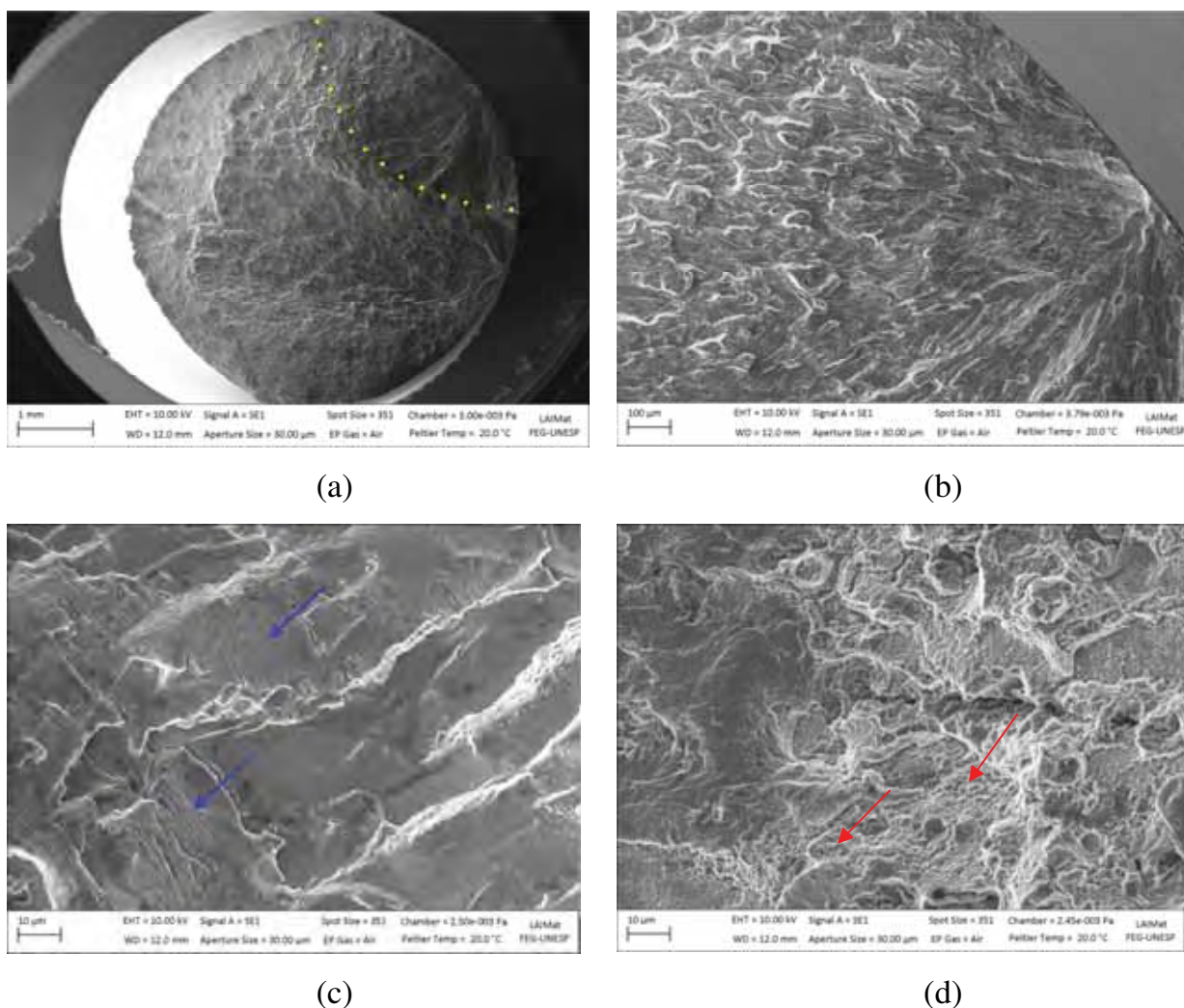
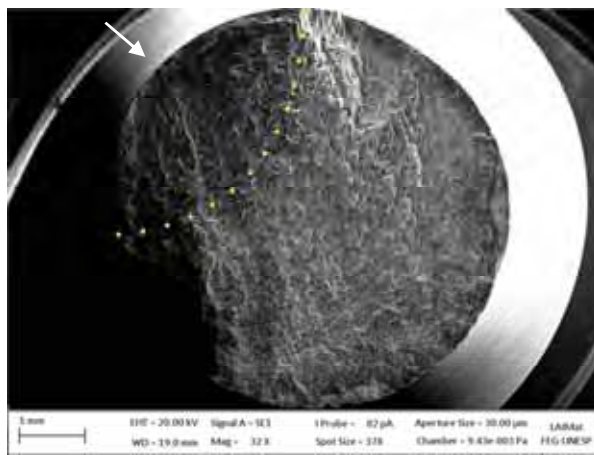


