

UNESP

Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá

Guaratinguetá

1999



1110000452



CAPOTEX-4 NÃO
RISQUE O LIVRO

***"Comportamento Mecânico das
Ligas de Alumínio 7010-T74 e
7050-T74 de Aplicação
Aeronáutica"***

ANDRÉ LUIS MOREIRA DE CARVALHO

102

**CARO LEITOR NÃO
RISQUE O LIVRO**

COMPORTAMENTO MECÂNICO DAS LIGAS DE ALUMÍNIO 7010-T74 E 7050-T7451 DE APLICAÇÃO AERONÁUTICA

ANDRÉ LUIS MOREIRA DE CARVALHO

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

Orientador: Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald



Guaratinguetá

1999

452

452

Ficha catalográfica preparada na Seção de Aquisição e Tratamento da

Informação da Biblioteca – FEG/UNESP

Carvalho, André Luis Moreira de

**C331c Comportamento Mecânico das Ligas de Alumínio 7010-T74 e
7050S1-T74 de Aplicação Aeronáutica/André L. M. de Carvalho
Guaratinguetá, 1999**

120f.: il.; 30cm

Bibliografia: f.114-119

**Tese (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de
Engenharia de Guaratinguetá, 1999.**

Orientador: Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald

1. Fadiga. 2. Microestrutura I. Título

CDU 620.178.3

**“COMPORTAMENTO MECÂNICO DAS LIGAS DE ALUMÍNIO 7010-T74 e 7050-T74
DE APLICAÇÃO AERONÁUTICA”**

ANDRÉ LUIS MOREIRA DE CARVALHO

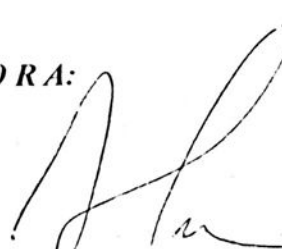
ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
“MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA”

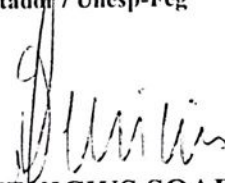
ESPECIALIDADE: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: PROJETOS E MATERIAIS

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


Prof. Dr. Luis Rogerio de Oliveira Hein
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


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


Prof. Dr. MARCOS VENICIUS SOARES PEREIRA
PUC-RJ


Prof. Dr. LINDOLEO ARAUJO MOREIRA FILHO
CTA/ITA

Abril de 1999

ANDRÉ LUIS MOREIRA DE CARVALHO

NASCIMENTO: 20 / 02/ 1962

FILIAÇÃO José Mendes de Carvalho
Emília Moreira de Carvalho

1987/1992 Curso de graduação :
Engenharia Mecânica UNITAU

1984/1997 Técnico do Laboratório de Ensaios
Mecânico CTA/ITA/IEM/IEMT



*À minha querida mãe Emilia Moreira de Carvalho (in
memorian) pela educação e formação moral.*

*Ao meu pai José Mendes e aos meus irmãos pelo
incentivo e compreensão.*

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Herman Jacobus Cornelis Voorwald, pela paciência, dedicação e principalmente o incentivo a auto estima ao me orientar, que no decorrer dos trabalhos, da simples relação orientador e orientado, tornou-se admiração e respeito de minha parte, resultando em sólida amizade;

Aos professores da UNESP/FEG pela dedicação demonstrada durante a convivência nos cursos por eles administrados, ao Prof. Dr. Luis Rogério O. Hein pela colaboração prestada durante as fases de fotografias, ao Prof.M.Sc. Ângelo Caporalli pela colaboração nos trabalhos de Auto-Cad;

Aos técnicos do UNESP/FEG/DMT Eli, Manoel e o tecnólogo Humberto, pelo apoio técnico prestado durante confecção das amostras por usinagem convencional e CNC e uso dos equipamentos;

A seção de pós-graduação às funcionárias Elisa e Regina pela dedicação prestada nos período de matrículas e término dos trabalhos;

Às funcionárias da Biblioteca da UNESP/FEG pela dedicação e paciência nos trabalhos de pesquisa dos periódicos;

À EMBRAER pelo fornecimento do trem de pouso Al 7010-T74 e a chapa Al 7050-T7451, e execução dos ensaios de tração;

À CONFAB pela execução do ensaio de impacto;

Ao DEMAR pela execução do ensaio de tração e tenacidade à fratura;

Ao CNPQ pela concessão da bolsa de estudo;

E todas as pessoas que de uma forma direta ou indiretamente, através de um simples sorriso, ou mesmo um bom dia, a troca de informações e discussões, contribuíram com o enriquecimento deste trabalho.



"Você não transformará o deserto em jardim de esperança, nem o charco em paraíso, a golpes apressados de boa intenção.

Para que recolha frutos, na árvore, é necessário aguardar a dádiva do tempo e esperar que cada espécie se repita.

Assim, também são as criaturas.

É possível que as suas sugestões encontrem guarida e apoio nos seus corações.

No entanto, convém não insistir demasiadamente.

Tudo tem o seu tempo.

As pessoas vivem nas faixas psíquicas de sintonia onde colocam as aspirações e mantêm os pensamentos.

Criando sempre, a força mental elabora as vibrações paredes, que limitam e aprisionam os dínamos psíquicos que as vitalizam.

Somente quem se agiganta no serviço de todos alarga indefinidamente o campo das percepções espirituais".

Marco Prisco

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS.....	
LISTA DE TABELAS.....	
RESUMO.....	
ABSTRACT.....	
1 INTRODUÇÃO.....	
1.1 - Considerações sobre a importância das ligas de alumínio na aviação.....	20
1.2 - Ligas de alumínio da série 7XXX.....	22
1.3 - Característica da liga Al 7010-T74.....	23
1.4 - Característica da liga Al 7050-T7451.....	23
1.5 - Proposição do trabalho.....	24
2 REVISÃO DA LITERATURA.....	25
2.1 - Evolução das ligas de alumínio.....	25
2.2 - Décadas de 1930 e 1960.....	26
2.3 - Décadas de 70.....	29
2.4 - Décadas de 80.....	31
2.5 - Décadas de 90.....	33
2.6 - Aplicações das ligas 2XXX e 7XXX.....	33
2.7 - Futuras aplicações da liga de alumínio - lítio.....	35
2.8 - Desenvolvimento de novas tecnologias para aviação.....	36
2.9 - Desempenho e propriedades exigidas nas estruturas principais das aeronaves.....	37
2.10 - Desempenho da fuselagem.....	37
2.11 - Desempenho da asa.....	38
2.12 - Critério de projetos nas propriedades requeridas.....	39

2.13 - Características microestruturais.....	40
2.14 - Fadiga.....	43
2.15 - Característica estrutural da fadiga.....	43
2.16 - Curva S/N.....	45
2.17 - Aplicação estatística em fadiga.....	45
3 MATERIAL E MÉTODO.....	47
3.1 - Materiais.....	47
3.2 Desenvolvimento experimental.....	48
3.2.1 - Liga de alumínio 7010-T74 (Perna do trem de pouso).....	48
3.2.2 - Liga de alumínio 7050-T7451.....	56
3.3 - Método.....	57
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	62
4.1 - Características microestruturais decorrentes aos processos de fabricação e tratamentos térmicos das ligas de alumínio da série de alumínio 7XXX.....	62
4.2 - Microestruturas das ligas Al 7010-T74 e Al 7050-T7451.....	66
4.3 - A importância da microestrutura anisotrópica no comportamento em fadiga das ligas Al 7010-T74 e Al 7050-T7451.....	69
4.4 - Análise dos resultados da liga Al 7010-T74.....	72
4.5 - Propriedades de tração da Al 7010-T74.....	72
4.6 Análises das Propriedades Mecânicas da liga Al 7050-T7451.....	75
4.6.1 Propriedade de tração da liga Al 7050-T7451.....	76
4.7 Análise das propriedades em fadiga das ligas Al 7010-T74 e Al 7050- T7451.....	77
4.7.1 - Fadiga por flexão rotativa da liga Al 7010-T74.....	77

4.7.2 - Fadiga por flexão alternada da liga Al 7010-T74.....	79
4.7.3 - Fadiga axial da liga Al 7010-T74.....	80
4.7.4 - Fadiga por flexão rotativa da liga Al 7050-T7451.....	93
4.7.5 - Fadiga por flexão alternada da liga Al 7050-T7451.....	95
4.7.6 - Fadiga axial da liga Al 7050-T7451.....	97
4.8 - Análise comparativa das propriedades mecânicas entre as ligas Al 7010-T74 e Al 7050-T7451.....	102
4.8.1 - Propriedades mecânicas de tração das ligas Al 7010-T74 e Al 7050-T7451.....	102
4.8.2 - Análise comparativa da resistência à fadiga por flexão rotativa das ligas Al 710-T74 e Al 7050-T7451.....	103
4.8.3 - Análise comparativa da fadiga por flexão alternada das ligas Al 7010-T74 e Al 7050-T7451.....	105
4.8.4 - Análise da resistência à fadiga axial da ligas Al 7010-T74 e Al 7050-T7451.....	106
5 - CONCLUSÃO.....	111
5.1 - Quanto a liga de alumínio 7010-T74.....	111
5.2 - Quanto a liga de alumínio 7050-T7451.....	112
5.3 - Quanto a comparação das ligas de alumínio 7010-T74 e 7050-T7451.....	112
6 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	114
7 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	120

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1 - Propriedades exigidas em aeronaves.....	21
Figura 1.1.a - Uso dos materiais nas estruturas de um avião.....	21
Figura 1.1.b - Distribuição em peso nos componentes.....	22
Figura 1.1.c - Forma dos produtos.....	22
Figura 2.1 - Economia de peso e propriedades mecânicas, no avião Lockheed.....	31
Figura 2.2 - Limite de escoamento e o primeiro ano de uso de várias ligas de alumínio.....	34
Figura 2.3 - Novas ligas de alumínio tratadas de uso no Boeing 777.....	35
Figura 2.4.- Tipos de facilitadores de bandas de deslizamento na liga de alumínio envelhecida.....	44
Figura 3.1 - Esquema do tratamento térmico empregado nas ligas de alumínio..	48
Figura 3.2.1 -Esquema do trem de pouso.....	49
Figura 3.2.2 - O componente da (perna) do trem de pouso.....	49
Figura 3.2.3 - O corte do trem de pouso por regiões (I, II, III e IV).....	50
Figura 3.2.4 - Corte das secções da região I.....	50
Figura 3.2.5 - Corte da região I, expandida.....	50
Figura 3.2.6 - Região II.....	51
Figura 3.2.7- Corte das secções na região III.....	51

Figura 3.2.8 - Corte da região III, expandida.....	52
Figura 3.2.9 - Corte das secções na região IV.....	52
Figura 3.2.10 - Corte da região IV, expandida.....	53
Figura 3.2.11 - Amostras retiradas nas secções da região I.....	54
Figura 3.2.12 - Os dois tipos de amostras retiradas da região IV.....	54
Figura 3.2.13 - Os cinco tipos de amostras retiradas das secções da região III..	55
Figura 3.2.14 - Os quatro tipos de amostras retirada da região IV.....	56
Figura 3.2.15 - Amostras retiradas ao longo do trem de pouso, para a realização do ensaios mecânicos.....	56
Figura 3.3.1 - Geometria da amostra para ensaio de tração.....	58
Figura 3.3.2 - Amostra de fadiga axial.....	59
Figura 3.3.3 - Amostra para ensaio de fadiga por flexão rotativa.....	60
Figura 3.3.4 - Amostra para ensaio de fadiga por flexão alternada.....	60
Figura 3.3.5 - Amostra para ensaio de tenacidade à fratura , K_{IC}	61
Figura 4.1 - Diagrama de fase da liga quaternária Al-Zn-Cu-Mg com 6% de Wt de Zn a uma temperatura de 460^0 C.....	64
Figura 4.2a - Fase intermetálica (Al_7Cu_2Fe e Mg_2Si) da Al 710- T74.....	65
Figura 4.2b - Fase intermetálica Al_7Cu_2Fe , Mg_2Si e Al_2CuMg (fase S) Al 7050-T7451.....	65
Figura 4.3 - Microestrutura da região I na direção longitudinal da liga Al 7010-T74.....	67

Figura 4.4 - Microestrutura da região I na direção transversal da liga Al 7010-T74.....	67
Figura 4.5 - Microestrutura da região IV na direção longitudinal da liga Al 7010-T74.....	68
Figura 4.6 - Microestrutura na direção longitudinal da liga Al 7050-T7451.....	68
Figura 4.7 - Microestrutura na direção transversal da liga Al 7050-T7451.....	69
Figura 4.8 - Curva de tensão x deformação Al 7010-T74.....	74
Figura 4.9 - Curva de tensão x deformação na direção longitudinal da Al 7050-T7451.....	76
Figura 4.10 - Curva de tensão x deformação na direção transversal da Al 7050-T7451.....	77
Figura 4.11 - Curva σ -N regiões I e III da Al 7010-T74.....	78
Figura 4.12 - Curva σ -N por flexão alternada da liga Al 7010-T74	79
Figura 4.13 - Curva σ -N nas regiões I, III e IV da liga Al 7010-T74.....	83
Figura 4.14 - Curva σ -N do conjunto das regiões da liga Al 7010-T74.....	84
Figura 4.15. Gráfico σ -N das regiões I, III e IV da liga Al 7010-T74.....	85
Figura 4.16 - Curva σ -N do conjunto das regiões da liga Al 7010-T74.....	86
Figura 4.17 - Gráfico σ -N das regiões I, III e IV da liga Al 7010-T74.....	87
Figura 4.18 - Curva σ -N do conjunto das regiões da liga Al 7010-T74.....	88
Figura 4.19 - Gráfico σ -N nas regiões I, III e IV da liga Al 7010-T74.....	89
Figura 4.20 - Curva σ -N nas regiões I, III e IV da liga Al 7010-T74.....	90
Figura 4.21 - Curva nas regiões I, III e IV da liga Al 7010-T74.....	90

Figura 4.22 - Curvas σ -N de fadiga axial, todas as razões de carregamento estudadas na liga Al 7010-T74.....	91
Figura 4.23 - Digrama de bloco da média e do desvio padrão de fadiga axial de R= 0.1 da liga Al 7010-T74.....	92
Figura 4.24 - Digrama de bloco da média e do desvio padrão de fadiga axial de R= -0.1 da liga Al 7010-T74.....	92
Figura 4.25 - Diagrama de bloco da média e do desvio padrão de fadiga axial de R= 0.3 da liga Al 7010-T74.....	93
Figura 4.26 - Diagrama de bloco da média e do desvio padrão de fadiga axial de R= -0.3 da liga Al 7010-T74.....	93
Figura 4.27 - Curvas σ -N por flexão rotativa na direções L e T da Al 7050-T451.....	94
Figura 4.28 - Curva σ -N por flexão alternada na direção L da Al 7050-T7451.....	96
Figura 4.29 - Curva σ -N por flexão alternada na direção T da Al 7050-T7451.....	96
Figura 4.30 - Curvas σ -N por flexão alternada nas direções L e T da Al 7050-T7451.....	97
Figura 4.31 - Curva σ -N de fadiga axial R=0.1, direção L da liga Al 7050-T7451.....	99
Figura 4.32 - Curva σ -N de fadiga axial R=-0.1, direção L da liga Al 7050-T7451.....	99
Figura 4.33 - Curva σ -N de fadiga axial, R=-0.1, direção T da liga Al 7050-T7451.....	100

Figura 4.34 - Curva σ -N de fadiga axial, R=-0,1, direção T da liga Al 7050-T7451.....	100
Figura 4.35 - Curvas σ -N de fadiga axial R=0.1, direções longitudinal e transversal da liga Al 7050-T7451.....	101
Figura 4.36 - Curvas σ -N de fadiga axial, R=-0.1, direções longitudinal e transversal da liga Al 7050-T7451.....	102
Figura 4.37 - Curvas σ -N por flexão rotativa comparativas com as regiões da liga Al 7010-T74 e as direções da liga Al 7050-T7451.....	104
Figura 4.38 - Curvas σ -N em fadiga por flexão rotativa comparativas entre o conjunto da liga Al 7010-T74 e as direções da liga Al 7050-T7451.....	105
Figura 4.39. - Curvas σ -N em fadiga por flexão alternada da liga 7010-T74 e Al 7050-T7451.....	106
Figura 4.40. - Curvas σ -N de fadiga axial comparativa das liga Al 7010-T74 com as da liga Al 7050-T7451 na direção L de R=0,1.....	107
Figura 4.41. - Curvas σ -N de fadiga axial comparativa das ligas Al 7010-T74 e AL 7050-T7451 na direção transversal de R= 0,1.....	108
Figura 4.42 - Curvas σ -N axial comparativas das ligas Al 7010-T74 e Al 7050-T7451 na direção L, de R= - 0,1.....	109
Figura 4.43. - Curvas σ -N axial comparativa das ligas Al 7010-T74 e da liga Al 7050-T7451 na direção transversal de R= - 0,1.....	110

LISTA DE TABELA

Tabela 3.1.1 - Composição química da liga de alumínio Al 7010.....	47
Tabela 3.1.2. - Composição química da liga de alumínio Al 7050.....	48
Tabela 4.1. - Resultados do perfil de dureza do componente da liga Al 7010-T74.....	72
Tabela 4.2 - Propriedades mecânicas de tração entre as regiões e respectivas secções da liga Al 7010-T74.....	73
Tabela 4.3. - Tabela de energia de impacto da liga Al 7010-T74.....	75
Tabela 4.4. - Resultados do perfil de dureza Vickers da liga Al 7050-T7451.....	75
Tabela 4.5 - Propriedades de tração da liga Al 7050-T7451.....	76
Tabela 4.6 - Resultados do ensaio de fadiga por flexão rotativa do componente trem de pouso da liga Al 7010-T74.....	78
Tabela 4.7 - Resultados do ensaio de fadiga por flexão alternada do componente trem de pouso da liga Al 7010-T74.....	79
Tabela 4.8 - Resultados dos ensaios de fadiga axial da liga Al 7010-T74.....	81
Tabela 4.9 - Resultados da média e do desvio padrão de fadiga axial da liga Al 7010-T74.....	91
Tabela 4.10. - Resultados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa da liga Al 7050-T7451.....	94
Tabela 4.11 - Resultados do ensaio de fadiga por flexão alternada da liga Al 7050-T7451.....	95
Tabela 4.12 - Resultados dos ensaios de fadiga axial da liga Al 7050-	





CARVALHO, A.L.M. *Comportamento Mecânico das Ligas de Alumínio 7010-T74 e 7050-T7451 de. Aplicação Aeronáutica* Guaratinguetá, 1999, 138p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia, Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista "Júlio de Mesquita Filho".

RESUMO

O presente trabalho estudou a influência da posição de retirada de amostras de duas ligas de alumínio de aplicação aeronáutica, através de ensaios estáticos, dinâmicos e comportamento de fadiga por flexão rotativa, axial e flexão alternada. A primeira liga Al 7010-T74 forjada do trem de pouso do avião AMX EMBRAER/EDE, foi dividido em regiões e secções e amostras foram preparadas e ensaiadas e posteriormente os resultados comparados. Na segunda liga Al 7050-T7451 laminada, as amostras foram retiradas das direções longitudinal e transversal. Considerando aspectos similares (composição química) entre as duas ligas, uma comparação de comportamento mecânico entre ambas foi realizado. Os resultados experimentais mostraram que a influência da posição de retirada das amostras nas regiões, associada a microestrutura anisotrópica, foi fundamental na diferenciação de comportamento de resistência à fadiga entre as regiões da liga Al 7010-T74 do trem de pouso. A melhor resistência à fadiga para a direção transversal da liga 7050-T7451 foi atribuída as barreiras microestruturais para esta direção. O melhor comportamento de resistência à fadiga para a liga Al 7010-T74 em relação a liga Al 7050-T7451 foi associado a maior fração volumétrica de partículas intermetálicas para a liga Al 7050-T7451 e uma microestrutura anisotrópica mais uniforme para a liga Al 7010-T74.

Palavras-chaves; Fadiga, Microestrutura, Ligas de Alumínio, Fração Volumétrica



CARVALHO, A.L.M. *Mechanical Behaviour of the Aluminum Alloys 7010-T74 and 7050-T7451 for Aeronautical Applications*: Guaratinguetá, 1999, 138p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia, Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista "Júlio de Mesquita Filho".

ABSTRACT

The present work studied the influence of samples position on two aluminum alloys used in aeronautical applications. Static, dynamic and fatigue tests, were performed with the aluminum alloy. The Al 7010-T74 alloy from the landing gear, was divided in regions and sections and samples were prepared and tested, with the objective to analyse the influence of position on the fatigue strength. For the Al 7050-T7451, the samples were prepared in the longitudinal and transverse directions. Considering similar aspects among the two alloys a comparison of mechanical behavior is accomplished. The experimental results showed that the influence of retreat position of the samples in the regions, associated with the anisotropic microstructure, was fundamental in the differentiation of the fatigue resistance behavior in the regions of the Al 7010-T74. The best fatigue strenght for the transverse direction on the Al 7050-T7451 alloy was attributed to the microstructural barriers for this direction. The best resistance behavior in the fatigue strenght for the Al 7010-T74 alloy in relation to Al 7050-T7451 alloy was due to the largest volume fraction of intermetallic particles associated for Al 7010-T74 alloy and an anisotropic microstructure more uniform for the Al 7010-T74 alloy.

Keywords: Fatigue, Microstructure, Aluminum Alloys, Volume fraction



CAPÍTULO I

1. INTRODUÇÃO

1.1 Considerações sobre a Importância das Ligas de Alumínio na Aviação

Os materiais sempre desempenharam um importante papel na elaboração de conceitos relacionados com a construção do avião. Antes da 1ª Guerra Mundial, a sua estrutura era constituída basicamente por madeira e tecido. Devido a escassez da madeira e, principalmente, as características básicas destes materiais como: anisotropia, absorção de umidade, instabilidade dimensional e vulnerabilidade, é que iniciou o domínio dos metais, principalmente as ligas de alumínio. O alumínio e suas ligas sempre foram considerados materiais aeronáuticos por excelência. A importância da produção e desenvolvimento das ligas de alumínio de alta resistência deve-se, inicialmente, à necessidade de produtos e materiais mais leves para a indústria aeronáutica¹.

A grande variedade de ligas comerciais de alumínio e de tratamentos térmicos fornece combinações específicas de resistência mecânica, tenacidade à fratura, resistência à fadiga, resistência à corrosão, soldabilidade e conformabilidade. Estas características aliadas a elevadas relações de resistência/ peso específico, fazem com que as ligas de alumínio sejam uma das melhores escolhas para diversas aplicações na engenharia e principalmente na indústria aeronáutica, onde as ligas quaternárias Al-Zn-Mg-Cu da série 7XXX foram desenvolvidas em grande escala para o uso em aplicações estruturais^{2,3,4}.

A figura 1.1.a mostra as propriedades que as ligas de alumínio tem que ter nos aviões de transporte, e as figuras 1.1(b, c e d) indicam porcentagens de utilização das ligas de alumínio e dos demais materiais em um avião de transporte civil, tipo Boeing 757e 767. Estas figuras também representam as

distribuições em peso destes materiais nas partes das estruturas e as formas dos produtos empregados ⁵.

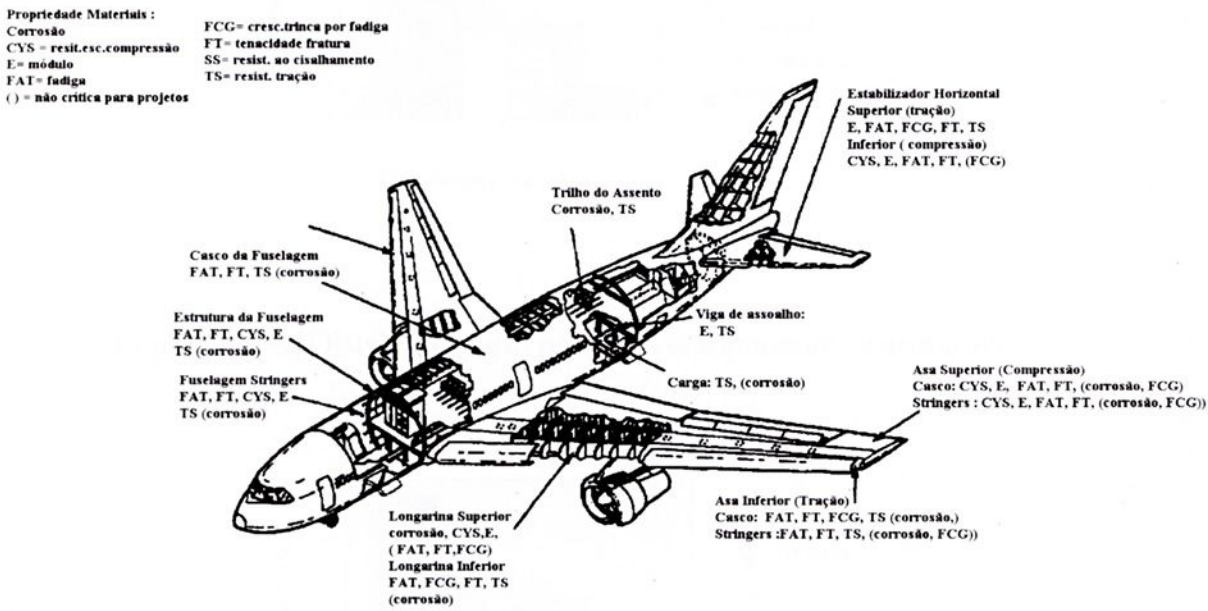


Figura 1.1.Propriedades exigidas em aeronaves ⁶

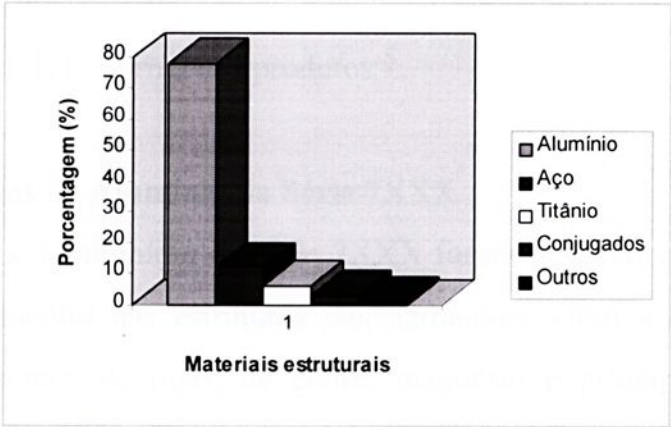


Figura 1.1.a Uso dos materiais nas estruturas de um avião ⁵.

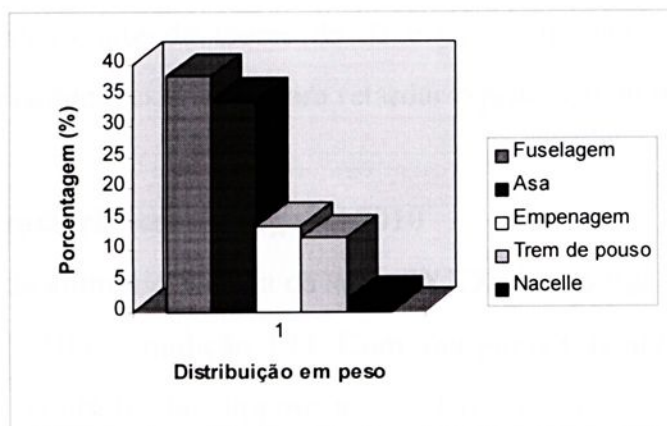


Figura 1.1. b. Distribuição em peso nos componentes estruturais ⁵.

