

UNESP

Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá

A INFLUÊNCIA DA ESPESSURA DA CAMADA PRODUZIDA POR
ANODIZAÇÃO CRÔMICA (CrO_3) NA VIDA EM FADIGA POR
FLEXÃO ROTATIVA, EM UMA LIGA DE ALUMÍNIO 7050 T - 7451.

GUARATINGUETÁ

2000



*"A Influência da Espessura da
Camada Produzida por Anodização
Crômica (CrD₃) na Vida em Fadiga
por Flexão Rotativa, em uma Liga
de Alumínio 7050 T-7451"*

PEDRO PAULO DE CAMPOS

128

1110000427



CARO LEITOR NÃO
RISQUE O LIVRO

A INFLUÊNCIA DA ESPESURA DA CAMADA PRODUZIDA POR
ANODIZAÇÃO CRÔMICA (CrO_3) NA VIDA EM FADIGA POR FLEXÃO
ROTATIVA, EM UMA LIGA DE ALUMÍNIO 7050 T-7451

PEDRO PAULO DE CAMPOS

***"A Influência da Espessura da
Camada Produzida por Anodização
Crômica (CrO_3) na Vida em Fadiga
por Flexão Rotativa, em uma Liga
de Alumínio 7050 T-7451"***

PEDRO PAULO DE CAMPOS

Presidente e Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira
2º Examinador: Prof. Dr. Tomaz M. Hashimoto
3º Examinador: Prof. Dr. Carlos de Moura Neto

128

FACULDADE DE ENGENHARIA
DE GUARATINGUETÁ
BIBLIOTECA

Guaratinguetá - SP

2000



**A INFLUÊNCIA DA ESPESSURA DA CAMADA PRODUZIDA POR
ANODIZAÇÃO CRÔMICA (CrO_3) NA VIDA EM FADIGA POR FLEXÃO
ROTATIVA, EM UMA LIGA DE ALUMÍNIO 7050 T-7451.**

PEDRO PAULO DE CAMPOS

Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia da Universidade Estadual Paulista "Júlio de Mesquita Filho", Campus de Guaratinguetá, para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica (Área de Concentração: Projetos e Materiais).

427

Presidente e Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira
2º Examinador: Prof. Dr. Tomaz M. Hashimoto
3º Examinador: Prof. Dr. Carlos de Moura Neto



Guaratinguetá – SP

2000

427

22/09/00
84
CARO LEITOR NÃO
RISQUE O LIVRO

A INFLUÊNCIA DA ESPESURA DA CAMADA PRODUZIDA POR
ANODIZAÇÃO CRÔMICA (CrO₃) NA VIDA EM FADIGA POR FLEXÃO
ROTATIVA EM UMA LIGA DE ALUMÍNIO 7050 T-7451

PEDRO PAULO DE CAMPOS

Ficha catalográfica preparada na Seção de Aquisição e Tratamento da
Informação da Biblioteca – FEG/UNESP

C198i Campos, Pedro Paulo de
A influência da espessura da camada produzida por
anodização crômica (CrO₃) na vida em fadiga por flexão
rotativa, em uma liga de alumínio 7050 T-7451 / Pedro Paulo de
Campos. Guaratinguetá, 2000.
114f.: il.; 30 cm

Bibliografia: f. 102-114
Dissertação (mestrado) – Universidade Estadual Paulista,
Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2000.
Orientador: Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira

1. Ligas de alumínio 7050 2. Fadiga I. Título

CDU 669.715

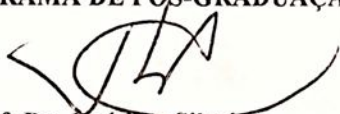
**“A INFLUÊNCIA DA ESPESSURA DA CAMADA PRODUZIDA POR
ANODIZAÇÃO CRÔMICA (CrO_3) NA VIDA EM FADIGA POR
FLEXÃO ROTATIVA, EM UMA LIGA DE ALUMÍNIO 7050 T-7451”**

PEDRO PAULO DE CAMPOS

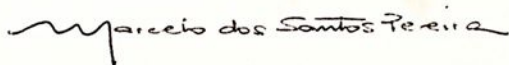
**ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
“MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA”**

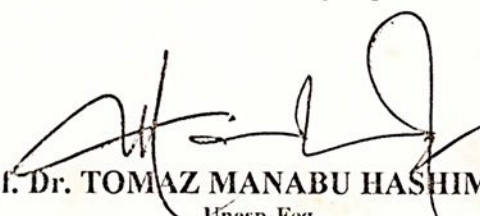
**ESPECIALIDADE: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: PROJETOS E MATERIAIS**

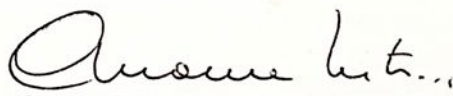
APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


Prof. Dr. José Luz Silveira
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. MARCELO DOS SANTOS PEREIRA
Orientador / Unesp-Feg


Prof. Dr. TOMAZ MANABU HASHIMOTO
Unesp-Feg


Prof. Dr. CARLOS DE MOURA NETO
ITA/CTA

Julho de 2000

DADOS CURRICULARES

PEDRO PAULO DE CAMPOS

NASCIMENTO	17/05/1954
FILIAÇÃO	José Francisco de Campos Maria do Carmo Oliveira Campos
1979	Curso de Graduação em Física Universidade de Taubaté
2000	Pesquisador da Divisão de Materiais do Instituto de Atividades Espaciais IAE-CTA.

A Universidade Federal do Rio de Janeiro

A grande maioria dos alunos, especialmente os que

estão em situação de pobreza, não conseguem pagar a

matrícula e os livros.

A grande maioria dos alunos se dedica a estudar

gratuito e sem remuneração.

AGRADECIMENTOS

Este trabalho foi desenvolvido na função de área de investigação de atividades acadêmicas, com ênfase à aplicação de falhas em materiais, em que já foram realizadas atividades de ensino, com diversas aulas realizadas em componentes curriculares, que despertou a motivação para o desenvolvimento de um estudo específico, sobre a difusão de uma rede de cristais. Para que esta meta fosse atingida contou com apoio de muitas pessoas que, direta ou indiretamente, fizeram parte do processo acadêmico que resultou.

Quero agradecer ao Chefe da Divisão de Materiais (D/M), do Instituto de Atividades Especiais (IAE), Ter. Ed. Eng. César Roberto Moreira da Silva, pelo apoio recebido e pela oportunidade de estar presente para conclusão dos estudos acadêmicos. Entre tantas outras pessoas que não posso não deixar de agradecer especialmente

• ao meu amigo Mr. Eng. Mário Lima Almeida Gomes, pelo apoio nos estudos e reuniões realizadas, cuja competência e responsabilidade por toda comunidade científica, interna e externa ao CTA.

• ao Eng. César Roberto Moreira da Silva, por estarmos aqui.

• à minha querida esposa, companheira de todos os momentos e a meus filhos, pelo incentivo, apoio e amor durante esta jornada.

• aos meus pais que tanto se dedicaram a minha criação e formação.

AGRADECIMENTOS

Este trabalho foi desenvolvido em função da área de investigação de acidentes aeronáuticos, com ênfase à análise de falhas em materiais, na qual já foram emitidos centenas de laudos, com diversos estudos realizados em componentes fraturados, o que despertou a motivação para o desenvolvimento de um estudo específico, para a defesa de uma tese de mestrado. Para que esta meta fosse atingida contei com apoio de muitas pessoas que, direta ou indiretamente, fazem parte do sucesso obtido nos resultados.

Quero agradecer ao Chefe da Divisão de Materiais (AMR), do Instituto de Atividades Espaciais (IAE), Ten. Cel. Eng. Cosme Roberto Moreira da Silva, pelo apoio recebido e pela oportunidade de cursar matérias para conclusão dos créditos necessários. Entre tantas outras pessoas que me apoiaram, não poderia deixar de agradecer especialmente:

- ao meu amigo Mc Eng. Mário Lima Alencastro Graça, pelo apoio nos exames e ensaios realizados, cuja competência é reconhecida por toda comunidade científica, interna e externa ao CTA;
- ao Eng. Dalcy Roberto dos Santos, pela aquisição do material, bem como a confecção dos corpos de prova para a realização deste trabalho;
- à Mc Fís. Elisabeth Godoy César Salgado, por sua paciência e apoio na área de microscopia eletrônica de varredura;

- ao Dr. Eng. Olivério Moreira de Macedo Silva, pelo incentivo quanto a concluir as matérias para a obtenção dos créditos;
- ao Eng. Rogério Duque Gonçalves, Téc. Claudemir Patuci e ao Fotógrafo Jefferson Rodrigues Tavares, pelo apoio nos exames e ensaios realizados na área metalográfica;
- ao meu amigo Mc Fís. Chen Yun Hoo pelo apoio e incentivo durante esta jornada;
- ao Prof. Dr. Francisco Cristovão Lourenço Mello, pela amizade e incentivo para a conclusão dos trabalhos;
- ao aluno do curso de graduação de engenharia da FEG (UNESP) Guilherme Dutra Marques que contribuiu com dedicação e seriedade para a realização dos ensaios de fadiga;
- ao Prof. Dr. Hermann Jacobs Cornelius Woorwald, pelos contatos iniciais, incentivo e amizade;
- ao Prof. Dr. Marcelo dos Santos Pereira, meus sinceros agradecimentos pela orientação, discussão dos resultados e amizade;

- a EDE, EMBRAER – Divisão de Equipamentos, na pessoa do Eng. Walter Luís Pigatini, pelo apoio no processo de anodização.

LISTA DE TABELAS

- E a todos que direta ou indiretamente me apoiaram, muito obrigado.

LISTA DE SÍMBOLOS

Que Deus Abençoe a todos.

Índice

Índice

1. INTRODUÇÃO	23
1.1 Considerações gerais sobre a anodização	23
1.2 Objetivos	35
2. REVISÃO DA LITERATURA	36
2.1 Tipos de anodização	36
2.1.1 Tipos de anodização catódica	36
2.1.2 Tipos de anodização anódica	39
2.1.3 Tipos de anodização	40
2.1.4 Tipos de anodização	41
2.1.5 Tipos de anodização	42
2.1.6 Tipos de anodização	43
2.2 Materiais	44
2.2.1 Tipos de anodização	44
2.2.1.1 Tipos de anodização	45
2.2.1.2 Tipos de anodização	46

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS

LISTA DE TABELAS

LISTA DE ABREVIATURAS

LISTA DE SÍMBOLOS

Resumo

Abstract

1. INTRODUÇÃO.....	23
1.1 Considerações sobre o trabalho.....	23
1.2 Objetivos.....	25
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	26
2.1 Ligas de alumínio.....	26
2.1.1 Ligas de alumínio trabalhadas.....	27
2.1.2 Ligas de alumínio da família 7000.....	29
2.1.3 Liga de alumínio 7050.....	30
2.1.3.1 Aplicações da liga 7050.....	31
2.1.4 Ligas de alumínio anodizadas.....	32
2.1.5 Tratamentos térmicos em ligas de alumínio.....	32
2.2 Corrosão.....	33
2.2.1 Corrosão em ligas de alumínio.....	34
2.2.1.1 Corrosão uniforme ou geral em ligas de alumínio.....	35
2.2.1.2 Corrosão por esfoliação em ligas de alumínio.....	35

2.2.1.3 Corrosão sob tensão (CST) em ligas de alumínio.....	36
2.2.1.4 Corrosão galvânica em ligas de alumínio.....	38
2.2.1.5 Fadiga sob corrosão em ligas de alumínio.....	39
2.2.1.6 Corrosão intergranular em ligas de alumínio.....	40
2.2.1.7 Corrosão por pites em ligas de alumínio.....	41
2.3 Fadiga em ligas de alumínio.....	42
2.3.1 Como ocorrem as falhas por fadiga.....	43
2.3.1.1 Alguns fatores que influenciam a vida em fadiga de liga de alumínio.....	44
2.3.2 Curvas S-N.....	45
2.3.3 Aspecto metalúrgico e seu relacionamento com a vida em fadiga das ligas de alumínio.....	47
2.3.4 Fadiga de alto ciclo.....	48
2.3.5 Fadiga de baixo ciclo.....	48
2.3.6 Fadiga em materiais sujeitos a tensões de flexão rotativa ou plana.....	49
2.4 Anodização.....	49
2.4.1 Processo industrial de anodização.....	52
2.4.1.1 Processos de anodização mais utilizados.....	53
2.4.1.1.1 Anodização por ácido crômico.....	53
2.4.1.1.2 Anodização por ácido sulfúrico.....	54
2.4.1.1.3 Anodização dura.....	54
2.4.2 Selagem.....	55
2.4.3 Aplicações.....	55
2.4.4 Algumas vantagens para a utilização do processo de anodização.....	56
2.4.5 Controle de qualidade da camada.....	56

2.4.6 Camadas de óxidos de alumínio (Al_2O_3) obtidas por anodização.....	57
2.4.6.1 Estrutura da camada de óxido de alumínio (Al_2O_3) obtida por processo de anodização.....	59
2.4.7 Influência da camada anódica nas propriedades mecânicas de ligas de alumínio anodizadas.....	60
3. MATERIAIS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS.....	61
3.1 Caracterização das placas recebidas.....	61
3.1.1 Análise química.....	61
3.1.2 Exames metalográficos.....	62
3.1.3 Ensaios de dureza.....	63
3.1.4 Ensaios de tração.....	63
3.1.5 Ensaios de fadiga em corpos-de-prova retirados da placa, sem anodização.....	64
3.1.6 Processo de anodização.....	65
3.1.7 Ensaios de fadiga em corpos-de-prova retirados da placa, anodizados...	66
3.1.8 Exames por microscopia eletrônica de varredura.....	66
3.1.9 Ensaio de névoa salina (“Salt Spray Test”).....	66
4. RESULTADOS OBTIDOS.....	67
4.1 Caracterização das placas recebidas.....	67
4.1.1 Análise química.....	67
4.1.2 Exames metalográficos.....	67
4.1.3 Ensaios de dureza.....	68

4.1.4	Ensaios de tração.....	69
4.1.5	Ensaios de fadiga em corpos de prova retirados da placa, sem anodização.....	70
4.1.6	Processo de anodização.....	73
4.1.7	Ensaios de fadiga por flexão rotativa em corpos-de-prova anodizados...	74
4.1.8	Exames por microscopia eletrônica de varredura (MEV).....	81
— 4.1.8.1	Superfícies dos cdps não anodizados x anodizados.....	81
4.1.8.2	Superfícies das fraturas dos corpos-de-prova não anodizados e anodizados.....	85
4.1.8.3	Corpos-de-prova anodizados, preparados metalograficamente.....	87
4.1.8.3.1	Corpos-de-prova seccionados e preparados metalograficamente, anodizados durante 15 minutos.....	88
4.1.8.3.2	Corpos-de-prova seccionados e preparados metalograficamente, anodizados durante 25 minutos.....	88
4.1.8.3.3	Corpos-de-prova seccionados e preparados metalograficamente, anodizados durante 40 minutos.....	89
4.1.9	Ensaios de névoa salina (“Salt Spray Test”).....	89
4.1.9.1	Superfície do corpo de prova (A) sem camada de anodização.....	90
4.1.9.2	Superfície do corpo-de-prova (B), 15 minutos de imersão em banho crômico.....	91
4.1.9.3	Superfície do corpo-de-prova (C), 25 minutos de imersão em banho crômico.....	92
4.1.9.4	Superfície do corpo-de-prova (D), 40 minutos de imersão em banho crômico.....	92

5. DISCUSSÃO.....	93
5.1 Caracterização das placas de alumínio utilizadas neste trabalho.....	93
5.1.1 Análise química.....	93
5.1.2 Exames metalográficos.....	93
5.1.3 Ensaaios de dureza.....	94
5.1.4 Ensaaios de tração.....	94
5.1.5 Ensaaios de fadiga em flexão rotativa em corpos de prova, anodizados e não anodizados.....	94
6. CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS...99	99
6.1 Conclusões.....	99
6.2 Sugestões para trabalhos futuros.....	100
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	102

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 - Ilustração do mecanismo de corrosão por esfoliação.....	36
FIGURA 2 - Ilustração do mecanismo de corrosão sob tensão.....	37
FIGURA 3 - Ilustração do mecanismo de corrosão galvânica.....	39
FIGURA 4 - Ilustração do mecanismo de corrosão intergranular.....	40
FIGURA 5 - Ilustração do mecanismo de corrosão por pites.....	42
FIGURA 6 - Ilustração dos estágios I e II do processo de fadiga.....	43
FIGURA 7 - Ilustração do mecanismo de formação de estrias de fadiga, no estágio II	44
FIGURA 8 - Curvas S-N.....	46
FIGURA 9 - Notação utilizada para solicitação de fadiga.....	49
FIGURA 10 - Ilustração de uma célula eletrolítica.....	50
FIGURA 11 - Seqüência típica de um processo de anodização.....	52
FIGURA 12 - Estrutura de uma camada obtida por anodização.....	59
FIGURA 13 - Perda de vida em fadiga x espessura de camada anodizada.....	60
FIGURA 14 - Placas de alumínio 7050.....	61
FIGURA 15 - Dimensões do corpo-de-prova para ensaio de tração.....	63
FIGURA 16 - Máquina de ensaios de fadiga por flexão rotativa.....	64
FIGURA 17 - Dimensões dos corpos-de-prova para ensaios de fadiga por flexão rotativa.....	65
FIGURA 18 - Ilustração de onde foram retirados os corpos-de-prova.....	65
FIGURA 19 - Microestrutura da liga 7050 seção longitudinal.....	68
FIGURA 20 - Microestrutura da liga 7050 seção transversal.....	68
FIGURA 21 - Curva S-N, obtida em ensaios de fadiga por flexão rotativa.....	71
FIGURA 22 - Curva S-N, obtida em ensaios de fadiga por flexão rotativa.....	72

FIGURA 23 - Curvas S-N, obtidas em corpos-de-prova retirados de seções transversal e longitudinal.....	72
FIGURA 24 - Amostras anodizadas, ilustrando as diferentes camadas obtidas.....	73
FIGURA 25 - Curvas S-N, I, II e III, obtidas em cdps anodizados, comparativas com a curva S-N dos cdps sem anodização.....	77
FIGURA 26 - Curvas S-N obtidas em cdps anodizadas, comparados com a curva S-N dos cdps sem anodização.....	80
FIGURA 27 - Superfícies examinadas dos cdps sem anodização e anodizados.....	81
FIGURA 28 - Ilustração das superfícies anodizadas examinadas em maior detalhe.....	82
FIGURA 29 - Superfícies de corpos-de-prova, anodizados durante 40 minutos.....	83
FIGURA 30 - Superfície do cdp d, anodizado (40 minutos).....	84
FIGURA 31 - Superfície do cdp d, anodizado (40 minutos).....	84
FIGURA 32: Superfície do cdp d, anodizado (40 minutos).....	84
FIGURA 33 - Superfície de fratura do corpo-de-prova sem anodização.....	85
FIGURA 34 - Superfície de fratura de corpo-de-prova anodizado 15 minutos.....	86
FIGURA 35 - Superfície de fratura de corpo-de-prova anodizado 25 minutos.....	86
FIGURA 36 - Superfície de fratura de corpo-de-prova anodizado 40 minutos.....	87
FIGURA 37 - Aspecto da camada de anodização 15 minutos.....	88
FIGURA 38 - Aspecto da camada de anodização 25 minutos.....	88
FIGURA 39 - Aspecto da camada de anodização 40 minutos.....	89
FIGURA 40 - Aspecto visual dos corpos-de-prova anodizados e não anodizados submetidos a ensaios de névoa salina.....	90
FIGURA 41 - Superfície do corpos-de-prova sem anodização, mostrando a presença de corrosão generalizada.....	90

FIGURA 42 - Detalhe da figura anterior, mostrando produtos de corrosão.....	91
FIGURA 43 - Superfície não anodizada, sem corrosão (15 minutos).....	91
FIGURA 44 - Superfície não anodizada, sem corrosão (25 minutos).....	92
FIGURA 45 - Superfície não anodizada, sem corrosão (40 minutos).....	92
FIGURA 46 - Variação da perda de vida em fadiga, seção longitudinal.....	95
FIGURA 47 - Variação da perda de vida em fadiga, seção transversal.....	95
FIGURA 48 - Curvas S-N de corpos-de-prova anodizados, seção longitudinal.....	97
FIGURA 49 - Curvas S-N de corpos-de-prova anodizados, seção transversal.....	97

TABELA 6 - Valores de tensão de ruptura de corpos-de-prova.....	98
---	----

TABELA 7 - N° de ciclos obtidos nos corpos-de-prova.....	99
--	----

TABELA 8 - N° de ciclos obtidos e tensão aplicada em corpos-de-prova, seção longitudinal.....	100
---	-----

TABELA 9 - N° de ciclos obtidos e tensão aplicada em corpos-de-prova, seção transversal.....	101
--	-----

TABELA 10 - N° de ciclos obtidos e tensão aplicada em corpos-de-prova anodizados, seção longitudinal (25 minutos).....	104
--	-----

TABELA 11 - N° de ciclos obtidos e tensão aplicada em corpos-de-prova anodizados, seção longitudinal (40 minutos).....	105
--	-----

TABELA 12 - N° de ciclos obtidos e tensão aplicada em corpos-de-prova anodizados, seção transversal (15 minutos).....	106
---	-----

TABELA 13 - Qualidade de corpos-de-prova produzidos, tempo de produção.....	108
---	-----

TABELA 14 - N° de ciclos obtidos e tensão aplicada em corpos-de-prova anodizados, seção transversal (40 minutos).....	117
---	-----