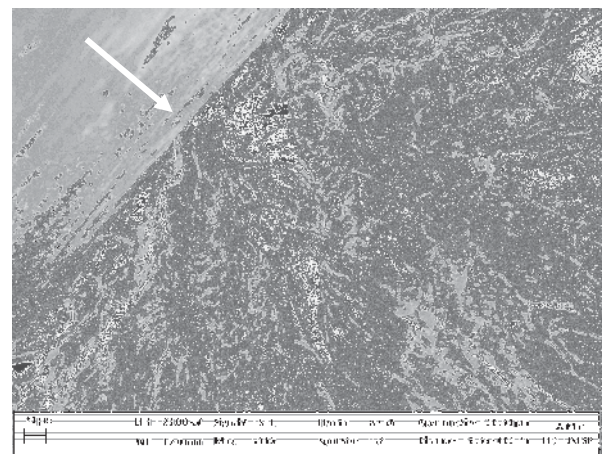
Figura 35: Análise microscópica da região fraturada, amostra material base sem *shot peening*, $R = -1,0$ e tensão de ensaio 326,2 MPa.

Na Figura 35 (a) verifica-se uma vista geral da região fraturada da amostra 7, ensaiada com uma tensão de 326,2 MPa, com 25.556 ciclos. Nesta figura é possível notar, pela seta, o início da trinca, ou seja, estágio I da fratura, que tem início a partir da superfície do material, natural de amostras sem *shot peening*. A região entre a nucleação da trinca e a região identificada pela linha pontilhada é a região de propagação estável da trinca, visível a olho nu. Representa a maior área da superfície de fratura, conhecida como estágio II. Por fim, a região após a linha pontilhada, indica a última região da fratura, que é região de propagação da trinca de forma instável até a separação total do corpo de prova, caracterizada por um aspecto frágil e uma superfície rugosa (BONORA 2010).

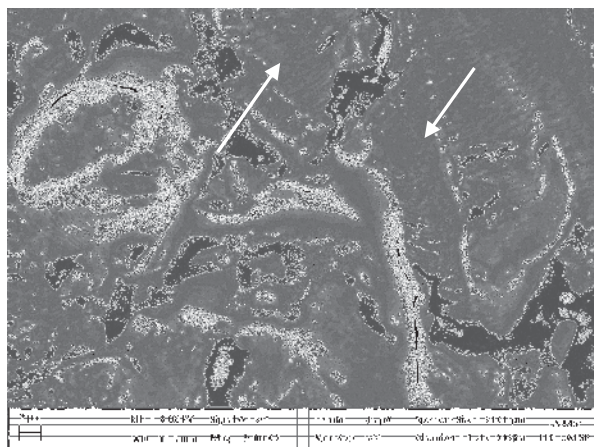
Na Figura 35 (b) observa-se a mesma região de nucleação da trinca, porém com ampliação de 200x. A seta indica a região de nucleação. Na Figura 35 (c) as setas indicam estrias de fadiga. Cada uma delas representa um ciclo de carregamento durante a vida em fadiga do material. Essas estrias também aparecem em materiais do tipo frágil. Porém, são mais evidentes em materiais dúcteis como a liga em estudo. Essas estrias encontram-se no estágio II da fratura, dispostas entre a seta e a região pontilhada da Figura 35 (a). Finalmente a imagem (d) representa o estágio III da fratura, onde são visíveis *dimples*, destacados pelas setas em vermelho.



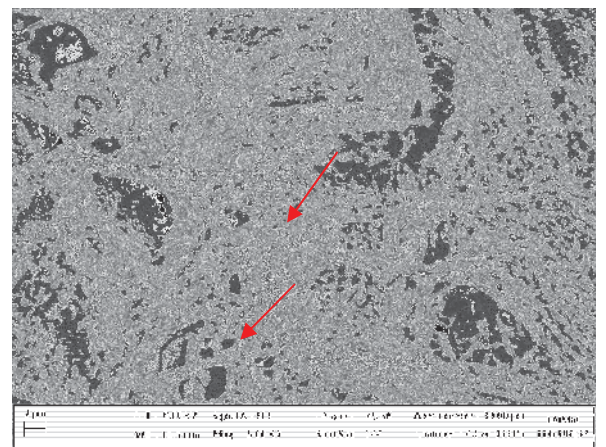
(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 36: Análise microscópica da região fraturada, amostra material base sem *shot peening*, $R = 0,1$ e tensão de ensaio 372,8 MPa.

identificar, no item (a), a região de início da fratura do material indicado pela seta. A região 1 correspondida entre a nucleação da trinca e a linha pontilhada, refere-se à região de propagação estável da trinca, também conhecido como estágio II. A região 2 é denominada região de propagação instável da trinca, ou estágio III da fadiga. A micrografia com maior ampliação da nucleação (500x), Figura 37 (b). É possível notar que as trincas de fadiga não se nucleiam na superfície do material, como se verifica nas amostras sem tratamento de *shot peening*. Elas iniciam abaixo do campo de tensão residual compressivo, que retarda a propagação da trinca e aumenta a resistência à fadiga do material base. No item (c) é possível identificar, com bastante clareza, as marcas geradas em cada carregamento durante o ciclo de fadiga, as chamadas estrias de fadiga. Os *dimples* do material, presentes na região final da fratura, estão indicados por setas na Figura 37 (d), onde ocorre o colapso do material, região rugosa de característica dúctil.