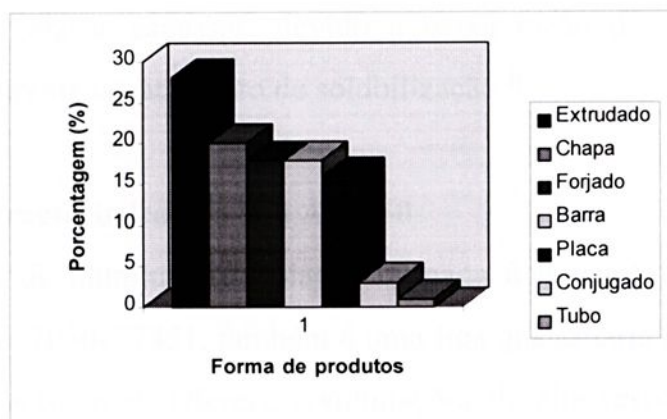


Figura 1.1. c. Forma dos produtos ⁵.

1.2 Ligas de Alumínio da Série 7XXX

As ligas de alumínio da série 7XXX foram desenvolvidas para terem um alto desempenho nas estruturas das aeronaves. Com a combinação de teores de elementos de ligas, de cobre, magnésio e principalmente zinco, formam a tradicional liga quaternária AL-Zn-Mg-Cu. Os elementos de liga Zn e Mg, com as devidas razões de proporções, são adicionados para formarem precipitados resistentes η e η' e produzir endurecimento por precipitação. O elemento Cu é adicionado com a finalidade de melhorar a resistência à

corrosão. As ligas contendo teores de Zr e Cr, combinam com o alumínio formando dispersóides resistentes para retardar o processo de recristalização ⁷.

1.3 Características da Liga Al 7010

A liga de alumínio forjada da série 7XXX, é uma liga quaternária com designação Al 7010 na condição T74. Com alta pureza de alumínio, a qual se segue um alto controle das impurezas de ferro e silício a níveis baixos, oferecendo uma combinação de alta resistência estática, resistência à corrosão sob tensão, tenacidade à fratura, e resistência ao ataque à exfoliação. A liga Al 7010 oferece também uma substancial vantagem sobre outras ligas resistentes, com relação a placas espessas, devido a baixa razão de sensibilidade ao resfriamento durante o tratamento de solubilização ⁸.

1.4 Características da liga Al 7050

A liga de alumínio (da placa laminada à quente) da série 7XXX, especificamente 7050-T7451, também é uma liga quaternária de aplicação nas estruturas das aeronaves. Oferece combinações de alta resistência mecânica com boa tenacidade à fratura e resistência à corrosão sob tensão, sendo uma liga de características similares a da liga Al 7010 ⁹.



1.5. Proposição do Trabalho

A proposição deste trabalho foi estudar a influência da posição de retirada de amostras relacionada a microestrutura anisotrópica. A partir de ensaios estáticos e dinâmicos, em duas ligas de alumínio de aplicação aeronáutica. A primeira liga um componente de uso aeronáutico, ou seja, uma (perna) de trem pouso do avião de caça AMX da EMBRAER/ EDE, confeccionado de liga de alumínio 7010-T74 forjada. O componente foi dividido em regiões e secções e amostras foram preparadas e ensaiadas e posteriormente os resultados comparados.

No caso da liga Al 7050-T7451, a influência da retirada de corpos de prova (longitudinal/ transversal) no comportamento em fadiga por flexão rotativa, axial e flexão alternada foi analisada. Considerando aspectos similares (composição química) entre as duas ligas, uma comparação de comportamento mecânico entre ambas finalizou o trabalho.

A variação no desempenho de comportamento mecânico foi quantificada e analisada considerando as alterações microestruturais oriundas dos processos para obtenção do componente. Os dados experimentais foram analisados utilizando-se a Distribuição de Weibull.

CAPÍTULO II

REVISÃO DA LITERATURA

*O homem só é eterno
quando seu trabalho
permanece.

2.1 EVOLUÇÃO DAS LIGAS DE ALUMÍNIO

O alumínio é um dos metais não-ferrosos mais produzidos no mundo. Sua utilização tornou-se viável através da evolução dos processos de fabricação e tratamentos térmicos. Em 1825 Hans Christian Oersted pela primeira vez obteve grânulos de alumínio em laboratório. Somente em 1886 foi desenvolvido por Hall-Heroult, o processo Bayer de obtenção da alumina e através da produção do metal pela eletrólise dos sais fundidos é que se conseguiu a obtenção do alumínio pelo processo eletroquímico de redução do metal¹⁰. O fator que determinou o avanço foi o entendimento da química e do processo eletroquímico de redução do metal. Em 1906, Alfred Wilm descobriu o método de endurecimento de uma liga Al-Cu através do tratamento de solubilização seguido de precipitação natural. A composição da liga era de 4% de Cu, 0,5% de Mg e Mn conhecida como duralumínio, sendo que anterior a esta data o alumínio era apenas utilizado na forma pura. A descoberta do endurecimento por precipitação proporcionou o início da utilização do alumínio em larga escala na indústria aeronáutica¹⁰. Em 1914, o duralumínio já era empregado pela primeira vez como material estrutural na fabricação de aviões¹¹. Um exemplo histórico foi o uso do duralumínio no Dirigível Zeppelin¹². Todas as outras ligas de Al-Cu-Mg tiveram a partir deste momento o seu desenvolvimento na forma de forjados, extrudados e produtos laminados nas estruturas das aeronaves.



2.2 Décadas de 1930 a 1960

De 1903 até 1930, o peso mínimo era o principal critério para a seleção dos materiais para aviação sendo todas as outras considerações secundárias. Anterior a 1940 foram desenvolvidas as ligas Al-Zn-Mg-Cu permitindo a obtenção de propriedades mecânicas mais uniformes e produtos relativamente finos devido, em parte, ao considerado processo especial termomecânico da época¹³.

De 1930 até 1960, a melhoria no desempenho e a redução de peso eram as principais metas a serem atingidas. Experimentos com diferentes quantidades de elementos de liga conduziram a um novo conhecimento das ligas forjadas da série AA 2XXX (Al-Cu-Mg/Si) usadas nas aplicações aeroespaciais. Os componentes estruturais foram feitos principalmente das ligas 2014-2024-2618 e a 2017 (antigo Duralumínio) para uso em rebites. As ligas 2214 e 2124 são derivadas das 2014 e 2024, respectivamente usadas, porque proporcionavam melhores tenacidade à fratura. As ligas 2618-2218-2219 foram reservadas para aplicações que apresentem boa resistência a fluência. O processo termomecânico aplicado na liga 2219 proporcionaram maiores combinações de propriedades de resistência-alongamento, particularmente na direção transversal de processo. A liga 2014 revelou ter melhores propriedades mecânicas do que a do tipo 2017, após o envelhecimento artificial. Outros experimentos resultaram na nova liga, a 2024, que atingiu altos valores de resistência ao escoamento em relação a condição 2017-T4 e, com pequenos valores de deformação a frio seguido de envelhecimento natural, obteve-se melhores ductilidades em relação a condição 2014-T6. Foi descoberto nas pesquisas que as ligas de alumínio contendo zinco e magnésio desenvolviam uma maior resistência nas propriedades mecânicas em relação aos outros elementos de liga, simplesmente adicionados anteriormente nas ligas da série 2XXX¹².

Em 1940 foi desenvolvida a liga 7075 que foi o primeiro produto a ser usado no avião B29 na condição T6, utilizado na 2ª Guerra Mundial. A liga de



alta resistência 7178, foi desenvolvida pouco depois da guerra e a condição T6 foi usada na estrutura superior da asa do Boeing 707¹³.

Em 1954 deu-se início a discussões relativas ao tema: tolerância ao dano, quando três aviões a jato (Comet), fabricados com a liga de alumínio do tipo 7075, explodiram em pleno vôo¹⁴. A causa das explosões foi atribuída a falha prematura por fadiga associada com a pressurização na fuselagem e com concentradores de tensão nas janelas e portinholas. Os produtos da série 7XXX-T6 não foram projetados segundo o critério da tolerância ao dano, e suas resistências mecânicas eram inferiores aos das ligas 2024-T3 e 2014-T6. Os fabricantes europeus proibiram o uso da série 7XXX e os EUA restringiram a fabricação e o uso destes produtos em aplicações onde tensões de tração eram predominantes. Com isso iniciou-se a fabricação de produtos mais espessos e resistentes ao crescimento da trinca por corrosão sob tensão para o uso nos grandes aviões, como as ligas 2024-T3, 7075-T6 e particularmente a 7079-T6. As condições T73 e T76 foram desenvolvidas antes da década de 60 para produzirem a liga do tipo 7075, que seria mais resistente a corrosão, ao trincamento por corrosão sob tensão e exfoliação por corrosão. Estes tratamentos térmicos envolvem envelhecimentos artificiais a baixas temperaturas, seguidos por altas temperaturas de envelhecimento. A baixa temperatura de tratamento produz uma distribuição homogênea dos precipitados que não dissolvem durante a altas temperaturas de tratamento. Altas temperaturas de tratamento produzem um super envelhecimento, ou seja, a resistência é reduzida comparada com a condição T6. Este duplo envelhecimento resulta em uma melhor combinação da resistência mecânica e resistência à corrosão em comparação ao simples envelhecimento. Durante o tratamento de super envelhecimento o cobre continua a precipitar nos contornos de grãos^{15,16}. A melhoria na resistência a corrosão é acompanhada pela queda da resistência mecânica comparada com a condição T6, durabilidade e considerações de fadiga foram requeridas na diminuição no peso durante as década de 50 e 60.



Associado com a melhoria no desempenho realizou-se nos anos 60 pesquisas objetivando vôos mais rápidos, surgindo então dois principais programas (Soviético e Inglaterra-França), iniciados em 1962 para desenvolver o projeto do avião supersônico comercial para voar a mais de 2 Mach. O avião desenvolvido pelos ingleses e franceses (o Concorde) foi projetado para 50.000 horas de vôo, sendo que 20.000 horas para serem utilizadas a velocidades máximas de 2 Mach¹⁷. O motivo foi que a combinação de temperaturas moderadas e o efeito das tensões em longos períodos de vôo (perda da resistência) com o efeito da fluência, a velocidade máxima de 2 Mach era o permitido para a liga de alumínio endurecida por envelhecimento nos primeiros projetos estruturais. O hidumínio(liga à base de alumínio) RR.58, que era um composto de liga de Al-Cu-Mg-Ni-Fe desenvolvida durante a 2ª Guerra para ser usada em componentes forjados para motores de turbina a gás, foi escolhida como sendo a principal liga para uso na fuselagem devido a propriedades de resistência a altas temperaturas. Consideráveis modificações foram necessárias em relação a liga original, para um correto desempenho do transporte supersônico no meio ambiente. Isto incluiu controle rigoroso dos teores de silício e o balanço de adições de ferro e de níquel para minimizar as quantidades de fases primárias contendo Cu/Fe e Cu/Ni. A modificação da liga RR.58 para o Concorde não teve somente o controle rigoroso das composições para otimizar a resistência, mas também teve o controle rigoroso do tamanho de grão para otimizar a resistência a fluência (grãos grandes) e ainda para prevenir o efeito casca de laranja (deformações localizadas). Para uma melhoria na resistência a corrosão, a liga foi revestida com uma liga de alumínio com 1% de zinco. Um trabalho prévio a frio de envelhecimento foi restringido para no máximo de 1% de deformação, mesmo que pesquisas indicassem que um acréscimo no trabalho a frio após solubilização teria um efeito adverso na resistência a fluência¹⁸.

2.3 Década de 70

Estudos no campo da análise da mecânica de fratura linear elástica nos anos 60 revelaram a necessidade de melhoria na combinação da resistência e da tenacidade à fratura das liga de alumínio. Em 1978, na construção de novos aviões era exigida uma garantia dos fabricantes que trincas de fadiga deveriam ser detectadas antes de alcançarem seus tamanhos críticos, evitando assim a falha catastrófica¹⁹. O comprimento crítico da trinca e o seu crescimento por fadiga eram características importantes da liga 2024-T3 que proporcionavam adequada segurança com um intervalo econômico de inspeção; no entanto, a resistência ao escoamento decrescia afetando diretamente no peso. A menor tenacidade à fratura e a menor resistência ao crescimento da trinca por fadiga da liga de alta resistência do tipo 7075-T6, restringiam o seu uso nas aplicações onde predominavam os carregamentos por tração. O aperfeiçoamento das ligas de alumínio impulsionou os desenvolvimentos de novas ligas forjadas da série AA7XXX (Al-Zn-Mg-Cu) durante os anos 70, que incluem: ligas que desenvolvessem alta resistência mecânica e alta ductilidade na direção transversal e na espessura de processo relativo a liga 7079-T6; produtos com boa resistência a corrosão sob tensão na direção transversal; uma liga que desenvolvesse a resistência da 7075-T6 com a resistência a exfoliação por corrosão da 7075-T6; uma liga que desenvolvesse resistência aproximada da liga 7075-T6, tenacidade à fratura da liga na condição 2024-T3, boas características da resistência ao crescimento de trinca por fadiga para proporcionar intervalos econômicos de inspeção e uma adequada resistência a exfoliação por corrosão.

A liga 7050-T74 foi desenvolvida para preencher a necessidade de um material que desenvolvesse alta resistência na direção da espessura, boa resistência a exfoliação por corrosão e trinca por corrosão sob tensão e boa tenacidade à fratura e características de fadiga. A substituição de 0,1% de Zr por 0,2% de Cr na liga 7075 minimizou a sensibilidade ao resfriamento e melhorou a propriedade de tenacidade à fratura. O equilíbrio de fase diminui a



tenacidade à fratura e a capacidade de endurecimento por envelhecimento, devido a não nucleação dos dispersóides de zircônio e cromo durante o resfriamento. Entretanto, os átomos de soluto que não se dissolvem durante a solubilização, estão disponíveis para formar precipitados resistentes durante o tratamento de envelhecimento. Isto é muito importante desde que a liga 7050 contenha um aumento de teor de cobre em comparação a liga 7075. O aumento do teor de cobre bem como uma ligeira modificação da razão zinco/magnésio melhora as propriedades de resistência a corrosão. O super envelhecimento da liga 7050 possibilita que esta tenha uma boa resistência à corrosão e um limite de resistência semelhante ao da liga 7075. As placas e os forjados da liga 7050-T74 são os novos produtos padrões de materiais de seção espessa na aviação e a placa de 7050-T76 e as extrudadas, tem muitas aplicações. As ligas 7049 e a 7010 foram desenvolvidas no mesmo período, mas a baixa combinação da resistência e do trincamento por corrosão sob tensão fizeram com que tivessem poucas aplicações.

As ligas de placas laminadas e extrudadas para o uso na asa foram desenvolvidas para economizar no peso dos aviões Boeing 757 e 767. Para a estrutura inferior da asa foram desenvolvidas a placa de 2324-T39 e a extrudada 2224-T351X. A composição química da liga 2024 foi modificada para aumentar a tenacidade à fratura pela diminuição da fração volumétrica das partículas dos constituintes intermetálicos. As resistências ao escoamento das placas foram aumentadas pelo aumento significativo da quantidade de trabalho a frio após solubilização, enquanto a resistência do extrudado reforçado foi aumentada pela manutenção da deformação da textura desenvolvida durante a extrusão pelo controle do processo termomecânico. A liga 7475 foi a primeira liga de alumínio desenvolvida para proporcionar a melhoria da tenacidade à fratura. Em relação a liga 7075, este material tem menores quantidades das impurezas de ferro e silício, menores teores de cromo e modificações nas quantidades de zinco, magnésio e cobre. Consequentemente, serão reduzidas a fração de volume da fase primária, os



constituintes grosseiros e os dispersóides, que atuam como pontos de iniciação e propagação das trincas. Processos especiais são incluídos para controlar a distribuição das partículas e a obtenção de estruturas metalúrgicas que resistam a iniciação e propagação das trincas. A chapa da liga 7475-T6 foi a primeira a ser usada na aviação militar européia e em seguida a placa da liga 7475-T76 já estava sendo usada pelos aviões militares da Força Aérea dos Estados Unidos.

2.4 Década de 80

Nos anos 80, com aumento dos custos dos combustíveis, o valor de mercado associado com o aumento da taxa de aterrissagem resultaram na necessidade de redução de peso. Um estudo comercial foi feito para determinar quais os melhoramentos nas propriedades que dariam maior impacto na economia no peso¹⁸. Este estudo mostrou que a redução na densidade era mais vantajosa e adições de lítio teriam maiores influências na redução na densidade do alumínio do que a melhoria das propriedades mecânicas como mostra figura 2.1, que ilustra o programa de desenvolvimento da liga alumínio-lítio que foi iniciado na Grã-Bretanha.

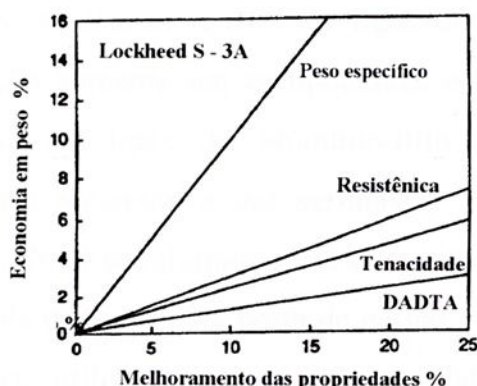


Figura 2.1. Economia de peso e propriedades mecânicas, no avião da Lockheed¹⁴.

Embora a liga alumínio-lítio 2020 tenha sido desenvolvida nos anos 50 e usada na estrutura da cauda e na asa do avião de reconhecimento RA5C, houve uma dificuldade enorme na sua fabricação e na baixa propriedade de tenacidade à fratura, tendo sido retirada do mercado²⁰. Em 1960 Fridlyander desenvolveu a liga Al-Li-Mg de baixa densidade (com designação 1420). A produção comercial da liga 1420 iniciou-se em 1971 tendo sido o material escolhido para ser usado na fuselagem e na cadeira do piloto do avião supersônico MIG 29, devido a sua boa soldabilidade. Várias ligas contendo teores acima de 2% de lítio foram desenvolvidas, mas três destas (2089, 8090 e 2091) tiveram suas aplicações limitadas na aviação militar e comercial na forma de chapas, placas ou extrudadas devido o seu peso médio. A liga 8090 foi usada no programa de demonstração tecnológica nas regiões da barriga e no plano de comando (cerca de 80kg no total) pela Bristish Aerospace EAP que voou em 1986. Os outros dois programas de demonstração tecnológica tiveram maiores evoluções na liga de alumínio-lítio. O Douglas F15SMTD da McDonnell teve os painéis da asa superior usinados com placa da liga 8090 e o francês Raphael aperfeiçoou uma liga de Al-Li para a estrutura da fuselagem do avião. Possíveis problemas técnicos, tais como: excesso de anisotropia nas propriedades mecânicas, corrosão sob tensão e trincas nos furos durante a colocação dos rebites, resultaram que estas ligas de alumínio-lítio fossem evitadas, com aplicação somente em componentes estruturais de aviões de transporte de cargas. As ligas de alumínio-lítio foram aplicadas nos componentes estruturais secundários das aeronaves. A McDonnell Douglas Aerospace usou a liga 2090 em algumas partes no avião cargueiro o C-17 tais como: rampa de descida de cargas, na porta de cargas e em outras aplicações. A Bristish Aerospace utilizou a liga 8090 na fabricação de estrutura secundária na asa do avião Airbus A340 e alcançou uma economia de 50kg no peso²¹.



2.5 Década de 90

Em 1990, com uma frota de aviões velhos surgiu a necessidade de uma nova técnica de enfoque, a da melhoria da tolerância ao dano e da resistência à corrosão. Nos anos 80 e 90 o aspecto principal foi o custo das transações comerciais; ou seja, custo de aquisição, o qual inclui o custo de fabricação e controle ambiental, custo de manutenção causado pela variedade de materiais utilizados, defeitos, etc. Além da alta resistência específica, da tolerância ao dano e da resistência à corrosão, novos materiais teriam que ser acessíveis a novos métodos de fabricação com um baixo custo. Consequentemente, o desafio foi desenvolver materiais com melhoramentos no desempenho estrutural. Isto exige um completo sincronismo entre materiais produzidos, projetos das estruturas das aeronaves, análises, fabricação e custo de exportação para que as propriedades dos materiais possam estar com uma tolerância de aplicação desejada.

A maioria das recentes ligas de alumínio desenvolvidas está associada com o custo; ou seja, redução de custo total das transações. Felizmente, o aperfeiçoamento das novas ligas está associado também com o aperfeiçoamento das aeronaves²².

2.6 Aplicações das ligas 2XXX e 7XXX

A maioria dos recentes materiais em uso no casco da fuselagem dos Boeing 777, são das ligas 2XXX-T3 (chamado pela ALCOA de C-188). O material foi desenvolvido para apresentar uma resistência mecânica e uma tenacidade à fratura com melhores desempenhos na fuselagem dos Boeing. Sabe-se que o crescimento das trincas por fadiga pode ocorrer de forma muito rápida neste material e a chapa alclad 2024-T3 tem um alto valor de tenacidade à fratura, K_{IC} , superior a $22\text{MPa } \sqrt{m}$ e maior resistência ao crescimento de trinca por fadiga.

Um novo processo de obtenção da liga 7150 resultou na liga 7150-T77, que oferece uma alta resistência com durabilidade, tolerância ao dano e



boa usinabilidade, maior do que a liga 7150-T76. A liga extrudada 7150-T77, foi selecionada para ser usada na fuselagem superior e inferior nas linhas dos novos jatos 777, devido a sua excelente combinação de resistência à corrosão, tenacidade à fratura e características de corrosão sob tensão. Estas ligas também estão sendo usadas no novo C-17 de transporte de carga. A liga 7150-T77 tem melhores propriedades de tenacidade à fratura, atribuída ao controle da fração volumétrica das partículas intermetálicas grosseiras e da estrutura de grãos não recristalizados, enquanto que a combinação da resistência e a característica de corrosão são atribuídas ao tamanho e a distribuição do teor de cobre e de precipitados resistentes. Esses precipitados tem duas finalidades; homogeneização da deformação causada pela concentração de tensões nos contornos de grãos e minimização da diferença eletroquímica entre a matriz e os contornos de grãos.¹⁸

A implementação da condição T-77 para liga 7150 surgiu do desenvolvimento de novos produtos da série 7XXX para estruturas em carregamento de compressão. O envelhecimento da condição T-77 proporciona uma microestrutura com contornos de grãos refinados que são resistentes à fratura e corrosão intergranular. A figura 2.2 mostra as várias ligas de alumínio usadas nos aviões comerciais e militares e a figura 2.3 apresenta as novas ligas de alumínio no Boeing 777, com uma economia significativa no peso da estrutura.

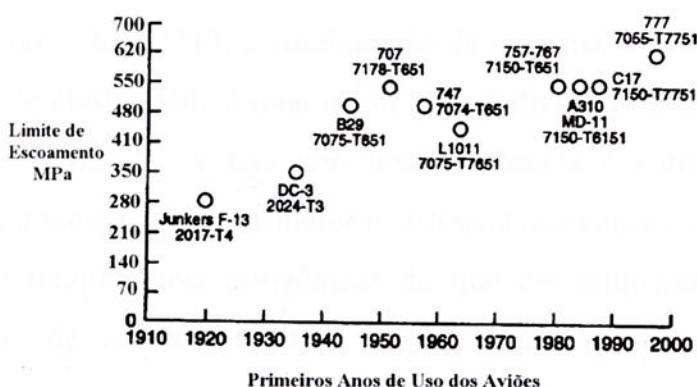


Figura 2.2. Limite de escoamento e os primeiros anos de uso de várias ligas de alumínio¹⁸.

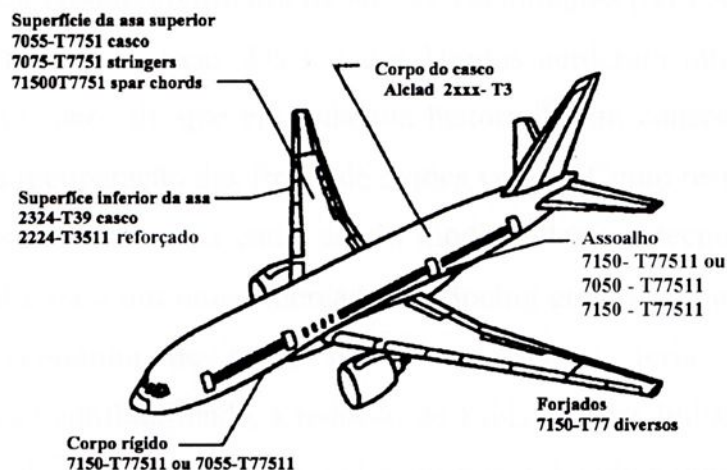


Figura 2.3 Novas ligas de alumínio tratadas utilizados no Boeing 777¹⁸.

2.7 Futuras Aplicações da Liga Alumínio - Lítio

As mais recentes ligas de Al-Li estão sendo desenvolvidas com menores concentrações de lítio do que as anteriores 8090, 2090 e 2091. Estas ligas não tiveram os problemas técnicos (excesso de anisotropia, corrosão sob tensão etc) como as ligas anteriores. A primeira da nova geração de ligas foi a Weldalite 049²³, contendo uma alto limite de escoamento (700MPa) e um alongamento de 10%; é um refino da liga original 2195 e está sendo usada nos tanques de criogenia do veículo espacial dos EUA. A liga 2195 oferece muitas vantagens sobre a liga 2219, a combinação de uma maior resistência com um alto módulo de elasticidade e uma baixa densidade proporciona uma economia significativa no peso²⁴. A liga tem boa resistência à corrosão, excelentes propriedades a fadiga, tem uma maior resistência mecânica e maior tenacidade à fratura em temperaturas criogênicas do que em temperaturas ambientes, características de conformabilidade e pode ser soldada com precauções próprias.

2.8 Desenvolvimento de Novas Tecnologias para Aviação

As linhas aéreas dos Estados Unidos perderam muito mais dinheiro nos últimos anos do que em toda sua história¹⁸. Em consequência, pouco se gastou na recuperação das frotas de aviões velhos. Como resultado, as grandes estruturas das aeronaves estão sendo modificadas em tecnologia, na direção ambiental e para um único mercado. A Boeing constatou que, para contribuir para a economia de custo das linhas aéreas, teria que melhorar a manutenção/confiabilidade, a redução de aquisição das linhas aéreas e o custo operacional²⁵. Os novos aviões 777 contribuem devido a ótima combinação da resistência mecânica e resistência à corrosão, da economia do custo de usinagem pelo aumento da utilização de tratamentos de alívios de tensões nas placas espessas, em alguns casos em placas forjadas que não tiveram alívio de tensões. A melhoria na economia em união com a alta confiabilidade é a exigência primordial para o desenvolvimento da aviação. A estrutura deverá ter uma longa vida, baixo peso e uma exigência mínima no custo de manutenção. A tendência também é minimizar o número de partes integrantes nos aviões. As próximas gerações de linhas aéreas a jato contarão com menos crescimento da estrutura e considerável aumento de parte integral de estrutura. Esta necessidade pode ser encontrada por :

- placas espessas (>22mm) que desenvolvessem resistência à fadiga e características de fratura equivalentes as placas menos espessas.
- ligas fundidas e processos que melhorem as propriedades similares as das atuais ligas forjadas em secções de tamanho desejadas pelos clientes.
- forjamento com aumento ou controle do desempenho de usinagem.
- soldabilidade ou solda forte de chapas para o casco da fuselagem.