LISTA DE TABELAS

TABELA 1 - Propriedades x Elementos de liga.....	26
TABELA 2 - Solicitação x Propriedades requeridas das ligas de alumínio de alta resistência.....	27
TABELA 3 - Composição química de ligas de alumínio trabalhadas.....	29
TABELA 4 - Composição química da liga de alumínio 7050.....	31
TABELA 5 - Composição determinada pelo Laboratório de Análises Químicas x Composição da literatura.....	62
TABELA 6 - Valores do ensaio de dureza Brinell (HB).....	69
TABELA 7 - Níveis de tensões obtidos em ensaios de tração.....	69
TABELA 8 - N° de ciclos obtidos x tensão aplicada em cdps não anodizados , seção longitudinal	70
TABELA 9 - N° de ciclos obtidos x tensão aplicada em cdps não anodizados , seção transversal	71
TABELA 10 - N° de ciclos obtidos x tensão aplicada em cdps anodizados , seção longitudinal (40 minutos).....	74
TABELA 11 - N° de ciclos obtidos x tensão aplicada em cdps anodizados , seção longitudinal (25 minutos).....	75
TABELA 12 - N° de ciclos obtidos x tensão aplicada em cdps anodizados , seção longitudinal (15 minutos).....	76
TABELA 13 - Quantidade de corpos-de-prova, para cada tempo de imersão e espessuras anódicas.....	76
TABELA 14 - N° de ciclos obtidos x tensão aplicada em cdps anodizados , seção transversal (40 minutos).....	77

TABELA 15 - N° de ciclos obtidos x tensão aplicada em cdps anodizados ,
seção **transversal** (25 minutos).....78

TABELA 16 - N° de ciclos obtidos x tensão aplicada em cdps anodizados ,
seção **transversal** (15 minutos).....79

TABELA 17 - Quantidade de corpos de prova, para cada tempo de imersão e
espessuras anódicas.....80

TABELA 18 - Variação da perda de vida em fadiga percentual, seção longitudinal.96

TABELA 19 - Variação da perda de vida em fadiga percentual, seção transversal...96

Índice - Índice de Componentes

ABRIL 19 - Tensões Residuais de Armazenamento

ABRIL 19 - Propriedades de Tensões de Armazenamento

ABRIL 19 - Variação da Tensão de Armazenamento

ABRIL 19 - Variação da Tensão de Armazenamento

ABRIL 19 - Variação da Tensão de Armazenamento

ABRIL 19 - Variação da Tensão de Armazenamento

ABRIL 19 - Variação da Tensão de Armazenamento

ABRIL 19 - Variação da Tensão de Armazenamento

LISTA DE ABREVIATURAS

ALCOA	- Aluminum Company of America
AMR	- Divisão de Materiais
AMR - L	- Subdivisão de Ensaios
ASM	- American Standard Material
ASTM	- American Society for Testing and Materials
Cdp(s)	- Corpos-de-Prova
CST	- Corrosão Sob Tensão
EDE	- Divisão de Equipamentos
EMBRAER	- Empresa Brasileira de Aeronáutica
FEG	- Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá
MEV	- Microscópio Eletrônico de Varredura
MIL	- Military Specification
MTS	- Mechanical Testing Standard
SL	- Seção Longitudinal
ST	- Seção Transversal

LISTA DE SÍMBOLOS

Al	- Alumínio
Al(OH) ₃	- Hidróxido de alumínio
Al ₂ O ₃	- Óxido de alumínio
Cr	- Cromo
CrO ₃	- Óxido crômico
Cu	- Cobre
ddp	- Diferença de potencial
Fe	- Ferro
H ₂ SO ₄	- Ácido sulfúrico
HB	- Dureza Brinell
K	- Fator de intensidade de tensões
K _{IC}	- Valor crítico de tenacidade monotônica do material, ou tenacidade a fratura
K _{ICST}	- Resistência a fratura do material para determinado ambiente
Li	- Lítio
Mg	- Magnésio
n e n'	- Símbolos que denominam precipitados em ligas de alumínio
NaCl	- Cloreto de sódio
S-N	- Curva tensão x n° de ciclos
T6	- Tratamento térmico de envelhecimento
T7	- Tratamento térmico de superenvelhecimento
T-7451	- Liga de alumínio no estado solubilizado e envelhecido
V	- Volt
Zn	- Zinco

Zr	- Zircônio
μm	- Mícron
Δl	- Alongamento total
σ	- Tensão
σ_a	- Tensão aplicada
σ_e	- Limite de escoamento
σ_m	- Tensão média
$\sigma_{\text{máx}}$	- Tensão máxima
σ_r	- Limite de resistência à tração



Capítulo 1 - INTRODUÇÃO

1.1 Considerações sobre o trabalho

Uma das necessidades da indústria aeronáutica é a utilização de materiais que tenham alta resistência mecânica e à corrosão. É evidente que cada componente de uma aeronave tem requisitos específicos para suportar os esforços a que será submetido e o meio no qual irá trabalhar. Em uma aeronave estão componentes que vão desde pequenos parafusos até partes estruturais, que são confeccionados a partir de diferentes matérias primas e processos de fabricação complexos, cujo produto final deve apresentar especificações que garantam seu bom desempenho em projeto. Os componentes aeronáuticos podem sofrer processos de corrosão, desgaste e ruptura, sendo que a manutenção e medidas preventivas podem fazer a diferença entre o aumento do tempo de vida ou a retirada do uso habitual.

As aeronaves sofrem envelhecimento, o que é óbvio. Apesar de serem projetadas e construídas para prevenção contra a corrosão por anos, as proteções utilizadas podem falhar, devido à iniciação de microtrincas nas superfícies das camadas anodizadas, causando incidentes e acidentes aeronáuticos. Menos óbvio é como muitos destes fatores ocorrem. Os estudos para a determinação das causas de falhas em materiais, de forma geral, devem seguir critérios bem determinados, considerando-se inicialmente as seguintes questões:

- Onde iniciou a trinca?
- O que causou o início da trinca?
- Por quais mecanismos as trincas propagaram-se?



- Que tipos de fraturas estão presentes?
- Quais as condições de carregamento e meio, nas quais operava o equipamento?
- Como foi a sequência da falha, no caso de múltiplas trincas ou muitos componentes rompidos?

Para responder a cada uma dessas questões é preciso utilizar procedimentos experimentais específicos e pessoal qualificado (Kar, 1991).

A motivação deste trabalho é também justificada por intermédio de dados obtidos em estudos de análises de falhas de componentes aeronáuticos, realizados pelo setor de Investigação de Acidentes Aeronáuticos (fator material) da Divisão de Materiais (AMR) do Instituto de Aeronáutica e Espaço (IAE), onde se verificou uma incidência de falhas em componentes confeccionados de ligas de alumínio, por fadiga sob corrosão.

Embora esses casos envolvam tipos diferentes de materiais, verificou-se que nos componentes constituídos de ligas de alumínio de alta resistência, as análises comprovaram a presença do mecanismo de fadiga, associado a defeitos superficiais (Graça, 1989).

Para a prevenção contra a corrosão existem diferentes processos de recobrimento, dentre os quais a anodização, que é um processo eletrolítico em banho ácido. Entretanto, muitos estudos têm mostrado que a camada anódica tem um sensível efeito sobre a vida em fadiga em ligas de alumínio de alta resistência (Grosskreutz, 1970).

Além disso, a variação da espessura da camada anódica provoca uma diminuição na vida em fadiga, sendo que, quanto maior a espessura da camada,



menor é a vida em fadiga (Abramovici *et alii*, 1991). Muitos componentes, tais como “pilones”, partes de trem de pouso e suporte de pás de hélice, sofrem processo de anodização e têm ocorrido casos de falhas com posterior aparecimento de defeitos superficiais e falhas catastróficas por fadiga.

1.2 OBJETIVOS

A anodização é um dos processos mais utilizados nos tratamentos superficiais para as ligas de alumínio. Visto que é um pré-tratamento antes da pintura de componentes aeronáuticos e que tem que apresentar qualidade superficial, inúmeros pesquisadores têm estudado ao longo dos anos o comportamento das camadas produzidas por esse processo, buscando prevenir problemas que possam facilitar a propagação e iniciação de trincas superficiais, que levam à redução das propriedades mecânicas, visto que a sua aplicação principal é a proteção contra a corrosão.

Este trabalho visa estudar o efeito da espessura da camada de anodização na vida em fadiga, na liga de alumínio 7050 T-7451, por meio de ensaios, análises e exames, utilizando-se corpos de prova anodizados e sem anodização.

Busca também mostrar a influência de pites de corrosão, poros e microtrincas como concentradores de tensões, que podem ter papel fundamental na iniciação e propagação de trincas por fadiga.



Capítulo 2 - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Ligas de alumínio

O termo liga é usado quando outros elementos químicos são adicionados ao alumínio. O propósito desta adição é a obtenção de melhores propriedades para usos especiais, como mostra a Tabela 1.

TABELA 1 - Propriedades x Elementos de liga.

Alumínio Puro	+ Elementos de Liga→	Ligas de Alumínio
Muito macio. Usualmente é ligado com outros elementos para alterar suas propriedades, isto é: - aumentar resistência; - melhorar o acabamento superficial; - melhorar a soldabilidade; - aumentar a condutividade; - torná-lo tratável termicamente, etc.	Silício Magnésio Cobre Cromo Lítio Níquel Ferro	Ligas que têm composições similares são agrupadas e em números de séries de 1000 a 9000.

A descoberta de novas ligas de alta resistência tem sido uma preocupação constante dos pesquisadores da área, já há mais de cinquenta anos, principalmente nos campos aeronáutico e aeroespacial.

Durante a Segunda Guerra Mundial, os materiais selecionados para aplicação na construção de aeronaves eram as ligas da família Al-Zn-Mg e os Dural, seguidos pela liga de Al-Zn-Mg-Cu, que proporcionam maiores níveis de resistência. Em 1960, já estava sendo estudada a liga Al-Zn-Mg, contendo níquel e ferro, conhecida como RR 58.

Em meados de 1970, ocorreu um rápido desenvolvimento nas ligas de alumínio para aeronaves e veículos espaciais, já buscando melhores propriedades, tais como boa resistência à corrosão sob tensão e fadiga (Grines, 1982).

Nos últimos anos a utilização das ligas de alumínio obteve sucesso não somente pela combinação de resistência, peso, versatilidade e economia, mas também pela habilidade metalúrgica na confecção de produtos acabados de diferentes formas geométricas e combinação de propriedades mecânicas.

A aplicação dessas ligas em aeronaves modernas está ligada a projetos que levam em consideração propriedades que devem cobrir um amplo espectro aerodinâmico, bem como a ação do meio ao qual os componentes estarão expostos, conforme mostra a Tabela 2, a seguir.

TABELA 2 - Solicitação x Propriedades requeridas das ligas de alumínio de alta resistência

SOLICITAÇÃO	PROPRIEDADES
Carga	Resistência mecânica (sobrecarga)
Vibração	Fadiga, corrosão por contato
Temperatura	Ruptura, oxidação, corrosão, dilatação, condutividade
Meio	Corrosão, corrosão sob tensão, corrosão fadiga
Massa	Massa específica
Estabilidade	Todas
Segurança	Alongamento, tenacidade, retrabalho
Economia	Custo do material, fabricação, manutenção, vida útil

2.1.1 Ligas de alumínio trabalhadas

Nos últimos dez anos tem-se buscado o desenvolvimento de novas ligas de alumínio, sendo que esse progresso tem sido possível devido a inúmeros estudos para a melhoria e controle das propriedades das ligas de alta resistência aplicadas em componentes aeronáuticos, tais como alterações nas composições químicas e

tratamentos térmicos adequados, para evitar a formação de fases com intermetálicos e grãos grosseiros, o que melhora a tenacidade à fratura destas ligas (Machler *et alii*, 1991).

Na década de 70, como resultado das necessidades de aplicação de estruturas mais leves em aeronaves, as companhias produtoras de alumínio encorajaram os construtores de aeronaves a investir no desenvolvimento de novas ligas de alumínio, através da adição de elementos como magnésio, cálcio, berílio e lítio, que promovem uma grande redução na massa específica dessas ligas (Rioja, 1998).

Acredita-se que na indústria de aeronaves ocorrerá, até o ano 2010, uma redução de 30% no uso da liga de alumínio, devido ao aumento da utilização de materiais compósitos.

A indústria de alumínio também tem respondido com o desenvolvimento de ligas especiais como as de alumínio-lítio. Cada 1% de lítio ligado ao alumínio reduz em cerca de 3% a sua massa específica e aumenta o módulo de elasticidade em cerca de 5%, até o limite de solubilização de 4,2% (Henry, 1995).

Estudos feitos por McMaster *et alii* (1998) indicam uma redução da ductilidade e tenacidade que estas ligas possuem, pois as mesmas podem reduzir em cerca de 10% do peso original de uma aeronave, o que é extremamente importante.

A Tabela 3 mostra a composição química nominal das ligas de alumínio mais utilizadas atualmente nas indústrias aeronáutica e aeroespacial.

TABELA 3 - Composição química de ligas de alumínio trabalhadas, segundo a Alcoa Aluminum Standards.

Alloy	Cu	Mg	Zn	Li	Mn	Cr	Zr	Sc	Ag	V	Si	Fe	Cd	Ti
2024	4.4	1.5			0.7						0.50 ^a	0.50 ^a		
2324	4.1	1.5			0.6						0.10 ^a	0.12 ^a		
2219	6.3				0.3	0.18				0.10	0.20 ^a	0.30 ^a		
2519	5.9	0.2			0.3	0.18				0.10	0.25 ^a	0.30 ^a		
6013	0.8	1.0			0.3						0.60 ^a	0.50 ^a		
7075	1.6	2.5	5.6		0.3 ^a	0.23					0.40 ^a	0.50 ^a		
7475	1.6	2.3	5.8			0.20					0.12 ^a	0.15 ^a		
	2.0	1.9	5.7				0.08							
7050	1	1	1		0.10 ^a	0.04 ^a	1							0.06 ^a
	2.6	2.6	6.7				0.15							
7150	2.2	2.3	6.4				0.12				0.10 ^a	0.12 ^a		
7055	2.3	2.05	8.0				0.12				0.10 ^a	0.15 ^a		
2020	4.5				0.5						0.20 ^a	0.30 ^a	0.2	
2090	2.7			1.2				0.11			0.10 ^a	0.12 ^a		
2091	2.0	1.3		2.0				0.11			0.20 ^a	0.30 ^a		
2094	4.8	0.4		1.3				0.11		0.4	0.12 ^a	0.15 ^a		
2095	4.3	0.4		1.3				0.11		0.4	0.12 ^a	0.15 ^a		
2195	4.0	0.4		1.0				0.11		0.4	0.12 ^a	0.15 ^a		
2096	2.7	0.4		1.6				0.11		0.4	0.12 ^a	0.15 ^a		
2097	2.8	0.35 ^a	0.35 ^a	1.5	0.35			0.11			0.12 ^a	0.15 ^a		
2197	2.8	0.25 ^a	0.05 ^a	1.5	0.3			0.11			0.10 ^a	0.10 ^a		
8090	1.2	0.8		2.4				0.11			0.20 ^a	0.30 ^a		
1420		5.2		2.1				0.11			0.15 ^a	0.20 ^a		
1421		5.2		2.1				0.11	0.17		0.10 ^a	0.15 ^a		
1440	1.5	0.8	2.4					0.11			0.10 ^a	0.15 ^a		
1450	2.9			2.1				0.11			0.10 ^a	0.15 ^a		
1460	2.9			2.25				0.11	0.09		0.10 ^a	0.15 ^a		

(a) Valor Máximo

2.1.2 Ligas de alumínio da família 7000

As ligas de alta resistência da família 7000 possuem excelente combinação de tenacidade à fratura e resistência mecânica em diferentes condições de tratamentos térmicos, ou seja, após envelhecimento T6 e superenvelhecimento T7.

A alta tenacidade a fratura é atribuída à ausência de constituintes grosseiros na microestrutura e ao fino tamanho de grão.

Os precipitados que aparecem no estado T7 são do tipo η ($MgZn_2$), que fazem a diferença no comportamento da fratura pois são considerados incoerentes e não serem possíveis de serem cortados por discordâncias. Isto implica em um escorregamento homogêneo e uma troca no modo de fratura ocorre para fratura dútil.

No estado T6 o modo de fratura ocorre por microcisalhamento, que é causado facilmente pelo comportamento especial do escorregamento das discordâncias nessa liga. No estado T6 muitos dos precipitados são do tipo η' ($\text{AlMg}_4\text{Zn}_{11}$). Isto é, são coerentes e podem ser cortados por discordâncias. Eles são distribuídos homogeneamente com tamanhos que variam entre 2 a 5 μm . No estado T7 os precipitados são geralmente considerados grandes (Yan *et alii*, 1990; Hardwick, 1983).

2.1.3 Liga de alumínio 7050

As ligas de alumínio 7050, desenvolvidas na década de 70, pela ALCOA, são hoje usuais na indústria aeronáutica. São constituídas basicamente dos elementos químicos Zn-Mg-Cu e desenvolvem alta resistência em seções espessas, boa tenacidade à fratura, alta resistência à corrosão por esfoliação e corrosão sob tensão (CST), sem perda de resistência em fadiga, comparativamente as suas antecessoras mais próximas: as ligas 7079, 7075 e a liga britânica 5024, entre outras (Mendoza, 1986). Nessa época estudavam-se, além das alterações nos tratamentos térmicos, modificações na sua composição química.

Estudando-se os problemas de recristalização, que ocorriam durante o processo de fabricação e tratamento térmico de envelhecimento e superenvelhecimento, verificou-se que havia necessidade de alterar a composição química, adicionando-se zircônio, que formava o composto Al_3Zr , e retardava o processo de recristalização (Staley, 1974).

A Tabela 4 apresenta a composição química da liga 7050.



TABELA 4 - Composição química da liga de alumínio 7050.

ELEMENTOS	Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Cr	Zr	Zn	Ti
%	2,0 2,6	1,9 2,6	0,10 máx	0,12 máx	0,15 máx	0,04 máx	0,08 0,15	5,7 6,7	0,06 máx

Além da adição de zircônio, outras alterações foram realizadas, ou seja:

- Aumento do teor de zinco para compensar a perda da resistência mecânica;
- Redução do teor de cromo para diminuir a sensibilidade à têmpera;
- Aumento do teor de cobre para nuclear precipitados, buscando melhor resistência mecânica;
- Redução do teor de ferro e silício para aumentar a tenacidade à fratura, devido à diminuição do teor de inclusões.

2.1.3.1 Aplicações da liga 7050

A liga 7050 é utilizada em partes estruturais de aeronaves, por apresentar alta tenacidade a fratura, alta resistência a fadiga, excelente resistência a corrosão por esfoliação e corrosão sob tensão (Martins, 1996).

Algumas das aplicações típicas utilizadas em aeronaves são: asa, nervuras das empenagens, longarinas, rebites reforçadores, revestimentos, pilones, trem de pouso (nas partes de suporte) e em cavernas onde exigem maior responsabilidade mecânica da fuselagem e não podem apresentar problemas superficiais que geram trincas (Mullino *et alii*, 1980).

2.1.4 Ligas de alumínio anodizadas

A maioria das ligas de alumínio possui excelente resistência à corrosão, mas não estão imunes a ataques químicos de determinados meios atmosféricos, principalmente o salino. A corrosão ocorre devido à influência da variável tempo e, quando combinada a tensões cíclicas, pode causar falhas estruturais por fadiga sob corrosão.

A proteção das ligas de alumínio contra a corrosão tem hoje um forte aliado que é a anodização.

Diversos componentes utilizados em aeronaves possuem camada de anodização, que é um tratamento superficial eletrolítico, no qual ocorre a formação de uma camada com espessura controlada de óxido de alumínio (Al_2O_3) na superfície do material (Sevenson, 1994; Campos, 1999).

2.1.5 Tratamentos térmicos em ligas de alumínio

O tratamento térmico consiste de uma série de operações de aquecimento e resfriamento de um metal ou ligas no estado sólido, utilizado para obter-se os seguintes objetivos:

- Redução de tensões internas;
- Aumento ou diminuição de dureza;
- Melhora da usinabilidade;
- Melhora da resistência ao desgaste;
- Aumento da resistência mecânica.



Dentro das ligas de alumínio, existem as que são tratadas termicamente e as não tratáveis. As ligas que são tratadas termicamente caracterizam-se por apresentarem como elementos principais das ligas o cobre (série 2000), o magnésio e silício (série 6000) e o zinco (série 7000).

A resistência mecânica das ligas desse grupo pode ser melhorada pelo tratamento de solubilização, seguido de envelhecimento natural ou artificial (Mullino *et alii*, 1980).

Dentro do grupo das ligas não tratáveis termicamente estão as séries 1000, 3000 e 5000, cujas propriedades mecânicas só podem ser melhoradas mediante a execução de um trabalho mecânico a frio, atingindo a condição de endurecido por deformação ou encruamento.

Na liga de alumínio em estudo (7050 T-7451), deve-se compreender a nomenclatura T-7451. A letra T significa que a liga encontra-se no estado solubilizada e envelhecida.

A solubilização é um processo aplicado as ligas de alumínio das famílias 2000 (cobre), 6000 (magnésio e silício) e 7000 (zinco). A finalidade desse tratamento é dissolver esses elementos na matriz. Para isso o material é aquecido na faixa entre 430° e 540°C, seguido de resfriamento rápido (Linc *et alii*, 1998).

2.2 Corrosão

A palavra corrosão, para metais e suas ligas, denota um processo de deterioração do material e suas propriedades por uma ação química ou eletroquímica, na qual se estabelece uma diferença de potencial elétrico entre dois metais ou entre diferentes partes de um metal. Essa ddp permite a passagem de corrente através do



metal causando reações em áreas anódicas e catódicas. Essas áreas são consideradas as células da corrosão. O anodo é a região de potencial mais alto e o catodo a de potencial mais baixo.

O processo de corrosão pode se apresentar em várias formas tais como: corrosão uniforme, por esfoliação, corrosão sob tensão, galvânica, corrosão por fadiga, intergranular e por pites. Portanto, é importante controlar a taxa de penetração no metal bem como a formação de trincas, que normalmente ocorrem em corrosão sob tensão e corrosão sob fadiga (ASM International, 1992).

2.2.1 Corrosão em ligas de alumínio

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

A superfície do material reage quando exposta ao ar e a meios aquosos, formando espontaneamente uma camada de óxido, na faixa de 10-25Å. Essa camada é estável, com boa adesão, impermeável ao oxigênio e, embora extremamente fina, atua como uma proteção superficial (Yedong *et alii*, 1998). Porém, essa camada pode deteriorar caso o meio tenha PH alto (> 8,5 - alcalino) ou baixo (< 4 - ácido), além dos danos mecânicos superficiais, que podem gerar pites de corrosão (Hollingsworth, 1996).



2.2.1.1 Corrosão uniforme ou geral em ligas de alumínio

A corrosão uniforme raramente ocorre em ligas de alumínio, exceto quando em meio muito alcalino ou muito ácido, e expostas por longos tempos (Magnusen *et alii*, 1997).