A Figura 38 apresenta a superfície de fratura de um corpo de prova de fadiga axial do material base com anodização sulfúrica (372,8 MPa, 18.170 ciclos). A micrografia (a) apresenta uma vista geral da região fraturada com aumento de 50x, onde se observa a região de nucleação da trinca (seta). A região indicada pelo número (1) representa a região de propagação estável da trinca, que corresponde desde a região de nucleação, indicada pela seta, até a região marcada pela linha pontilhada. A região (2) da figura representa a zona de propagação instável da trinca com característica rugosa.

A Figura 38 (b) representa a região de início da trinca com ampliação de 500X. Nesta é possível notar que as frentes de propagação de trinca têm início da superfície do corpo de prova indicadas pelas setas na camada anodizada do material. Na fractografia (c), com ampliação 2000X, verifica-se, com mais clareza, as trincas surgindo da superfície do material. Nota que as trincas se nucleiam na camada anodizada devido às tensões residuais trativas (+90 MPa) geradas pelo processo de anodização. Essas trincas caminham direto para o interior do substrato, e continuam se propagando até a fratura final do material analisado. Isso justifica a queda dos valores de vida em fadiga para essa condição.

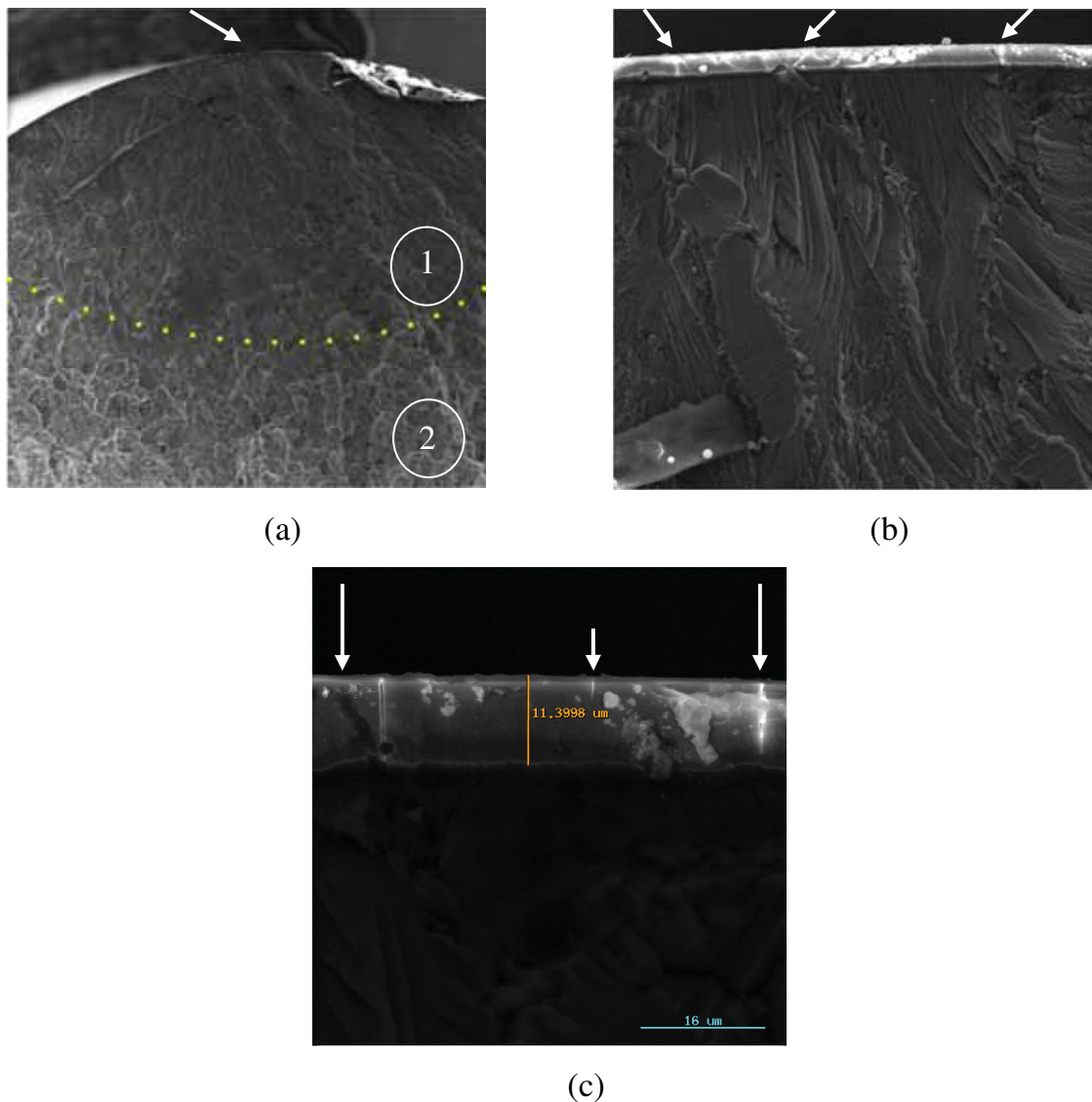


Figura 38: Análise microscópica da região fraturada, amostra material base anodizado, $R=0,1$ e tensão de ensaio 372,8 MPa.

A Figura 39 trata da superfície de fratura do material base com tratamento de *shot peening* e razão de carregamento $R=-1$ (279,6 MPa, 154.721 ciclos). A micrografia (a) apresenta uma vista geral da região de fratura com aumento de 50x, onde o estágio I da fadiga é indicado pela seta. A região bem definida de propagação estável da trinca é indicada pelo número 1 na imagem. O estágio III da fadiga, também conhecido como região de propagação instável da trinca, está indicado na micrografia pelo número 2. Na Figura 39 (b) observa-se a região de início da trinca com uma ampliação de 200x. É interessante observar que as trincas secundárias originam-se abaixo do campo residual compressivo, região entre a superfície do material e a linha

pontilhada, produzido pelo tratamento de *shot peening*, da ordem de 9 a 11 μm . Devido esse campo de tensão residual compressivo gerado pelo tratamento de deformação plástica, as trincas caminham paralelas ao campo gerado antes de se propagarem para o núcleo do material. Este efeito prolonga a vida do material quando comparado com o material base anodizado.

Na fractografia (c) observa-se a região de propagação estável da trinca, com ampliação de 2000x, indicada pelas setas. Notam-se as estrias de fadiga, característica comum em materiais dúcteis como o alumínio estudado.