Atualmente há inúmeras tecnologias em estudo que poderiam ter um impacto no projeto e fabricação das futuras aeronaves. Ligas de alumínio forjadas com alta resistência, novas ligas Al-Li para redução de peso, ligas Al-Mg-Sc resistentes à corrosão, no corpo da fuselagem para redução de peso e melhorar a durabilidade e manutenção, chapas de liga da série 7XXX

resistentes à corrosão, ligas envelhecidas conformadas no formato do casco da asa para redução de custo, placas de 7050 com espessuras (> 260 mm) livres de tensões residuais por usinagem para reduzir custo, baixas tensões residuais dos forjados das ligas da série 7XXX para redução de custo. É importante salientar os materiais laminados ARALL (laminado de alumínio com aramid híbrido), GLARE (alumínio híbrido e fibra de vidro laminado) para redução de peso e manutenção e melhor durabilidade. Este laminado consiste em alternar chapas finas de alumínio com adesivo impregnados com aramid ou fibra de vidro, obtendo um composto com uma combinação de alta resistência e excelente resistência a fadiga, similar a matriz compósito epoxi¹⁸.

2.9 Desempenho e Propriedades Exigidas nas Estruturas Principais das Aeronaves.

A indústria aeroespacial exige um controle muito rigoroso na seleção de materiais que serão utilizados na fabricação dos aviões. Uma vez conhecidas o serviço e as fases presentes no vôo, o projeto deve levar em consideração partes distintas do avião. Esta distinção se faz necessária, uma vez que diferentes critérios para seleção de materiais serão empregados em diferentes partes do avião. O desempenho das propriedades pode ser efetivo somente em parte da estrutura, ou seja, o aumento da resistência estática é útil somente em regiões de elevada intensidade de carregamento, como na asa; em regiões de moderado carregamento, a rigidez é o principal critério de projeto e em regiões levemente carregadas a consideração importante é a perda de espessura por corrosão superficial, enquanto que a densidade do material é importante em qualquer parte do avião.

2.10 Desempenho da Fuselagem

A fuselagem é um mono-casco feito para suportar em sua estrutura a pressão interna de tração (pressurização) e cargas de cisalhamento; a carcaça circunferencial mantém a forma da fuselagem e redistribui as cargas no casco.



A fuselagem pode ser dividida em três áreas: corpo cilíndrico, lateral e traseiro. As cargas predominantes durante o voo são de tração no corpo cilíndrico, cisalhamentos na lateral e compressão no fundo. Essas cargas são causadas pela flexão da fuselagem devido ao carregamento na asa durante o voo e pressurização da fuselagem. O taxiamento causa compressão na frente e tração no fundo, entretanto essas tensões são menores que durante o voo. As propriedades importantes são resistência, módulos de Young, crescimento de trinca por fadiga, tenacidade à fratura e corrosão, sendo que a tenacidade à fratura é o fator de maior consideração no projeto¹⁸.

Os componentes do trem de pouso devem ser fabricados com materiais que apresentem os mais elevados níveis de resistência estática, resistência à fadiga de baixo ciclo, e tenacidade à fratura. Uma vez que componentes críticos são geralmente forjados e tratados termicamente, existe também a necessidade de uma boa resistência à corrosão sob tensões²⁶.

2.11 Desempenho da Asa

Uma asa é essencialmente uma viga que transmite toda a aplicação da carga do ar para a região central da fuselagem do avião, que recebe as cargas internas de pressão do combustível, cargas do trem de pouso, o peso da asa durante a aterrissagem e cargas do bordo de fugas e de ataque. As asas estão submetidas aos mais elevados níveis e das mais complexas variações de tensões. A superfície superior da asa estará em compressão durante o voo e de tração durante o taxiamento. No entanto, as propriedades do material que influenciam no projeto na superfície superior da asa são resistência ao escoamento e módulo de elasticidade em compressão, enquanto que as propriedades estáticas que influenciam na superfície inferior da asa são resistência à tração, resistência ao escoamento e módulo de elasticidade à tração. A asa está sujeita também a cargas flutuantes durante o voo e taxiamento. A aerodinâmica do perfil de ataque e bordo de fuga é usada para aumentar o desempenho das aeronaves e reduzir a velocidade de decolagem e

aterressagem. Fadiga, flexão e resistência a chuva de granizo são itens considerados de suma importância na seleção de materiais e projeto de aeronaves¹⁸.

2.12 Critério de Projeto nas Propriedades Requeridas

Uma consideração fundamental para a escolha de um conjunto de propriedades importantes nos projetos da indústria aeronáutica, e que os materiais devem possuir para se evitar a fratura catastrófica da estrutura, é a criação de uma estratégia básica de projetos nos quais as ligas selecionadas serão aplicadas. Um critério de projeto é denominado de duração garantida ou vida segura "safe life", enquanto outro critério é baseado na fratura controlada ou falha segura "fail safe". Estes critérios não são usados isoladamente, cada aplicação vai requerer um plano de controle de fratura para se chegar a um critério racional e de custo razoável para o projeto, a fabricação e a manutenção de estruturas confiáveis. O critério de vida segura baseia-se na hipótese de que o material utilizado não contém trincas, ou pelo menos, que está sujeito a tensões aplicadas suficientemente baixas para não provocar propagação de trincas se estas existirem. O critério procura garantir que, para a tensão aplicada na estrutura, não haverá fratura brusca durante a vida útil para a qual o componente ou estrutura foi projetado. Este critério trata do estudo do comportamento inicial do processo de fadiga. Isto implica que a vida de uma estrutura pode ser prevista antes mesmo do seu término, para que a estrutura possa ser substituída ou retirada de uso.

O critério de falha segura ou tolerância ao dano considera a proteção total contra trincas; é essencialmente o estudo de propagação de trinca por fadiga e usa os conceitos de Mecânica da Fratura. Este método baseia-se na hipótese de que a estrutura contém algum defeito, mas que continuará a trabalhar satisfatoriamente, mesmo com a presença do mesmo. O projeto deve garantir que a propagação das trincas não conduzirá à completa falha estrutural, quer por escoamento geral ou por fratura frágil. O controle é feito



através de inspeções periódicas com a finalidade de detectar trincas em seu tamanho mínimo, de maneira a controlar as mesmas antes que elas se propaguem completamente ao longo da vida útil do componente estrutural^{27,28,29}.

2.13 Características Microestruturais

Muitos fatores que controlam a resistência a fadiga dos metais estão associados ao controle das propriedades e características microestruturais tais como: coerência, fração de volume e distribuição de precipitados resistentes

Estes se formam de maneira intencional durante o tratamento de envelhecimento e de forma não intencional na solubilização. Os tamanhos dos precipitados são normalmente de 1-10 nm. O envelhecimento ou tratamento térmico de precipitação das ligas aeronáuticas produz três tipos de precipitados na matriz:

- ◆ Zona Guiner-Preston (G-P)
- ◆ Precipitados metaestáveis
- ◆ Precipitados estáveis

A zona de G-P são finas, com grupos de elementos de soluto coerente que tem a mesma estrutura cristalina da matriz. As zonas G-P são, normalmente, precursores de precipitados metaestáveis. A forma e o plano onde se localizam os precipitados metaestáveis dependem do balanço entre a energia de deformação e a energia livre interfacial. Eles nucleam, primeiramente, dentro de cada matriz homogênea ou heterogênea em grupos de vazios e menos freqüente em discordâncias.

Precipitados metaestáveis normalmente tem uma estrutura cristalina que é diferente à da matriz e são completamente coerentes. Eles tem discordâncias desajustadas ao longo da interface, aos quais não são completamente coerente. São maiores que a zona G-P e, muitas vezes, se formam pela transformação da zona G-P. Eles também podem nuclear na discordância e em locais de nucleação de sistemas Al-Cu-X.

Precipitados estáveis são maiores e mais distribuídos. Podem se formar pela transformação dos precipitados metaestáveis, podem também nuclear em discordâncias e nas interfaces de contornos de grãos e subgrãos e na interface entre outras partículas e a matriz. Seu tamanho aumenta muito mais em discordância desajustada e deve ser introduzida em certas interfaces para manter o grau de coerência.

b) Tamanho e a distribuição das partículas de dispersóides

Estes se formam durante o pré aquecimento do lingote por precipitação dos elementos de transição como cromo, magnésio ou zircônio, $\text{Al}_{12}\text{Mg}_2\text{Cr}$, $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$, $\text{Al}_{12}\text{Mn}_3\text{Si}$ e Al_3Zr , respectivamente. Eles estão presentes para controlar a estrutura dos grãos e o grau de recristalização. O tamanho dos dispersóides é de 10-200 nm. Entretanto, devido ao baixo coeficiente de difusão do zircônio no alumínio, o dispersóide Al_3Zr é uma partícula grosseira e altamente resistente. As estruturas cristalinas dos outros dispersóides não são cúbicas, são mais largas e menos resistentes e grosseiras a altas temperaturas. Todas essas partículas são suficientemente resistentes, entretanto, seus tamanhos permanecem estáveis após o pré aquecimento dos lingotes, e menos estáveis durante o subsequente tratamento térmico que é realizado muito acima da temperatura do tratamento de solubilização.

c) Grau de recristalização

O grau de recristalização está diretamente ligado aos processos de fabricação. Com o processo de deformação a altas temperaturas, as discordâncias se rearranjam no interior da estrutura de subgrãos pelo processo conhecido como recuperação dinâmica³⁰. Com a diminuição da temperatura, aumenta a taxa de deformação e há um aumento da energia armazenada, provocando um aumento da população de subgrãos, diminuição no seu tamanho e conseqüente aumento da densidade de discordâncias. Durante o tratamento de solubilização a energia de deformação armazenada faz com que se inicie o processo de rescristalização. Mas essa tendência tende a ser barrada pelas partículas de dispersóides que migram nos contornos de grãos. As ligas

de alta resistência são normalmente fabricadas a altas temperaturas para minimizar a tensão de fluxo, nas placas grossas e na maior parte dos forjados e extrudados grossos. Entretanto, o grau de recristalização em placas e forjados aumenta a medida que diminui suas espessuras, porque a temperatura de deformação diminui durante o trabalho à quente^{18,31}.

d) Tamanho e a forma do grão

O tamanho e a forma do grão depende do processo de fabricação e pela influência do refinamento de grão no lingote. Durante o trabalho à quente, os grãos deformados são equiaxiais, sua forma depende da deformação e processo empregado. A forma de recristalização dos grãos depende também da composição química bem como do processo de fabricação. Consequentemente, a morfologia dos grãos deformados pode ser conservada no final da recristalização.

e) Partículas de constituintes intermetálicos

Estas se formam pela reação eutética durante a solidificação, com as impurezas do ferro e silício. Devido a baixa solubilidade do ferro no alumínio, são reduzidas sua quantidade pelos elementos de liga formando partículas constituintes insolúveis contendo ferro. O silício tem apreciável solubilidade no alumínio, mas a presença do elemento magnésio diminui sua solubilidade. O tamanho e a forma de distribuição das partículas constituintes insolúveis são controladas pela razão de solidificação do lingote, composição química, a extensão e a natureza do volume de deformação. O tamanho das partículas diminui com o aumento da razão de solidificação, bem como a porcentagem de ferro e silício diminuem e a taxa de deformação aumenta. Nas placas espessas, as partículas intermetálicas são grosseiras e distribuídas de forma heterogênea enquanto que, quanto mais fina for a chapa, maior será a homogeneização de distribuição das partículas. Os produtos forjados, usualmente envolvem várias direções de trabalho; as partículas nos forjados são distribuídas mais uniformemente do que em placas de mesma espessura. Geralmente o tamanho das partículas está entre 1-30 μm ^{18,31}.



2.14 Fadiga

Fadiga é essencialmente um fenômeno, pelo qual um material submetido a um carregamento cíclico, por um período, se caracterize pela sua falha, através do processo gradual do dano acumulativo, ou seja, surgimento de microtrincas a uma tensão inferior ao seu limite de escoamento. Sob certas condições normais de carregamento, as trincas de fadiga se iniciam em singularidades que se encontram na superfície ou logo abaixo da mesma, tais como: riscos, mudanças bruscas de seção, inclusões, contornos de grão fragilizados. Portanto, a falha dos metais por fadiga é causada pelo início e crescimento de uma trinca dominante na estrutura. Em geral as trincas por fadiga se formam e propagam ao longo de uma banda de deslizamento persistente na superfície do metal e desaceleram quando elas se aproximam de barreiras microestruturais, tais como; uma inclusão não metálica, partículas de segunda fase dura, ou contornos de grãos. A trinca pode ficar temporariamente ou permanentemente parada nas barreiras microestruturais, dependendo do nível de tensão aplicada^{32,33,34,35}.

2.15 Característica Estrutural da Fadiga

A resistência à fadiga dos metais pode ser definida como sendo a resistência que o metal oferece à nucleação e propagação da trinca, através das intensidades e espaçamentos das barreiras microestruturais do metal³⁶. Uma consideração estrutural marcante na fadiga é o fato das trincas geralmente terem início numa superfície livre, envolvendo sempre uma interface, como por exemplo, superfície dos metais, onde normalmente ocorrem as máximas tensões.

Nos monocristais esta fase inicial do aparecimento da trinca pode levar um tempo considerável, enquanto que, nos metais policristalinos pode-se assumir com segurança que a fase de início da trinca não existe³⁶. Isto se deve ao fato de que, a superfície de um componente estrutural de engenharia envolve aproximadamente 10^6 grãos/cm² e uma variedade de características de



concentradores de tensões na superfície, e isto incluem contornos de grão, pontos triaxiais, marcas de usinagem, inclusões com superfícies quebradiças, e grandes entalhes, que separadamente, ou em uma variedade de combinações podem imediatamente dar início a uma trinca. Esta trinca se propagará até ser desacelerada por uma barreira microestrutural ou uma redução do campo de tensão x deformação, ou ambas. Este mecanismo para a iniciação de uma trinca de fadiga está de acordo com as constatações de que as trincas de fadiga começam nas superfícies, através da formação de ressaltos e reentrâncias na superfície denominadas: intrusões e extrusões. Existe uma grande similaridade entre as estruturas de discordâncias produzidas por fadiga e por deformação estática. A deformação de uma estrutura celular de discordância é favorecida por uma grande amplitude de deformação e uma alta energia da falha de empilhamento, que são fatores facilitadores de deslizamento cruzado. A figura 2.4, ilustra as similaridades das características microestruturais na formação de banda de deslizamento.

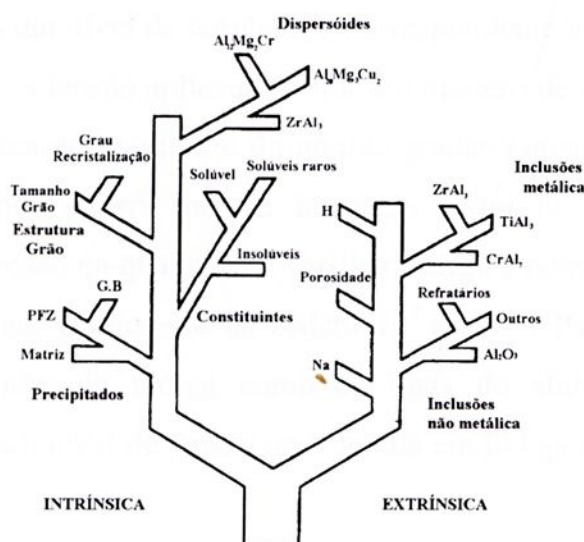


Figura 2.4 Tipos de facilitadores de bandas de deslizamento na liga de alumínio envelhecida¹⁸.

O lado direito representa as inclusões metálicas e não metálicas que são efeitos extrínsecos, controlados mais pelo defeito devido ao processo do que pela composição. Os teores dessas inclusões são minimizados controlando a composição, temperatura de fusão e controlando o processo de direção de resfriamento. O outro lado, se caracteriza pelos efeitos intrínsecos, que são características da composição e microestrutura das ligas. Estas características também dependem da resposta do material, durante o processo de deformação e tratamento térmico³⁷

2.16 Curva σ -N

O método de caracterização das propriedades em fadiga a partir de dados experimentais, ocorre através das curvas de Wöhler ou curvas σ -N. Neste caso, é lançada em gráfico a tensão máxima σ -N contra o número de ciclos N, necessários para ocorrer a falha do material. A interpretação dos valores de fadiga através da determinação das curvas σ -N, consiste em testar corpos de prova a um nível de tensão alto correspondente a um baixo ciclo, ou seja, quanto maior a tensão aplicada menor é o número de ciclos N, suportado pelo material. A tensão máxima é diminuída gradativamente até um nível de tensão em que não ocorra mais a falha do metal no número de ciclos especificado. A tensão na qual não se verifica fratura é considerada o limite de resistência a fadiga, geralmente da ordem 10^7 ciclos. Para metais que não apresentam o limite de fadiga como as ligas de alumínio, o ensaio é interrompido em um nível de tensão onde a vida em fadiga seja de $(10^8)^{35,36}$.

2.17 Aplicação Estatística em Fadiga

Nos resultados obtidos nos testes de fadiga normalmente ocorrem espalhamentos nos valores, que podem ser interpretados pelo ajustamento dos dados através de uma função de distribuição estatística³⁸. As duas funções de distribuição estatística mais freqüentes na literatura clássica para a vida em fadiga são:



- ◆ Função de distribuição normal (Gauss)
- ◆ Função de parâmetro de distribuição de Weibull.

A função de distribuição normal ou Gaussiana descreve a distribuição da vida em fadiga, através de um intervalo de probabilidade de ruptura na ordem de 10 a 90%³⁹.

A função de distribuição de Weibull, é a distribuição de valor extremo e a mais usada para caracterizar o espalhamento dos dados em fadiga dos metais. A distribuição da frequência de Weibull, de valores extremos, assume que a falha por fadiga se iniciará no elo mais fraco da vida em fadiga de um grupo de amostra⁴⁰.

Os dois parâmetros de distribuição de Weibull são usados para o modo da distribuição da vida estrutural. Nesta aplicação, a vida estrutural é definida pela vida operacional da nucleação da trinca por fadiga e detecção do seu tamanho. Os dois parâmetros de Weibull são usados para reorganizar a possibilidade conservativa do início da detecção da trinca por fadiga, presente na estrutura de vida zero. Projetos com fator de espalhamento são baseados no parâmetro de forma de Weibull que varia de 2.2 para aços de alta resistência e de 4 para as ligas de alumínio.



CAPÍTULO III

MATERIAL E MÉTODO

* O homem verdadeiro não é aquele
que tem idéias pujantes e belas
constantemente, mas o que sabe
porfiar, realizar e produzir.
Marco Prisco

3.1 - Material

Os materiais utilizados no desenvolvimento experimental deste trabalho foram um componente (perna) de força esquerda do trem de pouso do avião AMX, de liga de alumínio 7010 forjada na condição T74 e a placa de alumínio 7050 na condição T7451, com 7/8” de espessura; ambas fornecidas pela EMBRAER/EDE- Empresa Brasileira de Aeronáutica/Divisão de Equipamentos.

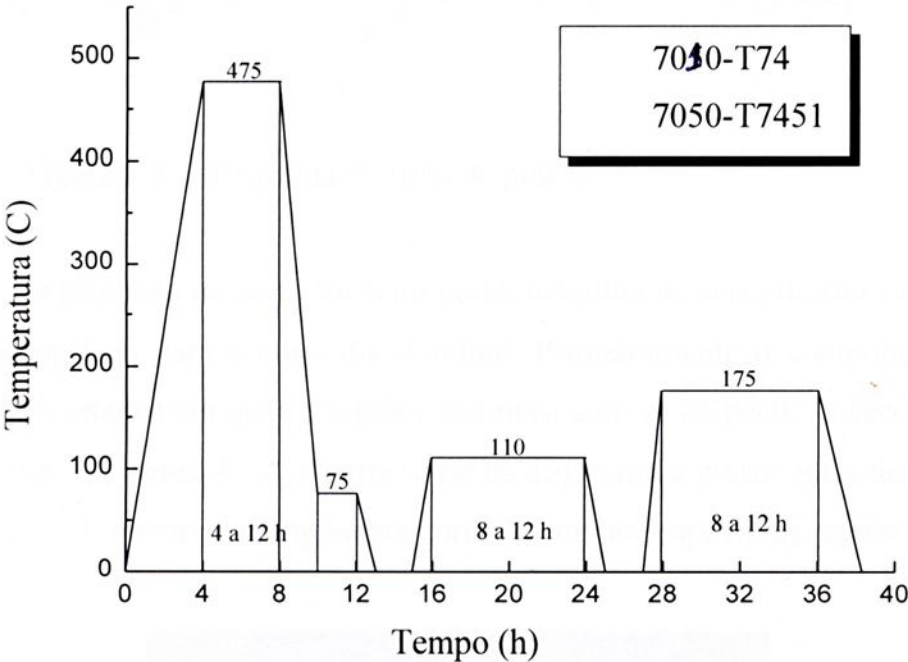
As análises químicas para determinar a composição das respectivas ligas e indicadas nas tabelas 3.1.1 e 3.1.2 foram realizadas nos laboratórios da EMBRAER.

Tabela 3.1.1 - Composição química da liga de alumínio 7010

	% Zn	% Ti	% Mg	% Cu	% Zr	% Fe	% Mn	% Cr	% Ni	% Si
Especificação para a liga 7010, conforme ET 191 008	5,7		2,10	1,50	0,10					
	a	=	a	a	a	=	=	=	=	=
	6,7	0,06	2,50	2,00	0,16	0,15	0,100	0,05	0,05	0,12
ENCONTRADO	6,04	-	2,16	1,70	-	0,05	0,007	0,01	0,01	0,09

Tabela 3.1.2. - Composição química da liga de alumínio 7050.

	% Zn	% Ti	% Mg	% Cu	% Zr	% Fe	% Mn	% Cr	% Ni	% Si
Especificação para a liga 7050, conforme ET 191 008	5,7 a 6,7	0,06	1,9 a 2,6	2,0 a 2,6	0,10 a 0,16	= 0,15	= 0,009	= 0,006	-	= 0,12
ENCONTRADO	6,06	0,06	1,90	2,19	0,15	0,14	0,10	0,04		0,12



A figura 3.1 Esquema do tratamento térmico empregado nas ligas de alumínio.

3.2 - Desenvolvimento Experimental

3.2.1 Liga de Alumínio 7010 T74 - Perna do Trem de Pous

O desenvolvimento do trabalho experimental com o componente trem de pouso iniciou-se através do estudo e planejamento dos detalhes de corte das regiões e respectivas retiradas das diversas secções ao longo do mesmo; ou seja, uma largura mínima de corte das secções de maneira a otimizar a retirada

de amostras nas devidas regiões. A sequência de corte do componente baseou-se nos dados da análise do campo de tensões de projeto.

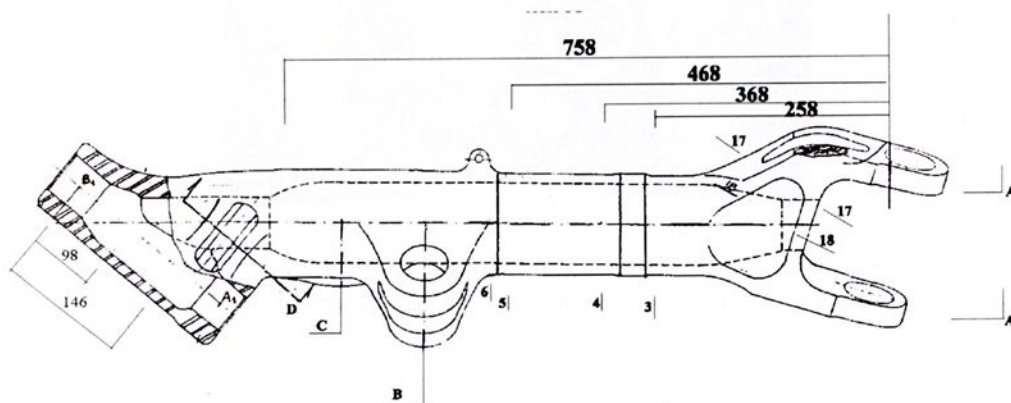


Figura 3.2.1. Esquema do trem de pouso.

O processo de corte foi feito numa máquina de serra de fita com uma serra apropriada para o corte do alumínio. Primeiramente o componente foi dividido (cortado) em quatro regiões distintas, com as respectivas secções em cada região. A figura 3.2.2, mostra (a perna do) trem de pouso antes do corte e a figura 3.2.3, mostra o componente cortado, com as respectivas regiões.

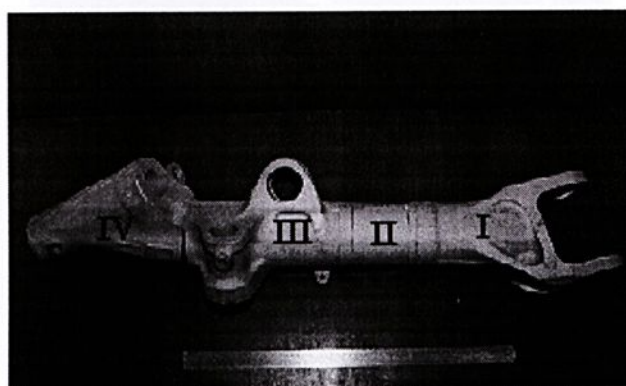


Figura 3.2.2 O componente da perna do trem de pouso.

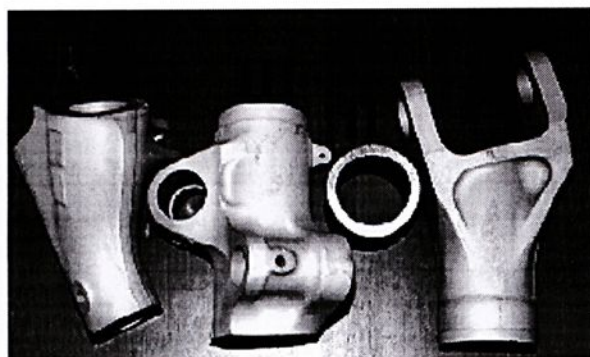


Figura. 3.2.3. O corte do trem de pouso por regiões (I, II, III e IV).

Na região I, como mostram as figuras 3.2.4 e 3.2.5, estão situadas as seguintes secções 3, 4, 15, 16, 17, 18, 19 e 20, que foram cortadas de acordo com os valores do campo de tensões.

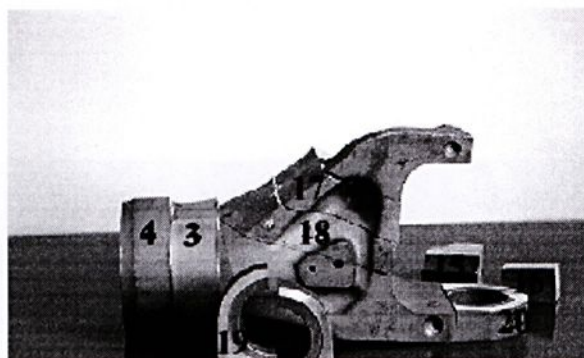


Figura 3.2.4. Corte das secções da região I.



Figura 3.2.5. Corte da região I, expandida.

A região II, como mostra a figura 3.2.6, é a região de uma única secção.

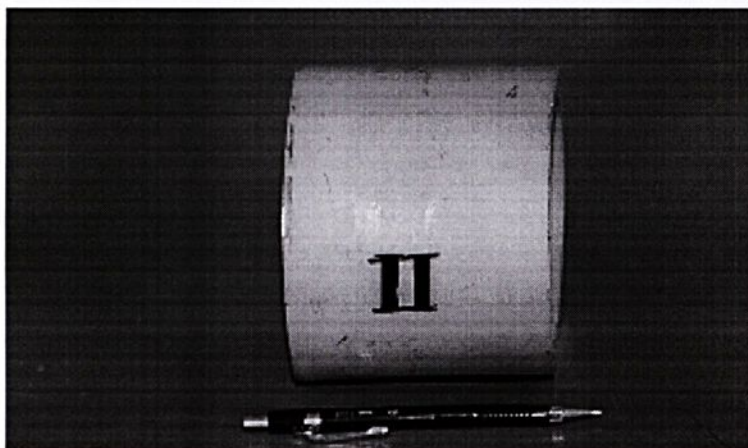


Figura 3.2.6. Região II.