É freqüentemente medida pela perda de massa por unidade de tempo.

2.2.1.2 Corrosão por esfoliação em ligas de alumínio

A corrosão por esfoliação é um tipo específico de ataque seletivo que atua paralelamente às superfícies externas das ligas de alumínio com conseqüente desprendimento de camadas do metal. Pode ocorrer nas séries 2000 (Al-Cu) e 7000 (Al-Zn-Mg-Cu), que tenham sido extrudadas, laminadas ou forjadas, com uma microestrutura contendo grãos alongados. O mecanismo de corrosão por esfoliação inicia nas regiões onde os grãos são expostos por processos como usinagem e progride ao longo dos contornos de grão na direção da laminação. Os produtos de corrosão formados, principalmente $\text{Al}(\text{OH})_3$, causam um aumento de volume forçando a separação dos grãos com o desprendimento de camadas do metal. A corrosão por esfoliação não causa falha estrutural inesperada, como no caso da corrosão sob tensão (CST) (Pitting Corrosion, 1999).

A Figura 1 ilustra o mecanismo de corrosão por esfoliação.



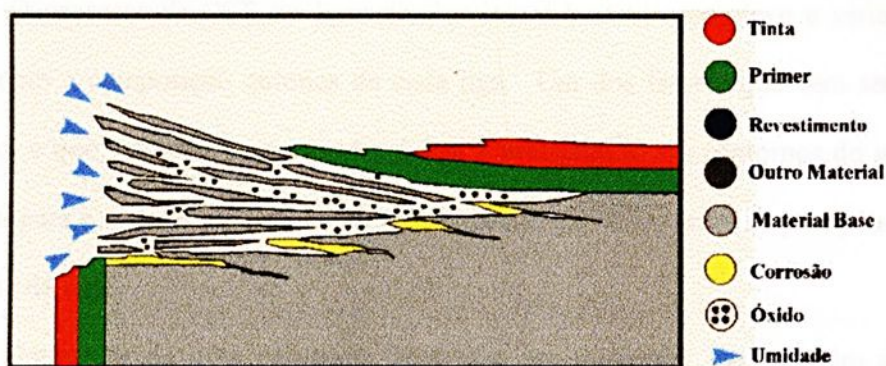


FIGURA 1 - Ilustração do mecanismo de corrosão por esfoliação.

2.2.1.3 Corrosão sob tensão (CST) em ligas de alumínio

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

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

Os principais meios agressivos que podem causar corrosão sob tensão nas ligas de alumínio são: umidade do ar, água, e atmosfera marinha. A sua prevenção pode ocorrer de várias maneiras, tais como:

- Selecionar a liga, com maior resistência à CST, conhecendo-se o meio ao qual vai trabalhar;
- Reduzir tensões de tração (residual ou aplicada), e/ou aplicar tensões de compressão na superfície ("shot peening");
- Tratamentos térmicos adequados;
- Proteção superficial adequada (recobrimentos, anodização, pintura).

O processo de CST em ligas de alumínio é bastante complexo e varia de acordo com a composição química de cada liga. Um dos fatores que vem sendo estudado, e que tem sido comprovado, é que a precipitação em contornos do grão contribui para a ocorrência de CST, devido ao efeito galvânico entre os precipitados e a matriz da liga.

Contornos de grão contendo fases ricas em magnésio, também têm sido identificados como um fator contribuinte para a propagação de trincas por corrosão sob tensão (CST) (ASM International, 1992).

A ação conjunta dos esforços de tração atuando e o meio corrosivo provoca a nucleação e propagação de trincas, causando a ruptura final da peça, quando atinge o valor crítico correspondente àquele da tenacidade monotônica do material K_{IC} . O crescimento subcrítico da trinca só é observado quando o fator de intensidade de tensões aplicado, K , é superior a K_{ICST} , que representa a resistência à fratura do material para aquele ambiente (Martins, 1996; Hertzberg, 1976).

A Figura 2 ilustra o mecanismo de corrosão sob tensão.

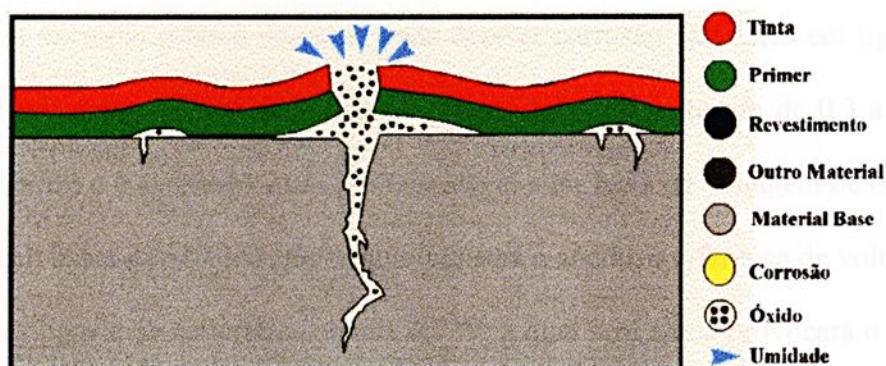


FIGURA 2 - Ilustração do mecanismo de corrosão sob tensão.

2.2.1.4 Corrosão galvânica em ligas de alumínio

É um tipo específico de corrosão que pode ser definida como uma corrosão acelerada eletroquimicamente, produzida quando um metal está em contato elétrico com outro metal mais nobre. Para que ocorra, ambos os metais devem estar imersos em alguma solução, a qual é chamada de eletrólito.

O eletrólito provê meios para a condução iônica produzindo uma carga elétrica que antes não existia. Para que a corrosão galvânica ocorra cinco condições devem estar presentes:

- Um metal servindo como anodo;
- Um metal servindo como catodo;
- Um caminho iônico entre os dois eletrodos;
- Um caminho elétrico entre os dois eletrodos;
- Uma diferença de potencial eletroquímico entre os dois eletrodos.

Um exemplo prático de como pode ocorrer corrosão galvânica em ligas de alumínio é supor que determinada liga tenha uma faixa de voltagem de 0,7 a 0,9V (tabela de séries) e é acoplado a um aço inoxidável com faixa de voltagem de 0,07V. Pela série galvânica que mostra que o alumínio será o anodo, a diferença de voltagem entre as duas ligas é de aproximadamente 0,73V, a qual será a que provocará o fluxo de corrente que acelera a corrosão anódica da liga de alumínio. Este exemplo é obtido para quando as ligas estiverem expostas a meios corrosivos do tipo marinho (água do mar) e ar úmido (Dexter, 1979).

A Figura 3 ilustra o mecanismo de corrosão galvânica.

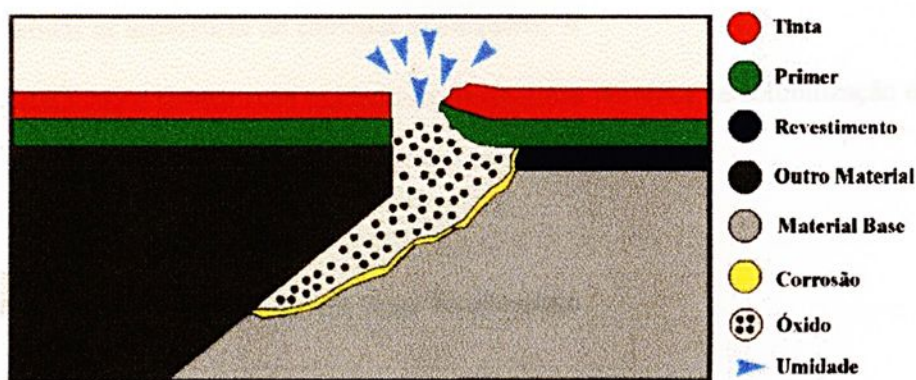


FIGURA 3 - Ilustração do mecanismo de corrosão galvânica.

2.2.1.5 Fadiga sob corrosão em ligas de alumínio

Ocorre em ligas de alumínio como resultado de uma ação combinada de tensões cíclicas e meio corrosivo. As tensões cíclicas causam a ruptura dos filmes protetores passivos favorecendo uma aceleração da corrosão, podendo iniciar o aparecimento e crescimento de trincas (Magnusen *et alii*, 1997).

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

- minimizar ou eliminar tensões cíclicas;
- reduzir a concentração de tensões ou redistribuí-las;
- selecionar o material e avaliar o projeto evitando seções críticas como: concentradores de tensões (ângulos vivos, ângulos retos, etc.).
- prevenir trocas rápidas de carregamento, temperatura e pressão;
- evitar projetos que transmitam muita vibração direta no componente;
- limitar o fator corrosão no processo de corrosão fadiga: material mais resistente e meio menos corrosivo;

- limitar as espessuras de camadas anodizadas; e
- selecionar e revisar com cuidado os tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento (Mullino *et al*, 1980).

2.2.1.6 Corrosão intergranular em ligas de alumínio

Ocorre ao longo ou adjacente aos contornos de grão, influenciado por diferenças de potencial eletroquímico entre as regiões do contorno de grão e os grãos adjacentes. Os perfilados e chapas são particularmente susceptíveis a essa corrosão, em virtude da dificuldade de obter-se um resfriamento rápido durante o tratamento térmico.

Esse tipo de corrosão pode ser muito perigoso porque o ataque pode não ser detectado e pode prejudicar as propriedades mecânicas, causando fratura sem que qualquer sinal externo possa ser detectado. A susceptibilidade à corrosão intergranular é dependente da composição química e tratamento térmico, aumentando com o crescimento do tamanho dos precipitados e com a diminuição do espaçamento entre eles (Ringer *et alii*, 1996).

A Figura 4 ilustra o mecanismo de corrosão intergranular.

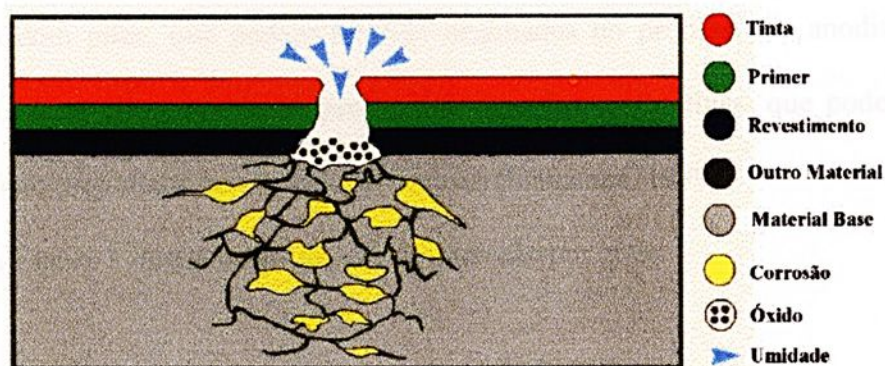


FIGURA 4 - Ilustração do mecanismo de corrosão intergranular.

2.2.1.7 Corrosão por pites em ligas de alumínio

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

Esses pites resultam de falhas ocorridas nos filmes passivadores que sofrem ataques pelo meio agressivo formando pilhas galvânicas (Frankel, 1990).

As principais causas que contribuem para a formação de pites são:

- impurezas no metal que interferem com o meio;
- tratamento térmico inadequado;
- danos mecânicos superficiais localizados no filme passivador existente na superfície do metal;
- concentração ou composição do eletrólito utilizado no processo de anodização.

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

A Figura 5 ilustra o mecanismo de corrosão por pites.

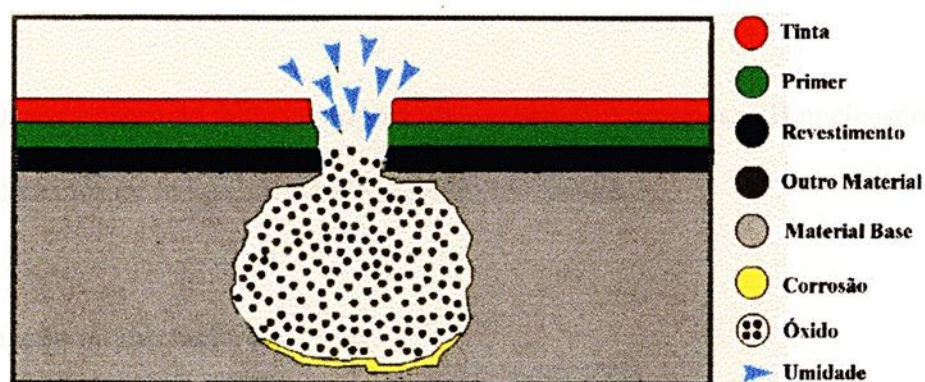


FIGURA 5 - Ilustração do mecanismo de corrosão por pites.

2.3 Fadiga em ligas de alumínio

Define-se por fadiga o fenômeno da ruptura progressiva de materiais sujeitos a ciclos repetitivos de tensão ou deformação. O estudo desse fenômeno é de importância crucial na fabricação de componentes aeronáuticos, confeccionados com ligas de alumínio de alta resistência.

Dentro do universo das ligas de alumínio utilizadas para aplicações aeronáuticas, as que mais se destacam são as que contêm Mg-Zn-Cu, que fazem parte da série 7000. Dados da literatura relatam o desempenho em serviço dessas ligas, diferenciando-se das demais por apresentarem uma combinação favorável de resistência à fadiga, à corrosão sob tensão e tenacidade, o que resulta num prolongamento da vida em serviço do componente (Magnusen *et alii*, 1997).

2.3.1 Como ocorrem as falhas por fadiga

O mecanismo de fadiga compreende os seguintes estágios: (I) nucleação ou iniciação da trinca de fadiga, (II) propagação e (III) fratura.

(I) Nucleação ou iniciação da trinca.

A nucleação pode ocorrer em duas situações:

- Fadiga em baixa deformação plástica;
- Fadiga em alta deformação plástica (Campbell, 1978).

A nucleação da trinca por deformação plástica localizada e o seu crescimento inicial se dá ao longo dos planos de escorregamento, sob influência de tensões de cisalhamento. A Figura 6 ilustra as etapas de iniciação e propagação de trincas por fadiga.

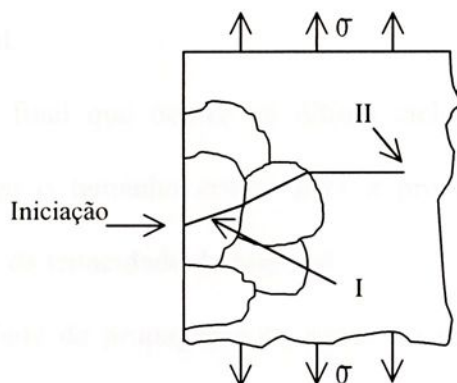


FIGURA 6 - Ilustração do estágio I do processo de fadiga (iniciação da trinca) e em II a propagação de trincas em um plano perpendicular a direção principal de tração.

(II) Propagação da trinca.

A propagação ocorre em um plano perpendicular à direção principal de tração.

Durante o processo de propagação da trinca, são observadas as seguintes situações: (a) carregamento zero; (b) carregamento de pequena carga de tração; (c) carga máxima de tração em um ciclo; (d) fechamento (alívio dos esforços de tração); (e) carga máxima de compressão de um ciclo; (f) pequena carga de tração no ciclo sucessivo. Todo esse processo é mostrado na Figura 7.

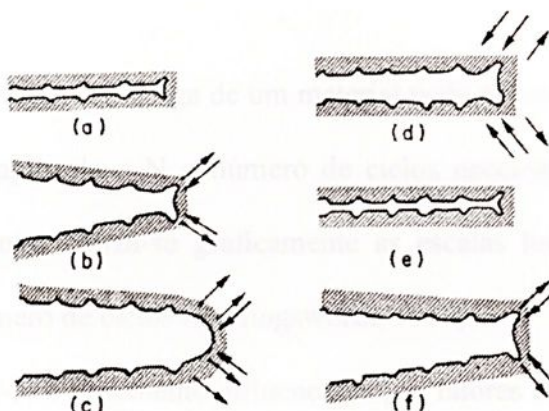


FIGURA 7 - Ilustração do mecanismo de formação de estrias de fadiga, no estágio II.

(III) Fratura final.

A fratura final que ocorre no último ciclo de tensões, quando a trinca desenvolvida atinge o tamanho crítico para a propagação instável, depende das tensões aplicadas e da tenacidade do material.

A velocidade de propagação da trinca no estágio II é função do fator de intensidade de tensão. Finalmente, quando atingir um valor crítico do comprimento da fissura, ocorrerá a fratura final.

2.3.1.1 Alguns fatores que influenciam a vida em fadiga de ligas de alumínio

Os principais fatores que induzem falhas por fadiga são: tensão de tração máxima, variações ou flutuações na tensão, número de ciclos de aplicação da tensão,

concentradores de tensões, tensões residuais, corrosão, temperatura, sobrecarga, fatores metalúrgicos e variações de espessura na camada de anodização (Campos, 1999)

2.3.2 Curvas S-N

O comportamento em fadiga de um material pode ser estudado pela curva S-N, onde S é a tensão aplicada e N o número de ciclos necessários para que ocorra a fratura. Normalmente, utiliza-se graficamente as escalas linear para a tensão e a logaritmo para o número de ciclos (Hollingsworth, 1996).

A relação S-N é fortemente influenciada por fatores como: tipo dos corpos-de-prova, acabamento da superfície do material, razão de tensão e ambiente de ensaio. As curvas S-N indicam uma tendência de uma relação estatística.

No caso de um estudo comparativo, onde não se busca quantificar criteriosamente o desempenho em fadiga, mas sim selecionar a condição que apresenta melhor resistência à fadiga (ex.: melhor espessura de camada anodizada) o número de cdps não precisa ser muito elevado (Menezes, 1991).

Pode-se dizer que a resistência à fadiga não é uma característica intrínseca do material, mas será uma resposta ao carregamento cíclico, tendo forte dependência de outros fatores tais como (Collins, 1993):

- Condições dos ensaios;
- Composição química;
- Tamanho dos grãos;
- Tratamento térmico;

- Soldagem;
- Descontinuidades geométricas;
- Condições superficiais;
- Tamanho do componente;
- Tensão residual;
- Temperatura de operação;
- Corrosão.

O comportamento típico para aço e alumínio das curvas S-N está representado na Figura 8 (Campbell, 1978).

Os aços apresentam habitualmente um valor de tensão σ_a que, se não for ultrapassado, corresponde à vida infinita do corpo-de-prova.

as ligas de alumínio apresentam comportamento distinto pois, por menor que seja a tensão σ_a aplicada, o corpo de prova acaba por fraturar no final de um determinado número de ciclos (Moura Branco *et alii*, 1986).

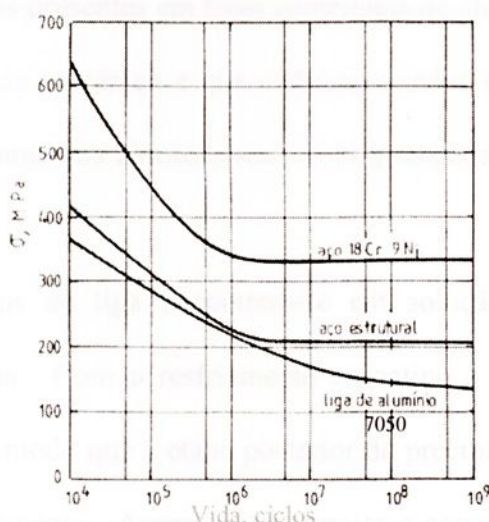


FIGURA 8 - Curvas S-N.

2.3.3 Aspecto metalúrgico e o seu relacionamento com a vida em fadiga das ligas de alumínio

As ligas de alumínio 7050 têm grande vantagem em relação às ligas de alumínio-lítio que são caras e de fabricação restrita. Elas favorecem uma combinação específica de tenacidade, resistência à corrosão, soldadibilidade e resistência à fadiga. Esses fatores associados, à reduzida massa específica e alto módulo específico, as tornam importantes no uso aeronáutico.

A característica principal das ligas de alumínio que possibilita a obtenção de uma larga faixa de propriedades está relacionada com a variação do limite de solubilidade dos elementos de liga.

As relações de solubilidade têm grande significado prático por tornarem possíveis processos de precipitação, ou tratamentos de envelhecimento, que é um dos processos mais importantes de endurecimento de ligas (Luthering, 1978).

Os elementos presentes em ligas comerciais de alumínio, que produzem um aumento de resistência mecânica e que estão associados com o endurecimento por deformação e/ou tratamentos térmicos são: cobre, magnésio, silício e zinco (Braun, 1997).

Os elementos de liga encontram-se em solução sólida homogênea em temperaturas elevadas. Com o resfriamento repentino é dificultada a difusão dos átomos de soluto, de modo que a etapa posterior de precipitação se dá pelo processo de nucleação e crescimento. Assim, quanto maior a concentração de soluto, menor será a quantidade de precipitados e, conseqüentemente, maior será a resistência à fadiga da liga (Karayannis, 1996).

As fases presentes na liga 7050 são:

- $\text{Al}_{12}(\text{Fe}, \text{Mn})\text{Si}$ - interfaces incoerentes com a matriz;
- Partículas dispersas Cr e Zr;
- Partículas endurecedoras - MgZn_2 , Al_7 , Cu_2Fe e Al_2CuMg .

2.3.4 Fadiga de alto ciclo

A fadiga de alto ciclo é associada com cargas baixas e tempo prolongado, ou seja, é necessário um alto número de ciclos para produzir a falha por fadiga e é sempre maior que 10^4 ou 10^5 ciclos (Collins, 1993). Geralmente, os ciclos de tensões em máquinas de ensaios de laboratórios são repetitivos e mantêm uma velocidade constante. Um ciclo de tensão é a menor parte da função tensão/tempo, que é periódica e repetitiva. Os métodos de análises para fadiga de alto ciclo são de grande interesse, visto que em projetos de sistemas de alto desempenho, como palhetas de turbina a gás, vasos de pressão, rotores de turbina a vapor, a ocorrência de ciclos térmicos durante a operação pode ocasionar o acúmulo de danos significativos, devido a centenas e milhares de ciclos a que são submetidos (Collins, 1993).