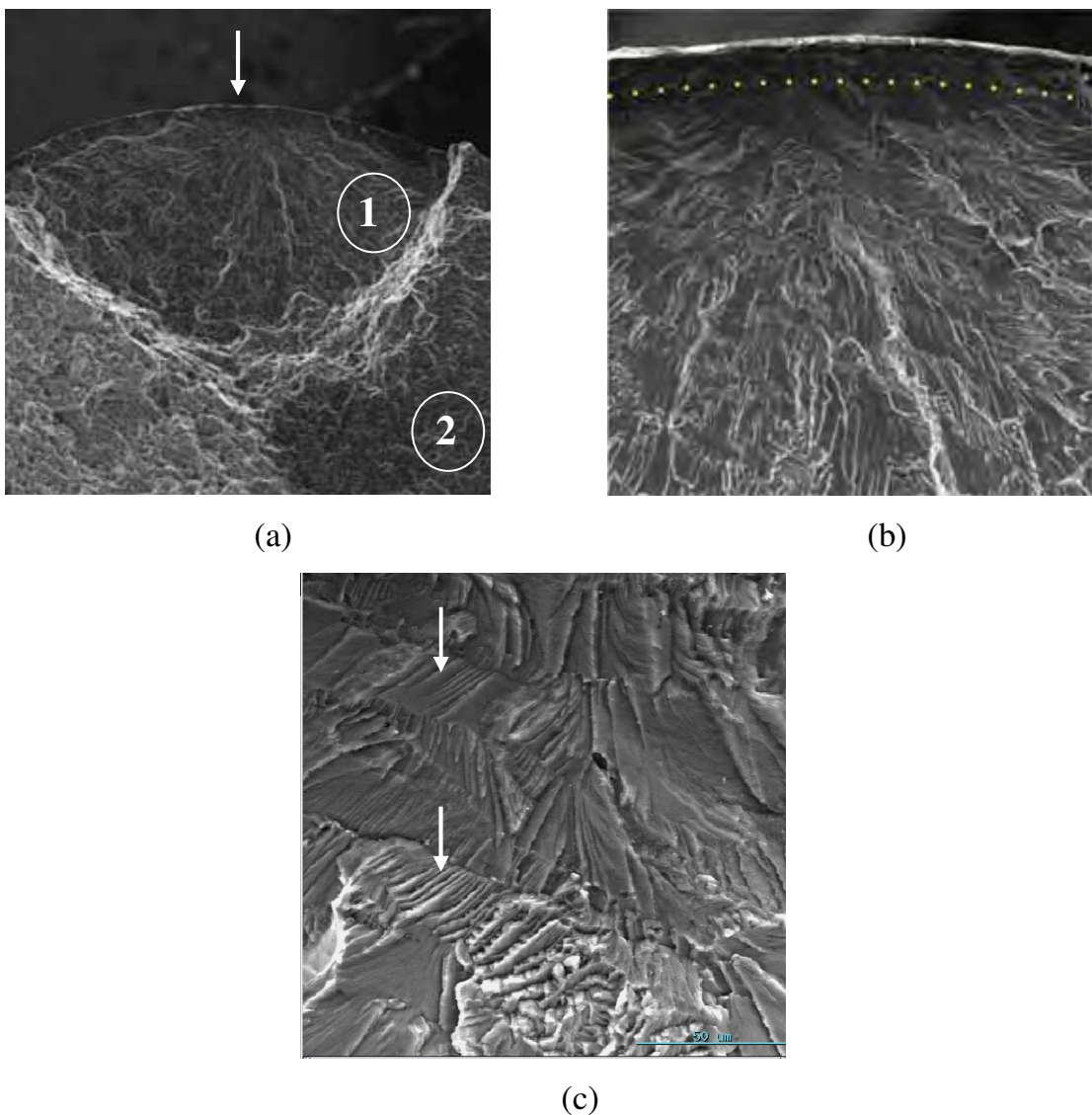


Figura 39: Análise microscópica da região fraturada, amostra material com *shot peening*, $R = -1$ e tensão de ensaio 279,6 MPa.