Na região III, estão as secções 5, 6, 11, 12, 13 e 14, mostradas nas figuras 3.2.7 e 3.2.8.

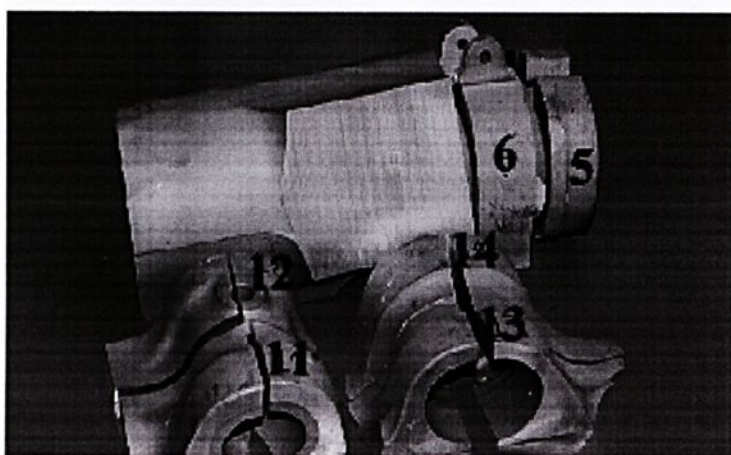


Figura 3.2.7. Corte das secções na região III.



Figura 3.2.8. Corte da região III, expandida.

Na região IV, mostrada nas figuras 3.2.9 e 3.2.10, as secções retiradas pela seqüência de corte no componente foram 1, 2, 7, 8, 9, 10 e 21.



Figura 3.2.9. Corte das secções na região IV.

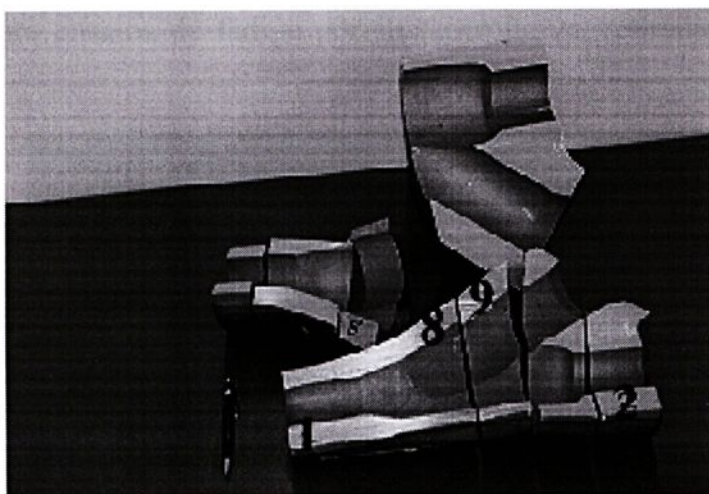


Figura 3.2.10. Corte da região IV, expandida.

O procedimento de retirada das amostras (cdps) nas diversas secções do componente tornou-se difícil devido à complexidade da geometria do mesmo. Foi considerada como direção longitudinal o sentido à linha de fluxo e perpendicular a este, como direção transversal. Como o objetivo do trabalho foi determinar as propriedades mecânicas através de ensaios estáticos e dinâmicos procurou-se, durante a retirada das amostras, obter o máximo possível para cada tipo de ensaio. A seguir tem-se uma representação, através de fotografias dos tipos de amostras correspondentes a cada tipo de ensaio, retiradas das secções de cada região.

A figura 3.2.11 mostra os quatro tipos de amostras que foram retiradas das secções da região I, para ensaios estáticos e dinâmicos, sendo que nesta região prevalece a direção longitudinal e a direção transversal.

- 12 amostras para ensaios de tração, retiradas na direção longitudinal.
- 1 amostras para ensaio de tenacidade à fratura, retirada na direção longitudinal. A retirada de apenas uma amostra foi pelo fato de não haver material suficiente para obtenção de mais amostras.
- amostras para ensaios de fadiga axial retiradas 15 na direção longitudinal, e 21 na direção transversal.

- amostras para ensaios de fadiga por flexão rotativa, retiradas 6 na direção longitudinal.

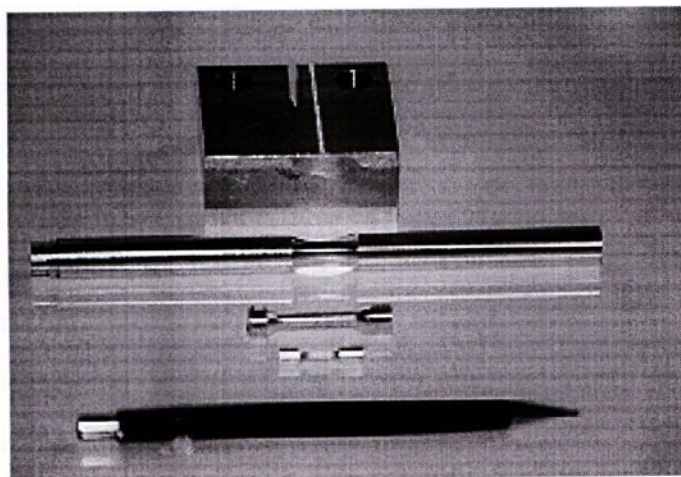


Figura 3.2.11. Amostras retiradas nas secções da região I.

A figura 3.2.12, representa os dois tipos de amostras retiradas da secção única da região II, na direção longitudinal:

- 6 amostras para ensaios de tração,
- 6 amostras para ensaios de impacto,

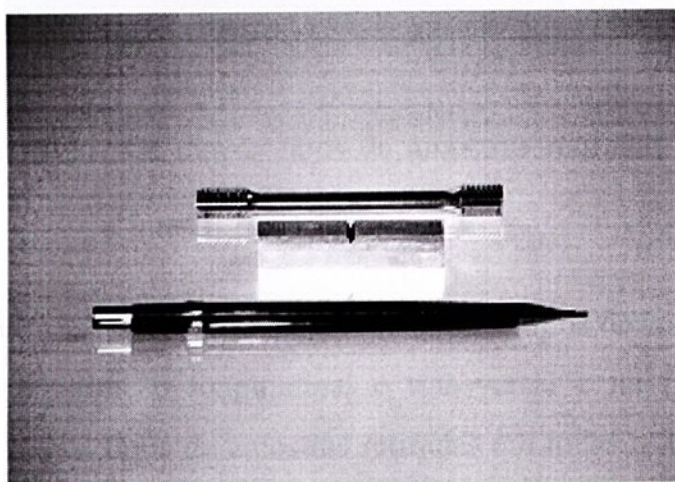


Figura 3.2.12. Os dois tipos de amostras retiradas da região II.

Na figura 3.2.13 estão todos os cinco tipos de amostras que foram extraídas das secções da região III, na direção longitudinal e transversal.

- 6 amostras para ensaios de tração, retiradas na direção longitudinal,
- 4 amostras para ensaios de tração, retiradas na direção transversal,
- ensaios de fadiga axial, retiradas 21 amostras na direção longitudinal e 24 na direção transversal,
- amostras para ensaios de fadiga por flexão rotativa, retiradas 7 amostras na direção longitudinal,
- amostras para ensaios de fadiga por flexão alternada, retiradas 6 amostras na direção longitudinal.

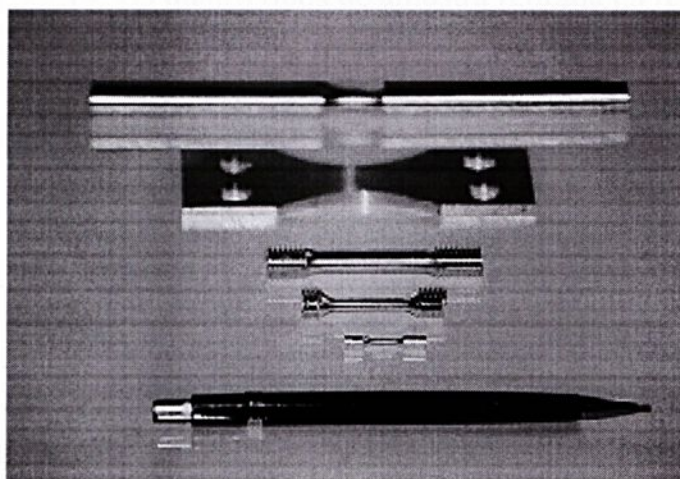


Figura 3.2.13. Os cinco tipos de amostras retiradas das secções da região III.

Na figura 3.2.14 estão indicados os quatros tipos de amostras retiradas da região IV, na direção longitudinal e transversal e na figura 3.2.15, o conjunto de todos os tipos de amostras retiradas em todas as regiões do trem de pouso em estudo.

- amostras para ensaios de tração, retiradas 7 na direção longitudinal,
- amostras para ensaios de fadiga axial, retiradas 40 na direção longitudinal.

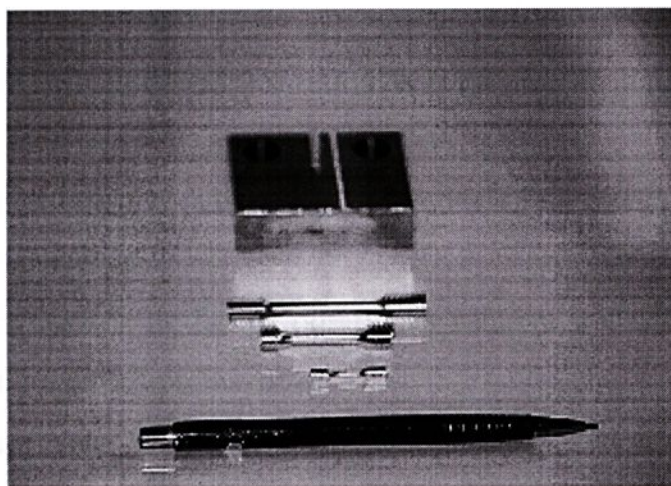


Figura 3.2.14. Os quatro tipos de amostra retirada da região IV.

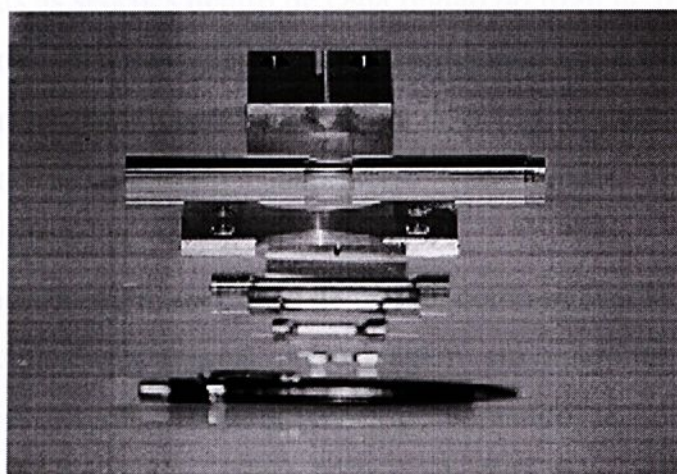


Figura 3.2.15. Amostras retiradas ao longo do trem de pouso, para a realização dos ensaios mecânicos.

3.2.2 Liga de Alumínio 7050-T7451

Com relação a placa da liga de alumínio 7050-T7451, a retirada ocorreu na direção longitudinal no sentido de processo de fabricação (sentido de laminação) e na direção transversal, no sentido perpendicular ao sentido de laminação da placa. A quantidade de amostras para cada tipo de ensaio foi a

seguinte:

- amostras para ensaios de tração, retiradas 6 na direção longitudinal e 6 na transversal,
- amostras para ensaios de fadiga axial, retiradas 45 na direção longitudinal e 45 na direção transversal,
- amostras para ensaios de fadiga por flexão rotativa, retiradas 6 na direção longitudinal e 6 na direção transversal,
- amostras para ensaios de fadiga por flexão alternada, retiradas 15 na direção longitudinal e 18 na direção transversal.

3.3. MÉTODO

A seqüência dos ensaios foi iniciada com a obtenção do perfil de dureza em todas as secções dentro de cada região do trem de pouso, e na placa Al 7050 ao longo da superfície da mesma, utilizando um durômetro da marca Otto Volpert na escala Vickers com a carga de 60 kg, de acordo com a norma da E-92 da ASTM, no laboratório de ensaios mecânicos do DMT/UNESP/FEG.

As amostras para os ensaios de tração, como indicadas na figura 3.3.1, foram confeccionadas por uma pré-usinagem em máquinas convencionais seguido deusinagem final em máquinas de comando de controle numérico (CNC) do tipo EMCO5 com uma tolerância de 0,25 mm no diâmetro, ambas realizadas nos laboratórios de usinagem da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá (UNESP/FEG). As amostras foram ensaiadas no laboratório de ensaios mecânicos da EMBRAER/EDE, no equipamento universal de ensaio da marca Otto Volpert com capacidade de 20.000kgf e no FAENQUIL/DEMAR na unidade servo-hidráulica de ensaios mecânicos da série MTS . Para a determinação das dimensões dos corpos de prova de tração, foi utilizada a norma da ASTM-E-8.



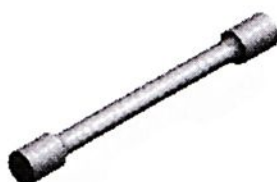
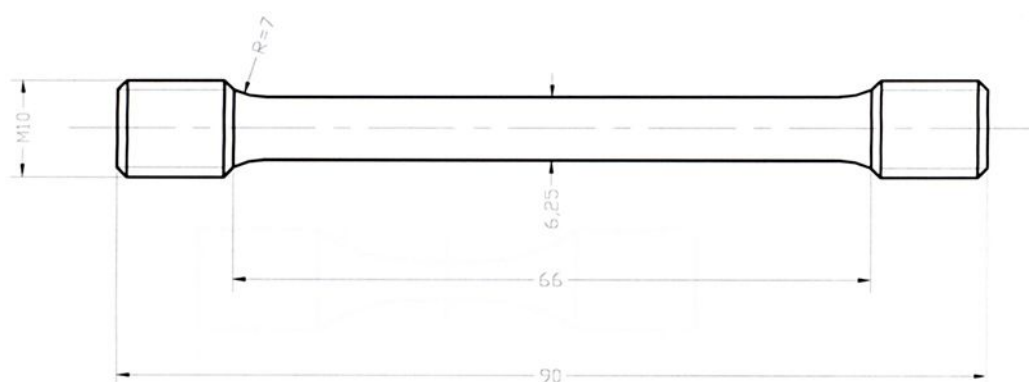


Figura 3.3.1. Geometria da amostra para ensaio de tração.

Os ensaios de impacto do tipo Charpy foram realizados junto a CONFAB TUBOS S/A, conforme a norma da E-23 da ASTM, como também a usinagem dos entalhes, sendo que a usinagem preliminar foi realizada na UNESP/FEG.

As amostras para o ensaio de fadiga axial tiveram o mesmo procedimento de confecção das amostras de tração. A superfície central foi devidamente lixada até uma granulação de lixa 600, com uma tolerância de 0,005mm no diâmetro, sendo sua geometria mostrada na figura 3.3.2. Os ensaios de fadiga foram realizados no laboratório de ensaios mecânicos da UNESP/FEG, na máquina uniaxial Shenck modelo horizontal Pulser PHC, conforme o manual do fabricante, com uma frequência de 40 Hz a temperatura ambiente.

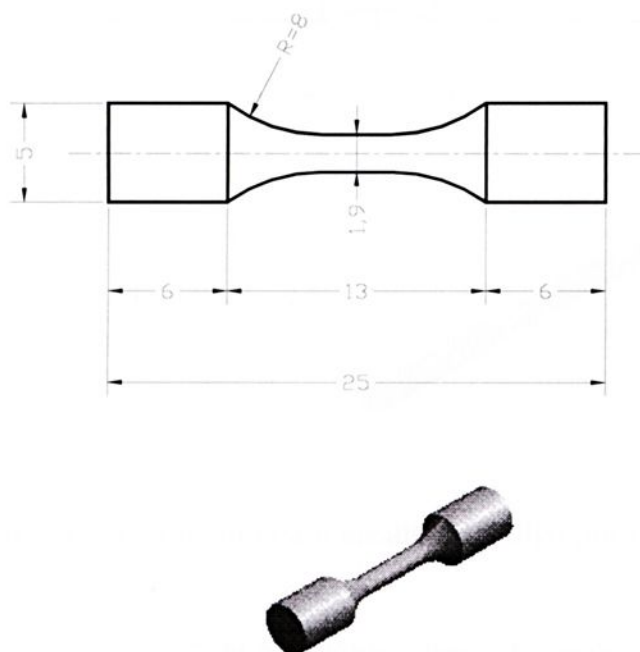


Figura 3.3.2. Amostra de fadiga axial.

Os ensaios de fadiga por flexão rotativa foram realizados no equipamento de modelo UBM 520186/9 da Veb Werstoffprüfmaschinen Leipzig, com uma rotação de 3.000 rpm, $R = -1,0$ a temperatura ambiente, conforme os parâmetros do manual do fabricante, no laboratório da UNESP/FEG, sendo que a confecção das amostras ocorreu de maneira análoga as de tração, com polimento na região central da amostra. As dimensões estão indicadas na figura 3.3.3.

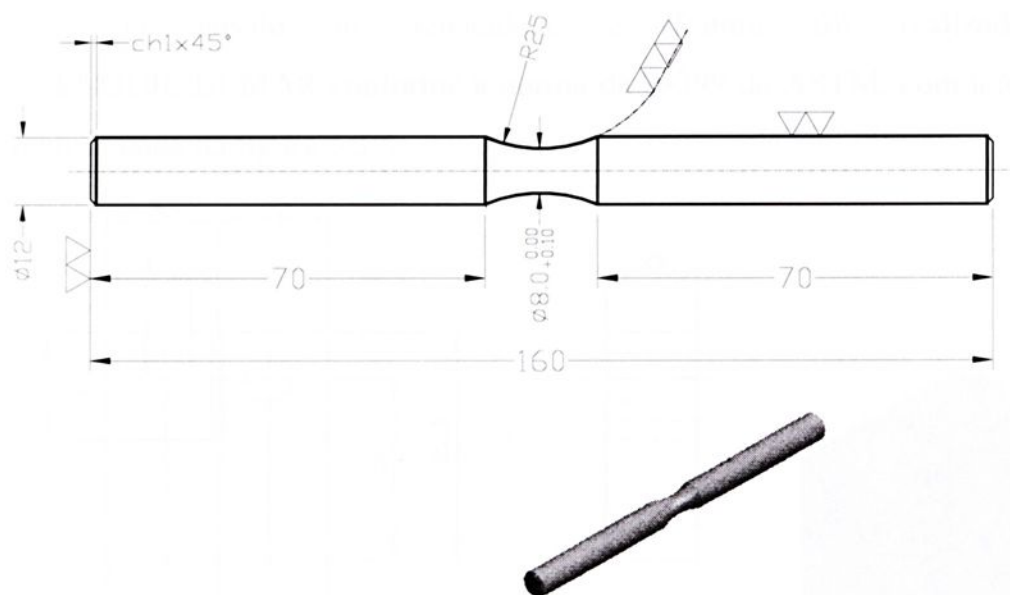


Figura 3.3.3. Amostra para ensaio de fadiga por flexão rotativa.

Os ensaios de fadiga por flexão alternada também foram realizados na UNESP/FEG, como também a confecção e o polimento das superfícies das amostras de maneira a evitar concentradores de tensão. A figura 3.3.4, representa a geometria da amostra de espessura ($e = 4$ mm). O equipamento utilizado foi PWS da SHENCK com uma rotação de 1.500 rpm a temperatura ambiente conforme o manual do fabricante.

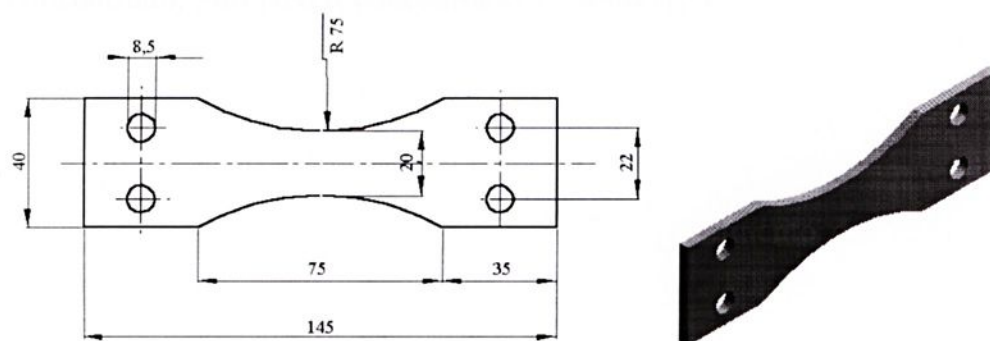


Figura 3.3.4. Amostra de fadiga para ensaio por flexão alternada.

O ensaio de tenacidade à fratura foi realizado na FAENQUIL/DEMAR conforme a norma da E-399 da ASTM, com a amostra representada na figura 3.3.5.

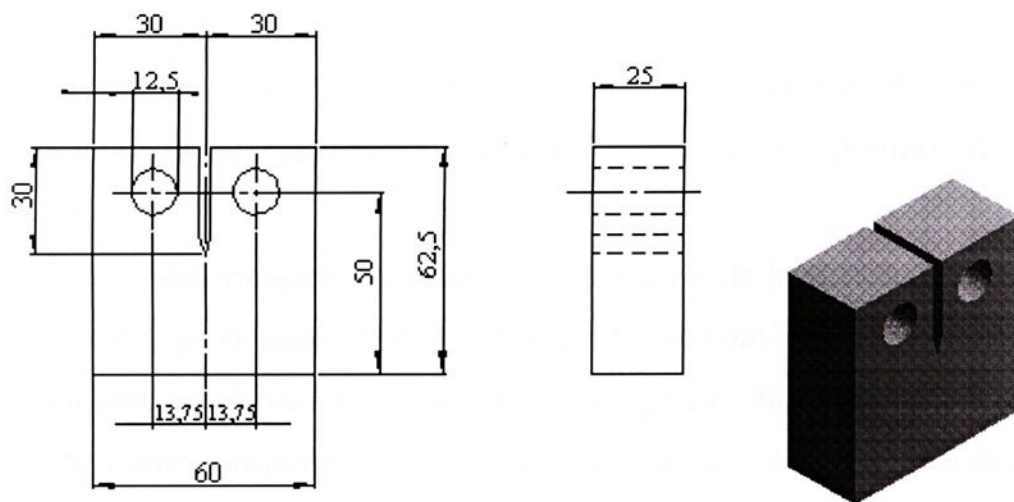


Figura 3.3.5. Amostra para ensaio de tenacidade à fratura, K_{Ic} .

Os ensaios de micrografias foram realizados no laboratório de metalografia da UNESP/FEG no banco metalográfico Neophot 21 da Carl Zers, de onde foram capturadas as imagens das micrografias através dos equipamentos Macintosh, câmara de vídeo e monitor da Sony. O reagente utilizado nas micrografias foi Keller's com 2ml HF (48%), 3ml HCl concentrado, 5ml HNO₃ concentrado e 190ml H₂O.

CAPÍTULO IV

RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Características Microestruturais Decorrentes dos Processos de Fabricação e Tratamentos Térmicos das Ligas de Alumínio da Série 7XXX.

As deformações produzidas nos processos de laminação (a quente) e forjamento, geralmente resultam microestruturas com diferentes orientações (fibramento mecânico) e propriedades anisotrópicas. Nos materiais com uma microestrutura anisotrópica, o espaçamento e a direção dos contornos de grãos, bem como o arranjo das descontinuidades variam em diferentes orientações, causando diferentes comportamentos mecânicos.

Durante os processos de conformação por forjamento e laminação ocorre apenas recuperação dinâmica nas regiões deformadas, resultando em uma microestrutura contendo uma população de subgrãos equiaxiais e com fileiras de partículas grosseiras de constituintes⁴¹. A energia armazenada pela deformação na laminação a quente é distribuída de forma heterogênea, enquanto que no forjamento a distribuição é mais homogênea. A densidade de energia armazenada durante a conformação é significativamente maior nas regiões próximas das partículas de constituintes. A energia armazenada pela deformação é menor quanto maior for a temperatura de trabalho a quente

As ligas quaternárias Al-Zn-Cu-Mg, forjadas e laminadas são largamente usadas em aplicações estruturais, precisando de um tratamento térmico de solubilização, seguido de um envelhecimento artificial para aumento da resistência mecânica por endurecimento por precipitação.

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

homogênea de regiões recristalizadas com orientações anisotrópicas. A recristalização parcial cria contornos de grão de alto ângulo, que separam a região recristalizada da população de subgrãos, e também cria contornos de grãos de alto ângulo dentro das regiões recristalizadas. As orientações dos contornos de grãos de alto ângulo são altamente anisotrópicas. As regiões recristalizadas quase sempre se formam ao redor das partículas constituintes. Entretanto, quase todas as partículas de constituintes estão situadas dentro dos grãos recristalizados. O grau de recristalização diminui com o aumento da temperatura de processo⁴².

Durante a solubilização pode ocorrer algumas precipitações, mas isto vai depender da espessura do material que está sendo tratado. Os precipitados formados durante a solubilização são relativamente precipitados grosseiros incoerentes de fase ($\text{Mg}(\text{Cu}, \text{Al}, \text{Zn})_2$), estando na maior parte situados nos contornos dos grãos de alto ângulo^{43,44}. Eles são conhecidos como as fases S (Al_2CuMg), que juntamente com as partículas grosseiras de $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$, e Mg_2Si , formam as fases intermetálicas. A fração de volume de $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$, e Mg_2Si são fixadas pela composição das ligas, enquanto que a quantidade de fase-S presente no produto final das ligas pode ser reduzida através da otimização da composição química e do processo de fabricação⁴⁵.

A fração de volume da fase-S é muito maior na liga Al 7050-T7451 do que na liga 7010-T74. Esta comparação pode ser explicada com relação ao diagrama de fase de equilíbrio onde Morris et al⁴⁵ mostraram a diferença existente da fração de volume de partículas de fase-S, nas ligas Al7010-T7451 e Al 7050-T7451, mostrando ser maior na liga Al 7050-T7451, como mostra a figura 4.1.