2.3.5 Fadiga de baixo ciclo

A fadiga de baixo ciclo é associada com cargas altas, aplicadas repetidamente com deformação plástica induzida a cada ciclo, sendo que a falha pode ocorrer em um baixo número de ciclos. Atualmente é também chamada de fadiga controlada por deformação cíclica. A transição do comportamento de fadiga de



baixo ciclo para alto ciclo geralmente ocorre na faixa de aproximadamente 10^4 para 10^5 ciclos (Boxter, 1998; Yang *et alii*, 1998).

2.3.6 Fadiga em materiais sujeitos a tensões de flexão rotativa ou plana

Os corpos-de-prova normalmente usados nos estudos clássicos de fadiga devem apresentar acabamento polido e isentos de tensões residuais. Esses estudos consistem na determinação do número de ciclos até a ruptura final, correspondente a uma determinada carga aplicada ou em outras palavras, a um determinado valor de σ_a aplicado.

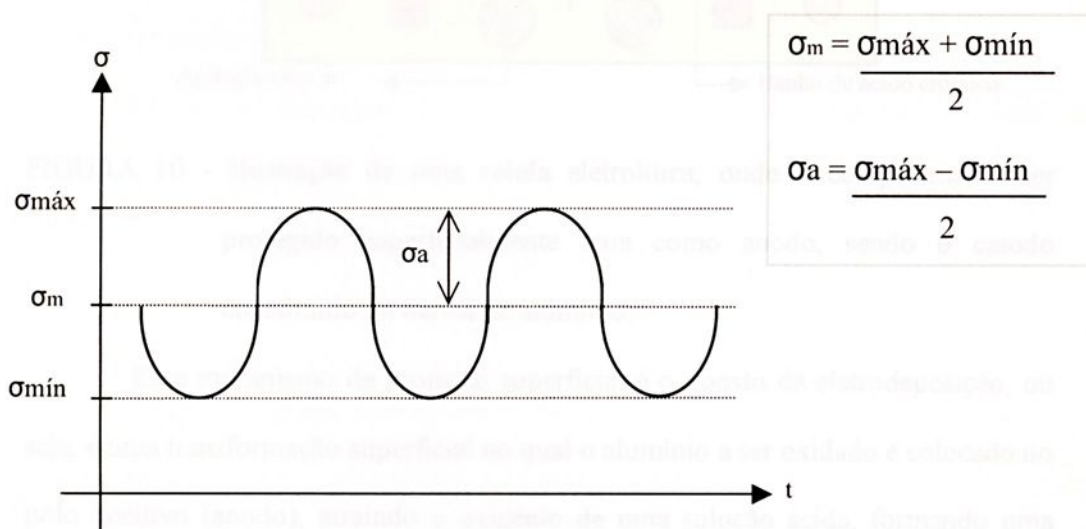


FIGURA 9 - Notação utilizada para sollicitação de fadiga.

2.4 Anodização

Os sistemas de proteção superficial contra a corrosão utilizados em ligas de alumínio de alta resistência consistem de vários processos de recobrimentos, entre os quais a anodização (Abramovici *et al*, 1991).

A anodização é um processo eletroquímico que tem por objetivo produzir na superfície do alumínio e suas ligas uma camada de óxido de alumínio porosa (ASM Handbook, 1996).

O nome deste processo originou-se no fato de que o componente que deverá ser protegido superficialmente atua como anodo na célula eletrolítica, conforme mostra a Figura 10.

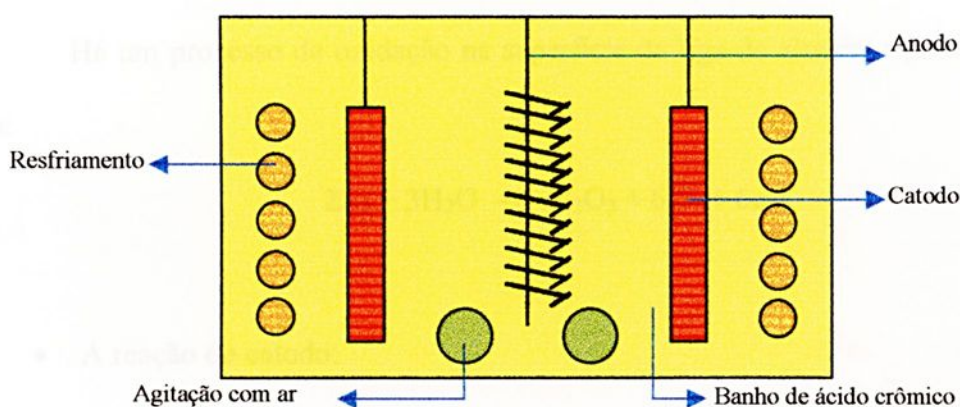


FIGURA 10 - Ilustração de uma célula eletrolítica, onde o componente a ser protegido superficialmente atua como anodo, sendo o catodo constituído de barras de alumínio.

Esse mecanismo de proteção superficial é o oposto da eletrodeposição, ou seja, é uma transformação superficial no qual o alumínio a ser oxidado é colocado no pólo positivo (anodo), atraindo o oxigênio de uma solução ácida, formando uma camada anódica extremamente dura e isolante elétrica, protegendo a superfície contra a corrosão atmosférica ou galvânica (Ohsaki *et alii*, 1996; Report, 1996).

Os parâmetros que mais influem sobre as propriedades da camada anódica são:

- Concentração do ácido crômico;

- Voltagem aplicada e densidade de corrente;
- Eficiência da ação de agitação com ar e resfriamento do eletrólito (Strazzi, 1999).

As reações no processo de anodização podem ser explicadas da seguinte forma:

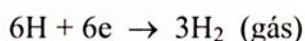
- A reação do anodo:

Há um processo de oxidação na superfície da liga de alumínio (anodo), ou seja:



- A reação do catodo:

Ocorre um processo de redução na superfície do catodo (o metal de sacrifício)



O gás hidrogênio fica ao redor do catodo onde aparecem bolhas durante o processo de anodização. As reações catódica e anódica originam da seguinte forma:

$2\text{Al} \text{ (metal)} + 3\text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{Al}_2\text{O}_3 \text{ (recobrimento anódico)} + 3\text{H}_2$. O metal alumínio (anodo) é oxidado e o gás hidrogênio fica na superfície do catodo.

Os eletrólitos mais utilizados para obter uma camada porosa de óxidos são soluções em água com ácido sulfúrico, fosfórico e crômico. O mais utilizado é o ácido crômico, que formam poros e que são ramais resultando em colônias de filmes de alumínio em solução de cromato (Suzuki, 1989).

Em contraste com a eletrodeposição, a anodização não produz um depósito sobre a superfície, mas converte a superfície do material em um óxido.

2.4.1 Processo industrial de anodização

O diagrama mostrado na Figura 11 ilustra a seqüência geral de um processo de anodização industrial.

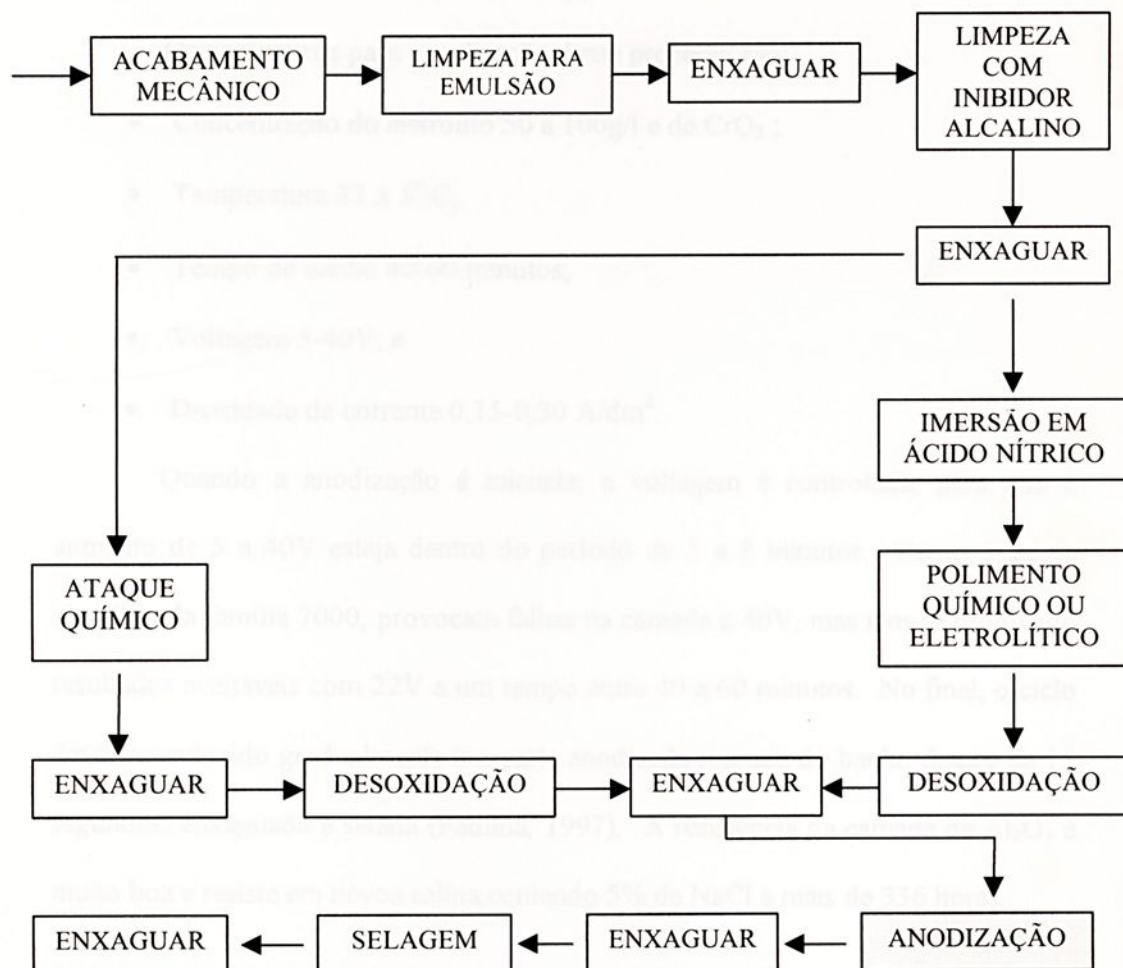


FIGURA 11 - Seqüência típica de um processo de anodização.

2.4.1.1 Processos de anodização mais utilizados

2.4.1.1.1 Anodização por ácido crômico

É formado pela imersão da peça em solução aquosa de CrO_3 (3 a 10% em peso).

A solução é preparada enchendo-se um tanque com água, no qual se dissolve o ácido. A corrente elétrica é então aplicada com a peça sendo carregada positivamente (Norma Mil A8625F, 1988).).

Os parâmetros para a realização desse processo são:

- Concentração do eletrólito 50 a 100g/l e de CrO_3 ;
- Temperatura $37 \pm 5^\circ \text{C}$;
- Tempo de banho 40-60 minutos;
- Voltagem 5-40V; e
- Densidade de corrente 0,15-0,30 A/dm^2 .

Quando a anodização é iniciada, a voltagem é controlada, para que o aumento de 5 a 40V esteja dentro do período de 5 a 8 minutos. Certas ligas de alumínio da família 7000, provocam falhas na camada a 40V, mas tem-se produzido resultados aceitáveis com 22V a um tempo entre 40 a 60 minutos. No final, o ciclo deve ser reduzido gradualmente e a parte anodizada retirada do banho dentro de 15 segundos, enxaguada e selada (Padilha, 1997). A resistência da camada de Al_2O_3 é muito boa e resiste em névoa salina contendo 5% de NaCl a mais de 336 horas.



2.4.1.1.2 Anodização por ácido sulfúrico

A operação básica para a anodização com ácido sulfúrico é a mesma que para o ácido crômico. Anodização por ácido sulfúrico é realizada pela imersão da peça em solução aquosa de H_2SO_4 . A corrente é então aplicada e a peça a ser trabalhada é positivamente carregada (ASM International, 1992).

Os parâmetros para a realização do processo são:

- Concentração do eletrólito – menos que 200g/l;
- Temperatura $21 \pm 1^\circ \text{C}$;
- Tempo de banho 30-60 minutos;
- Voltagem 15-220V;
- Densidade de corrente 1 a 2 A/dm^2 .

Este processo produz camada de até $8\mu\text{m}$. A sua resistência a corrosão exposta a névoa salina contendo 5% de NaCl resiste menos que 336 horas (Shimizu *et al*, 1998).

2.4.1.1.3 Anodização dura

Anodização dura é realizada pela imersão de peças em solução aquosa de H_2SO_4 , com alta concentração. A corrente é então aplicada, com a peça atuando como anodo.

Os parâmetros para a realização do processo são:

- Concentração do eletrólito 22-24% H_2SO_4 ;
- Temperatura $32 \pm 1^\circ \text{C}$;



- Tempo de banho 20-120 minutos;
- Voltagem 5-40V;
- Densidade de corrente 2,5 a 4,0 A/dm².

Esse processo produz uma camada de até 50µm, extremamente dura (60-70 RC). Devido a sua alta dureza o processo é utilizado para peças em que a resistência ao desgaste é requerida. Tem excelente resistência à corrosão e é utilizada para peças que são expostas em meios agressivos, tais como meio contendo sais (NaCl). Esse processo faz com que a camada tenha excelente resistência elétrica (Almeida, 1998).

2.4.2 Selagem

Como todos os processos de anodização em ligas de alumínio produzem camadas de Al₂O₃ contendo poros, é necessário utilizar a “selagem” para fechá-los, buscando eliminar o contato do alumínio com o meio ambiente.

A selagem envolve a imersão da peça em água quente levemente acidificada (1g de ácido crômico para 100 litros de solução) (79°C ± 1 por 5 min.), que hidrata os poros, fechando-os. O pH desta solução deve ser mantido na faixa de 4 a 6.

2.4.3 Aplicações

As aplicações dos processo de anodização, visando a melhora da resistência a corrosão e abrasão em materiais confeccionados em ligas de alumínio, abrangem inúmeras áreas:



- Píloes de sustentação de tanques de combustível de aeronaves;
- Componentes para motores de veículos;
- Suportes de pás de hélices;
- Parte de trem de pouso;
- Cavernas de estruturas contendo rebites em aeronaves;
- Painéis exteriores de veículos espaciais;
- Equipamentos para preparação de alimentos; e
- Produtos para edifícios residenciais e comerciais (estruturas para arquitetura).

2.4.4 Algumas vantagens da utilização do processo de anodização

O processo de anodização apresenta as seguintes vantagens:

- Aumenta a resistência a corrosão;
- Melhoria na aparência;
- Aumenta a resistência a abrasão;
- Aumento da adesão da pintura externa; e
- Melhora o isolamento elétrico.

2.4.5 Controle de qualidade da camada

Alguns métodos são utilizados para verificar a qualidade das camadas de anodização:



- Inspeção visual: verifica-se a uniformidade da camada e se está isenta de trincamentos e áreas contendo falhas;
- Resistência à corrosão: utilizam-se ensaios por névoa salina, por um período de 336 horas, verificando a presença de “pites” (Gurbuz *et alii*, 1991);
- Resistência ao desgaste: é testado através de um ciclo abrasivo; pesa-se antes e depois do ciclo abrasivo, quantificando a perda de massa;
- Adesão: é testado por dobramento e posteriormente verifica-se a presença de delaminação;
- Espessura: é examinada utilizando-se quatro métodos:
 - 1º) Pelos exames por microscopia óptica;
 - 2º) Medindo-se o cdp antes da deposição e após a deposição;
 - 3º) Medindo-se com instrumentos de “eddy current”; e
 - 4º) Métodos de preparação metalográficos, utilizando-se o microscópio eletrônico de varredura.

2.4.6 Camada de óxido de alumínio (Al_2O_3) obtida por anodização

O recobrimento superficial através do processo de anodização consiste de uma camada porosa e espessa, crescendo sobre o material e sua espessura depende da composição e condições de operação do eletrólito. É importante saber que a camada anodizada fica integrada ao metal base (liga de alumínio). Delaminação ou soltura não ocorrem, como no caso de recobrimentos orgânicos (Yan *et alii*, 1990; Suzuki, 1989).

A formação e características dos poros dependem de:

- Tipos de concentração do eletrólito;
- Temperatura e agitação de eletrólito;
- Tempo de imersão no eletrólito;
- Densidade de corrente.

Quanto maior a porosidade obtida menor a qualidade da camada.

A anodização melhora as seguintes propriedades nas ligas de alumínio:

- Possibilita a coloração:

Devido à natureza porosa da camada, é possível depositar corantes nos poros;

- Resistência à corrosão:

A baixa porosidade do filme de óxido de alumínio (Al_2O_3) tem uma boa resistência aos pites de corrosão, corrosão galvânica e corrosão geral. Ensaio de corrosão acelerado por névoa salina contendo íons de cloreto têm pouco efeito sobre a camada de óxido. Aumentando a espessura da camada melhora a resistência à corrosão (Patermarakis, 1998).

- Resistência ao desgaste:

A otimização dos parâmetros da anodização, melhora a resistência à abrasão, especialmente na anodização dura, que aumenta as propriedades à abrasão.

- Dureza superficial:

A anodização para emprego estrutural aumenta a dureza superficial do material dando maior resistência à abrasão.

- Resistência elétrica:



A camada anódica de óxido anódica tem alta resistência elétrica. Alumínio anodizado é empregado para componentes elétricos tais como capacitores e transformadores.

2.4.6.1 Estrutura da camada de óxido de alumínio (Al_2O_3), obtido por processo de anodização

Várias estruturas de camadas anódicas estudadas por microscópio eletrônico de transmissão mostraram que as mesmas são constituídas de células de óxidos empacotados ("close-packed"), predominantemente na forma hexagonal, na qual contém um único poro (Elsner, 1997; Patermarakis, 1991).

A Figura 12 ilustra a configuração estrutural de uma camada obtida por anodização.

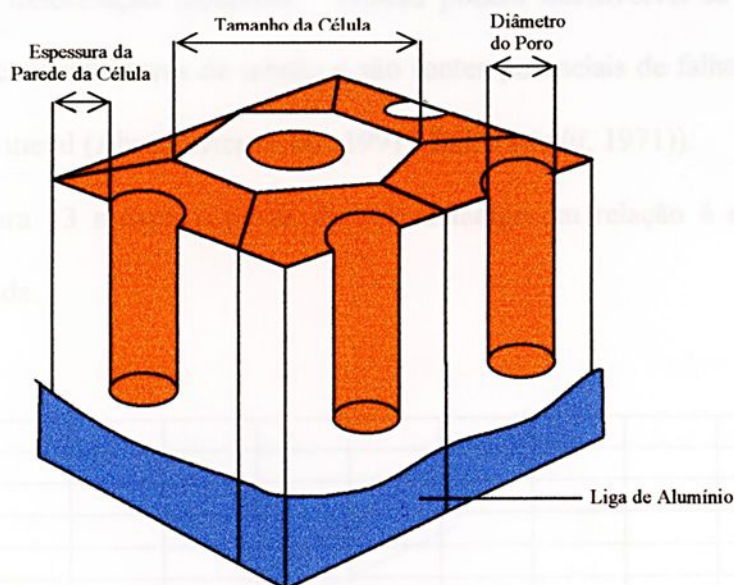


FIGURA 12 - Estrutura de uma camada obtida por anodização.

O tamanho da célula aumenta linearmente com a voltagem. O tamanho do poro é uma função do tipo de eletrólito e é independente da alteração da voltagem.

selados por imersão em água fervente, ocorre o fechamento dos poros e estudos por difração de raios-x mostram a presença de monohidratos cristalinos, o que explica o fechamento dos poros (Shimizu K. *et alii*, 1998; Parkhutik *et alii*, 1990).

2.4.2 Influência da camada anódica nas propriedades mecânicas de ligas de alumínio anodizadas

Existem estudos sendo realizados quanto ao efeito da camada anódica em ligas de alumínio de alta resistência, em relação a propriedades mecânicas (Morris, 1980).

Recobrimentos anódicos são duros e frágeis e podem trincar facilmente quando sofrem deformação mecânica. Trincas podem desenvolver-se na camada, atuando como concentradores de tensão e são fontes potenciais de falhas por fadiga do substrato do metal (Abramovici *et alii*, 1991; Beitel *et alii*, 1971)).

A Figura 13 mostra a perda de vida a fadiga em relação à espessura de camada anodizada.

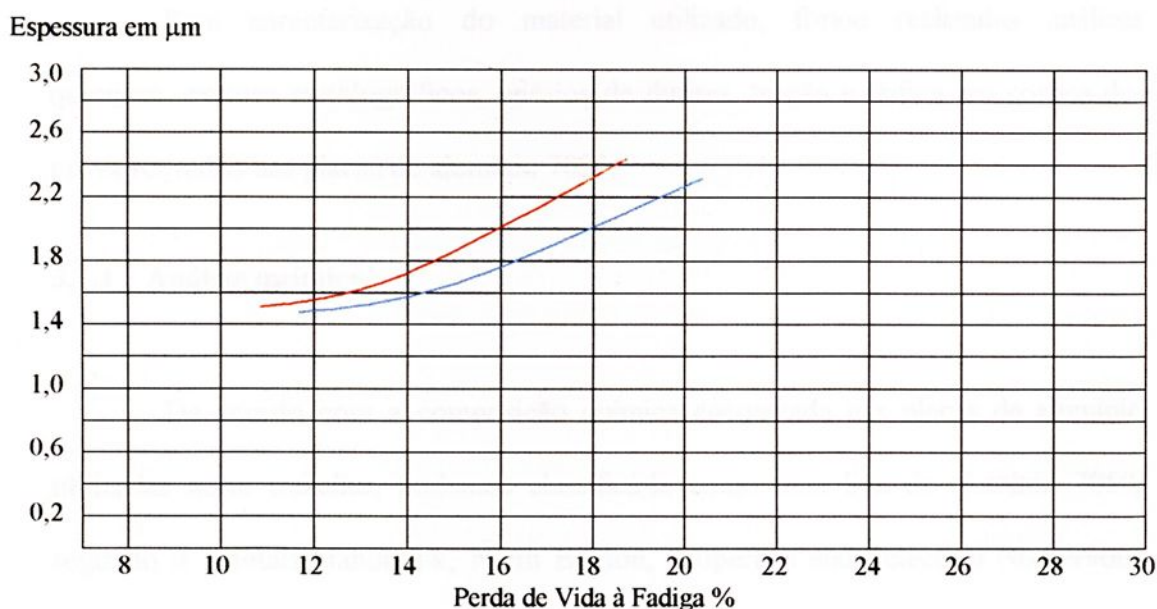


FIGURA 13 - Perda de vida em fadiga x espessura de camada anodizada

Capítulo 3 - MATERIAIS E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

No trabalho desenvolvido utilizaram-se placas de liga de alumínio 7050 no estado T-7451, com 12,7mm de espessura, fornecidas pela EDE – EMBRAER/Divisão de Equipamentos, conforme mostra a Figura 14.