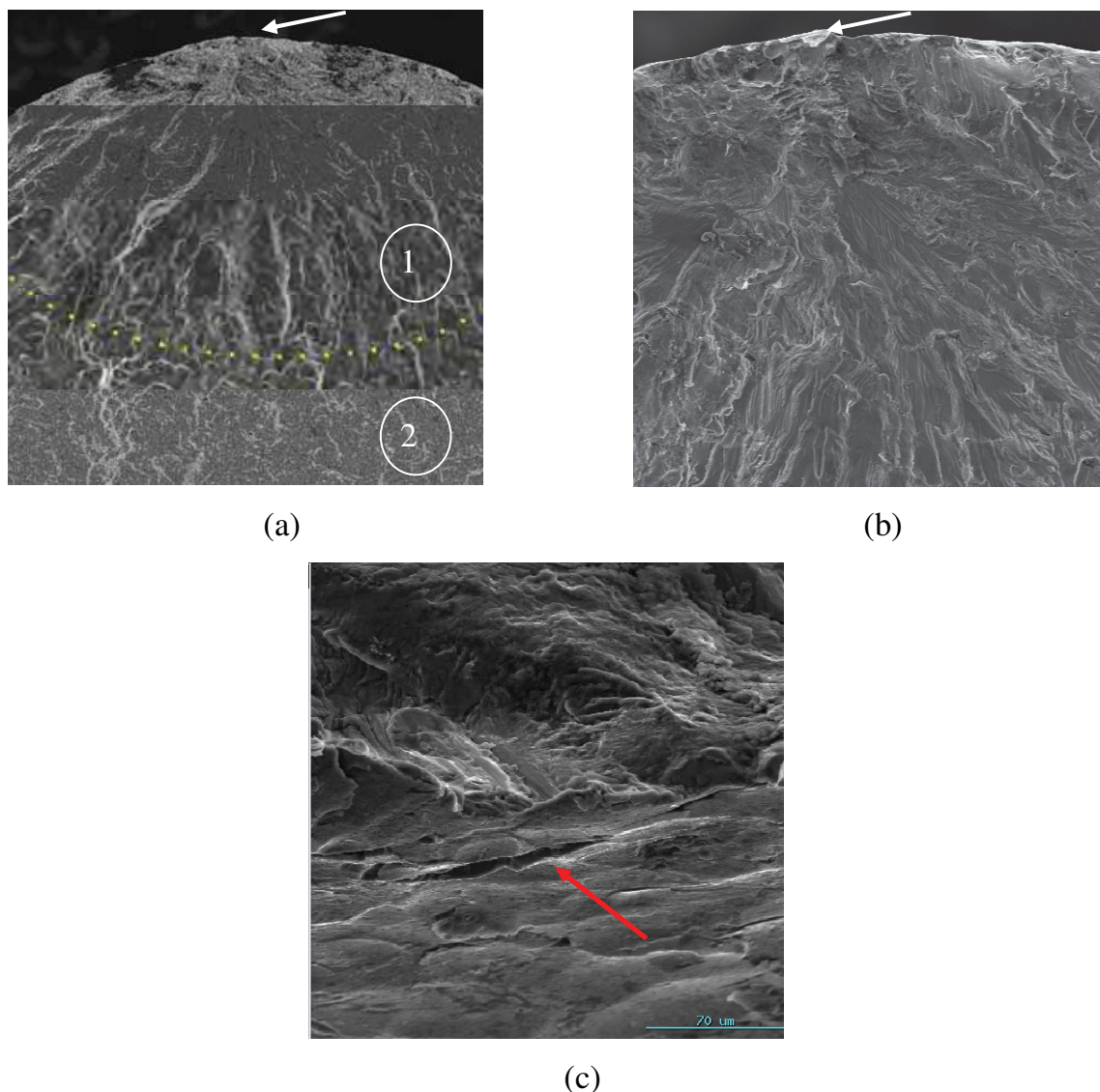


Figura 40: Análise microscópica da região fraturada, amostra material base anodizado com *shot peening*, $R=0,1$ e tensão de ensaio 372,8 MPa.