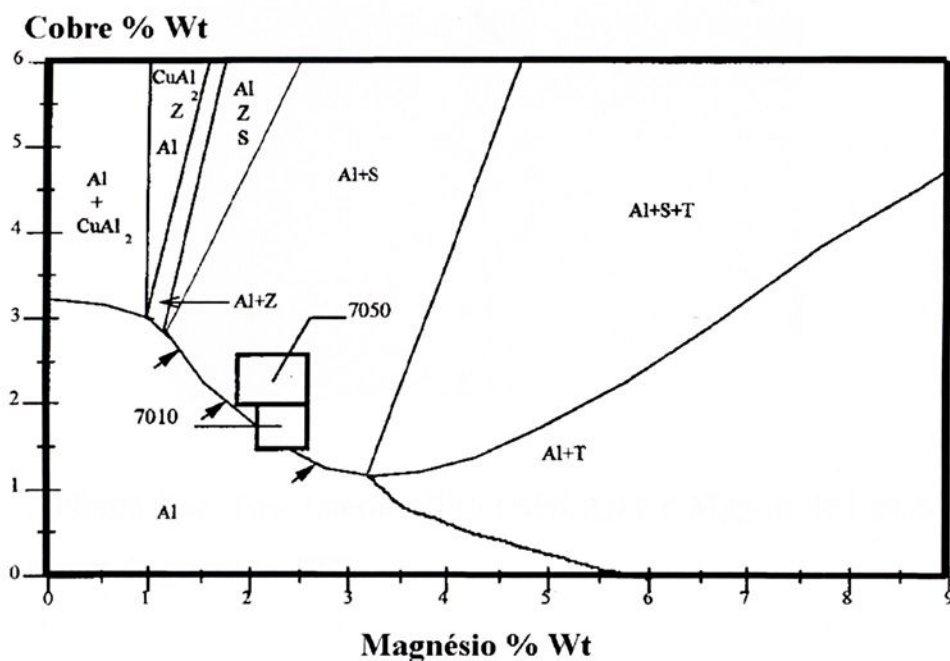


Figura 4.1. Diagrama de Fase da Liga Quaternária Al-Zn-Cu-Mg com 6 % (Wt) de Zn a uma temperatura de 460 °C⁴⁵.

O diagrama de fase da liga quaternária Al-Zn-Cu-Mg, na temperatura de 460 °C com 6 % de zinco mostra claramente que a posição da liga Al 7050 em relação a Al 7010, proporciona um maior campo de composição de duas fases (Al+fase-S) quando comparada a da Al 7010. A posição da liga Al 7010 no diagrama de fase possibilita uma maior transformação de fases simples a temperaturas inferiores à 460 °C e isto permite uma maior dissolução de partículas de fase-S durante o tratamento de solubilização.

As figuras 4.2a e 4.2b mostram as fases intermetálicas características da Al 7010-T74 e Al 7050-T7451, do presente trabalho, ficando evidente as diferenças existente entre as duas ligas com relação a fração de volume de partículas grosseiras de segunda fase sendo maior na liga Al 7050-T7451.

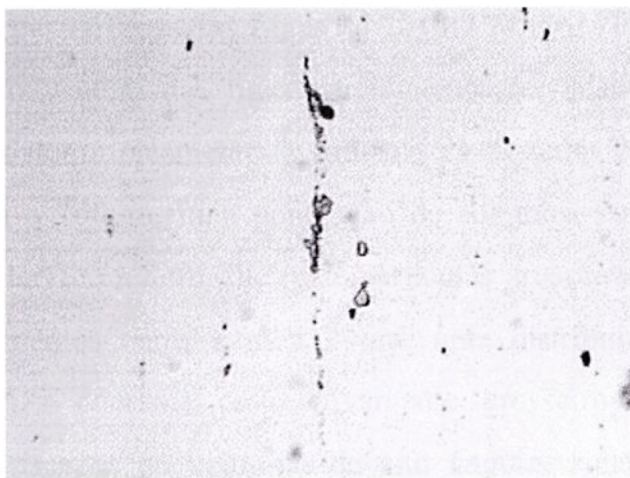


Figura 4.2a. Fase intermetálica ($\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ e Mg_2Si) da liga Al 7010-T74 do trem de pouso (x 400).

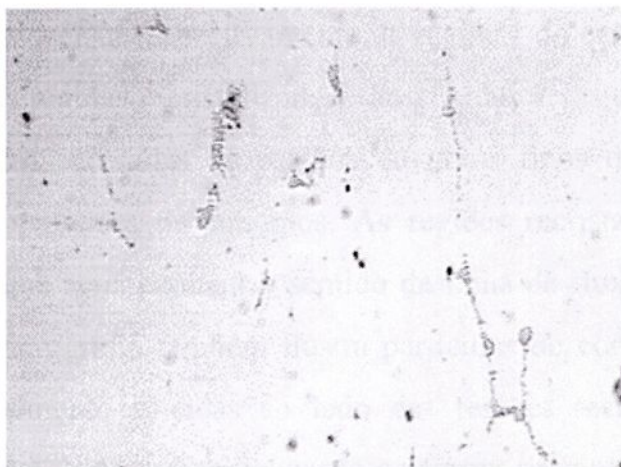


Figura 4.2b. Fase intermetálica $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$, Mg_2Si e Al_2CuMg (fase-S) da liga Al 7050-T7451 da placa (x 400)

As partículas grosseiras de constituintes (Al_7CuFe , Al_2CuMg , Mg_2Si , etc.) são quebradiças e tem uma interface fraca. A incoerência e a fratura destas partículas são um dos fatores principais para a geração da superfície de fratura⁴⁶.

4.2 Microestruturas das Ligas Al 7010-T74 e Al 7050-T7451.

As microestruturas das ligas parcialmente recristalizadas são muito complexas. Consistem tipicamente de grãos recristalizados e alongados tendo em média $25\mu\text{m}$ a $100\mu\text{m}$, uma população de subgrãos equiaxiais com um tamanho médio de $1\mu\text{m}$ a $5\mu\text{m}$, fileira de partículas grosseiras de constituintes com tamanhos médios entre $1\mu\text{m}$ a $20\mu\text{m}$, uma distribuição uniforme de dispersóides Al_3Zr coerentes e relativamente grosseiros. Precipitados η incoerentes e espaçados no contorno de alto ângulo, zona de precipitados livres (PFZ) ao redor de contornos de alto ângulo e distribuição uniforme de finos precipitados de fases η e η' com o tamanho médio de $0,02\mu\text{m}$ ⁴¹.

As figuras 4.3 e 4.4 mostram as características típicas de microestrutura de regiões parcialmente recristalizadas da liga Al 7010-T74, nas direções longitudinal e transversal respectivamente da região I do componente trem de pouso forjado. As regiões recristalizadas, são grandes áreas claras e alongadas de grãos grosseiros cercadas de regiões de grãos finos de cor cinza, que consistem em populações de subgrãos. As regiões recristalizadas tem uma forma alongada que acompanham o sentido da linha de fluxo do processo de forjamento. A micrografia também ilustra partículas de constituintes escuras que estão normalmente situadas ao lado das regiões recristalizadas como mostra a figura 4.4, pois a recristalização se forma próxima as partículas de constituintes. Os contornos entre as regiões recristalizadas e a população de subgrãos e o contorno de grãos entre grãos recristalizados dentro das regiões recristalizadas, são contornos de alto ângulo formados durante o processo de recristalização.

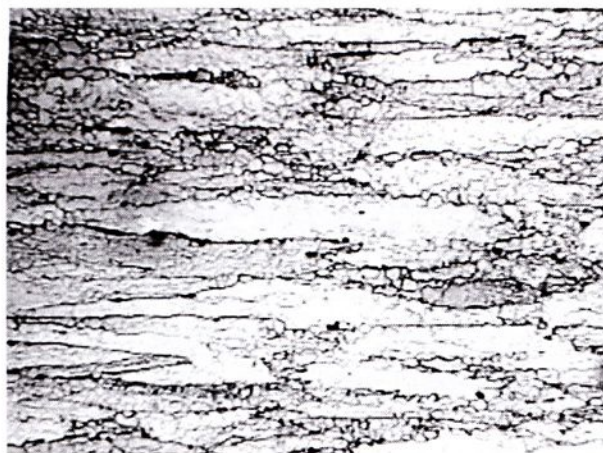


Figura 4.3. Microestrutura da região I na direção longitudinal da liga Al 7010-T74(400X).



Figura 4.4. Microestrutura da região I na direção transversal da liga Al 7010-T74 (400X).

A figura 4.5 ilustra a microestrutura da liga Al 7010-T74 da região IV na direção longitudinal a linha de fluxo. Observar-se diferenças significativas na morfologia da microestrutura quando comparado com a microestrutura da região I na direção longitudinal, figura 4.3. Diferenças estas que podem estar

relacionadas a microestruturas anisotrópicas onde o espaçamento e a direção dos contornos de grãos variam.



Figura 4.5. Microestrutura da região IV na direção longitudinal da liga Al 7010-T74 (400X).

As figuras 4.6 e 4.7 ilustram também as microestruturas típicas de regiões parcialmente recrystalizadas que caracterizam a liga Al 7050-T7451, nas direções longitudinal e transversal. Nota-se também diferenças evidentes quanto ao aspecto da microestrutura da figura 4.6 com relação a microestrutura da figura 4.3 da região I na direção longitudinal.



Figura 4.6. Microestrutura na direção longitudinal da liga Al 7050-T7451 (400X).

Observa-se na figura 4.6 uma quantidade maior de regiões de grãos recristalizados (áreas claras) com relação a figura 4.3 da região I, característica que pode estar associada a maior fração de volume de partículas de constituintes para a liga Al 7050-T7451 em relação a Al 7010-T74 mostrada na figura 4.2a e 4.2b, devido o fato de que a recristalização se forma próximas as partículas de constituintes.



Figura 4.7 Microestrutura na direção transversal da liga Al 7050-T7451 (400X).

4.3 A Importância da Microestrutura Anisotrópica no Comportamento em Fadiga das Ligas Al 7010-T74 e 7050-T7451.

A resistência à fadiga é definida como sendo a resistência que o metal oferece a nucleação e propagação da trinca. O fator principal na resistência de um material a propagação da trinca é o efeito da textura microestrutural; ou seja, microestruturas anisotrópicas causam diferentes comportamentos na nucleação, no crescimento ou retardamento de uma trinca dominante que se propagará até a falha.

Zabett-Plumtree⁴⁷ mostraram que o número e a localização do início da trinca, bem como a taxa de crescimento e o comportamento das microtrincas variam com a orientação da microestrutura e que, geralmente, as trincas iniciam-se dentro dos grãos largos das superfícies das amostras e nas partículas de segunda fase e com um número grande de trincas próximas a superfície facilitam o coalescimento, consequentemente, o surgimento de trincas maiores, e estas se propagam mais facilmente produzindo uma menor vida em fadiga.

O trincamento de partículas tem sido evidenciado como locais de iniciação de trincas de fadiga. Outros trabalhos mostraram que as trincas estão associadas com as inclusões, mas não necessariamente nas partículas trincadas⁴⁸.

Grosskreutz-Shaw⁴⁹ mostraram para uma liga Al 2024-T4, que as trincas ocorriam na interface entre a superfície da inclusão e a matriz, e que o encontro entre bandas de deslizamento e partículas constituintes, foi considerada o principal mecanismo de nucleação de trincas na Al 2024- T4 segundo Kung-Fine⁵⁰.

Bowles-Shijve⁵¹ mostraram que embora as partículas quebradas estivessem presentes, a maioria das trincas de fadiga iniciou-se nos vazios entre a falha interfacial da inclusão e matriz, para Al 2024-T3.

Zabett-Plumtree⁴⁸ estudaram o efeito das características microestruturais, especificamente o espaçamento dos contornos dos grãos em diferentes direções, no comportamento de fadiga na liga Al2024-T351, onde o tamanho médio dos grãos nas direções L, T e S foram de 350 μ m, 110 μ m e 38 μ m, respectivamente. Eles observaram que o trincamento prematuro das partículas (Al₇Cu₂Fe) foi predominante nas amostras da direção longitudinal, produzindo multiplas trincas de fadiga e consequentemente o coalescimento, resultando numa menor resistência à fadiga com relação as outras duas direções. Este tipo de nucleação também foi observado por Morris⁵² na liga

Al 2219-T851. Eles observaram também que as partículas de (Al_7Cu_2Fe) eram alongadas devido ao processo de laminação e que continham lâminas internas perpendiculares à direção de laminação e aproximadamente as mesmas composições da matriz de alumínio. Devido as lâminas estarem perpendiculares ao carregamento axial, foram locais preferenciais de nucleação de trincas. Foi observado para outras duas direções, que as trincas de fadiga não eram provenientes das partículas quebradas e que as lâminas ou as trincas dentro das partículas de segunda fase eram paralelas ao carregamento axial, tendo um menor efeito no processo de nucleação de trincas. Esta observação também foi feita por Morris et al⁵³ que relataram que as partículas de segunda fase não estavam envolvidas no processo de iniciação de trinca de fadiga para ciclos com carregamento perpendicular à direção de laminação.

Os locais preferenciais de iniciação de trincas a se formarem nas direções transversal e da espessura, ocorrem dentro das superfícies dos grãos largos, precisamente nas bandas de deslizamento, onde grãos de superfícies largas tem uma menor restrição, permitindo que o deslizamento ocorra mais facilmente. Foi freqüentemente observado na direção transversal, que os contornos de grãos agem como barreiras para o crescimento de pequenas trincas de fadiga e conseqüentemente desaceleração do crescimento da trinca. O trincamento de partículas dentro dos contornos de grão, nas amostras da direção longitudinal, tende a anular esse efeito e com isso a direção transversal obtém maior resistência à fadiga em relação as outras duas direções, longitudinal e da espessura.

Forsyth-Stubbington⁵⁴ encontraram extrusões relacionadas com bandas de deslizamento e que são facilmente vistas em ligas de alumínio após tratamento de envelhecimento. Obviamente que as superfícies de grãos largos são na maioria locais preferenciais para a nucleação de trincas, quando não pré existir defeitos ou irregularidades como partículas trincadas.



4.4 Análises dos Resultados da Liga Al 7010-T74.

A tabela 4.1 mostra os resultados do perfil de dureza Vickers no componente trem de pouso da liga Al 7010-T74.

A quantidade de medida foi de seis para cada uma das secções, e foram feitas tanto no sentido longitudinal quanto na transversal à linha de fluxo para cada região com suas respectivas secções. Os valores mostrados na tabela correspondem a média por secções para cada região, e foram (171, 169.5, 169.6 HV) respectivamente, demonstrando similaridade entre as regiões.

Tabela 4.1. Resultados do perfil de dureza Vickers do componente da liga Al 7010-T74.

AMOSTRA	Dureza Vickers HV 62.5Kg		
	Região I	Região III	Região IV
Trem de Pouso	172	168,5	169
	170,5	169	171
	169,5	170	170
	170	168	168
	171	172,5	171
	173	170	170
	171	168,5	168

4.5 Propriedades de tração da Liga Al 7010-T74.

A tabela 4.2 mostra a média dos resultados das propriedades mecânicas obtidas nos ensaios de tração. Para as secções (2 e 8) foram utilizadas três amostras e para as secções (2, 4 e 11) e (5, 6 e RII) foram utilizadas quatro e seis amostras, respectivamente.

Tabela 4.2 Propriedades mecânicas entre as regiões e respectivas secções da liga Al 7010-T74.

Amostra	Secções	Limite Escoamento (MPa)	Limite Resistência (MPa)	Alongamento (%)	M.Elasticidade E (GPa)
Região I Longitudinal	secção 4	433,1 ± 18.6	509,3 ± 11.6	14,2 ± 1.5	63,3 ± 3.1
Região II Longitudinal		488,4 ± 5.3	540,7 ± 3.5	14,1 ± 1.5	76,6 ± 2.5
Região III Longitudinal	secção 6	454,5 ± 23.1	522,1 ± 11.5	14,9 ± 0.6	62,2 ± 7.0
Região III Transversal	secção 11	467,5 ± 8.6	516,6 ± 1.5	15,13 ± 1.1	80,3 ± 2.6
Região IV Longitudinal	secção 8	479,6 ± 3.9	527,7 ± 1.3	12,15 ± 1.0	85,5 ± 9.6
	secção 2	479,2 ± 4.8	526,3 ± 1.2	10,3 ± 1.1	78,5 ± 4.1

A variação das propriedades mecânicas mostradas na tabela 4.2 são atribuídas a diferenças de microestrutura induzidas pelo fibramento mecânico (orientações anisotrópicas). O baixo valor do desvio padrão indica um pequeno espalhamento nos resultados. Especificamente, houve diferenças significativas com relação ao módulo de elasticidade. As regiões II e IV no sentido longitudinal tiveram um maior módulo de elasticidade do que a região I. Na região III a maior diferença ficou para o sentido transversal, que teve maior módulo do que o sentido longitudinal, mas quando comparado com as demais regiões II e IV, teve um valor intermediário. Entretanto, a maior diferença de propriedades mecânicas, quanto a influência da microestrutura anisotrópica de cada região e respectivas retiradas de amostra ocorreu, na ductilidade. É conhecido na literatura clássica, que a deformação verdadeira é inversamente proporcional a fração de volume de partículas de segunda fase⁵⁵.

Zabett-Plumtree⁴⁸ mostraram, para uma placa de liga Al 2024-T351, que a variação da ductilidade pode estar associada com a área de fração de

partículas de segunda fase e que a presença de camadas de partículas de segunda fase perpendiculares a direção de retiradas da amostras foi o fator principal para o controle da ductilidade. Na liga Al 7010-T74, a região IV teve uma menor ductilidade com relação as demais regiões. Este fato pode estar associado a uma maior concentração de partículas de segunda fase nas amostras da região IV. E o mesmo ocorreu para o limite de escoamento e resistência à tração, onde a região IV foi superior a região I, III na direção transversal e similar com a região II.

A figura 4.8 ilustra a curva tensão x deformação obtida no ensaio de tração mostrada na tabela 4.2 no componente trem de pouso da região III.

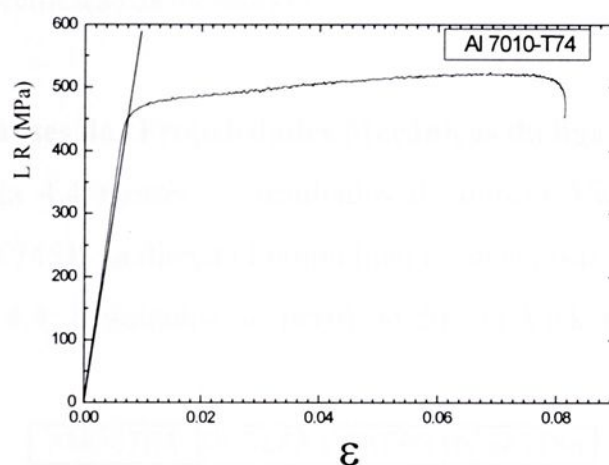


Figura 4.8 Curva de tensão x deformação da liga Al 7010-T74

A tabela 4.3 mostra os valores de energia de impacto obtidos em seis amostras da região II do componente da liga Al 7010-T74. Os valores confirmam o comportamento para materiais de alta resistência como a da liga Al 7010-T74³⁷.

Tabela 4.3. Tabela de energia de impacto da liga Al 7010-T74.

Amostra	Energia absorvida (J)	Temperatura Ambiente (C ⁰)
1	5	26
2	8	26
3	10	26
4	9	26
5	11	26
6	8	26

O resultado do ensaio de tenacidade à fratura obtida, retirado da região I, forneceu um valor correspondente a $K_{Ic} = 39,93 \text{ MPa } \sqrt{m}$; valor este que está de acordo com a especificação da literatura⁴⁵.

4.6 Análises das Propriedades Mecânicas da liga Al 7050-T7451.

A tabela 4.4 mostra os resultados de dureza Vickers realizadas na placa Al 7050-T7451, na direção longitudinal e transversal.

Tabela 4.4. Resultados do perfil de dureza Vickers da liga Al 7050-T7451.

AMOSTRA	DUREZA VICKERS HV 62.25Kg	
Placa 7050	Longitudinal	Transversal
	168	181
	168	177
	175	181
	175	181
	175	177
	168	177

A quantidade de medidas foi de seis para cada direção. Os resultados mostram que houve similaridade nos valores de dureza entre as direções.

4.6.1 Propriedades de tração da liga Al 7050-T7451.

A tabela 4.5 mostra a média dos resultados das propriedades mecânicas obtidas no ensaio de tração, na direção longitudinal (L) e transversal (T) da placa 7050-T7451.

Tabela 4.5 Propriedades de tração da liga Al 7050-T7451

Amostra	Limite Escoamento (MPa)	Limite Resistência (MPa)	Alongamento (%)	M. Elasticidade E (GPa)
Longitudinal	429.2 ± 21.9	501.9 ± 2.7	9.9 ± 1.7	65.6 ± 2.6
Transversal	439 ± 12.7	503.4 ± 3.8	12.2 ± 0.5	69.2 ± 2.0

O baixo desvio padrão indica coerência entre os resultados. A direção transversal teve uma ligeira superioridade no módulo de elasticidade em relação a direção longitudinal. Entretanto, não houve diferenças com relação a ductilidade, sendo que as direções L e T tiveram ductilidades similares e o mesmo ocorreu com os limites de escoamento e de resistência à tração.

As figuras 4.9 e 4.10 mostram a curva tensão x deformação obtida no ensaio de tração nas direções longitudinal e transversal da liga Al 7050-T7451.

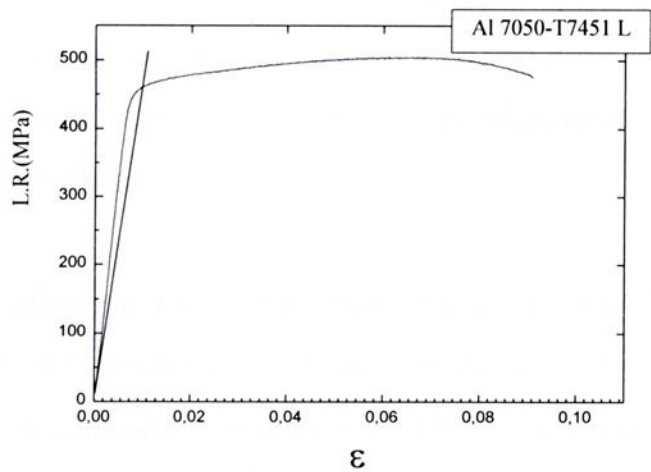


Figura 4.9 Curva de tensão x deformação na direção L da liga Al 7050-T7451.

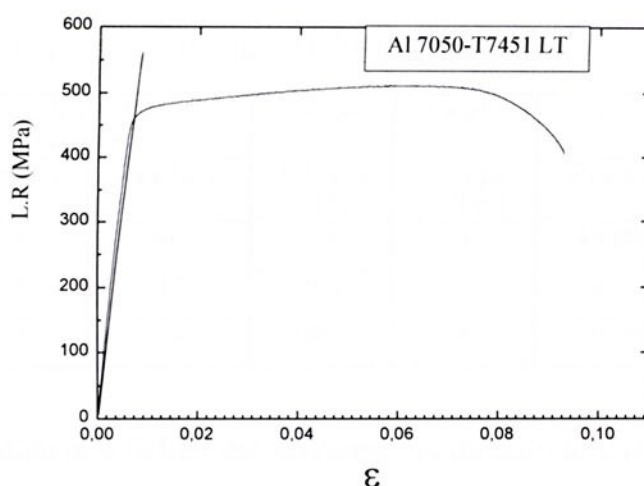


Figura 4.10. Curva tensão x deformação na direção T da liga Al 7050-T7451.

4.7 Análise das Propriedades em Fadiga das Ligas Al 7010-T74 e Al 7050-T7451

As análises e os comentários dos resultados do comportamento em fadiga das ligas Al 7010-T74 e Al 7050-T7451 serão baseados na literatura existente sobre a influência da microestrutura anisotrópica no comportamento da frente de nucleação de trinca, no seu crescimento e no seu retardo através das barreiras microestruturais, que influenciam diretamente na resistência à fadiga das ligas de alumínio.

4.7.1 Fadiga por Flexão Rotativa da Liga Al 7010-T74

A tabela 4.6 mostra os resultados obtidos nos ensaios de fadiga por flexão rotativa, nas amostras das regiões I e III do componente trem de pouso na direção longitudinal (L) da linha de fluxo.

Tabela 4.6 Resultados do ensaio de fadiga por flexão rotativa do componente trem de pouso da liga Al 7010-T74.

Amostra	% Llimite Escoamento.		Carga Aplicada (N)	Tensão Fadiga (MPa)	Números de Ciclos	
	Região I	Região III			Região I	Região III
TREM	65	65	160	299	49.600	95.500
DE	65	65	160	299	39.000	48.100
POUSO	75	75	184,5	345	18.700	41.500

A resistência à fadiga das amostras da direção longitudinal da região I e III (tabela 4.6) indica valor médio de número de ciclos até a falha obtido para uma tensão de 299 MPa , de 44.300 ciclos e 71.800 ciclos respectivamente. Isto mostra para a liga em questão, uma maior resistência à fadiga na região III, quando comparada com a região I. Essa tendência se confirma para o nível de tensão de 345 MPa. A curva σ -N da figura 4.11 ilustra o melhor comportamento de resistência à fadiga para a região III, fato este que pode estar associado a influência da microestrutura anisotrópica, entre as regiões I e III, onde a textura da região III proporcionou maior barreira microestrutural e consequentemente maior vida em fadiga⁴⁸.

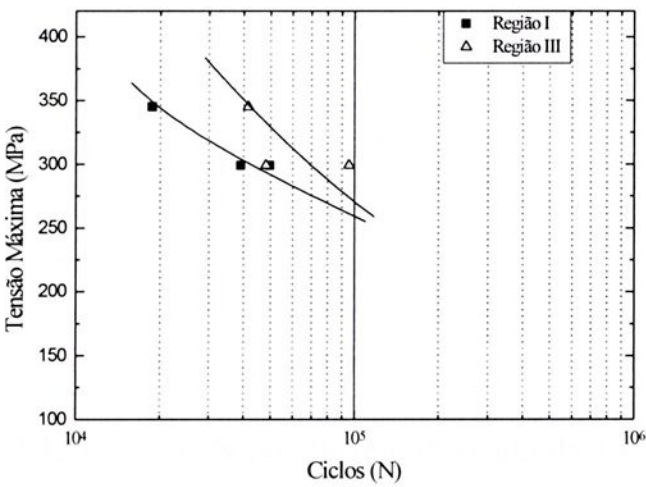


Figura 4.11. Curva σ -N Regiões I e III da liga Al 7010-T74.

4.7.2 Fadiga por Flexão Alternada da Liga Al 7010-T74.

A tabela 4.7 mostra os resultados dos ensaios de fadiga por flexão alternada nas amostras da direção longitudinal da região III do componente trem de pouso.

Tabela 4.7 Resultados do ensaio de fadiga por flexão alternada do componente trem de pouso liga Al 7010-T74.

Amostra	% Limite Escoamento	Nível de Tensão (MPa)	Número Ciclos
Região III	76	349,6	16.000
	76	349,6	20.000
	76	349,6	18.000
Região III	38,2	175,7	100.000
	38,2	175,7	130.000
	38,2	175,7	170.000

A figura 4.12 ilustra o comportamento da curva σ -N obtida para a região III, mostrando pouca influência da textura microestrutural na dispersão em fadiga da liga em questão.

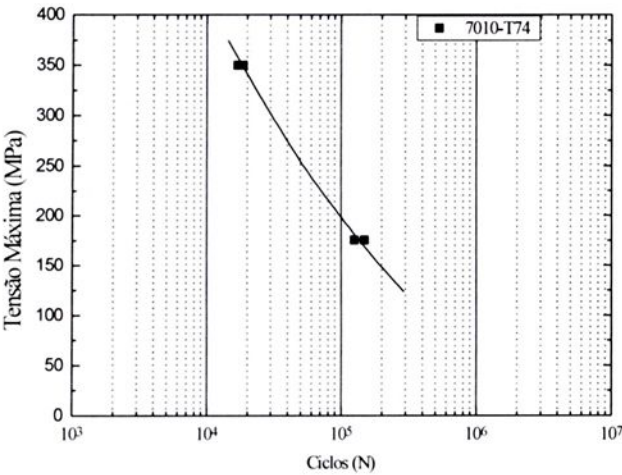


Figura 4.12.Curva σ -N por flexão alternada da liga Al 7010-T74 da região III.