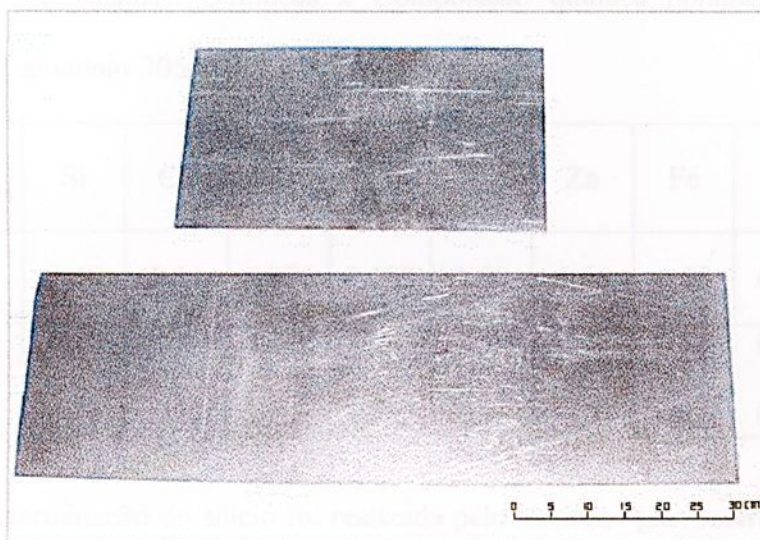


FIGURA 14 - Placas de alumínio 7050, com espessura de 12,7mm.

3.1 Caracterização das placas recebidas

Para caracterização do material utilizado, foram realizadas análises químicas, exames metalográficos, ensaios de dureza, tração e fadiga em corpos-de-prova retirados das placas de alumínio 7050.

3.1.1 Análise química

De acordo com a composição química encontrada nas placas de alumínio utilizadas neste trabalho, podemos classificá-la como uma liga de alumínio 7050, segundo o "Metals Handbook, Ninth Edition, Properties and Selection Nonferrous Alloys and Pure Metals", v. 2, pág. 855, 1979.



A Tabela 5 mostra os valores em percentual dos elementos químicos, encontrados nas análises químicas realizadas, bem como os valores nominais de literatura dos elementos pertencentes a liga 7050.

TABELA 5 – Composição química da liga de alumínio determinada pelo Laboratório de Análises Químicas x Composição química nominal da liga de alumínio 7050.

Elementos químicos em peso % Composição	Si	Cu	Mn	Cr	Mg	Zn	Fe	Zr	Ti
Determinada pela Análise Química (+)	0,06	2,11	0,006	0,007	2,20	6,56	0,05	0,09	0,04
Composição Nominal	0,12 máx	2,0 2,6	0,10 máx	0,04 máx	1,9 2,6	5,7 6,7	0,15 máx	0,08 0,15	0,06 máx

A determinação do silício foi realizada pelo método “gravimetria”; enquanto cobre, manganês, cromo, magnésio, zinco, ferro, zircônio e titânio, forma determinados por absorção atômica no equipamento Espectro Fotômetro de Absorção Atômica, modelo AA-Zv Plus, marca Varian da AMR-IAE-CTA.

3.1.2 Exames metalográficos

Para a caracterização microestrutural da placa de alumínio, foram realizados exames metalográficos, em amostras retiradas das seções transversal e longitudinal. As amostras foram lixadas e polidas e então atacadas com o reagente ferricianeto de potássio + hidróxido de sódio. Os exames foram realizados na Divisão de Materiais (AMR) do IAE - CTA, em um microscópio óptico LEICA, modelo DM RXP.

3.1.3 Ensaios de dureza

Os ensaios de dureza Brinell (HB) foram realizados em corpos de prova retirados da placa recebida, de acordo com a Norma ASTM E10. Os ensaios foram realizados na Divisão de Materiais (AMR) do IAE - CTA, em um equipamento tipo TESTOR HT 1a SUSSEN/WOLPERT.

3.1.4 Ensaios de tração

Foram confeccionados seis corpos de prova para a realização dos ensaios de tração, sendo utilizadas as seções transversal e longitudinal à direção de laminação da placa de alumínio 7050.

Os corpos-de-prova para os ensaios de tração foram ensaiados a temperatura ambiente em uma máquina do tipo MTS, modelo 810 23M, com capacidade para 250 kN. Foram determinados o limite de escoamento σ_e , resistência à tração (σ_r) e o alongamento total (Δl). O valor do limite de escoamento (σ_e) obtido serviu de referência para os cálculos dos níveis de tensões aplicados nos ensaios de fadiga.

As dimensões dos corpos de prova estão mostrados na Figura 15. O acabamento superficial após a usinagem foi feito com lixas com granulação 110, 220, 320, 400 e 600.

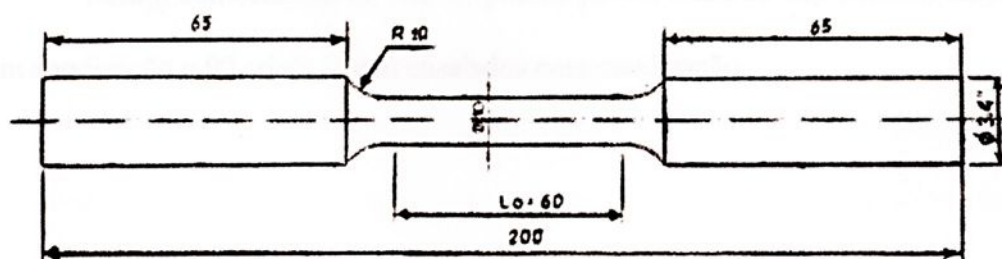


FIGURA 15 - Dimensões do corpo-de-prova para ensaio de tração.

3.1.5 Ensaios de fadiga por flexão rotativa

Os ensaios de fadiga por flexão rotativa foram realizados na FEG/UNESP, na máquina modelo UBM 520/86/9 da Veb Werkstoffpruffmaschinen Leipzig (Figura 16).



FIGURA 16 - Máquina de ensaios de fadiga por flexão rotativa.

A máquina utilizada possui quatro cabeçotes, tendo sido utilizado somente um deles para os ensaios.

As dimensões dos corpos-de-prova são mostrados na Figura 17 e estão de acordo com a especificação do fabricante da máquina, que foram usinados em tornos CNC, na empresa FAUTEC (São José dos Campos).

Foram confeccionados 122 corpos-de-prova, onde 32 cdp's foram ensaiados sem anodização e 92 cdp's foram ensaiados com anodização.

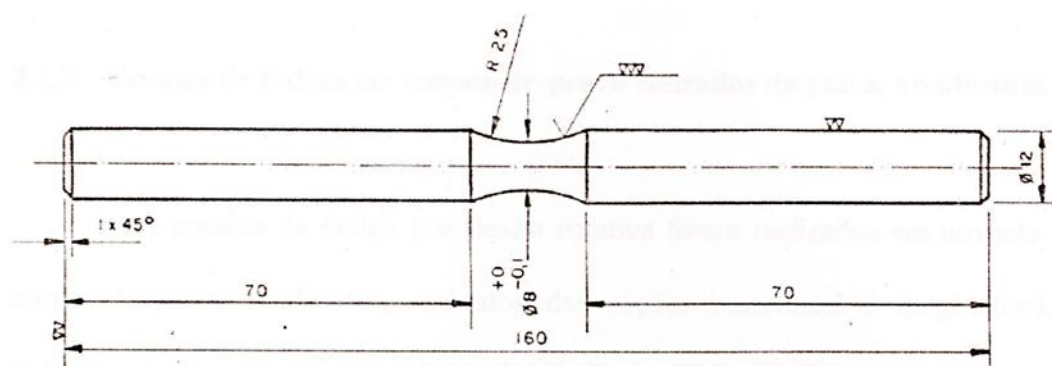


FIGURA 17 - Dimensões dos corpos de prova para ensaios de fadiga por flexão rotativa.

Os 120 corpos de prova foram retirados das seções transversal (60 cdp's) e longitudinal (60 cdp's) à direção de laminação da placa, conforme mostra a Figura 18.

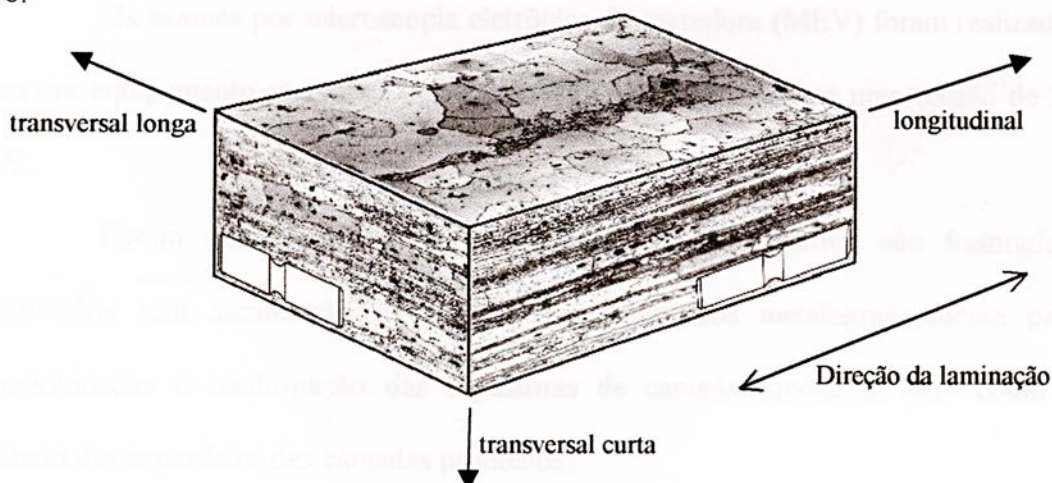


FIGURA 18 - Ilustração de onde foram retirados os corpos-de-prova, nas seções transversal e longitudinal à direção da laminação das placas recebidas.

3.1.6 Processo de anodização

O processo de anodização por ácido crômico, foi realizado pela Empresa Brasileira de Aeronáutica – EMBRAER, em tanques contendo banhos eletrolíticos de ácido crômico (DOC NEDE E40-50).

3.1.7 Ensaios de fadiga em corpos-de-prova retirados da placa, anodizados

Os ensaios de fadiga por flexão rotativa foram realizados em noventa (90) corpos-de-prova anodizados, retirados das seções transversal e longitudinal, foi utilizada a máquina modelo UBM 520/86/9 da FEG, UNESP, segundo critérios citados no item 3.1.5.

3.1.8 Exames por microscopia eletrônica de varredura

Os exames por microscopia eletrônica de varredura (MEV) foram realizados em um equipamento marca LEO, modelo 435 Vpi, utilizando-se uma tensão de 20 kV.

Foram examinados as superfícies dos corpos-de-prova não fraturados, fraturados sem anodização e anodizados e embutidos metalograficamente para determinação e confirmação das espessuras de camadas anódicas, bem como o estado das superfícies das camadas produzidas.

3.1.9 Ensaio de névoa salina ("Salt Spray Test")

O ensaio de "salt spray" foi realizado de acordo com a norma ASTM B 117, em corpos de prova sem anodização e anodizados, nos tempos de imersão em banho crômico 40, 25, e 15 minutos, para verificar a eficiência das camadas anodizadas, em relação à proteção contra a corrosão.



Capítulo 4 - RESULTADOS OBTIDOS

4.1 Caracterização das placas recebidas

Para a caracterização das propriedades do material recebido (placas de alumínio 7050, no estado T-7541), foram realizadas análises químicas, exames metalográficos e ensaios de dureza, tração e fadiga. Esse procedimento faz-se necessário para que os corpos-de-prova sem anodização e anodizados sejam posteriormente ensaiados com confiabilidade nos resultados.

4.1.1 Análise química

Os resultados obtidos em amostras retiradas das placas de alumínio, mostraram que a mesma se enquadra para a liga de alumínio 7050, conforme ilustrado na Tabela 5, do capítulo 3.

4.1.2 Exames metalográficos

Os exames metalográficos, realizados em amostras retiradas das seções longitudinal e transversal à direção da laminação das placas, mostraram uma microestrutura característica da liga de alumínio trabalhada, contendo grãos alongados e partículas insolúveis distribuídas ao longo dos grãos, conforme mostram as Figuras 19 e 20.





FIGURA 19 – Fotomicrografia da liga de alumínio como fornecida. Seção transversal. Aumento: 200x. Ataque: Ferricianeto de potássio + hidróxido de sódio.



FIGURA 20 - Fotomicrografia da liga de alumínio como fornecida. Seção longitudinal. Aumento: 200x. Ataque: Ferricianeto de potássio + hidróxido de sódio.

4.1.3 Ensaios de dureza

Os resultados obtidos dos ensaios de dureza Brinell (HB) estão apresentados na Tabela 6, a seguir.

TABELA 6 - Valores do ensaio de dureza Brinell (HB) obtidos em cdp's retirados do núcleo da placa de alumínio 7050, como recebida.

REGIÃO	DUREZA BRINELL (carga 62,5 kgf / $\phi=2,5\text{mm}$)					
Núcleo da placa de alumínio 7050	1 139,0	2 143,0	3 140,0	4 140,0	5 142,0	Média 140,8

4.1.4 Ensaios de tração

Seis corpos-de-prova foram retirados da placa, nas seções longitudinal e transversal à direção de laminação, onde se determinou o limite de escoamento σ_e , que serviu de referência para os cálculos dos níveis de tensões aplicados nos ensaios de fadiga, conforme mostra a Tabela 7.

TABELA 7 - Níveis de resistência à tração, limite de escoamento e alongamento obtidos nos ensaios de tração e especificados na literatura.

Corpos de Prova		Resistência à tração σ_T (MPa)	Limite de escoamento σ_e (MPa)	Alongamento %
Seção transversal	1	547,73	478,63	8 %
	2	551,35	473,70	
	3	551,35	478,98	
	média	550,14	476,98	
Seção longitudinal	1	552,66	483,58	8 %
	2	552,66	477,50	
	3	553,21	482,43	
	média	552,84	481,17	
Especificado em literatura (*)		525,0	470,0	11 %

(*) Fatigue Data Book Light Structural Alloys. ASM. Scott D. Henry, Grace M. Davidson, Steve .

Lampman. 1995. Aluminum Alloy S-N Fatigue, pág. 6, table 1.

4.1.5 Ensaios de fadiga em flexão rotativa em corpos de prova, sem anodização

Os resultados obtidos nos ensaios de fadiga em flexão rotativa em trinta e dois corpos de prova, em diferentes níveis de tensão, retirados das seções transversal e longitudinal, estão mostrados nas Tabelas 8 e 9 e Figuras 21, 22 e 23.

TABELA 8 – Resultados obtidos nos ensaios de flexão rotativa, para diferentes níveis de tensão, em dezenove corpos-se-prova. Material base. Seção longitudinal.

CDP nº	Tensão Aplicada		Nº de ciclos	Nº de ciclos (média)
	% σ_e	$\sigma_{m\acute{a}x}$ (MPa) (*)		
4	70	336,82	17.500	17.433 $\pm$ 901,85
5	70	336,82	18.300	
6	70	336,82	16.500	
7	60	288,14	26.300	32.200 $\pm$ 8.626
8	60	288,14	28.200	
9	60	288,14	42.100	
10	50	240,50	84.400	71.533 $\pm$ 11.287
11	50	240,50	66.900	
12	50	240,50	63.300	
17	40	192,43	1.947.200	692.750 $\pm$ 841.893
13	40	192,43	204.300	
14	40	192,43	207.900	
15	40	192,43	411.600	
1	35	168,94	853.500	3.034.350 $\pm$ 2.653.108
2	35	168,94	821.500	
3	35	168,94	4.279.400	
16	35	168,94	6.183.000	

(*) Valores obtidos utilizando-se nos ensaios os limites de escoamento (σ_e), apresentados no item 4.1.4.



A Figura 21 mostra a curva S-N, obtida nos ensaios de fadiga.

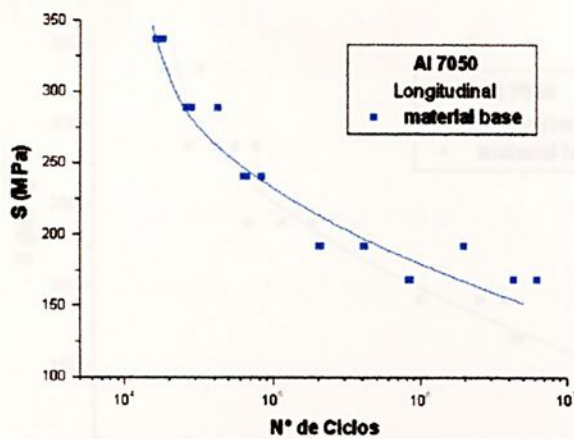


FIGURA 21 - Curva S-N, obtida em ensaios de fadiga por flexão rotativa em corpos de prova retirados da seção longitudinal da placa de alumínio 7050.

TABELA 9 – Número de ciclos em função da tensão máxima em fadiga. Quinze corpos-de-prova ensaiados por fadiga sem anodização. Seção transversal. Número de ciclos em função de tensão máxima em fadiga.

CDP nº	Tensão Aplicada		Nº de ciclos	Nº de ciclos (média)
	% σ_e	$\sigma_{m\acute{a}x}$ (MPa) (*)		
16	70	333,88	13.400	16.300 ± 4.596
4	70	333,88	13.900	
5	70	333,88	21.600	
18	60	286,19	18.400	33.366 ± 14.099
8	60	286,19	35.300	
9	60	286,19	46.400	
17	50	238,49	66.700	69.967 ± 30.033
10	50	238,49	41.700	
20	50	238,49	101.500	
19	40	190,79	1.454.200	977.133 ± 504.025
13	40	190,79	1.027.300	
14	40	190,79	449.900	
1	35	166,94	1.691.500	173.350 ± 57.770
2	35	166,94	1.773.200	
3	35	166,94	—	

(*) Valores obtidos utilizando-se nos ensaios os limites de escoamento (σ_e), apresentados no item 4.1.4.



A Figura 22 mostra a curva S-N, obtida nos ensaios de fadiga.

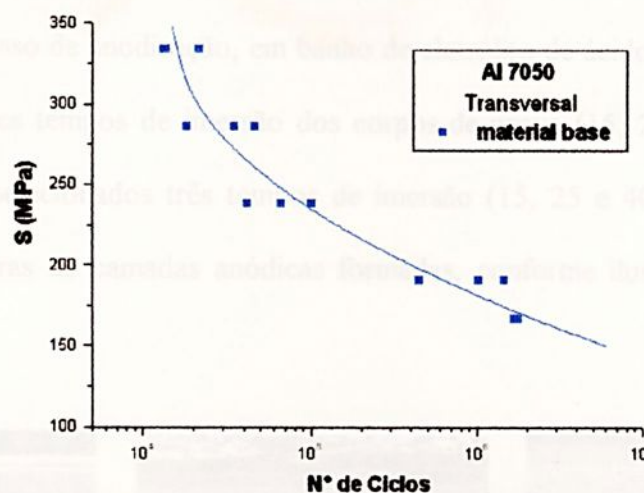


FIGURA 22 - Curva S-N, obtida em ensaios de fadiga por flexão rotativa em corpos de prova retirados da seção transversal da placa de alumínio 7050.

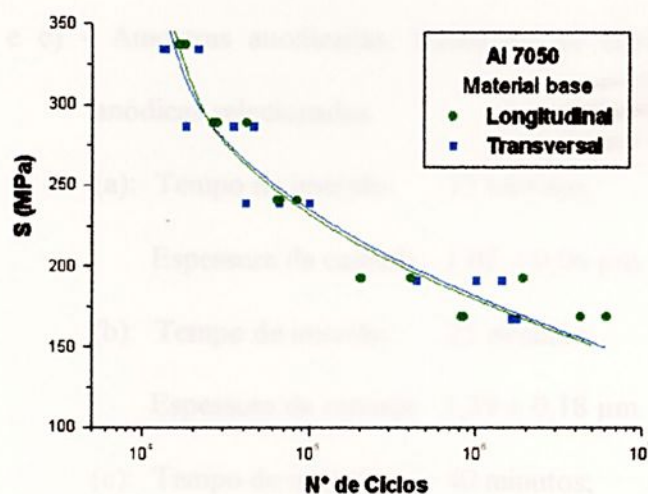


FIGURA 23 - Curvas S-N, obtidas em corpos-de-prova retirados de seções transversal e longitudinal da placa de alumínio 7050, mostrando comparativamente a superposição das curvas mostradas nas figuras anteriores.

4.1.6 Processo de anodização

No processo de anodização, em banho de eletrólito de ácido crômico, foram utilizados diferentes tempos de imersão dos corpos-de-prova (15, 20, 25, 30, 35 e 40), onde foram selecionados três tempos de imersão (15, 25 e 40 minutos), com diferentes espessuras de camadas anódicas formadas, conforme ilustra a Figura 24 (a,b e c).

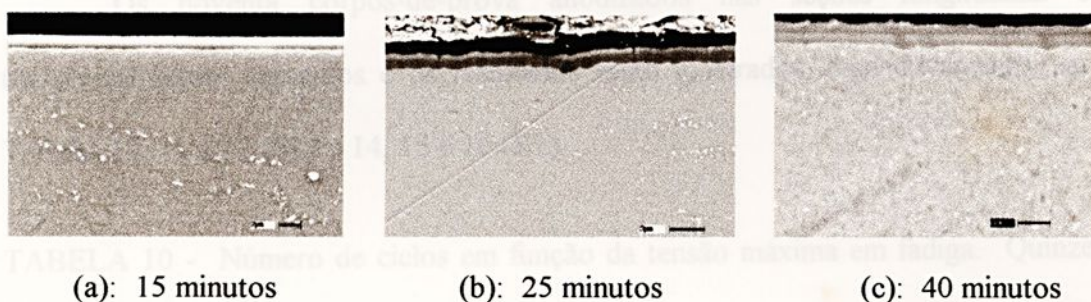


FIGURA 24 (a,b e c) - Amostras anodizadas, ilustrando as diferentes camadas anódicas selecionadas:

- (a): Tempo de imersão: 15 minutos;
Espessura da camada: $1,02 \pm 0,06 \mu\text{m}$.
- (b): Tempo de imersão: 25 minutos;
Espessura da camada: $1,39 \pm 0,18 \mu\text{m}$.
- (c): Tempo de imersão: 40 minutos;
Espessura da camada: $2,23 \pm 0,27 \mu\text{m}$.