A Figura 40 (a), com uma ampliação de 50x, trata da superfície de fratura da liga AA 7175-T74 com anodização sulfúrica e tratamento de *shot peening* após ensaio de fadiga axial (372,8 MPa, 80.169 ciclos). A seta aponta a região de nucleação da trinca na superfície do material analisado. A região (1) compreendida entre o início da propagação da trinca até a região pontilhada, e denominada região de propagação estável, da trinca, é também conhecida como estágio II da fadiga.

Comparando a amostra com anodização sulfúrica (Figura 38) com a amostra com *shot peening* e anodização sulfúrica (Figura 40) nota-se a diferença no início da propagação das trincas entre as amostras. No caso do corpo de prova tratado apenas pelo processo de anodização é possível perceber que as trincas se nucleiam na

superfície da camada anodizada indicada pelas setas, devido às tensões tratativas geradas pelo processo. Quando as amostras são tratadas com *shot peening* e anodizadas, a tensão residual compressiva gerada pela deformação plástica pelo impacto das esferas neutraliza o efeito negativo da anodização. Neste caso, as trincas deixam de nuclear na superfície do material e passam a nuclear em camadas subsuperficiais.

Na região da fratura indicada pelo número (2) refere-se à região de propagação instável da trinca, também conhecida como estágio III da fratura, de característica rugosa devido às cavidades (*dimples*).

A fractografia (b) observa-se a região do ponto de nucleação da trinca com ampliação de 200X. Pela micrografia nota-se que as trincas caminham paralelas ao substrato até conseguirem se unir e ultrapassar o campo de tensão residual compressiva, propagando-se para o interior do material. Este efeito prolonga a vida em fadiga do alumínio quando comparado com a liga apenas com tratamento de anodização sulfúrica, devido às tensões induzidas na região sub-superficial no material, da ordem de (-71 MPa).

Com uma ampliação de 200X, a Figura 40 (c) apresenta uma trinca partindo da camada anodizada na lateral do corpo de prova, o que é normal quando se tem um campo residual trativo (seta vermelha).

6. CONCLUSÕES

Em função dos objetivos propostos para a realização deste trabalho conclui-se que:

1. O processo de anodização sulfúrica reduz os valores de resistência à fadiga da liga AA 7175-T74. Esse efeito negativo gerado pelo processo acontece devido aos campos de tensões residuais trativas induzidas na superfície do material de onde surgiram as trincas;
2. O processo de *shot peening* mostra-se eficiente no sentido de neutralizar os efeitos negativos gerados no processo de anodização das amostras, induzindo campos de tensões residuais compressivas nas camadas superficiais e subsuperficiais. A medida proporciona um aumento da resistência à fadiga do material;
3. Na análise fractográfica dos materiais com tratamento de anodização sulfúrica as trincas nucleiam-se na superfície do corpo de prova, devido às tensões residuais trativas geradas pelo processo. Essas trincas caminham para o interior do substrato até a fratura do material, e explica a redução da vida em fadiga do material base;
4. O campo de tensão residual compressiva gerado pelo *shot peening* fez com que as trincas secundárias caminhassem paralelas ao substrato, até que se propagarem para o núcleo do material, prolongando a vida em fadiga do material base anodizado.

7. BIBLIOGRAFIA CONSULTADA

AA - *Aluminum Association*. **Alloy and temper designation system for aluminum** – AA H35.1. 2000.

ABAL - Comissão Técnica da Associação Brasileira do Alumínio – Guia técnico do alumínio – Tratamento de superfície, p. 179, 1996.

ABAL – Associação Brasileira do Alumínio. Disponível em: www.abal.org.br. Acesso em: 08/02/2012.

ABRACO – Associação Brasileira de Corrosão. Disponível em: www.abraco.org.br/corros10. Acesso em: 15/03/2012.

ALCOA – Aluminum Company of American. Disponível em: www.alcoa.com. Acesso em: 09/02/2012.

AMORIM, C. E. S. **Análise dos recobrimentos anticorrosivos aplicados sobre um aço aeronáutico de alta resistência no comportamento em fadiga**. 2003. 280f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2003.

ASM - American Society for Metals. **Atlas for fatigue curve, metals part**. Metals Handbook, 1986.

ASM - American Society for Metals. **Properties and physical metallurgy**. Metals Handbook, p. 424, 1984.

ASM - American Society for Materials. **Properties and Selection Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials**. v. 2, p. 3470, 1990.

ASM - American Society for Materials. **Surface engineering**. v.5, p 482 – 493, 1996.