4.7.3 Fadiga Axial da Liga Al 7010-T74.

A tabela 4.8 mostra os valores do número de ciclos até a falha nos ensaios de fadiga axial realizados nas regiões I, III e IV nas direções longitudinal (L) e transversal (T) à linha de fluxo com as respectivas secções indicadas entre parênteses com as razões de carregamento. Os níveis de tensão utilizados variaram entre 60% a 113% do limite de escoamento do material:

Nomenclatura da tabela 4.8:

L = direção longitudinal à linha de fluxo

T = direção transversal à linha de fluxo

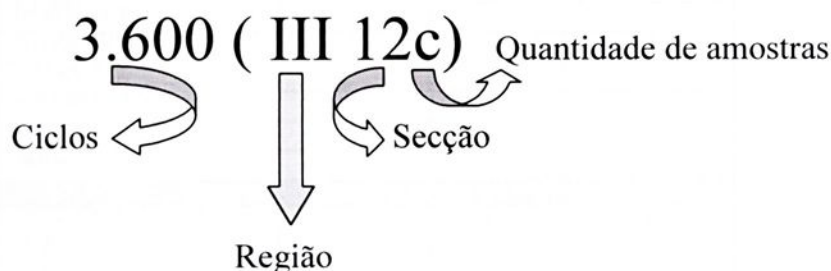


Tabela 4.8 Resultados dos ensaios de fadiga axial, Al 7010-T74.

% Limite Escoamento	Nível de Tensão (MPa)	R = 0,1	R = 0,3	R = 0,5	R = - 0,1	R = - 0,3
113	520		3.600 (III12c) T	12.400 (IV1b) L		
			8.200 (I4d) L	16.000 (I4c) L		
			7.200 (III5d) L	27.000 (I3a) L		
				27.000 (III5c) L		
				36.300 (III12a) T		
100	460		10.800 (IV7a) L	15.600 (IV1c) L		
			14.400 (I20b) T	27.800 (IV9a) L		
			32.000 (I3f) L	32.600 (III12b) T		
			49.000 (III5e) L	56.500 (I20a) T		
90	414		27.400 (III5b) L	10 ⁷ (I3b) L		
			17.600 (IV9d) L	97.800 (IV9e) L		
			38.400 (I20c) T			
			20.400 (IV9f) L			
85	391	15.700 (I3c) L	67.700 (IV1c) L	10 ⁷ (III14f) T	7.700 (IV2d) L	
		61.100 (I20d) T	10 ⁷ (IV1d) L		14.000 (IV1a) L	
		19.000 (III11a) T				
		7.100 (III11b) T				
		13.300 (III11c) T				
		10.200 (III13a) T				
		7.700 (IV2d) L				
		18.100 (IV2c) L				
75	345	38.300 (I20f) T			12.900 (IV2e) L	17.900 (IV9b) L
		22.600 (III13b) T			11.000 (I3b) L	24.400 (I16a) L
		35.000 (III14a) T			16.700 (I19c) T	4.600 (III13b) T
		16.800 (III14b) T				
		18.200 (IV1a) L				
		10 ⁷ (I16d) L				
		10 ⁷ (IV2b) L				
		10 ⁷ (IV2f) L				
70	322	12.500 (I20c) T		10 ⁷ (III14e) T	117.200 (I4c) L	8.600 (I3e) L
		139.300 (III13c) T			18.600 (I19d) T	5.100 (IV7c) L
		24.600 (I19b) T			21.800 (IV14f) L	10.300 (IV9c) L
		330.300 (III14c) T			22.400 (III13a) T	13.400 (I4a) L
		33.100 (IV1f) L			10 ⁷ (I16f) L	
		36.400 (IV2a) T				
		40.600 (III14d) T				
		46.700 (IV1e) L				
		58.600 (I16c) L				
9.900 (IV1b) L						
65	299	10 ⁷ (III5a) L			100.300 (III16f) L	8.700 (I4b) L
					23.000 (IV7b) L	17.600 (I3d) L
					24.800 (IV8a) L	11.900 (I3c) L
					51.500 (I16b) L	2.041.000 (IV13c) L
					64.900 (I3a) L	35.100 (IV8b) L
					10 ⁷ (IV7a) L	37.800 (IV8c) L
60	276				10 ⁷ (IV9a) L	

Analisando os resultados de fadiga axial da tabela 4.8 para $R= 0.1$, pode-se comentar o seguinte

Para um nível de tensão de 391 MPa a vida em fadiga da amostra (I20d) comparada com a (I3c) da mesma região I foi maior, com valores de 61.100 e 15.700 ciclos respectivamente; esta diferença pode estar associada quanto a posição de retirada pela influência de microestruturas anisotrópicas resultando comportamentos diferenciados, sendo que no primeiro caso foi na direção transversal e a outra na longitudinal ao sentido da linha de fluxo.

As amostras da região III (III11a, III11b, III11c, e III13a) pertencentes a direção transversal, obtiveram um comportamento em fadiga similares com as amostras da direção longitudinal da região I (I3c) e IV (IV2d e IV2c) não havendo para esses casos a influência de retiradas das amostras.

Para o nível de tensão de 345 MPa observa-se os seguintes comportamentos:

Com relação aos valores dos números de ciclos até as falhas das amostras 20f (38.300 ciclos) e 16d (10^7 ciclos) da região I na direção transversal e longitudinal, a diferença de maior vida para o segundo caso pode ser explicada pela posição de retirada das amostras associados com a diferença de comportamento microestrutural.

Para as amostras (IV1a, IV2b, IV2f e IV2e) da região IV na direção longitudinal houve uma dispersão nos valores de vida em fadiga (18.200 ciclos, 10^7 ciclos, 10^7 ciclos e 12.900 ciclos) respectivamente, desde alguns milhares de ciclos até 10^7 ciclos onde foi desligada a máquina de ensaio, sendo as amostras do mesmo lote. Essas dispersões podem estar também associados a características microestruturais, causando diferentes comportamentos na vida em fadiga. A curva σ -N da figura 4.13 no nível de 345 MPa, ilustra a tendência da região III que é das amostras de direção transversal ter melhor resistência à fadiga quando comparada com a região IV,

característica que está diretamente associada a influência da orientação anisotrópica.

Para o nível de tensão de 322 MPa, obteve-se as seguintes análises:

Comparando-se os valores das amostras (I16c, I19b, I20c) que foram (58.600 ciclos, 24.600 ciclos, e 12.500 ciclos), respectivamente, nota-se uma maior vida a fadiga para a amostra (I16c) sendo as amostras de mesma região, mas de secções e direções diferentes; o primeiro caso na longitudinal e as demais na transversal, a diferença de comportamento pode estar associada a influência da retirada das amostras.

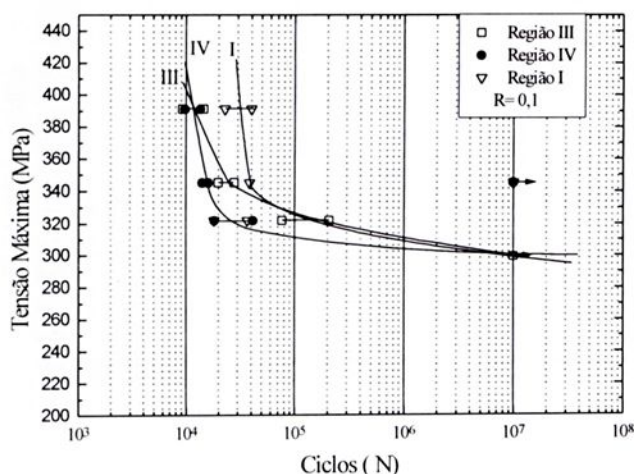


Figura 4.13 Curvas σ -N nas regiões I, III e IV da liga Al 7010-T74 nas direções longitudinal e transversal da linha de fluxo.

Comparando os resultados obtidos nas amostras (III13c, III14c e III14d) da região III com os valores de (139.300 ciclos, 33.300 ciclos e 40.600 ciclos) com as amostras (2a, 1b, 1e e 1f) da região IV com (36.400 ciclos, 9.900 ciclos, 46.700 ciclos e 33.100 ciclos) observa-se uma maior vida em fadiga para a região III; esta diferença de comportamento se deve a retirada das amostras na direção transversal à linha de fluxo para o regime de alto ciclo.

As curvas σ -N da figura 4.13 ilustra muito bem as diferenças significativas do comportamento a fadiga entre as regiões I, III e IV no nível de tensão de 322 Mpa. A região III tendo um melhor desempenho na resistência à fadiga, e em relação as demais regiões fato este, atribuído a uma orientação anisotrópica de melhor comportamento em fadiga.

A figura 4.14 ilustra na curva σ -N o conjunto das regiões I, III e IV em uma única curva, representativa do comportamento à fadiga da liga Al 7010-T74.

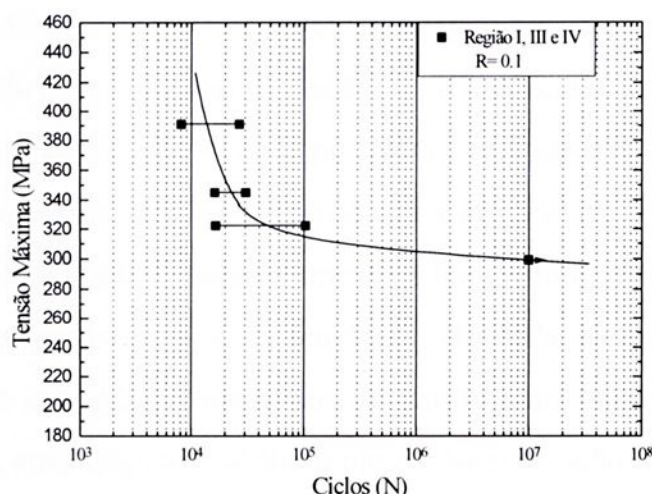


Figura 4.14. Curva σ -N do conjunto das regiões I, III e IV da liga Al 7010-T74 nas direções longitudinal e transversal à linha de fluxo.

Analisando os resultados de fadiga axial para $R=-0.1$ tem-se os seguintes resultados:

Comparando os valores (11.000 ciclos e 16.700 ciclos) para o nível de tensão de 345 MPa das amostras (I3b e I19b) da região I com o valor (38.300 ciclos) da amostra (I20f) da região I no mesmo nível de tensão para $R=0.1$, nota-se uma menor vida em fadiga para o primeiro caso, confirmando uma tendência de menor resistência à fadiga. Para o nível de tensão de 322 MPa tem-se as seguintes comparações:

As amostras das regiões I e III as (I19d, III13a, III14f) obtiveram os valores (18.600 ciclos, 22.400 ciclos e 21.800 ciclos) bem próximos, o que não ocorreu com as amostras (I4c e I16f) da região I que obtiveram uma maior vida em ciclos (117.000 e 10^7), respectivamente. O melhor comportamento para as amostras (I4c e I16f) pode estar associado a microestruturas anisotrópicas com maior resistência ao crescimento e propagação de microtrinca, principalmente na amostra (I16f).

Para o nível de tensão de 299 MPa as comparações são:

As amostras (IV8a e IV7b) da região IV apresentaram uma menor vida em fadiga (24.800 ciclos e 23.000 ciclos), quando comparados com os demais valores em ciclos das amostras da região I e III. A menor resistência à fadiga pode estar associada a influência de posição de retirada das amostras, em uma textura microestrutural de menor resistência a propagação de trinca da região IV. A figura 4.15 ilustra o comportamento a fadiga entre as regiões I, III e IV mostrando que apenas no nível de tensão de 345 MPa, as três regiões tiveram vidas similares em fadiga. Nos níveis de tensão mais baixos a influência de microestrutura anisotrópica contribuiu para a diferenciação do comportamento da vida em fadiga entre as regiões.

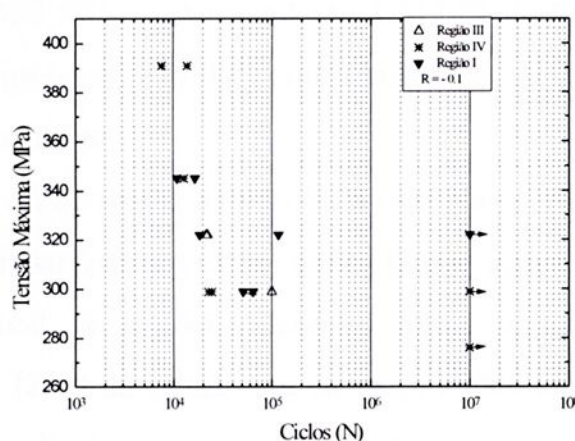


Figura 4.15 Gráfico σ -N das regiões I, III e IV liga Al 7010-T74 nas direções longitudinal e transversal da linha de fluxo.

A influência de microestrutura anisotrópica resultou em um maior espalhamento na vida em fadiga para estes níveis de tensões como mostra a curva σ -N do conjunto das regiões na figura 4.16.

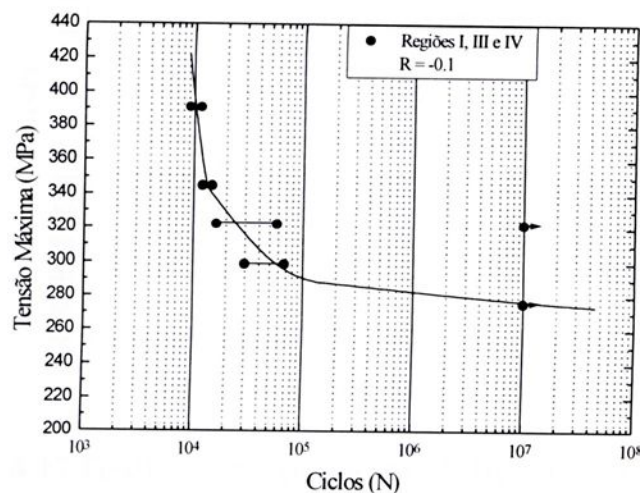


Figura 4.16. Curva σ -N do conjunto das regiões liga Al 7010-T74 nas direções longitudinal e transversal à linha de fluxo.

Analisando os resultados de fadiga axial para $R=0.3$ tem-se os seguintes comentários:

Os resultados dos valores em ciclos das amostras (I4d, III12c e III5c) para o nível de 520 MPa, correspondente a 113 % do limite de escoamento estão bem próximos, confirmando a pouca influência da direção de retirada da amostra no espalhamento.

Para o nível de tensão de 460 MPa observa-se que os valores da vida em fadiga das amostras (I3f e III5e) com (32.000 ciclos e 49.000 ciclos) de direção longitudinal de regiões diferentes foram maiores com relação as amostras (IV7a e I20b) de valores em ciclos (10.8000 ciclos e 14.000 ciclos) de direções longitudinal e transversal respectivamente, contribuindo para um espalhamento significativo, fato este que pode ser atribuído a influência da

retirada de amostra. A figura 4.17 ilustra muito bem o comportamento destas regiões em um regime de vida curta, para $R=0.3$.

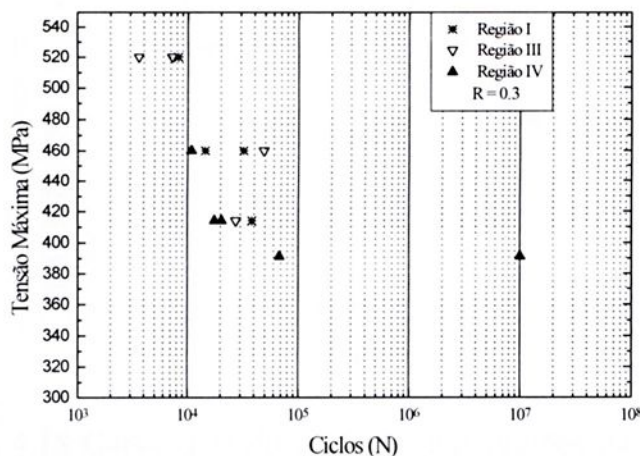


Figura 4.17 Gráfico σ -N das regiões I, III e IV da liga Al 7010-T74 nas direções longitudinal e transversal à linha de fluxo.

É interessante notar o mesmo não ocorreu para o nível de tensão de 414 MPa, onde os valores de ciclos em fadiga das amostras (I20c, III5b, IV9d e IV9f) com (38.400 ciclos, 27.400 ciclos, 17.600 ciclos e 20.400 ciclos) foram mais próximos em relação ao nível acima. A figura 4.18 mostra a curva σ -N do conjunto das regiões.

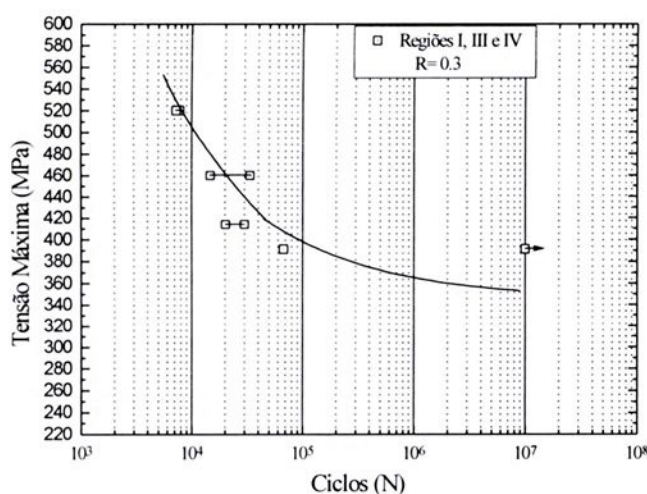


Figura 4.18 Curva σ -N do conjunto das regiões da liga Al 7010-T74 nas direções longitudinal e transversal à linha de fluxo.

Analizando os resultados de fadiga axial para $R=0.5$ observa-se o seguinte:

Para o nível de tensão de 520 MPa, ocorreu uma diferença significativa na vida em fadiga nas amostras (I3a, III5c e III12a) com os valores em ciclos de (27.000 ciclos, 27.000 ciclos e 36.300 ciclos) das direções longitudinal e transversal das regiões I e III em relação as amostras (IV1b e I4c) com valores em ciclos de (12.400 ciclos e 16.000 ciclos) das regiões IV e I, diferença esta que pode estar associada com a diminuição da razão de carregamento.

O mesmo ocorreu para o nível de tensão de 460 MPa como mostra a figura 4.19 nos valores de vida em fadiga entre as regiões I, III e IV

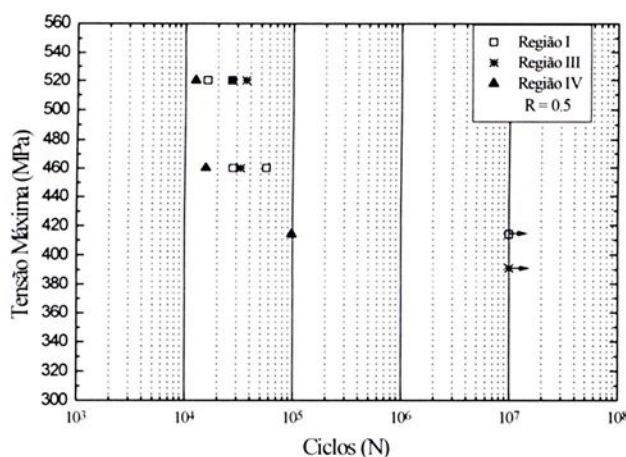


Figura 4.19 Gráfico σ -N das regiões I, III e IV da liga Al 7010-T74 nas direções longitudinal e transversal à linha de fluxo.

A curva σ -N da figura 4.20 ilustra o conjunto das regiões I, III e IV confirmando a tendência de maior espalhamento no regime de vida curta associado com a diminuição da razão de carregamento e microestrutura anisotrópica entre as regiões.

Analisando o comportamento da curva σ -N para $R=-0.3$ observa-se o seguinte: a curva σ -N da figura 4.21 ilustra claramente que a dispersão é maior com o aumento da razão de carregamento, no regime de alto ciclo⁴⁷.

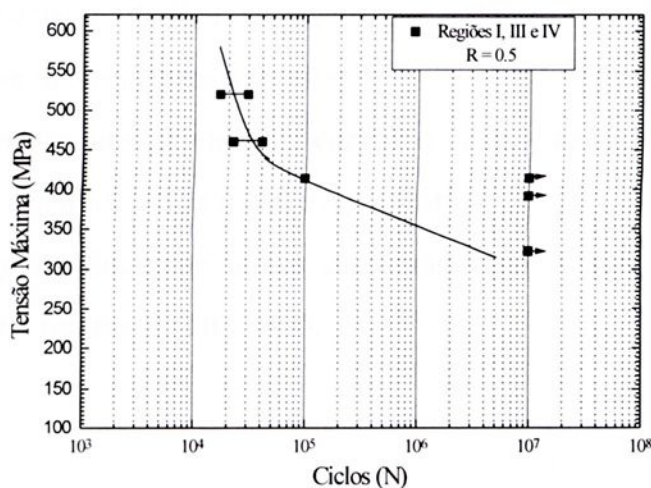
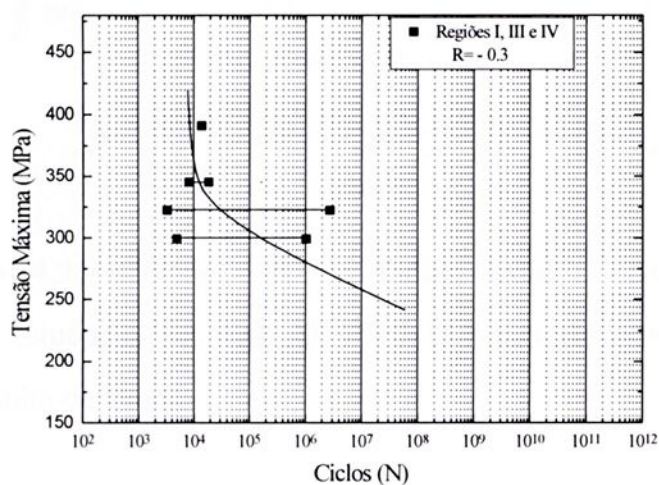


Figura 4.20. Curva σ -N nas regiões I, III e IV da liga Al 7010-T74 nas direções longitudinal e transversal à linha de fluxo.



4.21 Curva σ -N nas regiões I, III e IV da liga AL 7010-T74 nas direções longitudinal e transversal á linha de fluxo..

Observando a figura 4.22 as curvas σ -N das razões de carregamento por fadiga axial tem-se os seguintes comentários:

- observa-se claramente que, com a diminuição da razão de carregamento, aumenta a resistência à fadiga ou quanto menor for a razão de carregamento, a curva tende a se deslocar para a direita;
- o comportamento similar entre as curvas σ -N das razões de carregamento - 0.1 e -0.3, embora a literatura mostre o contrário.
- observa-se a tendência de maior dispersão com o aumento da razão de carregamento no regime de alto ciclo.

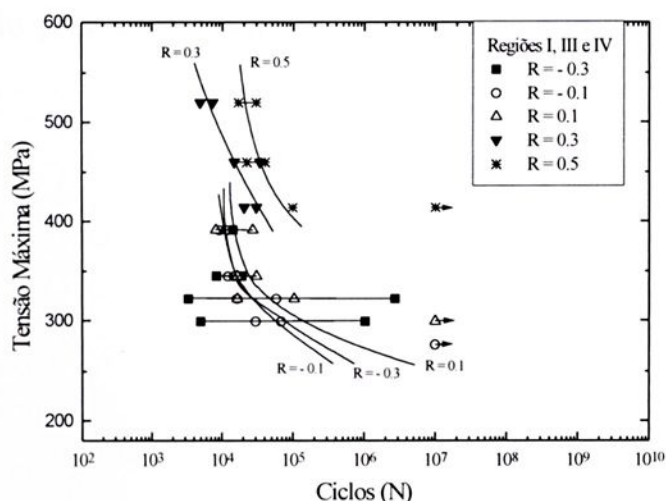


Figura 4.22 Curvas σ -N de fadiga axial. Todas as razões de carregamento estudadas na liga Al 7010-T74 nas direções longitudinal e transversal à linha de fluxo.

A tabela 4.9 mostra a média e o desvio padrão do total de amostras ensaiadas por níveis de tensão nas razões de carregamento correspondentes. Os valores máximo e mínimo de resistência à fadiga indicam o maior e o menor valor obtido nos resultados experimentais por níveis de tensão.

As figuras 4.23 a 4.26 mostram claramente a influência da posição de retirada das amostras nas regiões I, III e IV da liga Al 7010-T74 nas direções longitudinal e transversal à linha de fluxo , através dos desvios padrão em relação a média dos valores de resistência à fadiga, associada a microestrutura anisotrópica, contribuindo para dispersões significativas nos valores dos desvios padrão para cada níveis de tensão nas correspondentes razões de carregamento.



Tabela 4.9 - Resultados da média e do desvio padrão de fadiga axial da liga Al 7010-T74 nas direções longitudinal e transversal á linha de fluxo.