Obs: os corpos-de-prova nas seções longitudinal (SL) e transversal (ST) foram anodizados juntos, ou seja:

- 15 minutos - 30 cdp's (15 cdp's SL/15 cdp's ST);
- 25 minutos - 30 cdp's (15 cdp's SL/15 cdp's ST);
- 40 minutos - 30 cdp's (15 cdp's SL/15 cdp's ST);

Após definidas as espessuras de trabalho das camadas anódicas, noventa corpos-de-prova foram anodizados, sendo quarenta e cinco na seção longitudinal (SL) e os demais na seção transversal (ST) e então ensaiados por fadiga por flexão rotativa, conforme mostrado anteriormente.

4.1.7 Ensaios de fadiga por flexão rotativa em corpos de prova anodizados

Os noventa corpos-de-prova anodizados nas seções longitudinal e transversal foram ensaiados e os resultados estão mostrados, respectivamente, nas Tabelas 10, 11 e 12 (SL) e 14, 15 e 16 (ST).

TABELA 10 - Número de ciclos em função da tensão máxima em fadiga. Quinze corpos de prova, anodizados, retirados de seção **longitudinal**.

Tempo de imersão no banho crômico: 40 minutos.

CDP nº	Tensão Aplicada		Nº de ciclos	Nº de ciclos (média)
	% σ_e	$\sigma_{m\acute{a}x}$ (MPa) (*)		
1	70	336,82	7.600	8.867 ± 1.137
2	70	336,82	9.800	
3	70	336,82	9.200	
4	60	288,71	15.500	$16.400 \pm 971,25$
5	60	288,71	16.800	
6	60	288,71	17.400	
7	50	240,59	43.900	33.133 ± 9.908
8	50	240,59	24.400	
9	50	240,59	31.100	
10	40	192,43	55.200	70.300 ± 26.241
11	40	192,43	100.600	
12	40	192,43	55.100	
13	35	168,41	65.300	90.633 ± 26.633
14	35	168,41	88.200	
15	35	168,41	118.400	

(*) Valores obtidos utilizando-se nos ensaios os limites de escoamento (σ_e), apresentados no item 4.1.4.

TABELA 11 - Número de ciclos em função da tensão máxima em fadiga. Quinze corpos de prova, anodizados, retirados de seção longitudinal das placas recebidas. Tempo de imersão no banho crômico: 25 minutos.

CDP nº	Tensão Aplicada		Nº de ciclos	Nº de ciclos (média)
	% σ_e	$\sigma_{m\acute{a}x}$ (MPa) (*)		
16	70	336,82	14.600	13.367 ± 1.078
17	70	336,82	12.600	
18	70	336,82	12.900	
19	60	288,71	22.800	22.733 ± 2.601
20	60	288,71	25.300	
21	60	288,71	20.100	
22	50	240,59	35.200	42.833 ± 7.160
23	50	240,59	43.900	
24	50	240,59	49.400	
25	40	192,43	80.200	90.100 ± 9.067
26	40	192,43	92.100	
27	40	192,43	98.000	
28	35	168,41	216.650	179.266 ± 33.917
29	35	168,41	150.400	
30	35	168,41	170.900	

(*) Valores obtidos utilizando-se nos ensaios os limites de escoamento (σ_e), apresentados no item 4.1.4.

TABELA 12 - Número de ciclos em função da tensão máxima em fadiga. Quinze corpos-de-prova, anodizados, retirados de seção **longitudinal**.

Tempo de imersão no banho crômico: 15 minutos.

CDP nº	Tensão Aplicada		Nº de ciclos	Nº de ciclos (média)
	% σ_c	$\sigma_{m\acute{a}x}$ (MPa) (*)		
31	70	336,82	16.600	15.267 $\pm$ 1.159
32	70	336,82	14.500	
33	70	336,82	14.700	
34	60	288,71	27.900	28.400 $\pm$ 1.997
35	60	288,71	26.700	
36	60	288,71	30.600	
37	50	240,59	56.100	48.033 $\pm$ 6.997
38	50	240,59	43.600	
39	50	240,59	44.400	
40	40	192,43	94.700	90.100 $\pm$ 7.454
41	40	192,43	81.500	
42	40	192,43	94.100	
43	35	168,41	136.600	161.733 $\pm$ 24.479
44	35	168,41	185.500	
45	35	168,41	163.100	

(*) Valores obtidos utilizando-se nos ensaios os limites de escoamento (σ_c), apresentados no item 4.1.4.

TABELA 13 - Quantidade de corpos-de-prova, para cada tempo de imersão e espessuras anódicas obtidas.

Quarenta e cinco cdp's, anodizados – seção longitudinal (SL)			
Quantidade (cdps)	Tempo de imersão (minutos)	Espessuras (μm) (*)	Curvas S-N obtidas (**)
15	40	2,29 $\pm$ 0,27	I
15	25	1,39 $\pm$ 0,18	II
15	15	1,02 $\pm$ 0,06	III

(*) Valores médios de espessuras obtidas em amostragens de cinco cdp's para cada tempo de imersão. Medições realizadas em amostras embutidas metalograficamente e examinados por microscópio eletrônico de varredura (MEV).

(**) Curvas S-N (I, II e III obtidas, mostradas na Figura 25).

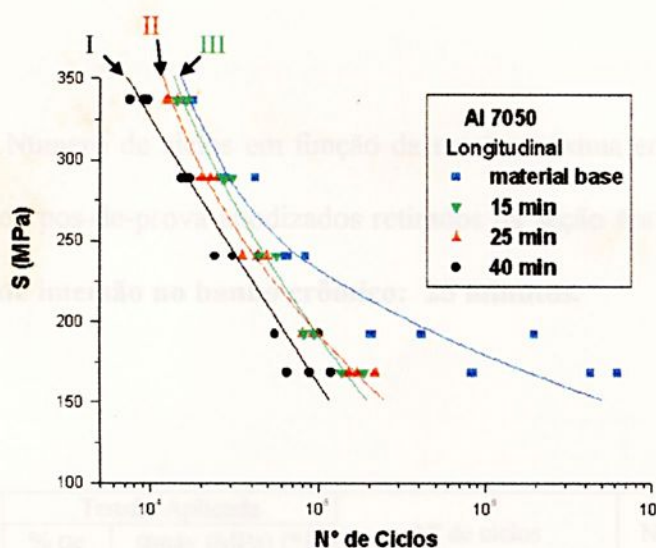


FIGURA 25 - Curvas S-N, I, II e III, obtidas em cdp's anodizados, comparativas com a curva S-N dos cdp's sem anodização.

TABELA 14 - Número de ciclos em função da tensão máxima em fadiga. Quinze corpos-de-prova, anodizados, retirados da seção transversal.

Tempo de imersão no banho crômico: 40 minutos.

CDP nº	Tensão Aplicada		Nº de ciclos	Nº de ciclos (média)
	% σ_e	$\sigma_{\max}$ (MPa) (*)		
46	70	333,88	14.300	12.433 $\pm$ 2.138
47	70	333,88	10.100	
48	70	333,88	12.900	
49	60	286,19	24.600	23.567 $\pm$ 1.537
50	60	286,19	24.300	
51	60	286,19	21.800	
52	50	238,49	44.800	45.400 $\pm$ 4.331
53	50	238,49	41.400	
54	50	238,49	50.000	
55	40	190,79	82.400	89.067 $\pm$ 8.769
56	40	190,79	99.000	
57	40	190,79	85.800	
58	35	166,94	129.000	143.467 $\pm$ 20.000
59	35	166,94	135.100	
60	35	166,94	166.300	

(*) Valores obtidos utilizando-se nos ensaios os limites de escoamento (σ_e), apresentados no item 4.1.4.

TABELA 15 - Número de ciclos em função da tensão máxima em fadiga. Quinze

corpos-de-prova anodizados retirados da seção transversal Tempo de imersão no banho crômico: 25 minutos.

CDP nº	Tensão Aplicada		Nº de ciclos	Nº de ciclos (média)
	% σ_e	$\sigma_{m\acute{a}x}$ (MPa) (*)		
61	70	333,88	14.700	15.033 ± 416
62	70	333,88	15.550	
63	70	333,88	14.900	
64	60	286,19	23.500	24.867 ± 1.266
65	60	286,19	25.100	
66	60	286,19	26.000	
67	50	238,49	44.700	47.767 ± 2.702
68	50	238,49	49.800	
69	50	238,49	48.800	
70	40	190,79	102.500	91.000 ± 13.592
71	40	190,79	76.000	
72	40	190,79	94.500	
73	35	166,94	139.100	130.433 ± 9.018
74	35	166,94	121.100	
75	35	166,94	131.300	

(*) Valores obtidos utilizando-se nos ensaios os limites de escoamento (σ_e), apresentados no item 4.1.4.

TABELA 16 - Número de ciclos em função da tensão máxima em fadiga. Quinze corpos-de-prova, anodizados, retirados da seção transversal.

Tempo de imersão no banho crômico: 15 minutos.

CDP nº	Tensão Aplicada		Nº de ciclos	Nº de ciclos (média)
	% σ_e	$\sigma_{m\acute{a}x}$ (MPa) (*)		
76	70	333,88	14.700	15.333 $\pm$ 650
77	70	333,88	16.000	
78	70	333,88	15.300	
79	60	286,19	27.900	26.233 $\pm$ 1.942
80	60	286,19	24.100	
81	60	286,19	26.700	
82	50	238,49	61.000	54.100 $\pm$ 6.317
83	50	238,49	52.700	
84	50	238,49	48.600	
85	40	190,79	108.300	108.250 $\pm$ 70,7
86	40	190,79	-----	
87	40	190,79	108.200	
88	35	166,94	210.100	205.500 $\pm$ 44.379
89	35	166,94	159.000	
90	35	166,94	247.400	

(*) Valores obtidos utilizando-se nos ensaios os limites de escoamento (σ_e), apresentados no item 4.1.4.

FIGURA 26 - Curvas S-N obtidas em cdp's anodizados, comparados com a curva S-N dos cdp's sem anodização, seção transversal.

TABELA 17 - Quantidade de corpos-de-prova, para cada tempo de imersão e espessuras anódicas obtidas.

Quarenta e cinco cdp's anodizados – seção transversal (ST)			
Quantidade (cdp's)	Tempo de imersão (minutos)	Espessuras (μm) (*)	Curvas S-N obtidas
15	40	2,29 ± 0,27	I
15	25	1,39 ± 0,18	II
15	15	1,02 ± 0,06	III

(*) Valores de espessuras médias obtidas em uma amostragem de cinco (05) cdp's, para cada tempo de imersão.

As curvas obtidas nos corpos-de-prova anodizados na seção transversal em ensaios por fadiga em flexão rotativa estão mostradas na Figura 26, comparadas com as dos corpos-de-prova sem anodização.

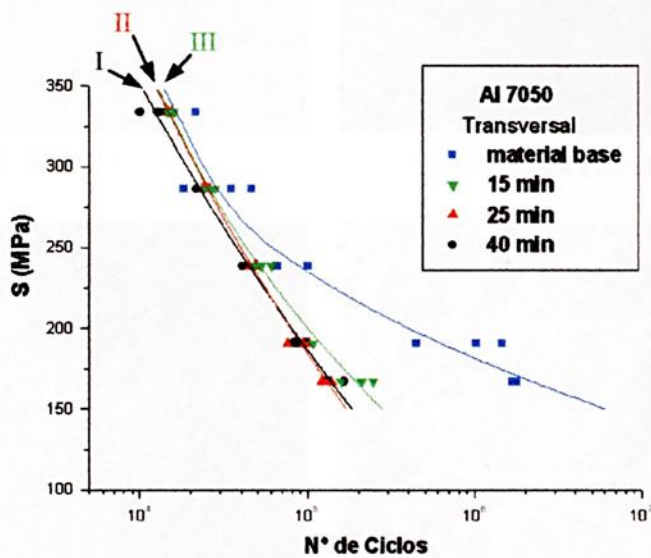


FIGURA 26 - Curvas S-N obtidas em cdp's anodizados, comparados com a curva S-N dos cdp's sem anodização, seção transversal.

4.1.8 Exames por microscopia eletrônica de varredura (MEV)

4.1.8.1 Superfícies dos cdps não anodizados x anodizados

Os aspectos observados nos exames por microscopia eletrônica de varredura (MEV), realizados em superfícies de corpos de prova sem anodização e anodizados, ensaiados por fadiga em flexão rotativa, estão mostrados nas Figuras 27 e 28.

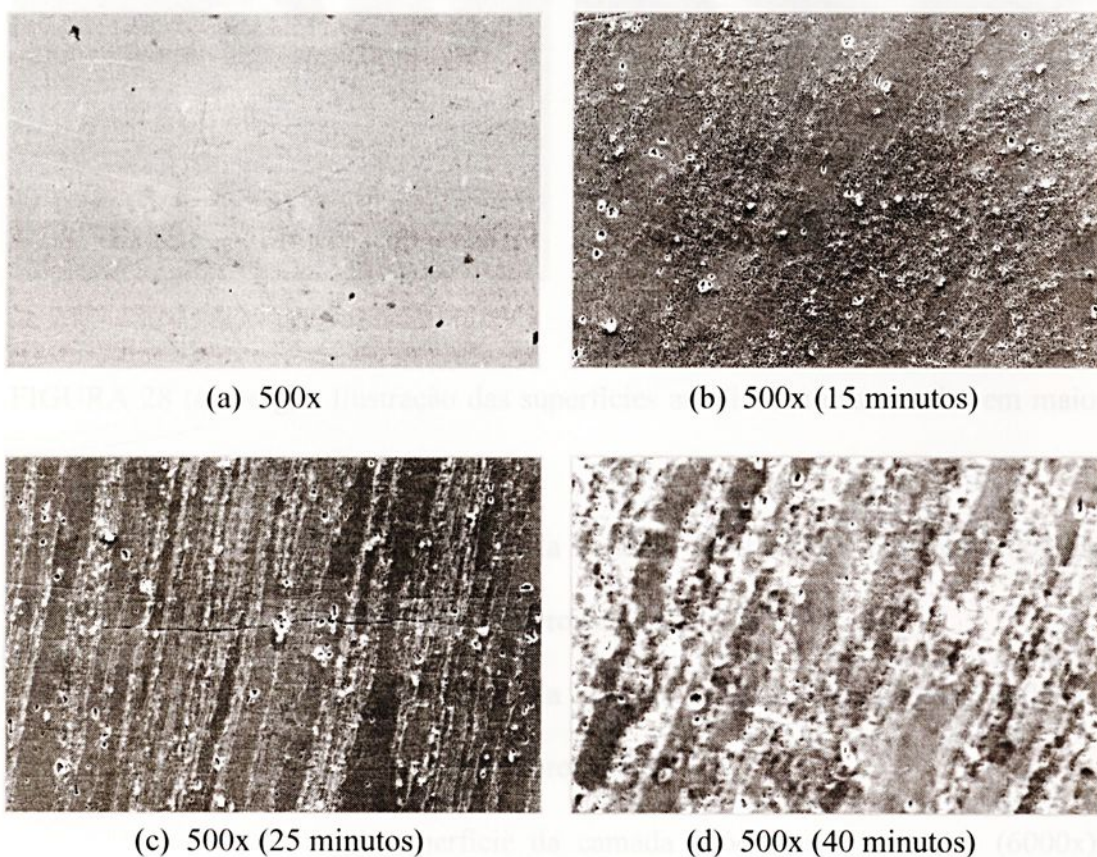


FIGURA 27 (a, b, c e d) - Superfícies examinadas. (a) 500x sem camada de anodização; (b) 500x, 15 minutos, anodizada; (c) 500x, 25 minutos, anodizada; (d) 500x, 40 minutos, anodizada.

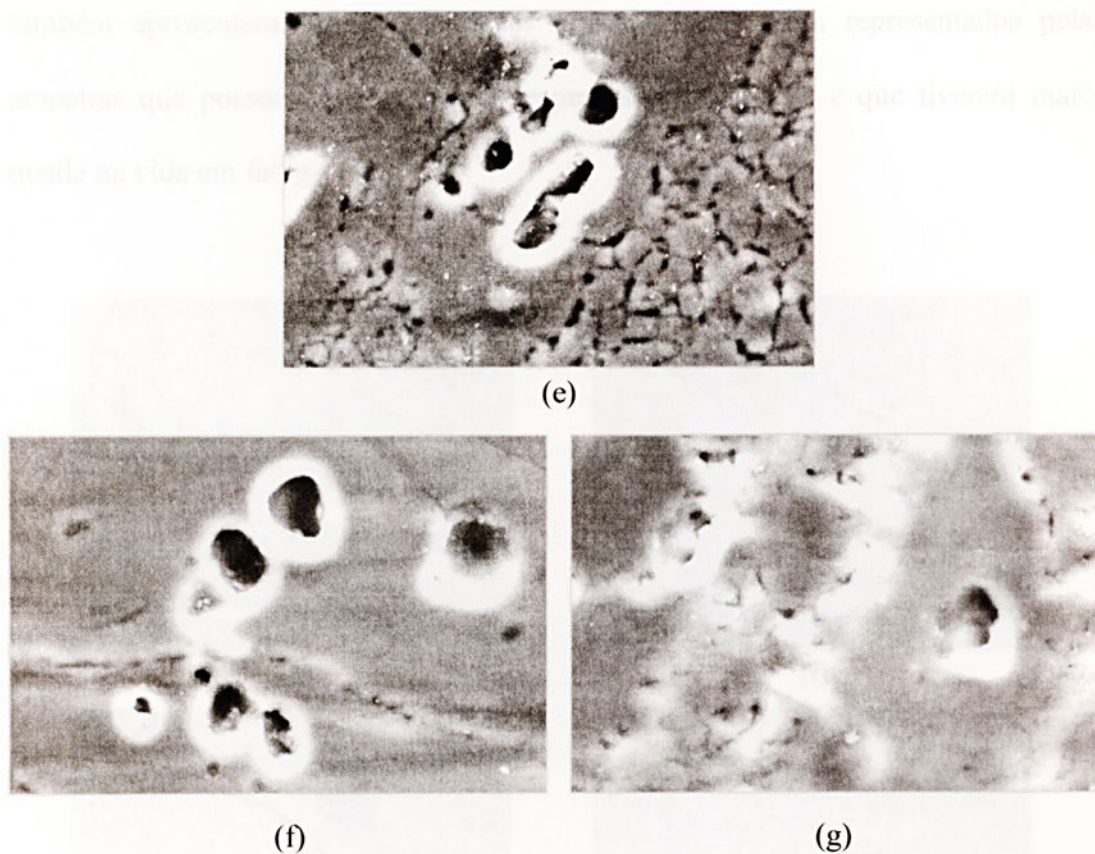


FIGURA 28 (e, f e g) - Ilustração das superfícies anodizadas examinadas em maior detalhe:

- (e) superfície da camada anódica (15 minutos) (6000x),
contendo porosidades,
- (f) superfície da camada anódica (25 minutos) (6000x),
contendo porosidades,
- (g) superfície da camada anódica (40 minutos) (6000x),
contendo porosidades.

Nas superfícies das amostras contendo camadas anódicas mais espessas, ou seja, imersas no banho crômico durante 40 minutos, observou-se a presença de trincas, associadas às porosidades presentes nessas camadas, conforme mostram as Figuras 29 a 32. As amostras imersas no banho crômico, durante 25 e 15 minutos,

também apresentam trincas associadas a poros, sendo aqui representados pelas amostras que possuem camadas mais espessas (40 minutos) e que tiveram maior queda na vida em fadiga.

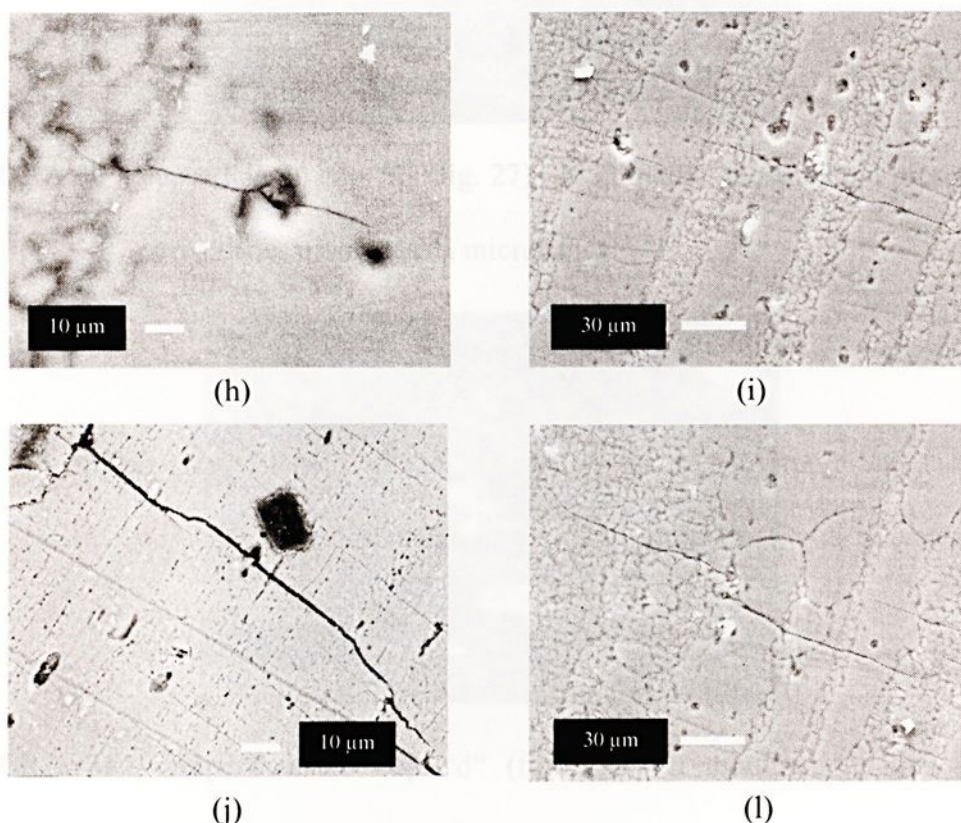


FIGURA 29 (h, i, j e l) - Superfícies de corpos-de-prova, anodizados durante 40 minutos de imersão em banho crômico, ensaiados por fadiga em flexão rotativa. Observa-se a presença de trincas associadas a porosidades, nas superfícies examinadas pelo microscópio eletrônico de varredura (MEV).