ASTM - American Society for Testing and Materials. **E466-07: Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials**, 2007.

ASTM - American Society for Testing and Materials. **E837: Standard Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain-Gage Method**. Philadelphia, 1994.

ASTM - American Society for Testing and Materials. **E384-11: Standard Test Method for Knoop and Vickers hardness of materials**. Philadelphia, 2011

ASTM - American Society for Testing and Materials. **E8/E8M- 09: Standard Test Method for Tension Testing of Metallic Materials**. Pennsylvania, 2009

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.

BONORA, R. G. **Fadiga e corrosão do aço inoxidável CUSTOM 465 de aplicação aeronáutica**. 2011. 102f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2011.

CALLISTER, W. D. Jr. **Ciência e engenharia de materiais: Uma Introdução**. 6. ed, Rio de Janeiro, LTC. 2008.

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, Guaratinguetá, 2007.

CAMARGO, J. A. M. **Propagação de Trinca por Fadiga na Liga de Alumínio 7475-T761 Submetida a Carregamento de Amplitude Constante e Variável.** . 1995. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 1995.

CAMPOS, P. P. **Influência da espessura da camada produzida por anodização crômica (3CrO) na vida em fadiga por flexão rotativa, em uma liga de alumínio 7050-T7451.** 2000, 114f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2000.

CARVALHO, A. L. M. **Comportamento Mecânico em Fadiga das Ligas de Alumínio 7010-T4 e 7050-T4 de Aplicação Aeronáutica.** 1999, Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Estadual Paulista Júlio de Mesquita Filho, Campus de Guaratinguetá, 1999.

CARVALHO, A. L. M. **Efeitos das Tensões Residuais na Fratura e Resistência à Fadiga da Liga de Alumínio 7050 T7451.** 2004. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica), Faenquil/Demar, Lorena, 2004.

CHUVAS, T. C.; FONSECA, M. C.; PARDAL, J. M.; MANIER, F. B. – **Influência do tratamento de *shot peening* nas tensões residuais de juntas soldadas de aços ARBL bifásicos e IF.** 6º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, Caxias do Sul – RS, 2011.

COTTRELL, A.; HULL, D. **A discussion on work hardening and fatigue.** Proc R. Soc., A 242, 211, 1957.

CPMA – Companhia Pernambucana do Meio Ambiente Roteiro complementar de licenciamento e fiscalização: Tipologia galvanoplastia, p. 107, 2001.

DIETER, G. E., **SI Edition - Mechanical Metallurgy**. McGraw Hill Book 3. ed.v. 2. p. 403-450, 1988.

DOWLING, N. E. **Mechanical Behavior of Materials – Engineering Methods for Deformation, Fracture, and Fatigue**. 2. ed., Prentice Hall, New Jersey, 1998.

DUTRA, A. M. D. **Estudo da corrosão das ligas AA 2024 e AA 7050 em soluções de NaCl contendo nitrato e nitrito**. 2002. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica), Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2002.

FUCHS, H. O.; STEPHENS, R. I. **Metal Fatigue Engineering**. John Wiley & Sons, EUA, 318p, 1980.

GENTIL, V. Corrosão. 3. ed., Livros Técnicos e Científicos, Rio de Janeiro, 1996.

GIORDANI, E. J. **Propriedades, Microestrutura e Mecanismos de Nucleação de Trincas por Fadiga de Dois Aços Inoxidáveis Austeníticos Utilizados como Biomateriais**. 2001. 300f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual de Campinas. Campinas, 2001.

GROSS, T.S.; LAMPMAN, S. **Micromechanisms of Monotonic and Cyclic Crack Growth**. In: AMERICAN SOCIETY FOR METALS INTERNATIONAL. ASM Handbook. Materials Park, OH: ASM, 1996. v.19, 42-60.

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.** 1994. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista. Guaratinguetá, 1994.

HAUK, V. **Structural and Residual Stress Analysis by Nondestructive Methods.** P. 59-60, Elsevier 1997.

HERZOG, R.; ZINN, W.; SCHOLTES, B.; WOHLFAHRT, H. - **The significance of Almen intensity for the generation of shot peening residual stresses** - *Materials Science and Technology* v.6, n. 7, p. 270-281, 1996

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

HOLZAPFEL, H; SCHULZE, V.; VOHRINGER, O.; MACHERAUCH, E. **Residual stress relaxation in an AISI 4140 steel due to quasistatic and cyclic loading at higher temperatures,** *Materials Science and Engineering*, v. 6 p. 9-18, 1998

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

KLESNIL, M; LUKÁS, P. **Fatigue of Metallic Materials**, 2. ed. (revised), Elsevier, Amsterdam, 1992.

KOANDA, S. **Fatigue Failure of Metals.** Warsaw: Sythoff Noordhoff Int. Publishers.

1978, v.I, 368p.