	Número de Ciclos										
Nível de Tensão	R=0.1	R=0.3	Média	D. Padrão	R=0.5	R=-0.1	Média	D. Padrão	R=-0.3	Média	D. Padrão
520 Max.		8.200(14d) L	6.333	2.419	36.300(III12a) T					23.740	17.147
Min.		3.600(III12c) T			12.400(IV1b) L						
460 Max.		49.000(III5e) L	26.550	17.601	56.500(120a) T					33.125	28.921
Min.		10.800(IV7a) L			15.600(IV1c) L						
414 Max.		38.400(120c) T	25.950	9.267	10 ⁷						
Min.		17.600(IV9d) L									
391Max.	61.100(120d) T	10 ⁷	19.013	17.546	10 ⁷	14.000(IV1a) L	10.850	4.455			
Min.	7.100(IV1b) L					7.700(IV2d) L					
Max	38.300(120f) T		26.180	9.864		16.700(119c) T	10.200	8.191	24.400(16a) L	15.633	10.093
345 Min.	16.800(III14b) T					11.000(13b) L			4.600(III13b) T		
	3x 10										
Max.	330.300(III14c) T		73.200	97.448		117.200(14c) L	45.000	48.162	13.400(14a) L	9.350	3.461
322 Min.	9.900(IV1b) L					18.600(119d) T			5.100(IV7c) L		
						10 ⁷					
Max.	10 ⁷					100.300(III6f) L	52.900	31.923	2.041.000(IV13c) L	358.683	824.251
299 Min.						23.000(IV7b) L			8.700(14b) L		
						10 ⁷					

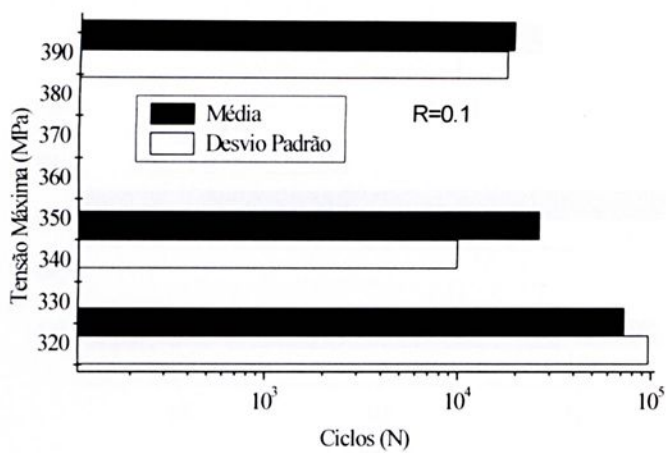


Figura 4.23 Diagrama de bloco da média e do desvio padrão de fadiga axial de $R=0.1$ da liga Al 710-T74

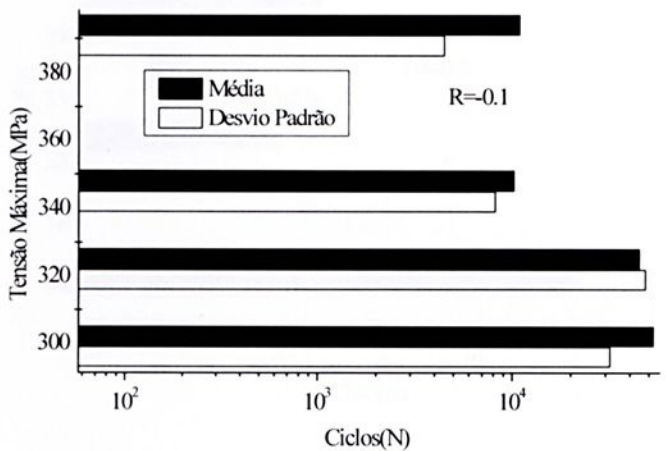


Figura 4.24 Diagrama de bloco da média e do desvio padrão de fadiga axial de $R=-0.1$ da liga Al 710-T74

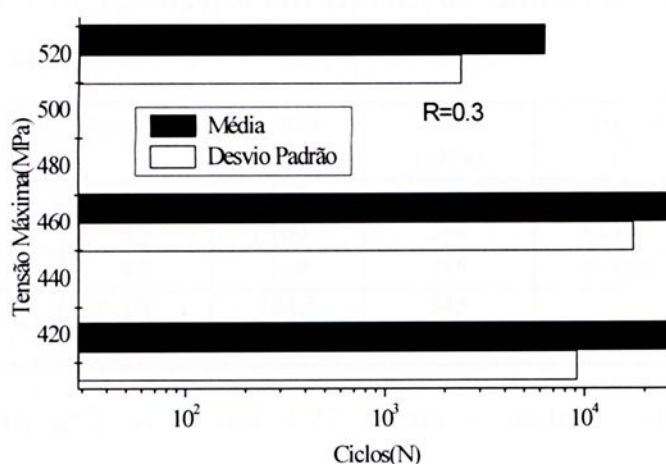


Figura 4.25 Diagrama de bloco da média e do desvio padrão de fadiga axial de $R=0.3$ da liga Al 710-T74

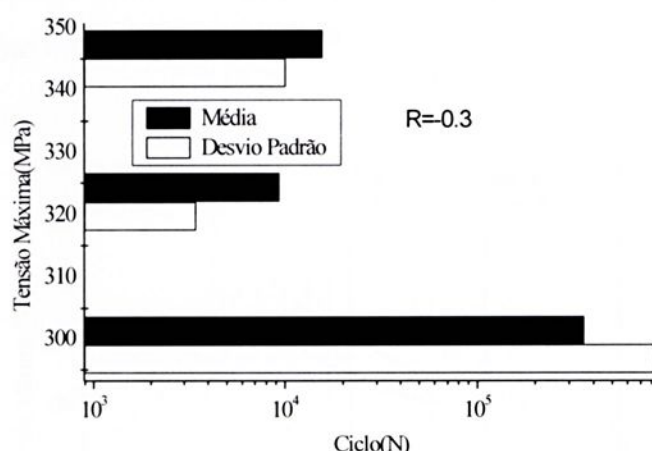


Figura 4.26 Diagrama de bloco da média e do desvio padrão de fadiga axial de $R=-0.3$ da liga Al 710-T74

4.7.4. Fadiga por Flexão Rotativa da Liga Al 7050-T7451.

A tabela 4.10 mostra os valores de números de ciclos até a falha obtidos durante o ensaio de fadiga por flexão rotativa nas amostras da liga Al 7050-T7451 no sentido L e T com níveis de tensão entre 60% a 75% do limite de escoamento do material.

Tabela 4.10. Resultados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa da liga Al 7050-T7451.

Amostra	% Tensão de Escoamento		Carga Aplicada (N)	Tensão (MPa)	Números de Ciclos	
	L	T			L	T
PLACA 7050	60		147	276	100.700	
	65	65	160	299	35.800	139.900
	65	65	160	299	41.000	107.600
		75	184,5	345		48.100
		75	184,5	345		14.900

A curva σ -N da figura 4.27 ilustra o melhor comportamento de resistência à fadiga da direção transversal em relação a direção longitudinal.

O fator principal que contribuiu para esta tendência pode estar relacionado a textura microestrutural, que possivelmente o retardamento das microtrincas ocorreu com mais frequência na direção transversal, fazendo que esta tivesse maior resistência à fadiga⁴⁸.

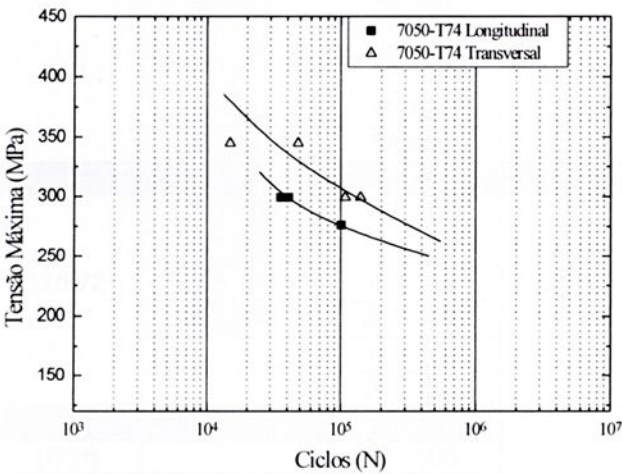


Figura 4.27. Curvas σ -N por flexão rotativa nas direções L e T da liga Al 7050-T7451.

4.7.5 Fadiga por Flexão Alternada da Liga Al 7050-T7451.

A tabela 4.11 mostra os valores de números de ciclos até a falha obtidos nos ensaios de fadiga por flexão alternada das amostras da Al 7050-T7451 no sentido L e T, com níveis de tensão entre 28.6% a 76.4% do limite de escoamento do material.

Tabela 4.11 Resultados dos ensaios de fadiga por flexão alternada da liga Al 7050-T7451.

% Limite Escoamento	Tensão (MPa)	Números de Ciclos		Média	
		L	T	L	T
76,4	351,4	9.000	13.000	12.580	15.490
		11.300	16.000		
		13.400	16.000		
		14.200	16.400		
		15.000	18.300		
56,75	261	42.400	26.200	52.060	39.680
		45.100	33.400		
		51.900	39.100		
		56.800	46.700		
		64.100	53.000		
38,2	175,72	136.300	255.200	224.325	218.083
		157.500	151.000		
		283.300	127.100		
		320.200	211.000		
			318.300		
			245.900		
32,74	150,6		897.500		
28,4	130,64		8.244.500		

Observando as respectivas curvas σ -N nas figuras 4.28 e 4.29, com as devidas faixas de confiança (90%) da distribuição de Weibull, nota-se que houve pouca dispersão ao longo da curva σ -N de fadiga para o primeiro caso, e uma dispersão significativa para o segundo caso.

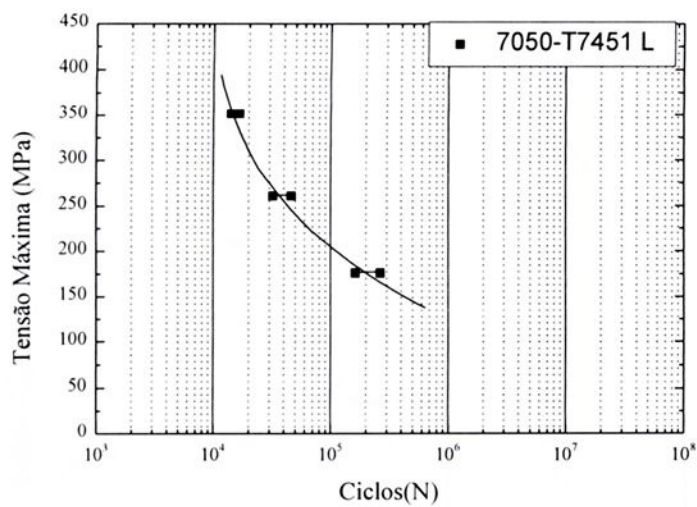


Figura 4.28. Curva σ -N por flexão alternada na direção L da liga Al 7050-T7451.

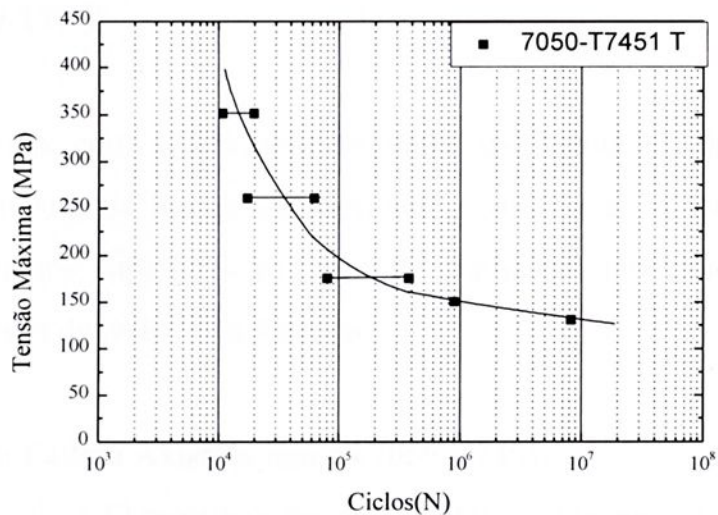


Figura 4.29. Curva σ -N por flexão alternada na direção T da liga Al 7050-T7451.

Observando a curva σ -N da figura 4.30 com ambas as direções plotadas, nota-se claramente que o comportamento à fadiga para as direções L e T foram semelhantes em toda sua extensão. O interessante é notar que, a

faixa de confiança da direção L ficou dentro da faixa de confiança da direção T.

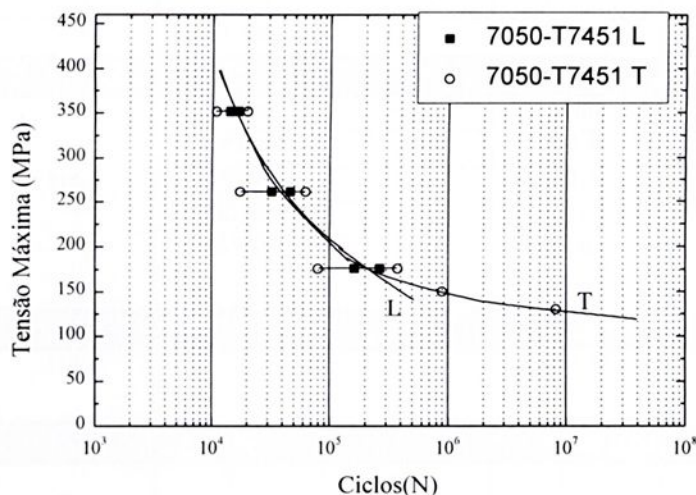


Figura 4.30. Curvas σ -N por flexão alternada nas direções L e T da liga Al 7050-T7451.

Mesmo com a proximidade entre os resultados das direções, a transversal teve uma ligeira superioridade com relação a longitudinal, nos valores extremos superiores da faixa de confiança, mostrando um melhor comportamento de resistência à fadiga.

4.7.6 Fadiga Axial da liga Al 7050-T7451.

A tabela 4.12 mostra os resultados obtidos nos ensaios de fadiga axial nas amostras na direção L e T da liga Al 7050-T7451, com razões de carregamento R , de -0.1 a 0.1 com níveis de tensões entre 58.2% a 90% do limite de escoamento do material.

Tabela 4.12 Resultados dos ensaios de fadiga axial, liga Al 7050-T7451.

%Limite Escoamento	Tensão Fadiga	L		T	
		R= 0,1	R= -0,1	R= 0,1	R= -0,1
90	414	11.800			
68.5	315.1	14.300	16800	28300	24500
		23300	11800	46600	69300
		24300	24500	22100	12500
		312700		62000	334700
		66700		321600	231300
					6.179.200
67.5	310.5			2.464.100	361.500
				10 ⁷	122.500
65	299	10 ⁷	3.199.500	10 ⁷	2.849.800
62	285.2	98.600	409600		
		1.338.000	1.306.100		
		10 ⁷	10 ⁷	10 ⁷	
		10 ⁷			
58.6	270	10 ⁷		10 ⁷	10 ⁷
				10 ⁷	
				10 ⁷	
				10 ⁷	

Inicialmente serão mostradas as curvas σ -N características de cada direção com as respectivas razões:

A curva σ -N da figura 4.31 da direção L para razão 0.1, ilustra um comportamento com considerável dispersão dos resultados nos níveis de tensão utilizados.

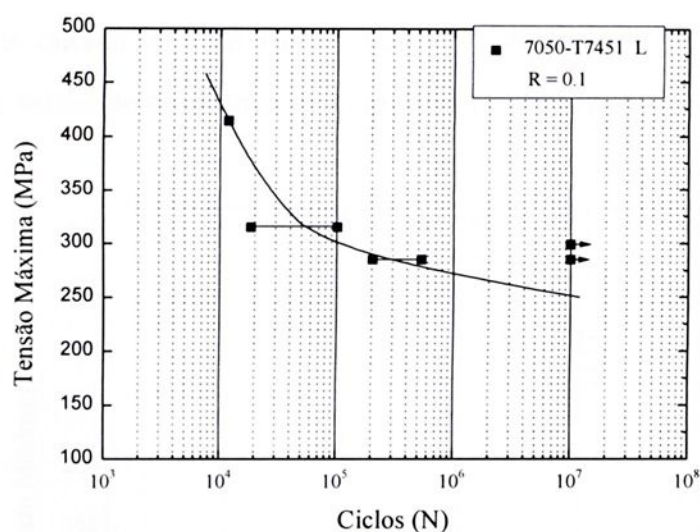


Figura 4.31 Curva σ -N de fadiga axial $R = 0.1$ direção L da liga Al 7050-T7451.

Para a razão -0.1 como mostra a curva σ -N da figura 4.32, a dispersão dos resultados foi menor em relação a $R = 0.1$.

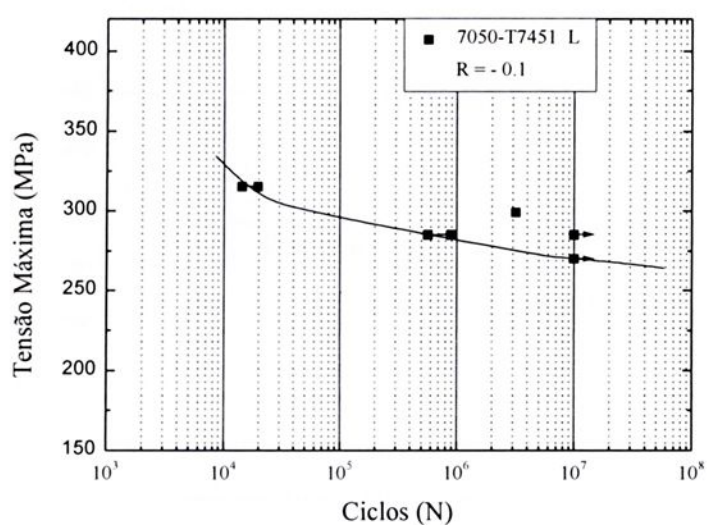


Figura 4.32. Curva σ -N de fadiga axial para $R = -0.1$ na direção L da liga Al 7050-T7451.

No entanto, para a direção T com as razões, R, de 0.1 e -0.1, mostradas nas curvas σ -N da figura 4.33 e 4.34, observa-se uma acentuada dispersão nas faixas de confiança principalmente para R=-0.1.

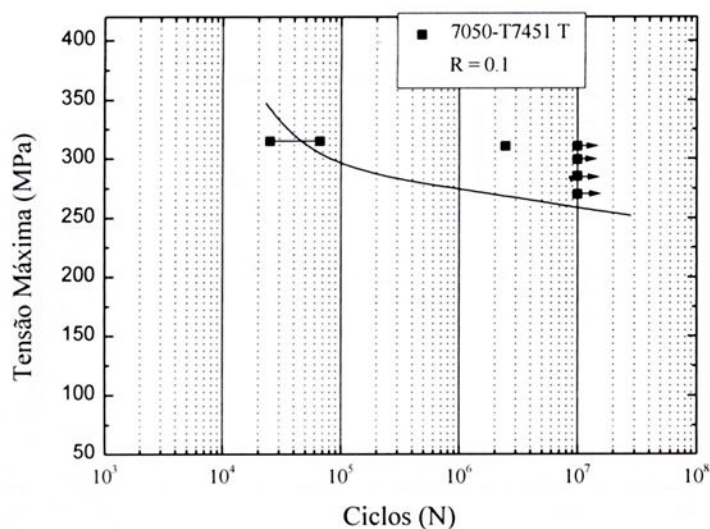


Figura 4.33. Curva σ -N de fadiga axial, R=0.1, direção T da liga Al 7050-T7451.

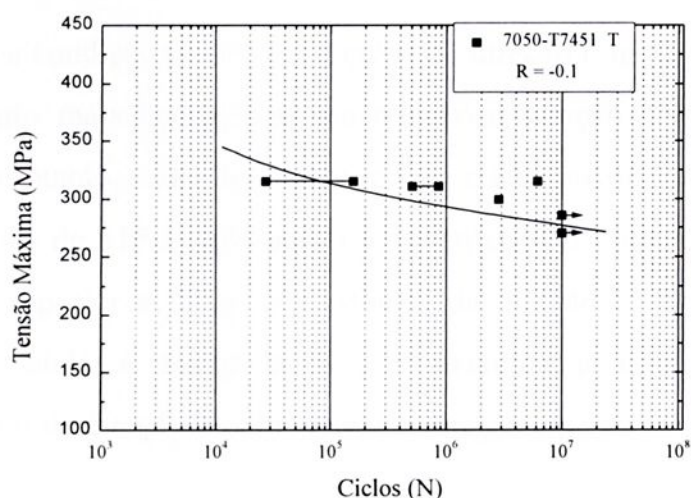


Figura 4.34 Curva σ -N de fadiga axial, R=-0.1, direção T da liga Al 7050-T7451.

Comparando as duas direções L e T para $R=0.1$, pode-se observar nas curvas σ -N da figura 4.35, o melhor comportamento da curva da direção T em termos de dispersão e resistência à fadiga, em relação a direção L. O que pode estar associado a melhor textura microestrutural da direção T.

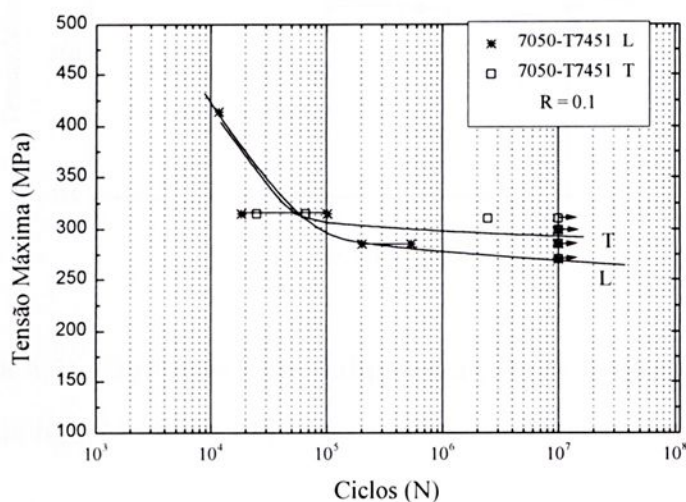


Figura 4.35 Curvas σ -N de fadiga axial $R=0.1$, direções longitudinal e transversal Al 7050-T7451.

Para a condição de $R = -0.1$ a curva da direção L na figura 4.36 tem um comportamento mais homogêneo em relação a direção T com uma menor dispersão; entretanto, a direção T obteve uma maior resistência à fadiga. Nota-se para o nível de 315.1 MPa que o valor inferior da faixa de confiança da direção T é superior a faixa de confiança da direção L. Essa tendência de melhor resistência à fadiga pode ser atribuída a uma maior barreira microestrutural da direção T com relação a direção L.

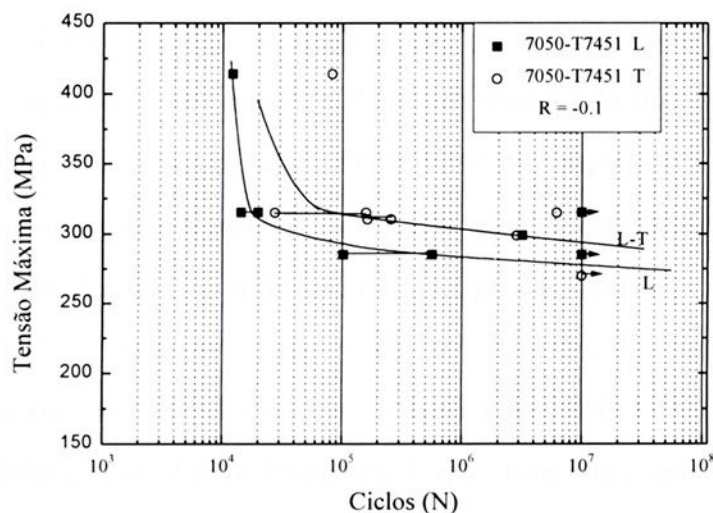


Figura 4.36 Curvas σ -N de fadiga axial, $R=-0.1$, direções longitudinal e transversal da liga Al 7050T7451.

4.8 Análise Comparativa das Propriedades Mecânicas entre as Ligas Al 7010-T74 e Al 7050-T7451.

Analizando as tabelas 4.1 e 4.4 para as ligas Al 7010-T74 e Al 7050-T7451, pode-se considerar que os valores de dureza Vickers são muito semelhantes.

4.8.1 Propriedades Mecânicas de Tração das Ligas Al 7010-T74 e Al 7050-T7451.

Comparando os valores das propriedades mecânicas das tabelas 4.2 da liga Al 7010-T74 e 4.5 da liga Al 7050-T7451 tem-se:

O módulo de elasticidade da liga Al 7010-T74 é superior a da liga Al 7050-T7451 nas duas direções; apenas as regiões I e III da liga 7010-T74 na direção longitudinal apresenta comportamento similar aos da liga Al 7050-T7451. O melhor comportamento da liga Al 7010-T74 pode estar associado a uma melhor textura microestrutural causada pelo forjamento do que a Al 7050-

T7451 laminada. A maior diferença ocorreu na ductilidade e com valores bastante significativos entre as duas ligas. A liga Al 7010-T74 alcançou valores de alongamento em média 30% superiores ao da liga Al 7050-T7451. Esta diferença pode ser explicada pela análise da fração de volume entre as duas ligas, mostrada nas figuras 4.2a e 4.2b, que ilustra uma maior fração de volume de partículas de segunda fase para a liga Al 7050-T7451 em relação a liga Al 7010-T74, fato este que pode ter contribuído para uma menor ductilidade da liga Al 7050-T7451 em relação a Al 7010-T74, confirmando os resultados obtidos por Zabet-Plumtree⁴⁸ que relataram que a deformação verdadeira é inversamente proporcional a fração de volume de partículas de segunda fase. Na variação da ductilidade entre as duas ligas, o limite de escoamento e de resistência à tração da liga Al 7010-T74 foi ligeiramente superior ao da liga Al 7050-T7451. O interessante é notar que apenas a região IV da liga Al 7010-T74 teve uma ductilidade similar com as direções da liga 7050-T7451, confirmando a hipótese que a região IV possui uma maior concentração de partículas intermetálicas em relação as demais regiões da liga Al 7010-T74.

4.8.2 Análise da Resistência à Fadiga por Flexão Rotativa das ligas Al 7010-T74 e Al 7050-T7451.

Fazendo uma análise comparativa entre as regiões I e III na direção longitudinal à linha de fluxo, com as direções longitudinal e transversal no comportamento em fadiga por flexão rotativa mostrado na figura 4.37 observa-se o seguinte:

- ♦ um comportamento similar entre a região I da liga Al 7010-T74 e a direção L da liga Al 7050-T7451.
- ♦ a direção T foi superior na resistência à fadiga em relação a melhor região III da liga Al 7010-T74.



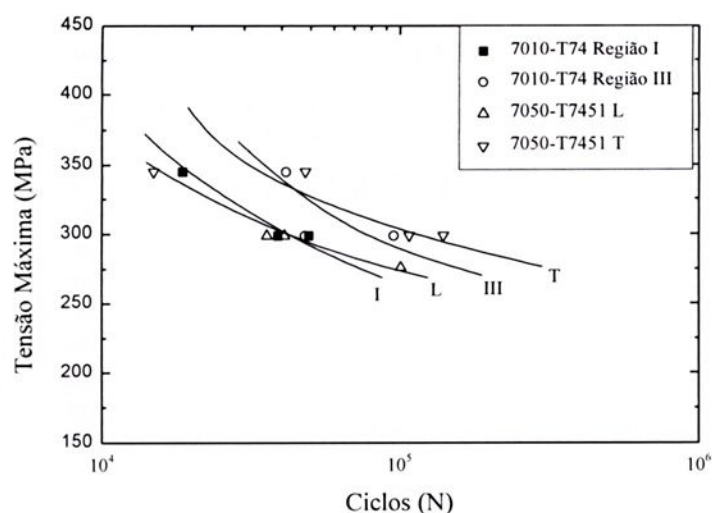


Figura 4.37 Curvas σ -N por flexão rotativa comparativas com as regiões da liga Al 7010-T74 e as direções da liga Al 7050-T7451.

Nas curvas σ -N da figura 4.38 onde estão plotadas as duas direções da liga Al 7050-T7451 e a única da liga Al 7010-T74 na direção longitudinal, verifica-se que a liga Al 7010-T74, teve uma vida intermediária entre as direções longitudinal e transversal da liga Al 7050-T7451, mostrando maior resistência à fadiga para a direção transversal, fato que pode estar associado a uma maior barreira microestrutural da direção T em relação a liga Al 7010-T74

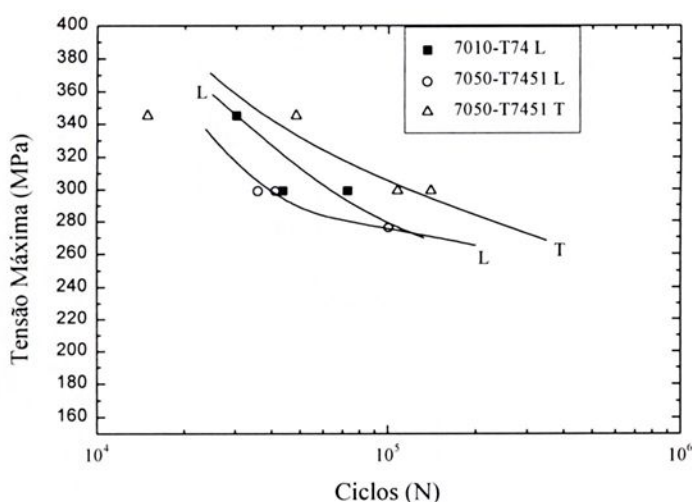


Figura 4.38 Curvas σ -N em fadiga por flexão rotativa comparativas entre o conjunto da liga 7010-T74 e as direções da liga Al 7050-T7451.

4.8.3 Análise Comparativa da Resistência à Fadiga por Flexão Alternada das ligas Al 7010-T74 e 7050-T7451.

Observando-se as curvas σ -N das ligas na figura 4.39, observar-se no regime de baixo ciclo um comportamento similar em fadiga da região III da direção longitudinal da liga Al 7010-T74 em relação a direção transversal da liga Al 7050-T7451, enquanto que no regime de alto ciclo um comportamento ligeiramente inferior a direção longitudinal da 7050-T7451, com uma menor dispersão em relação as duas direções. Isto pode ser atribuído a uma menor fração de volume de partículas de segunda fase da liga Al 7010-T74.