FIGURA 30 - Superfície do cdp "d" (fig. 27) (40 minutos), mostrando a presença de porosidades associadas à microtrinca.



FIGURA 31 - Superfície do cdp "d" (fig. 27) (40 minutos). Outra região apresentando porosidades associadas a microtrincas.

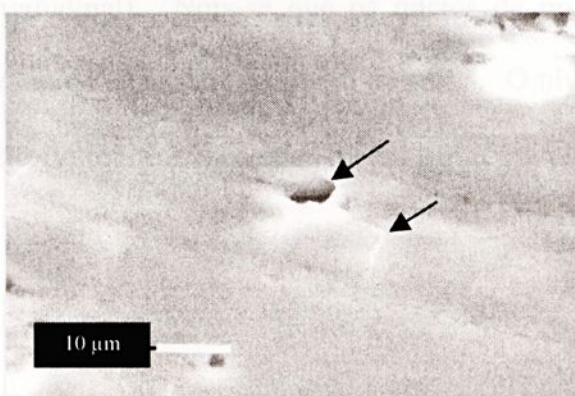


FIGURA 32: Superfície do cdp "d" (fig. 27) (40 minutos). Detalhe da figura anterior (seta), mostrando a porosidade associada a microtrincas.

4.1.8.2 Superfícies das fraturas dos corpos de prova não anodizados e anodizados

As Figuras 33 a 36 apresentam aspectos representativos das superfícies da fratura dos cdp's ensaiados. Em todos os casos houve múltiplos inícios de fadiga a partir da superfície.



FIGURA 33 - Superfície de fratura do corpo-de-prova sem anodização (seção longitudinal). Nota-se que os inícios de propagação das trincas partem da superfície do corpo de prova. O nível de tensão máxima aplicado foi de 35% da σ_e (166,94 MPa).

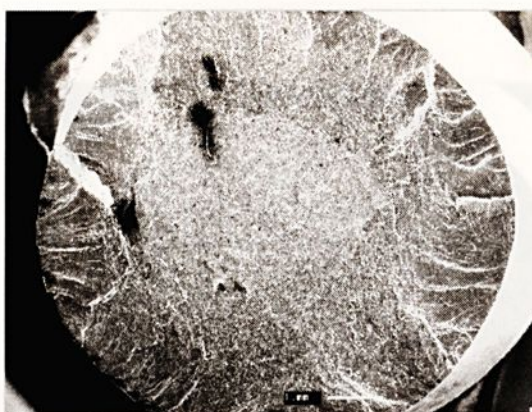


FIGURA 34 - Superfície de fratura de corpo-de-prova anodizado, mostrando múltiplos inícios de trincas (seção longitudinal). **Tempo de imersão no processo de banho eletrolítico em ácido crômico: 15 minutos.** O nível de tensão máxima aplicado foi de 70% de σ_e (333,88 MPa).

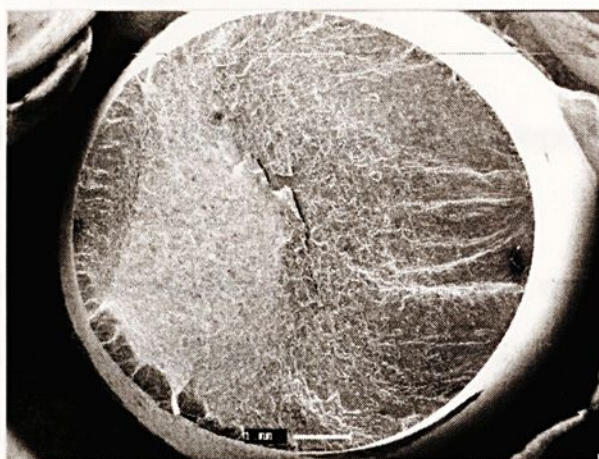


FIGURA 35 - Superfície de fratura de corpo de prova anodizado, mostrando múltiplos inícios de trincas (seção longitudinal). **Tempo de imersão no processo de banho eletrolítico em ácido crômico: 25 minutos.** O nível de tensão máxima aplicado foi de 60% de σ_e (286,19 MPa).



FIGURA 36 - Superfície de fratura de corpo-de-prova anodizado, mostrando múltiplos inícios de trincas (seção longitudinal). **Tempo de imersão no processo de banho eletrolítico em ácido crômico: 40 minutos.** O nível de tensão máxima aplicada foi de 60% de σ_e (286,19 MPa).

4.1.8.3 Corpos-de-prova anodizados, preparados metalograficamente

Corpos-de-prova anodizados, ensaiados por fadiga em flexão rotativa, foram seccionados na seção transversal às superfícies de fratura, para a verificação do comportamento das diferentes espessuras de camadas de anodização em relação a propagação de trincas para o metal base, conforme mostram as Figuras 37 a 39.

(a) 10.000x

(b) 10.000x

FIGURA 38 (a e b) - Aspecto da camada de anodização mostrando a iniciação de trincas na camada, propagando-se para o metal base.

4.1.8.3.1 Corpos-de-prova seccionados e preparados metalograficamente, anodizados durante 15 minutos em banho crômico.

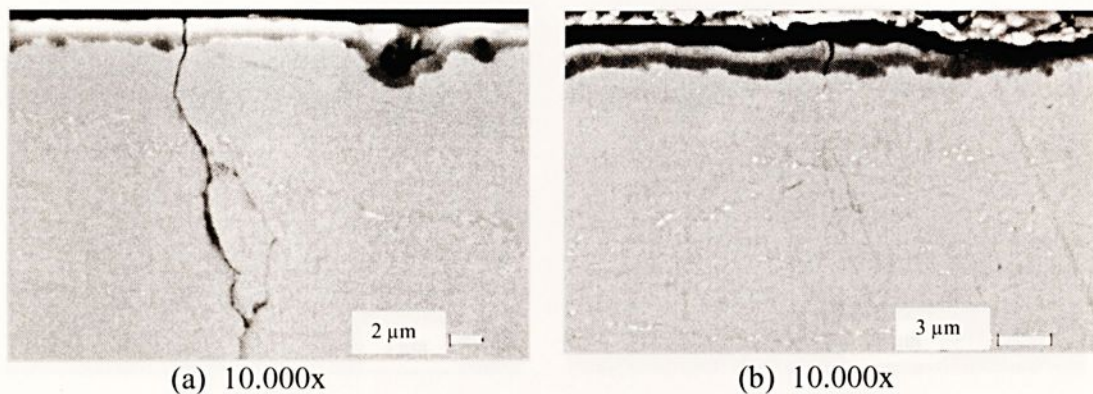


FIGURA 37 (a e b) – Corpos-de-prova sem ataque. Seção longitudinal à superfície de fratura. Aspecto da camada de anodização mostrando a iniciação de trincas na camada, propagando-se para o metal base.

4.1.8.3.2 Corpos-de-prova seccionados e preparados metalograficamente, anodizados durante 25 minutos.

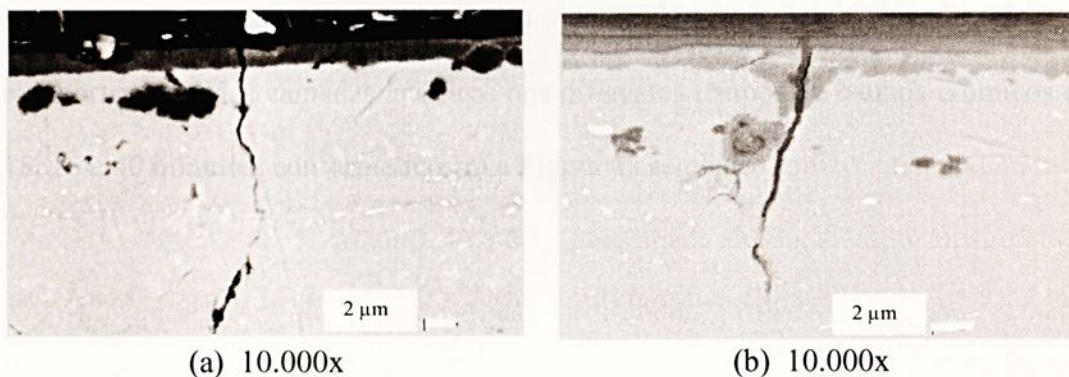


FIGURA 38 (a e b) - Aspecto da camada de anodização mostrando a iniciação de trincas na camada, propagando-se para o metal base.

4.1.8.3.3 Corpos-de-prova seccionados e preparados metalograficamente, anodizados durante 40 minutos.

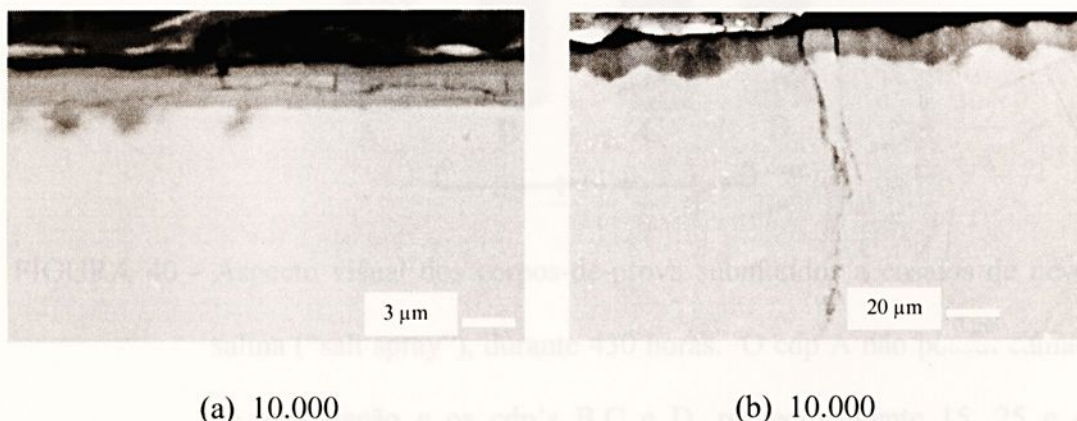


FIGURA 39 (a e b) - Aspecto da camada de anodização mostrando a iniciação de trincas na camada, propagando-se para o metal base.

4.1.9 Ensaio de névoa salina (“salt spray test”)

O ensaio de “salt spray”, realizado de acordo com a norma ASTM B 117, mostrou, comparativamente com o corpo-de-prova sem anodização, o comportamento das camadas anódicas nos diferentes tempos de banhos crômicos de 15, 25 e 40 minutos, conforme mostra a Figura 41 seguinte.

FIGURA 41 - Superfície do corpo de prova sem anodização, mostrando a presença de corrosão generalizada.

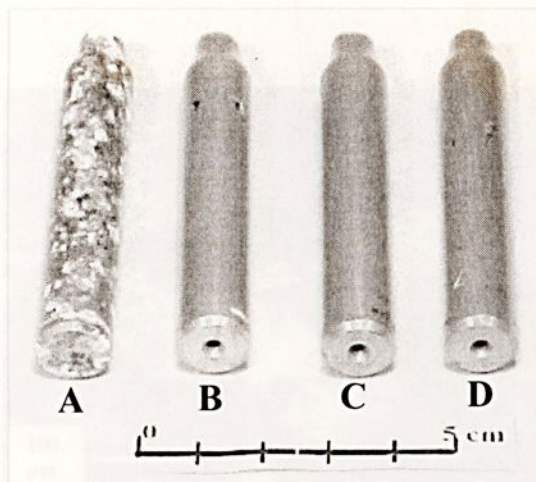


FIGURA 40 - Aspecto visual dos corpos-de-prova submetidos a ensaios de névoa salina ("salt spray"), durante 430 horas. O cdp A não possui ³μm camada de anodização e os cdp's B,C e D, respectivamente 15, 25 e 40 minutos, possuem camadas de anodização. Observa-se que o cdp sem camada de anodização sofreu um processo de corrosão agressivo e os com camadas na superfície não apresentaram sinais de corrosão.

4.1.9.1 Superfície do corpo-de-prova (A) sem camada de anodização



FIGURA 41 - Superfície do corpo de prova sem anodização, mostrando a presença de corrosão generalizada.

4.1.9.3 Superfície do corpo-de-prova (C), 25 minutos de imersão em banho crômico



FIGURA 42 - Detalhe da figura anterior, mostrando produtos de corrosão.

FIGURA 44 - Não se observa a presença de corrosão. Verifica-se a presença de

porosidades.

4.1.9.2 Superfície do corpo-de-prova (B), 15 minutos de imersão em banho crômico

4.1.9.4 Superfície do corpo-de-prova (D), 40 minutos de imersão em banho crômico

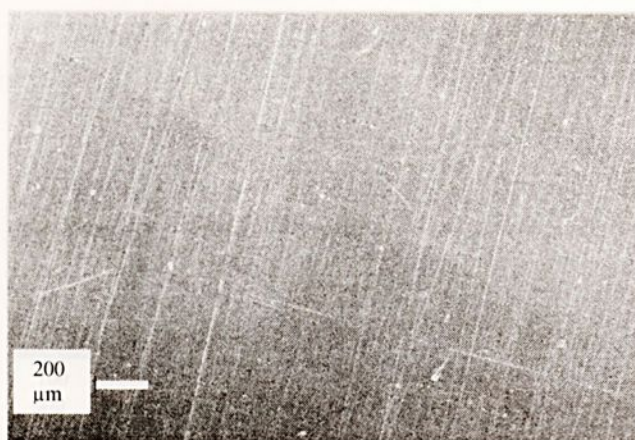


FIGURA 43 - Superfície do corpo-de-prova, sem a presença de corrosão, apresentando pouca porosidade.

Nas amostras analisadas em 40 minutos de imersão no banho crômico

com camada de maior espessura, não foram observadas corrosões ou ataques locais

pitos isolados nas superfícies, mas sim a presença de porosidade

4.1.9.3 Superfície do corpo-de-prova (C), 25 minutos de imersão em banho crômico



FIGURA 44 – Não se observa a presença de corrosão. Verifica-se a presença de porosidades.

4.1.9.4 Superfície do corpo-de-prova (D), 40 minutos de imersão em banho crômico

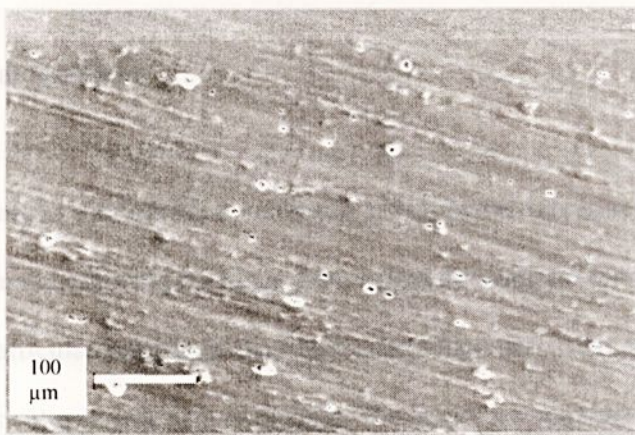


FIGURA 45 - Não se observa a presença de corrosão, Verifica-se a presença de porosidades.

Nas amostras anodizadas em 40 minutos de imersão em banho crômico, com camada de maior espessura, não foram observadas corrosão generalizada e nem pites isolados nas superfícies, mas sim a presença de porosidades.

Capítulo 5 - Discussão

5.1 Caracterização das placas de alumínio utilizadas neste trabalho

5.1.1 Análise química

Os resultados obtidos nas análises químicas mostraram que o material utilizado enquadra-se para a liga de alumínio 7050, estando todos os elementos químicos dentro da faixa nominal de composição química.

A importância dessa análise deve-se ao fato da confirmação de que os elementos químicos presentes não estejam fora da especificação, pois podem influir na formação de precipitados indesejáveis durante o tratamento térmico, trazendo consequências para o comportamento à fratura, bem como na resistência à corrosão.

5.1.2 Exames metalográficos

A caracterização micrográfica, realizada em amostras retiradas de placa de alumínio mostrou uma microestrutura típica de uma liga de alumínio trabalhada, com grãos alongados e partículas insolúveis distribuídas ao longo dos mesmos, indicando encontrar-se microestruturalmente sem anomalias, tais como precipitados grosseiros.



5.1.3 Ensaios de dureza

Os ensaios de dureza Brinell (HB) mostraram um valor médio de 142,8 (HB), o que indica que se encontra dentro do especificado para a liga de alumínio 7050 no estado solubilizado e superenvelhecido.

5.1.4 Ensaios de tração

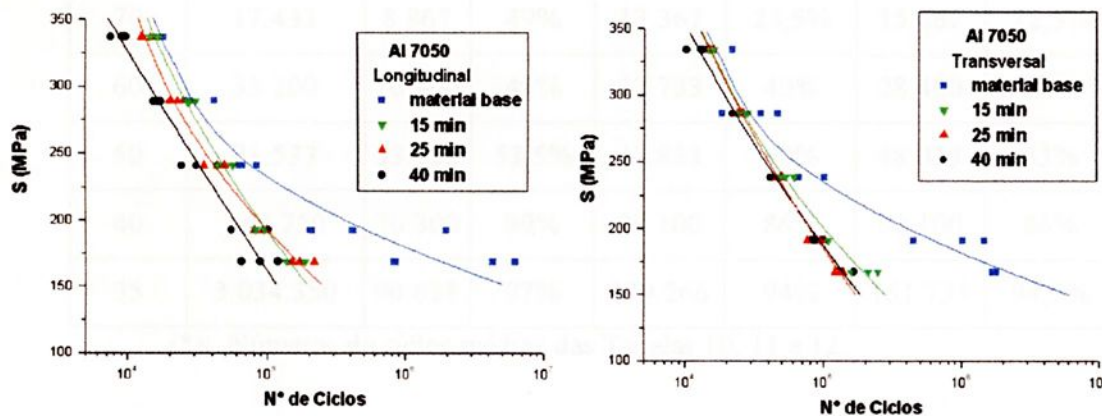
Os ensaios de tração realizados mostraram não haver diferenças significativas entre os valores obtidos para a resistência a tração σ_r (MPa), escoamento σ_e (MPa) e alongamento ΔL , das amostras retiradas da seção transversal como para as da seção longitudinal à direção de laminação da placa. Os valores obtidos são básicos pois servem de referência para a realização dos cálculos dos níveis de tensão aplicados nos ensaios de fadiga.

5.1.5 Ensaios de fadiga em flexão rotativa em corpos de prova, anodizados e não anodizados

A anodização em materiais aeronáuticos é aplicada para melhorar a resistência à corrosão e serve como pré-tratamento para a pintura. Entretanto, esse processo pode causar um efeito prejudicial nas propriedades na vida em fadiga de componentes aeronáuticos e outros.



Os ensaios realizados indicaram que há uma perda na vida em fadiga para as amostras anodizadas em relação às não anodizadas (material base). Enquanto a orientação dos grãos das amostras parece não ter um efeito significativo (ver Figuras 18 e 23), o aumento da camada de anodização causa uma redução adicional na vida em fadiga, como mostram as Figuras 46 e 47.



FIGURAS 46 e 47 – Nota-se uma variação da perda de vida em fadiga, em função do aumento da espessura da camada e do nível de tensão aplicado, já mostrada nas Figuras 25 e 26 do capítulo 4, páginas 77 e 80.

As Tabelas 18 e 19 e as Figuras 48 e 49 mostram a variação de perda de vida em fadiga percentual das amostras anodizadas em relação ao material base. Nota-se que há um aumento na perda de vida com a redução do nível de tensão aplicado.

TABELA 18 – Cdp's retirados da seção longitudinal, mostrando variação da perda de vida em fadiga percentual.

Tensão %	Cdp's sem anodização (nºciclos)(*)	Perda de vida em fadiga de cdp's anodizados (%)					
		40 minutos (2,23 ± 0,27µm)		25 minutos (1,39 ± 0,98µm)		15 minutos (1,02 ± 0,06µm)	
70	17.433	8.867	49%	13.367	23,5%	15.267	12,5%
60	32.200	16.400	49%	22.733	40%	28.400	12%
50	71.533	33.133	53,5%	42.833	40%	48.033	33%
40	642.750	70.300	89%	90.100	86%	90.100	86%
35	3.034.350	90.633	97%	179.266	94%	161.733	94,5%

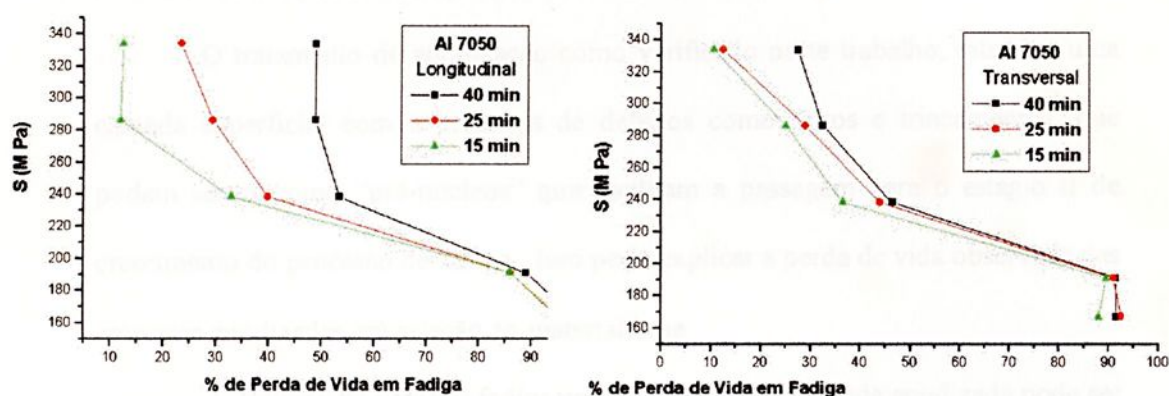
(*): Números de ciclos médios das Tabelas 10, 11 e 12.