LU, J. **Handbook of Measurement of Residual Stresses**. Society of Experimental Mechanics, pp 1, Inc U.S. 1996

MAGNABOSCO, R. **Previsão da vida em fadiga de materiais metálicos** – DEM/FEI, 2001.

MAGNUN, P. E. **Analysis and production of microstructural effects on long-term fatigue performance of on aluminum aerospace alloy**. *Journal of Fatigue*. v.19 n. 1 p. 275-283. 1997

METAL IMPROVEMENT – Disponível em:

http://www.metalimprovement.com/shot_peening.php. Acesso: 03/3/2012.

MIAO, H. Y.; DERMES, D.; LAROSE, S.; PERRON, C.; LÉVESQUE, M. **Experimental study of shot peening and stress peening forming**. *Journal of Materials Processing Technology*. p. 2089-2102, 2010.

MIL – Military Handbook - Metallic Materials and Elements for Aerospace Vehicle and Structures. n. 5 v. H p. 647, 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.

MILITARY SPECIFICATION, MIL-S-13165C - **Shot peening of metals parts**, 1966.

NASCIMENTO, M. P.; VOORWALD, H. J. C.; SOUZA, R. C.; PIGATIN, W. L. **Effects of Surface Treatments on the Fatigue Strength of AISI 4340 Aeronautical Steel.** *International Journal of Fatigue*, v. 23, n. 7, p 607-618, 2001.

PADILHA, R. Q. **Influência na vida em fadiga da espessura das camadas de níquel e cromo duro em aço ABNT 4340.** 2004. 176f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista. Guaratinguetá, 2004.

PYZALLA, A. **Stress and Strain Measurement: X-Ray and Neutrons.** *Physica B* 276-278, p. 833-836, 2000).

SAE – AMS –**Aerospace Material Specification** – S13165 – Warrendale Marshall, PA, Nov. 1997.

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

SCHUTZ, W. A history of fatigue. *Engineering Fracture Mechanics*, v. 54, n. 2, p. 263-300, 1996

SCHIVJE, J. **Fatigue of Structures and Materials: Residual Stress.** Chapter 41. Kluwer Academic Publishers, Holand, p. 71-83, 2001.

SOUZA, R. C. **Estudo do Comportamento em Fadiga do Aço ABNT 4340 Revestido com Carbetto de Tungstênio pelo Sistema HVOF/HP,** 1998 Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá 1998.

SOUZA, S. A. **Ensaio Mecânicos de Materiais Metálicos.** 5. ed, Ed. Edgard Blücher, 1982.

SURESH, S. **Fatigue of materials**, 2. ed., Cambridge University Press, 1998.

SZKLARSKA, S. Z. **Pitting corrosion of aluminum**. *Corrosion Science*, v.41 p. 1743-1767. 1999

TORRES, M. A. S. **Modelamento de Retardo na Propagação da Trinca por Fadiga de uma Liga de Alumínio 2024-T3 Submetida a Carregamentos de Amplitude Variável**. 1992 Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 1992.

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**. 2002. 223f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2002.

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. 877-866, 2002.

VENKATARAMAN, G.; SRIRAM, T. S.; FINE, M. E.; CHUNG, Y. W. **STM and surface analytical study of the effects of environment on fatigue crack initiation in silver single crystals I: Surface chemical effects**. *Scripta Met.*, v. 24 p. 279, 1990.

VIEIRA, L. F. S. **Estudo sobre a influência da identificação eletrolítica no comportamento em fadiga de um aço de alta resistência mecânica**. 1991. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 1991.

VOORWALD, H. J. C.; SOUZA, R. C.; PIGATIN, W. L.; CIOFFI, M. O. H. **Evaluation of WC-17Co and WC-10Co-4Cr thermal spray coatings by HVOF on**

the fatigue and corrosion strength of AISI 4340 steel. Surface and Coatings Technology, v.190, n.2-3, p.155-164, jan. 2005.

VOORWALD, H. J. C.; VIEIRA, L. F. S.; CIOFFI, M. O. H. **Evaluation of WC-10Ni Thermal Spraying Coating by HVOF on the fatigue and corrosion AISI 4340 Steel.** Procedia Engineering, v.2, p. 331-340, Março. 2010.

VOORWALD, H. J. C.; PADILHA, R.; COSTA, M. Y. P., PIGATIN, W. L. CIOFFI, M. O. H. **Effects of electroless nickel interlayer on the fatigue strength of chromium electroplated AISI 4340 steel.** *International Journal of fatigue.* v.9, n. 4, p 695-704, 2007.

WILLIAMS J. C.; Jr. E. A. Jr. **Progress in Structural Materials for Aerospace Systems - Acta Materialia-** Materials Science & Engineering Department, The Ohio State University, v. 51, n. 19, p. 5775–5799, 2003.

WOOD, W. A. Phil. Mag. 3, 692 (1958); Fracture, p.142. Technology Press, Wiley, New York, 1959

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