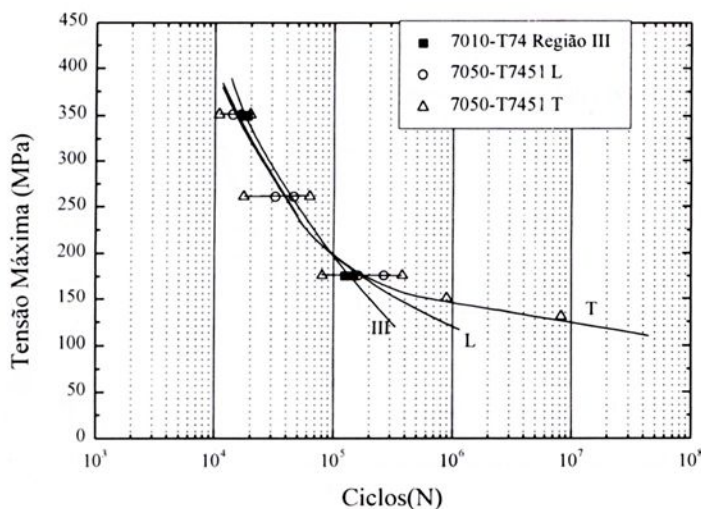


Figura 4.39. Curvas σ -N em fadiga por flexão alternada da liga 7010-T74 e Al 7050-T7451.

4.8.4 Análise da Resistência à Fadiga Axial das Ligas Al 7010-T74 e Al 7050-T7451.

Analisando o comportamento das curvas σ -N da figura 4.40 entre as regiões da liga Al 7010-T74 e a direção longitudinal da liga Al 7050-T7451 para $R = 0.1$, nota-se que a resistência à fadiga entre as duas ligas para esta condição tendem a ser similares no regime de baixo ciclo, mas no regime de médio ciclo a liga Al 7010-T74 é superior a liga Al 7050-T7451, mesmo não sendo do mesmo nível de tensão, que pode estar atribuído a maior barreira microestrutural para a liga Al 7010-T74.

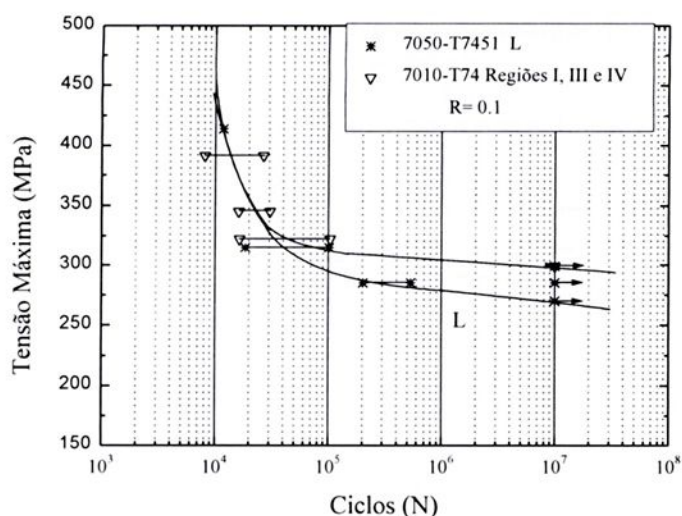


Figura 4.40. Curvas σ -N de fadiga axial comparativa das liga Al 7010-T74 com as da liga Al 7050-T7451 na direção L de $R=0,1$.

Comparando a liga Al 7010-T74 com a direção transversal da liga 7050-T7451 como mostra a curva σ -N da figura 4.41 para $R=0,1$, nota-se um comportamento mais uniforme ao longo da curva de fadiga da liga Al 7010-T74 em relação a curva da direção transversal da liga Al 7050-T7451, que teve um comportamento menos uniforme na sua curva de fadiga, obtendo uma vida ligeiramente inferior ao da liga Al 7010-T74. Esta irregularidade de comportamento da liga Al 7050-T7451 pode ter sido influenciada pela maior fração de volume de partículas intermetálicas, que pode ter contribuído a uma diminuição de barreiras microestruturais, ocasionando para esta situação uma maior dispersão e consequentemente uma menor resistência à fadiga para a direção T.

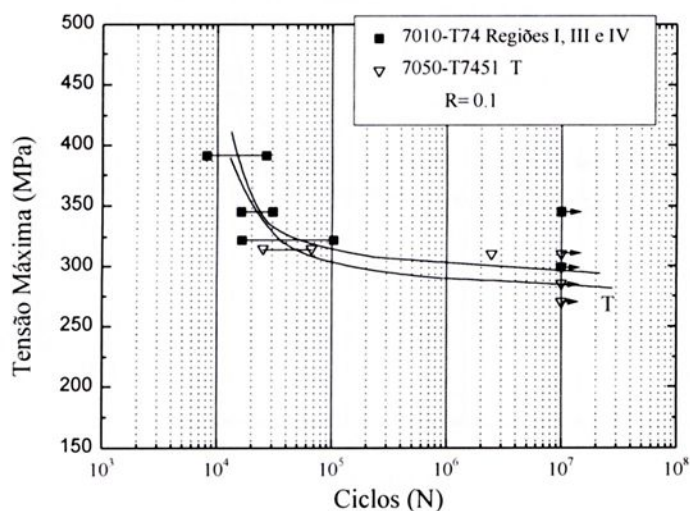


Figura 4.41. Curvas σ -N de fadiga axial comparativa das ligas Al 7010-T74 e Al 7050-T7451 na direção transversal de $R=0,1$.

Analisando as curvas σ -N das regiões nas direções longitudinal e transversal da liga Al 7010-T74 e direção longitudinal para $R=-0,1$ da liga Al 7050-T7451 da figura 4.42, observa-se que o comportamento da curva de fadiga da liga Al 7010-T74 teve uma distribuição mais uniforme ao longo dos níveis de tensão com baixa dispersão, mostrando uma ligeira superioridade na resistência à fadiga com relação a direção longitudinal da liga Al 7050-T7451, que teve uma distribuição de vida em fadiga dispersa contribuindo com uma tendência de menor resistência à fadiga.

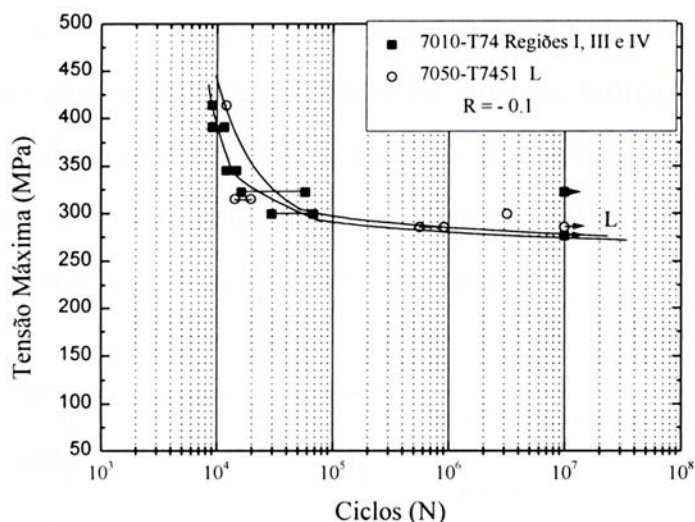


Figura 4.42. Curvas σ -N axial comparativas das ligas Al 7010-T74 e Al 7050-T7451 na direção L, $R = -0,1$.

Esta diferença de comportamento de resistência à fadiga, pode estar associada a maior fração de volume de partículas de segunda fase para a liga Al 7050-T7451. Durante a solubilização ocorre o processo de recristalização parcial que se inicia nas regiões próximas as partículas intermetálicas, obtendo assim, uma maior fração de volume de regiões parcialmente recristalizadas. Estas regiões parcialmente recristalizadas contribuem para um aumento do tamanho médio dos grãos de alto ângulo que são altamente anisotrópicos, e consequentemente uma maior área de grãos espaçados, que são na maioria locais preferenciais de frente de nucleação de microtrincas. Além dos defeitos ou irregularidades existentes, a direção longitudinal tem um efeito menor na textura microestrutural sobre as microtrincas, ou seja, menor barreira microestrutural, que pode ter influenciado no comportamento de fadiga na direção longitudinal da liga Al 7050-T7451.

Ocorreu o mesmo para a condição de $R = -0.1$ na direção transversal onde na figura 4.43 a curva σ -N ilustra a resistência à fadiga da liga Al 7050-T7451, nota-se uma acentuada dispersão na vida em fadiga da liga Al 7050-T7451; mas também uma resistência à fadiga ligeiramente superior a da liga 7010-T74, fato este que pode estar associado a influência de uma maior barreira microestrutural para a direção transversal.

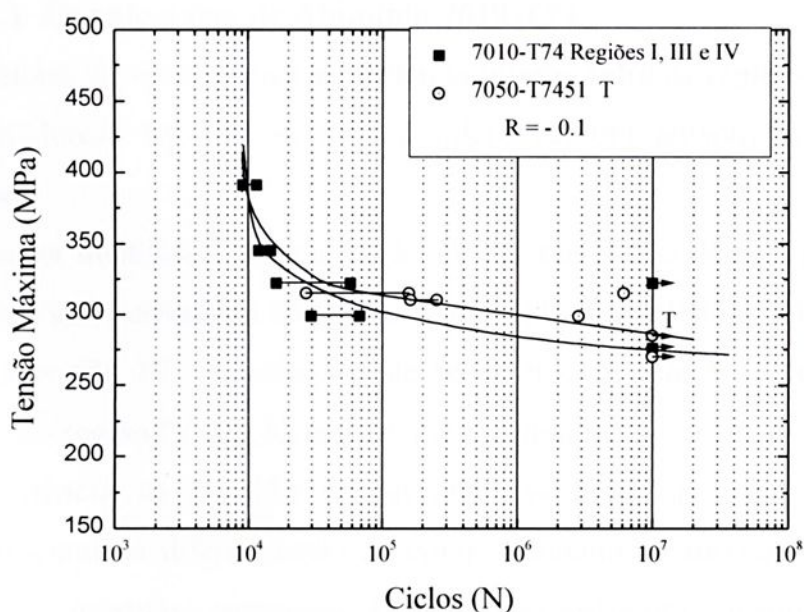


Figura 4.43 Curvas σ -N axial comparativa das ligas 7010-T74 e da liga Al 7050-T7451 na direção T, $R = -0.1$.

CAPÍTULO V

5 CONCLUSÕES

Quanto as proposições realizadas e discutidas neste trabalho podemos concluir que :

5.1 Quanto a liga de Alumínio 7010-T74

1. Os valores de dureza Vickers foram similares entre as regiões, indicando que a dureza não variou com a microestrutura anisotrópica entre as regiões.
2. A menor ductilidade para a região IV em relação as demais regiões II e III pode estar associada a maior concentração de partículas intermetálicas para a região IV. O mesmo pode se dizer com relação a resistência à tração da região IV que foi menor que a região II.
3. A influência da posição de retirada das amostras nas regiões, foi fundamental na diferenciação de comportamento na resistência à fadiga entre as mesmas, associado a uma microestrutura anisotrópica, que contribuiu para um espalhamento significativo entre os resultados experimentais dos ensaios de fadiga tais que:
 - a) Na fadiga por flexão rotativa a região III foi superior a região I.
 - b) Na fadiga axial para a condição $R=0,1$, no regime de baixo ciclo a região I foi superior as regiões III e IV, para o regime de alto ciclo a região III foi superior as regiões I e IV.
 - c) Para a condição $R= -0,1$, no regime de baixo ciclo as regiões I, III e IV foram similares, para o regime de alto ciclo a região III foi superior as regiões I e IV.
 - d) Para as condições de $R=0.3$ e $R=0.5$ no regime de baixo ciclo a região III foi superior as demais regiões I e IV

4. Quanto menor a razão de carregamento, maior foi espalhamento no regime de baixo ciclo com a curva de resistência à fadiga deslocando-se para a direita;
5. Quanto maior a razão de carregamento, maior será a faixa de dispersão dos resultados de resistência à fadiga para o regime de alto ciclo.

5.2 Quanto a liga de Alumínio 7050-T7451

1. Os valores de dureza Vickers foram similares nas duas direções, indicando que a dureza não variou com a microestrutura anisotrópica entre as mesmas.
2. O comportamento similar nas direções L e T relativo a propriedades mecânicas, mostrou que não houve influência da microestrutura anisotrópica.
3. O melhor comportamento de resistência à fadiga da direção T em relação a direção L, para aos três tipos de ensaio de fadiga, está diretamente associada a uma maior barreira microestrutural para a direção T.

5.3 Quanto a Comparação das Ligas de Alumínio 7010-T74 e 7050-T7451

1. A propriedade de dureza não foi representativa o suficiente para mostrar as diferenças de microestruturas anisotrópicas existente entre as ligas.
2. A maior fração de volume de partículas intermetálicas para a liga Al 7050-T7451 foi o fator principal nas diferenças das propriedades mecânicas entre as ligas, onde a ductilidade da liga Al 7050-T7451 foi em média 30% inferior a da liga Al 7010-T74.
3. O melhor comportamento da resistência à fadiga para a liga Al 7010-T74 em relação a liga Al 7050-T7451, foi associado a:
 - a) Uma microestrutura anisotrópica mais uniforme para a liga Al 7010-T74 em relação a liga Al 7050-T7451, característica esta obtida pelo forjamento;



- b) Observou-se uma menor fração volumétrica de partículas intermetálicas da liga Al 7010-T74 em relação a liga Al 7050-T7451;
- c) Uma menor fração volumétrica de regiões parcialmente recristalizadas para a liga Al 7010-T74 em relação a liga Al 7050-T7451, adquiridas durante a solubilização;
- d) Uma menor dispersão nos resultados de resistência à fadiga nos níveis de tensão para a liga Al 7010-T74 em relação a liga Al 7050-T7451.

Todos estes fatores existentes entre as ligas Al 7010-T74 e a liga Al 7050-T7451, influenciaram diretamente nos ensaios de fadiga de tal forma que :

1. Na fadiga por flexão rotativa apenas a direção T da liga Al 7050-T7451 foi superior a da liga Al 7010-T74;
2. Na fadiga por flexão alternada a liga Al 7010-T74 foi similar com a direção L da liga Al 7050-T7451;
3. Em fadiga axial na condição de $R=0.1$ a liga Al 7010-T74 apresenta resultados que foi superiores em relação as duas direções da liga Al 7050-T7451;
4. Para a condição de $R=-0.1$, somente a direção T foi superior em relação a liga Al 7010-T74.



CAPÍTULO VI

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Guimarães, A.V., Estudo Comparativo da Deformação a Frio sobre as Propriedades Mecânicas de uma Liga de Alumínio de Liga 7475-T761, Tese de Mestrado, FEG/UNESP, Dezembro 1994.
- [2] Turnbull, A. and De los rios, E.R, The Effect of Grain Size on the Fatigue of Commercially Pure Aluminium, *Fatigue Frat. Engng. Mater. Struct.* Vol. 18, No. 12, pp. 1467-1467, 1995.
- [3] Sanctis, M. and Lazzeri. L., An Evaluation of Fatigue and Fracture Mechanics Properties of Ultra-High Strength 7XXX Series Al-Alloys, *Fatigue Fract. Engng. Struct.*, Vol. 15, nº 3, pp.249-263, 1992.
- [4]. Bryant. A.S., Metallurgical Factors Affecting the Control of Mechanical Properties in High-Strength, Aluminium Alloys, *Proc.Simp. Alloys in the Aircraft Industries*, turin, pp.45,1976.
- [5] Godefroid, L.B. Propagação de Trinca por Fadiga sob Carregamento com Amplitude Constante e Variável em Ligas de Alumínio para a Industria Aeronáutica. Rio de Janeiro, 1993. Tese (Doutorado) - COPPE, Universidade Federal do Rio de Janeiro.
- [6] Staley, J.T.and Lege, D.J., IN *Advances in Alumunium Alloys Products for Structural Application in Transportation*, *J.Phys. IV, Collogue C 7-3*, pp. 179- 190, 1993.
- [7] Russo, E di and Buratti. M, *Properties of High-Strength Al-Zn-Mg-Cu (Zr, Cr), Alloys for Airframe Applications*, *Procd. Symp. Aluminium Alloys in the Aircraft Industries*, Turin, pp 125, 1976
- [8] Reynolds, M.A, Fitzsimmons, P.E. and Harris, J,G., *Proc.Symp. Aluminium Alloys in the Aircraft Industries*, Turin, pp. 115, 1976.



[9] Wanhill, R.J.H. and Gestel, G.F.J.A, Aluminium Alloy Development and Evaluation for Aircraft Structural Performance, Proc. Symp. Aluminium Alloys in the Aircraft Industries, Turin, pp. 9, 1976.

[10] Rosenqvist. T. Principles of Extractive Metallurgy, editora McGraw-Hill, pp, 447-452, 1983.

[11] Welch.B.J.,Hall-Herout; 100 Years of Process Evolution, Journal of Metals , vol. 38,n 11, pp. 19-21, 1988.

[12] Perrone.A., Lotti.O., Present Status in Standardisation of High-Strength Aluminum Alloys for Aerospace applications, Proceedings of a Symposium Held in Turin 1-2 October 1976.

[13]. Spuhler.E.H., and McClintock T.I., Evaluating Aluminium Aerospace Alloys, Proc. Simp. , Turin, pp. 1, 1976.

[14] Smith, R.K., IN The Quest for Excellence IN: Milestones of Aviation, pp. 222-296, New York, 1991.

[15] Busby, J., Cleave, J.F.and Cudd, R.L., IN The Effect of Copper and Silver Additions on the Stress-Corrosion-Resistance of Commercial Weldable Wrought Al-ZN-Mg Alloys, J.Inst.Met. 99, pp. 41-49, 1971.

[16] English, G.C. and Hollingsworth, E.H., IN Alcoa Report Number W-66-029-C, Alcoa Research Laboratories, New Kensington, PA, 1968.

[17] Hapur, N.F., In Concord Structural Development, J.Airc., Vol. 5 (2), pp. 176-183, 1968.

[18] Starke.E.A.Jr., Staley.J.T., Application of Modern Aluminum Alloys to Aircraft, in Progress Aerospace Sciences, vol. 32, pg. 131a 172, 1996

[19] Dermarkar, S., Mace, R., Lassince, P., Ferton, D. and Sainfort, P., New Developments of Aluminum Products for Aerospace Applications, IN 50 Years of Advanced Materials or Back to the Future, Proceedings Conference of the Society for the Advance of Material and Process Engineering, Toulouse, France, pp. 139-148, 1994.

[20] Fridlyander, I.N., Bratukhin, A.G. and Davydor, V.G., IN Soviet Al-Li Alloys of Aerospace Application, IN: Aluminum-Lithium, DGM, Informationsgesellschaft, Germany, pp. 35-42, 1992.

[21] Evans, B., IN Ligther, Stiffer Aluminum Alloys Advanced Materials Technology International, pp. 32-37, 1991

[22] Hyatt, M.V. and Axter, S.E., IN Aluminum Alloy Development for Subsonic and Supersonic Aircraft, IN Proceedings of the International Conference on Recent Advances in Science and Engineering of light. Metals, pp. 273-280, Tokyo, 1991.

[23] Pickens, J.R., Heubaum, F.H., Lanyan, T.J. and Kramer, L.S., In Al (4,5-6,3)Cu-1,3Li-0,4Ag-0,4Mg-0,14Zr Alloy Weldalite 049 In Aluminum-Lithium Alloys, Proceedings of the Fifth International Aluminum-Lithium Conference, Williamsburg, Virginia, pp. 1397-1414, 1989.

[24] Godefroid, L., e Bastian, F.L., Modernas Ligas de Alumínio para Aplicações Aeronáuticas, Metalurgia & Materiais, pp 626-634, 1995.

[25] Lovell, D.T. and Miller, A., in Engineering Needs in Materials and Processes for Commercial Airplanes, AeroMat. Conference, los Angeles, 1994.

[26] Young, D.W., MRAeS, MIED, Aircraft Landing gears- The Past, Present and Future, Proc. Instn. Mech. Engrs., Vol. 200 n° D2, pp 75-91, 1986.

[27] Goranson, U.G., Boeing Commercial Airplane Group, Seattle, Fatigue Issues in Aircraft Maintenance and Repairs., Int. J. Fatigue Vol.19, Supp. n° 1, pp. S3-S21, 1997.

[28] PEREIRA, C.P.M., Fadiga na liga Al 7475-T 761. Lorena, 1996 Tese (Doutorado) - FAENQUIL, Faculdade de Engenharia Química de Lorena.

[29] Barter, S.A., Clayton, J.Q., and Clark, Q., Aspects of Fatigue Affecting the Design and Maintenance of Modern Military Aircraft, Int. J. Fatigue Vol. 15 n° 4, pp. 325-332, 1993.

[30] Jonas, J.J., Sellars, C.M. and McG.Tegart, W.K., in Strength and Structure under of Working Conditions, Met. Rev. 130, pp. 1-24, 1969.

[31] Horn, K.R.V., Aluminium Properties Physical Metallurgy and Phase Diagrams, Vol. I, ASM, 1968.

[32] Puskar, A. and Golovin, S.A., Fatigue in Materials Cumulative Damage Processes,

[33] Fuchs, H.O. and Stephens, R.I., Metal Fatigue in Engineering, pp 56-99, 1980.

[34] Voorwald, H.J.C., Propagação de Trinca por Fadiga em Chapas Finas de Liga de Alumínio de Alta Resistência sob Carregamento de Amplitude Variável, Tese de Doutorado, UNICAMP, 1987.

[35] Voorwald, H.J.C. e Pastoukhov, V.A., Introdução á Mecânica da Integridade Estrutural, pp 114- 144, 1995.

[36] Miller, K.J., Materials Science Perspective of Metal Fatigue Resistance, Materials Science and Technology, Vol. 9, pp. 453-462, 1993.

[37] Dieter, E.G., Metalurgia Mecânica , pp.334-383, 1985.

[38] Schijve, J., A Normal Distribution or a Weibull Distribution for Fatigue Lives, Fatigue Fract.Engng. Mater. Struct., Vol. 16, pp. 851-859, 1993.

[39] Peres, M.P., Estudo do Efeito do Tempo e da Temperatura de Desidrogenação na Resistência à Fadiga do Aço ABNT 4340 que Sofreu Eletrodeposição de Cádmio, Tese de Doutorado, DEMAR/ FAENQUIL, Março, 1996.

[40] Yen, C.S., Fatigue Statistical Analysis, Cap.5, pp 141-149.

[41] Deshpande, N.U., Gokhale, A.M, Denzer, D.K and Liu, J., Relationship Between Fracture Toughness, Fracture Path, and Microstructure of 7050 Aluminum Alloy: Part I. Quantitative Characterization, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol.29 A, April 1998.



[42] Ehrstrom, K.S., Sahani, R., Reeves, A. and Sainfort, P., Proc. 4th Int. Conf. Aluminum Alloys, Institute of Technology, ppl. 11-16, Atlanta, 1994.

[43] Conserva, M. , and Fiorini, P., Metall. Trans., Vol.4, pp. 857-862, 1987, IN Deshpande, N.U., Gokhale, A.M, Denzer, D.K and Liu, J., Relationship Between Fracture Toughness, Fracture Path, and Microstructure of 7050 Aluminum Alloy: Part I. Quantitative Characterization, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol.29 A, April 1998.

[44] Staley, J.T., Mater. Sci. Technol., Vol. 3, pp. 923-934, IN Deshpande, N.U., Gokhale, A.M, Denzer, D.K and Liu, J., Relationship Between Fracture Toughness, Fracture Path, and Microstructure of 7050 Aluminum Alloy: Part I. Quantitative Characterization, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol.29 A, April 1998.

[45] Morris, A.J, Robey, R.F., Couch, P.D. and De los Rios, E. A Comparison of the Damage Tolerance of 7010-T7451 e 7050-T7451, Materials Science Forum Vol. 242, pp. 181-186, 1997.

[46] Ohira, T., Izumi, O., Acta Metall., Vol. 78, pp. 505-512, 1977. IN Deshpande, N.U., Gokhale, A.M, Denzer, D.K and Liu, J., Relationship Between Fracture Toughness, Fracture Path, and Microstructure of 7050 Aluminum Alloy: Part I. Quantitative Characterization, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol.29 A, April 1998.

[47] Zabett, A. and Plumtree, A., Fatigue Anisotropy in a Wrought Aluminum Alloy , in Fatigue 93, pp. 421-426, Canadá, 1993.

[48] Zabett, A. and Plumtree, A., Microstructural Effects on the Small Fatigue Crack Behaviour of an Aluminum Alloy Plate, Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. Vol.18, Nº 7/8, pp. 801-809, 1995.

[49] Grosskreutz, J.C. and Shaw, G.G., Proc. 2nd Int. Conf. on Fract., Fracture 1969, pp. 620-629, IN Zabett, A. and Plumtree, A., Microstructural Effects on the Small Fatigue Crack Behaviour of an Aluminum Alloy Plate, Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct. Vol.18, Nº 7/8, pp. 801-809, 1995.

[50] Kung, C.Y, and Fine, M.E., Fatigue Crack Initiation and Microcrack Growth in 2024-T4 Aluminium Alloys, Metall. Trans. A10, pp. 603-610, 1979.

[51] Bowles, C.Q. and Shijve, J., The Role of Inclusions in Fatigue Crack Initiation in an Aluminium Alloy, Int. J. Fract. , 9, pp. 171-179, 1973 IN Zabett,A.and Plumtree, A., Microstrutural Effects on the Small Fatigue Crack Behaviour of an Aluminum Alloy Plate, Fatigue Fract. Engng.Mater. Struct. Vol.18, N^o 7/8,pp. 801-809, 1995.

[52] Morris, W.L. The Effects of Intermetallic Composition and Microstructure on Fatigue Crack Initiation in Al 2219-T851, Metall. Trans. , A9, pp. 1345-1348, 1978.

[53] Morris, W.L, Buck, O. and Marcus, H.L., Fatigue Initiation and Early Propagation in Al 2219-T851, Metall. Trans., A7., pp. 1161-1165., 1976 IN Zabett,A.and Plumtree, A., Microstrutural Effects on the Small Fatigue Crack Behaviour of an Aluminum Alloy Plate, Fatigue Fract. Engng.Mater. Struct. Vol.18, N^o 7/8,pp. 801-809, 1995.

[54] Forsyth, P.P.E. and Stubbington, C.A., The Slip-Band Extrusion Effect Observed in some Aluminium Alloys Subjected to Cyclic Stresses, J.Inst. Metals. , Vol. 83, pp. 395-400, 1954 IN Zabett, A.and Plumtree, A., Microstrutural Effects on the Small Fatigue Crack Behaviour of an Aluminum Alloy Plate, Fatigue Fract. Engng.Mater. Struct. Vol.18, N^o 7/8,pp. 801-809, 1995.

[55] Edelson, B.I. and Baldwin, W.M.Jr., Effects of Second Phases on the Mechanical Properties of Alloys, Trans. ASM, 55, pp. 230-250, IN Zabett,A.and Plumtree, A., Microstrutural Effects on the Small Fatigue Crack Behaviour of an Aluminum Alloy Plate, Fatigue Fract. Engng.Mater. Struct. Vol.18, N^o 7/8,pp. 801-809, 1995.



SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Estudar o efeito do crescimento de microtrincas na microestrutura anisotrópica no comportamento de resistência à fadiga das ligas de Al 7010-T74 e Al 7050-T74

Estudar a influência da fração volumétrica de partículas intermetálicas no comportamento da tenacidade à fratura das ligas 7010-T74 e 7050-T74.

Estudar a influência da fração de volume de regiões parcialmente recristalizadas no comportamento da frente de nucleação de microtrincas na resistência à fadiga das ligas Al 7010-T74 e Al 7050-T74.