TABELA 19 – Cdp's retirados da seção transversal, mostrando variação da perda de vida em fadiga percentual.

Tensão %	Cdp's sem anodização (nºciclos) (*)	Perda de vida em fadiga de cdp's anodizados (%)					
		40 minutos (2,23 ± 0,27µm)		25 minutos (1,39 ± 0,98µm)		15 minutos (1,02 ± 0,06µm)	
70	17.433	12.433	27,5%	15.033	12,5%	15.333	10,5%
60	35.025	23.567	32,5%	24.867	29%	26.233	25%
50	85.200	45.400	46,5%	47.767	44%	54.100	36,5%
40	1.023.900	89.067	91,5%	90.100	91%	108.250	89,5%
35	1.732.350	143.467	91,5%	130.433	92,5%	205.500	88%

(*): Números de ciclos das Tabelas 14, 15 e 16.

Nota-se uma variação da perda de vida em fadiga, em função do aumento da espessura da camada e do nível de tensão aplicado.



FIGURAS 48 e 49 – Curvas mostrando a variação da perda de vida em fadiga, em função das diferentes espessuras das camadas

À medida que o nível de tensão nas amostras anodizadas diminui, aumenta o percentual de vida em fadiga, conforme observa-se nas Figuras 48 e 49.

A vida em fadiga, quando avaliada por meio de curvas S-N, envolve os processos de nucleação, crescimento e propagação de trincas, sendo que as contribuições relativas de cada processo podem variar bastante em função das variáveis do ensaio. Os processos de nucleação e crescimento inicial da trinca de fadiga envolvem deformações localizadas e são controlados pelas tensões cisalhantes locais. Essa etapa é geralmente denominada estágio I do crescimento da trinca. Esse estágio, que pode ocupar uma grande parte da vida em fadiga, é favorecido por baixos níveis de tensão e condições que levam a um crescimento lento da trinca. Quando o núcleo da trinca cresce o suficiente para concentrar tensões de tração que se tornem predominantes em relação às tensões cisalhantes locais, o crescimento da

trinca passa para o estágio II de crescimento, onde a propagação passa a ser controlada pelo campo de tensões gerado na ponta da trinca, até que esta alcance um tamanho crítico que leve à ruptura final (Collins, 1993).

O tratamento de anodização como verificado neste trabalho, introduz uma camada superficial com a presença de defeitos como poros e trincamentos, que podem servir como “pré-núcleos” que facilitam a passagem para o estágio II de crescimento do processo de fadiga. Isso pode explicar a perda de vida observada das amostras anodizadas em relação ao material base.

A redução da vida em fadiga com o aumento da camada anodizada pode ser atribuída ao fato que os defeitos tendem a ter a profundidade da camada, sendo, portanto, concentradores de tensão mais efetivos a medida que a espessura da camada aumenta.

Portanto, a vida em fadiga no estágio I para a vida em fadiga das amostras do material base tende a ser menor nos níveis de tensão mais altos (fadiga de baixo ciclo), e a ser maior nos níveis de tensões mais baixos (fadiga de alto ciclo). Já nas amostras anodizadas, a vida em fadiga no estágio I tende a ser pequena em todos os níveis de tensão, devido aos defeitos superficiais introduzidos, que agem como pré-núcleos. Assim, a perda de vida dessas amostras em relação às amostras do material base, deve aumentar com a queda dos níveis de tensão aplicados, como de fato foi observado neste trabalho.

O comportamento praticamente idêntico entre as orientações longitudinal e transversal pode ser atribuído ao fato de que os grãos apresentaram um considerável alongamento também na direção transversal (Figuras 19 e 20), o que tornou a microestrutura semelhante nas duas direções.

Os resultados do ensaio de “salt spray” indicaram que não houve diferenças significativas na resistência à corrosão em função das espessuras das camadas. Considerando-se os resultados obtidos, pode-se indicar o tratamento de anodização com 15 minutos de imersão como o mais adequado. As vantagens desse tratamento em relação aos outros são: I) menores perdas de vida em fadiga com relação ao material base, principalmente nos níveis de tensão alto a médio; II) resistência à corrosão semelhante ao dos outros tratamentos; III) menores custos operacionais.

Capítulo 6 - CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

6.1 Conclusões

Em face ao exposto, podem ser elaboradas as seguintes conclusões:

- Resultados de ensaios por fadiga por flexão rotativa, realizados em cdp's **não anodizados**, retirados da seção transversal à direção de laminação, são similares aos obtidos nos cdp's retirados da seção longitudinal.
- Os cdp's anodizados nos diferentes tempos de imersão em banho eletrolítico de ácido crômico, com diferentes espessuras de camadas, apresentam quedas na vida em fadiga, tanto na seção longitudinal como na transversal, em relação aos não anodizados. Quanto maior a espessura da camada anodizada aplicada no material base maior a redução na vida em fadiga.



- A diminuição da vida em fadiga para os cdp's anodizados, em relação ao material base, deve-se a defeitos superficiais (poros) produzidos na camada durante o processo de anodização, que servem de nucleadores para a iniciação e propagação de trincas para o metal base.
- Os exames realizados por microscópio eletrônico de varredura (MEV) mostraram que todos os inícios de propagação de trincas ocorrem a partir da superfície da camada de anodização.
- Quanto menor o nível de tensão aplicado nos cdp's anodizados, maior é a perda de vida a fadiga, em relação ao material base.
- Os ensaios de "salt spray" mostraram que não ocorreram diferenças significativas na resistência à corrosão em função das espessuras das camadas.
- Pelos resultados obtidos pode-se deduzir que o tratamento de anodização com 15 minutos de imersão no banho eletrolítico (com menor espessura de camada obtida) é o mais adequado para aplicações aeronáuticas.

6.2 Sugestões para trabalhos futuros

Este trabalho não pretende ser uma investigação definitiva, deve comportar continuidade. São sugeridos as seguintes linhas futuras para pesquisa:



- Estudo da influência do processo de selagem na vida em fadiga da liga de alumínio 7050, utilizando-se corpos-de-prova, com e sem selagem.
- Estudo do comportamento da camada de anodização, por microscópio eletrônico de transmissão, para verificar o comportamento dos poros, antes dos ensaios por fadiga por flexão rotativa.
- Ensaios de fadiga em cdp's anodizados por diferentes processos eletrolíticos, ácido crômico e ácido sulfúrico para comparar a eficiência de cada um, para as ligas de alumínio 7050.
- Estudo da física das interfaces, entre o substrato e camada porosa formada.



REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

X ABRAMOVICI E., LEBLANC, P., WEAVER, B. The influence of etch pits on the fatigue life of anodized aluminum alloy: fractographic examination. In: International Conference and Exhibits on Failure Analysis, 1991, Quebec. 1991, p. 21-32.

X ALMEIDA *et alii*. The influence of the interfacial conditions on rust conversion by phosphoric acid. Corros. Sci., v. 39 n 9, p. 1561-1570, 1997.

X ALMEIDA, A. M.. A anodização e a Norma ABNT NBR 12609. Revista Tratamento de Superfície, v. 8, n. 87, p. 58-59, 1998.

AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Metals handbook: properties and materials. 10 ed, v. 2, p. 831.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIAL, 1985, vol. 0301. Metals – Mechanical testing: elevated and low temperature tests. p. 189 – 197.

ASM HANDBOOK. Surface engineering. 1996, v. 5, p 482 – 493.

ASM INTERNATIONAL. Stress corrosion cracking of aluminum alloys., 1992, v. 13, cap. 8, p. 233.



BEITEL, G. A., BOWLES, C. Q. Influence of anodic layers on fatigue crack initiation in aluminum. *Metals Science Journal.*, v. 5, p 65-91, 1971.

BELL, T., MAO, K., SUN, Y. Surface engineering desing: modelling surface engineering systems for improved tribological performance. *Surf. Coat. Tech.* V. 109, n, 1-3, p. 360-308, 1998.

BOXTER, W. J., WANG, P. C. Finite element prediction of high cycle fatigue life of aluminum alloys. *Metall. Trans.*, v. 21 A, p. 1151-1159, 1990.

BRAUN, R.. Slow strain rate testing of aluminum alloy 7050 in different tempers using various synthetic environments. *Corros. Sci.*, v. 53, n. 6, p 467-474, 1997.

CAMPBELL, L.. Mechanisms and theories of fatigue. *Fatigue and microstructure*. In: ASM 1^o Edit Park Ohio., p 149-199, 1978.

CAMPOS, P. P., GRAÇA, M. L. A, SANTOS, M. P.. The influence of the anodized layer thickness in the fatigue life in aluminum alloy 7050 T 7451. *Acta Microscopia*, v. 8 A, p 221-222, Oct, 1999.

COLLINS, J. A.. Fracture of materials in mechanical design. Analysis, prediction, prevention. 2^a ed. New York: Wiley, p. 178-190, 1999.



CROSSLAND, A. C. *et alii*. Residual flaws due to formation of oxygen bubbles in anodic aluminum. *Corros. Sci*, n. 41, p. 1945 – 1954, 1999.

DESHPANDE, N. V. *et alii*. Relationship between fracture toughness, fracture path, and microstructure of 7050 aluminum alloy: part I. Quantitative Characterization. *Metall. and Mater. Trans.*, v. 29A, p. 1191-1201, Apr, 1998.

DEXTER, S. C. Galvanic corrosion. In: *Handbook of Oceanographic Engineering Materials*, New York, p 314, 1979.

DU, M. L., *et alii*. Damage of Al 2024 alloy due sequential exposure to fatigue corrosion and fatigue. *Int. J. Fatigue*, vol. 20, n. 10, p. 743-748, 1998.

ELSNER J. H, KUM E. P, GRANDT, JR. A F.. Modeling and microstructure analysis of fatigue initiation life extension by reductions in microporosity. *Metall. and Mater. Trans.* v. 28 A, p. 1157-1167, 1997

FORSYTH, D. S., LEBLANC, R. D. Practical ultrasonic techniques for assessment of heat-damage in 7050 aluminum alloy (on line). *NDT* November 1997. Available from Word Wide Web; < URL: <http://www.nrc.ca/ear/smp-nde-e.html>>.

FORSYTH, P.J.E.. Thick anodically formed oxide coatings on high strength aluminum alloys: their fracture behaviour in the vicinity of the oxide/metal interface. *Mater. Lett.* v.29, p. 45-55, 1996.

FRANKEL G. S. the growth of 2-D pits in thin-film aluminum. Corros. Sci., v. 30, n 12, p. 1203-1218, 1990.

FRANKEL G. S.. Pit growth in the metallic films. The Fontana corrosion center, the Ohio State University, Columbus, Ohio Mater. Sci. Forum, v. 247, p.1-7, 1997.

GAO, S. F. Effect of non-proportional overloading on fatigue life. Fatigue fract. Eng. Mater. Struct., v. 19, n. 10, p. 1197-1206, 1996.

GOKHALE A M., *et alii* Relationship between fracture toughness, fracture path, and microstructure of 7050 aluminum alloy, Part II. Multiple micromechanisms – Based fracture toughness model. Metall. and Mater. Trans. v. 29A, p. 1203-1210, Apr., 1998.

GRAÇA, M. L. A., CAMPOS, P. P. Análise de estruturas de aeronaves. São José dos Campos: CENIPA/Comando da Aeronáutica. (Apostila de Segurança de Voo). P. 28, 1989.

GRINES R.. Aluminum alloy developments for aerospace. Sheet Metal Industries. The British Aluminum Company. v. 6, n. 32, p. 885-888, Dec., 1982

GROSSKREUTZ J.C.. Fatigue mechanisms and the development of fatigue resistant materials. In: Air Force Conference on Fatigue and Fracture of Aircraft

Structures and Materials, 1970, Dayton, Kansas: Midwest Research Institute, p. 4761, 1970.

GURBUZ, R., DORUK M., SCHUTZ W. Effect of salt water fog on fatigue crack growth behaviour of 7050 aluminum alloy in different orientations. J. of Mater. Sci. v. 26, n. 4, p 1032-1038, 1991.

HABAZAKI H., PAEZ, M. A., SHIMIZU, K.. The important of surface treatment to the anodic oxidation behaviour of Al-Cu alloys. Corros. Sci., v. 38, n. 7, p. 1033-1042, 1996.

HARDING, A R.. Aluminum alloys for structural applications. ASM, p. 211-240, 1978.

HARDWICK, D. A, THOMPSON, A W., BERNSTEIN, I. M.. The effect of copper content and microstructure on the hydrogen embrittlement of Al-Zn-Mg alloys. Metall. Trans., v. 14, p. 2517-2526, 1983.

HENRY, S. D. *et alii*. Fatigue Data Book: Light structural alloys. 1^a edit. Materials Park, Ohio, ASM International, p. 394, 1995.

HERTZBERG, W.R.. Deformation and fracture mechanics of engineering materials. New York: Weley, p. 21, 1976.



HEUSLER, K. E.. Fundamental aspects of the corrosion of alloys. Corros. Sci., v. 39, n. 7, p. 1177-1191, 1997.

HOLLINGSWORTH C. H., HUNSICKER, H. Y.. Corrosion of aluminum and aluminum alloys. In: ASM Handbook: Corrosion, v. 13, p 563-609, 1996.

HOLLINGSWORTH, C. H., HUNSICKER, H. Y.. Aluminum Company of America, Corrosion of aluminum and aluminum alloys. Metals Handbook 9^a ed, p. 583-607, 1987.

IOST, A. Koop hordness of thin coatings. Scripta Mater. V. 39, n 2, p. 231-238, 1998.

KAR R. J.. Composite failure analysis handbook. In: Technical Handbook: Atlas of Fractographs. Ohio: Wright Laboratory Air, v. 2, part 2, p. 1.1-1.5, 1991.

KARAYANNIS, H.S. P. G.. The mechanism of growth of porous anodic Al_2O_3 films on aluminum at high film thicknesses. Acta Electrochimica 40, n. 16, , p. 2647-2656, 1995.

KONNO, K., UTAKA, K., FURUICHI, R.. A two step anodizing process of aluminum as a mean for improving the chemical and physical properties of oxide films. Corros. Sci., v. 38, n 12, p. 2247-2256, 1996.



KOROLEVA, E. V. *et alii* Surface morphological changes of aluminum alloys in alkaline solution: effect of second phase material. Corros. Sci. v. 41, p. 1475-1495, 1999.

LIN, C. K., YANG, S. T.. Corrosion fatigue behavior of 7050 aluminum alloys in different tempers. Eng. Fract. Mech., v. 59, n. 6, p 779-795, 1998.

LORMAN, V., LAHOCHÉ, L., ROCHAL, S. B.. Duplex Structure Formation and Adherence Properties of Oxide Scale on a metal. Surface and Coatings Technology, p 22-28, 1999.

LUTHERING G., GYSLER A.. Fatigue and fracture of aluminum alloys. In: C. A Pampilho. Aluminum transformation technology and applications. 1^a ed. Ohio, Dayton USA, ASM, p 171-210, 1978.

MACHLER R., *et alii* Structure, mechanical properties, and stress corrosion behaviour of high strength spray deposited 7000 series aluminum alloy. Materials Science and Technology, v. 7, p. 447-451, May, 1991.

MAGNUSEN P. E, *et alii*. Analysis and production of microstructural effects on long-term fatigue performance of on aluminum aerospace alloy. Int. J. Fatigue, vol 19, n. 1, p. 275-283, 1997.



MARTINS, A. R.. Correlação entre a tenacidade e aspectos da liga de alumínio 7050 de uso na indústria aeronáutica. Rio de Janeiro. Dissertação (mestrado em engenharia de materiais) Pontifícia Universidade Católica, p. 1-13, 1996.

MCINTYRE, N. S., DAVIDSON, R. D., RAMAMURTHY, S. Characterization of coatings by surface analytical techniques. Metal Finishing Journal, October, p 18-24, Oct., 1997.

MCMASTER, F. J., TABRETT, C. P., SMITH, D. J.. Fatigue crack growth rates in Al-Li alloy, 2090. Influence of orientation, sheet thickness and specimen geometry. Fatigue & Frat. of Eng. Materials & Structures, v. 21, n. 2, p. 139-150, 1998.

MENDOZA F. B. Estudo das condições do tratamento térmico da liga 7050. São José dos Campos (monografia apresentada ao Instituto Tecnológico da Aeronáutica, para obtenção de título de mestrado), p. 1-8, 1986.

MENEZES, S. O. F.. Influência da microestrutura no comportamento em fadiga de juntas soldadas da liga 2091 (Al-Li, Cu-Mg-Zn) Rio de Janeiro. Dissertação (mestrado em engenharia mecânica). Pontifícia Universidade Católica, p. 20-47, 1991.

METALS HANDBOOK, ninth edition. Properties and selection. Non ferrous alloys and pure metals. V. 2, p. 126, 1979.

MILITARY SPECIFICATION ANODIZING. Anodic coating for aluminum and aluminum alloys. MIL A-8625F, 19 p., 1988.

MORRIS, E. F.. Fatigue resistance of metals. Metallurgical Transactions, v. 11A, p. 365-378, 1980.

MOURA, B. C., FERNANDES, A. A., CASTRO, P. M. S. T. Introdução ao estudo da fadiga. In: Fadiga de estruturas soldadas. Lisboa, Portugal. Edit. Fundação Calouste Gulbenkian, cap. 2, p. 132-92, 1986.

MULLINO E., SILVA, A., VILELA, J. C.. Noções gerais sobre o alumínio e suas ligas. São José dos Campos: EMBRAER - DRI - RIH - HTR, p 42 (apostila), 1980.

OHSAKI, S *et alii.*. Fracture toughness and stress corrosion cracking of aluminum – Lithium alloys 2090 and 2091. Corros. Sci., vol. 38, n. 5, p 793-802, 1996.

PADILHA R. Q.. Influência da anodização crômica nas propriedades em fadiga de baixo ciclo em perfil extrudado da liga de alumínio 7150 T-7751. São José

dos Campos. Mestrado em Engenharia Mecânica. Instituto Tecnológico de Aeronáutica, 98 p., 1997.

PARKHUTIK, V. P., BELOV, V. T., CHERNYCKH, M. A.. Study of aluminum anodization in sulfuric and chromic acid solutions – II . Oxide morphology and structure. V. 35, n. 6, p. 961-966, 1990.

PATERMARAKIS G. *et alii* Kinetics of growth of porous anodic Al_2O_3 films on al metal. Acta Electrochimica, v. 36, n. 3-4, p. 709-725, 1991.

PATERMARAKIS G.. Development of a theory for the determination of the composition of the anodizing solution inside the pores during the growth of porous anodic Al_2O_3 films on aluminum by a transport phenomenon analysis. Journal of Electromalytical v. 447, p 25-41, 1998.

PRZYSTURA M. A. Microstructure based fatigue life predictions for thick plate 7050 t-7451 airframe alloys. Int. j. Fatigue, v. 19, n. 6, p 285-288, 1997.

RINGER, S.P. *et alii*. Precipitation process during the early stages of ageing in Al-Cu-Mg alloys. Appl. Surf. Sci., v. 94, p 253-260, 1996.

RIOJA, R. J. Fabrication methods to manufacture isotropic Al-Li alloys and products for space and aerospace applications. Mater. Sci. Eng. v.257, p. 100-107, 1998.



RUIZ, J., M. ELICES. Environmental Fatigue in a 7000 Series aluminum alloy. Corros. Sci., vol. 38, n. 10, p. 1815-1837, 1996.

SHI, J. D., WU, K. H., LARKINS, G.. A method for measuring the elast modulus of thin films. Mater. Charact., v. 38, p 301-303, 1997.

SHIMIZU, K. *et alii*.. Ultramicrotomy – A route towards the enhanced understanding of the corrosion and filming behaviour of aluminum and its alloys. Corros. Sci., 1998, v. 40, n 7, p. 1049-1072, 1998.

SKELDON P., *et alii* Interactions of alloying elements during anodizing of dilute Al-Au-Cu and Al-W-Zn alloys and consequences for film growth. Corros. Sci. v.41, p. 291-304, 1999.

SONG, R.G., ZHANG, B. J., TSONG, M.K. Role of grain boundary segregation in corrosion fatigue process of high strength aluminum alloy. Mater. Chem. Phys. v. 45, p. 84-87, 1996.

STALEY, J. T. Aging kinetics of aluminum alloy 7050. Metall. Trans., v. 5, p. 929-932, April, 1974.

STRAZZI, E., BELLER, S.. AAE-Anodização de alta velocidade e de alta eficiência. Revista Tratamento de Superfície, n 93, p 24-37, Jan/Fevereiro, 1999.



SURESH, S., VASUDÉVAN, A. K., BRETZ, P. E.. Mechanisms of slow fatigue crack growth mitigh strength aluminum alloys role of microstruture and environment. Metall. Trans., v. 1, p. 369-379, Feb., 1984.

SUZUKI I.. Corrosion: Resistant. In: Coatings Techonology Book. Tokyo: Univerty of Tokyo, p 167-205, 1989.

SWEETING, T. J.. A method for the construction of safe S-N Curves. Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct, v. 15, n 4, p. 391-398, 1992.

SZKLARSKA, SMIALOWSKA Z.. Pitting corrosion of aluminum. Corros. Sci., v. 41, p. 1743-1767, 1999.

TESFAMICHACL, T., ROOS, A. Treatment of antireflection on tin oxide coated anodized aluminum selective obsorber surface. Solar Ener. Mater. & Sol. C. Jour., v. 54, n. 1-4, p. 213-221, 1998.

VASUDEVAN, A. K., SURESH, S.. Influence of corrosion deposits on near threshold fatigue crack growth behaviour in 2xxx and 7xxx series aluminum alloys. Metall. Trans., v. 13, p. 2271-2280, Dec. 1982.

YANG X. *et alii*. A continuous low cycle fatigue damage model and ets application in engeeneering materials. J. Fatigue, v. 19, p 687-692, 1998.



YEDONG, H., STOTT, F. H.. The effects of thin surface- applied oxide coating films on the selective oxidation of alloys. Corros. Sci., v. 38, n 07, p 8-10, 1998.

ZHOU X. *et alii.* Film formation and detachment during anodizing of Al-Mg alloys. Corros. Sci., v. 41, n. 7, p. 1599-1613, 1999.



