UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS
INSTITUTO DE FÍSICA DE SÃO CARLOS
INSTITUTO DE QUÍMICA DE SÃO CARLOS

OTÁVIO CONTART GAMBONI

**Estudo do efeito do ambiente no comportamento em fadiga de
novas ligas de Al de grau aeronáutico.**

São Carlos
2011

OTÁVIO CONTART GAMBONI

**ESTUDO DO EFEITO DO AMBIENTE NO
COMPORTAMENTO EM FADIGA DE NOVAS LIGAS DE AL
DE GRAU AERONÁUTICO.**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação Interunidades em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade de São Paulo, para obtenção do título de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais.

Área de concentração: Desenvolvimento, Caracterização e Aplicação de Materiais.

Orientador: Profa. Dr. Cassius O. F. T. Ruckert

São Carlos
2011

AUTORIZO A REPRODUÇÃO E DIVULGAÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTE TRABALHO, POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELETRÔNICO, PARA FINS DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A FONTE.

Ficha catalográfica preparada pela Seção de Tratamento da Informação do Serviço de
Biblioteca – EESC/USP

G192e Gamboni, Otávio Contart.
Estudo do efeito do ambiente no comportamento em fadiga de novas ligas de AL de grau aeronáutico. / Otávio Contart Gamboni; orientador Cassius Olívio Figueiredo Terra Ruckerti. São Carlos, 2011.

Dissertação (Mestrado-Programa de Pós-Graduação Interunidades em Ciência e Engenharia de Materiais e Área de Concentração em Desenvolvimento, Caracterização e Aplicação de Materiais) — Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade de São Paulo, 2011.

1. Corrosão. 2. Nucleação de trincas por fadiga. 3. Ligas de AL. I. Título.

AGRADECIMENTOS

Primeiramente a Deus que sempre esteve ao meu lado e me acompanhou em todos estes anos de lutas e conquistas;

À minha família que sempre acreditou no meu trabalho e me apoiou em todos os momentos da minha vida.

Aos professores e amigos Prof. Dr. Cassius O. F. T. Ruckert e Prof. Dr. Waldek W. Bose Filho pela orientação e oportunidade de trabalho;

A todos os amigos que fiz no Departamento de Engenharia de Materiais EESC – USP que sempre me apoiaram e ajudaram em todas as etapas do projeto;

Aos amigos Jeferson A. Moreto, Danilo Borges, Maurício Angeloni e Rogério Varavallo por todo o apoio tanto pessoal quanto profissional.

Aos grandes amigos e irmãos da república “Os Bartira” que tanto me apoiaram nas horas boas e ruins de toda a minha estadia na cidade de São Carlos;

Aos técnicos e amigos do Departamento de Engenharia de Materiais, Aeronáutica e Automobilística, João, Tico, Ricardo, Douglas, Pedro, Silvano, Alberto e George pela ajuda na realização do trabalho experimental e inestimável apoio técnico;

Às secretárias do Departamento de Engenharia de Materiais EESC – USP que sempre me apoiaram em tudo que precisei;

Ao Prof.Dr. Artur de Jesus Motheo, ao Leandro Bisanha e ao Douglas pela ajuda e disponibilização de todos os equipamentos do Laboratório de Eletroquímica Ambiental e Interfacial – Lequi - IQSC/USP;

À Embraer, em especial ao Fernando Romagnoli, pelo auxílio prestado na discussão deste trabalho e pela cessão do material para a confecção dos corpos de prova utilizados neste estudo;

Ao IPT, em especial ao Eng. Sidney e ao Marcelo Moreira por todo o suporte técnico que nos prestaram na realização do projeto;

Ao CNPq pelo apoio financeiro por meio de bolsa de mestradoAos colegas do departamento de Engenharia de Materiais, Aeronáutica e Automobilística (SMM).

A CNPq pelo apoio financeiro.

RESUMO

Ligas de alumínio que contém lítio são conhecidas por serem materiais atraentes devido à sua baixa densidade, alta elasticidade, alta resistência mecânica e boa resistência à corrosão. A degradação do material devido à fadiga e corrosão são os dois principais fatores que contribuem para o envelhecimento de uma aeronave, e a previsão de corrosão e fadiga sob corrosão são muito importantes para sua integridade estrutural. A ocorrência de pites de corrosão pode reduzir significativamente a iniciação da trinca de fadiga e diminuir a variação da intensidade de tensão limite destas ligas em até 50%. Com o objetivo de analisar novas ligas Al que estão no mercado, este trabalho compara o comportamento mecânico, de fadiga de baixo ciclo e eletroquímico das ligas de alumínio 2525 T3 e 7050 T7451 utilizadas pela EMBRAER, com o das ligas T851 2198 e 7081 T73511. Assim, ensaios de nucleação de trinca por fadiga foram realizados ao ar e em espécimes pré-condicionadas por 15 dias em névoa salina 5%, para a obtenção de curvas S-N. Curvas de polarização potenciodinâmicas foram obtidas para a investigação eletroquímica do comportamento destas ligas em um ambiente corrosivo. Também foram feitos ensaios de resistência à tração e dureza. Os resultados obtidos da série 2XXX mostram que as ligas são menos susceptíveis à corrosão por pites por apresentarem valores de E_{pite} mais positivos que as ligas da série 7XXX. Porém, seus valores de j_{corr} também são mais positivos, o que aumenta a velocidade de corrosão das ligas, uma vez iniciado o processo. Tal fato se deve à presença de precipitados e elementos de liga que agem de modo a elevar o potencial para valores mais altos. Análises metalográficas por microscopia ótica e de varredura foram realizadas para se determinar os precipitados presentes em cada uma das ligas estudadas. O comportamento em fadiga das ligas pré-condicionadas em ambiente salino foi inferior em relação ao comportamento das ligas mantidas ao ar. Os pites funcionaram como concentradores de tensão, aumentando a ocorrência de nucleação de trincas de fadiga. A resistência à fadiga ao ar das ligas estudadas foi ligeiramente inferior ao das ligas bases. Entretanto, as quatro curvas obtidas para os espécimes pré-condicionados apresentaram-se superpostas. Isso indica que a ação dos pites rege o mecanismo de nucleação das trincas, enquanto que em ar, adiciona-se a ação do acabamento superficial.

Palavras-chave: Nucleação de trincas por fadiga, ligas de Al, corrosão.

ABSTRACT

Lithium-containing aluminum alloys are known to be attractive materials because of their low densities, high elastic modulus, high strengths and good corrosion resistance. Material degradation due to fatigue and corrosion are two major factors that contribute to the aging of an aircraft, and the prediction of corrosion and corrosion-fatigue are very important for the structural integrity of aircrafts. The presence of corrosion pits can significantly shorten the fatigue crack initiation life and decrease the threshold stress intensity of an alloy by as much as 50%. The purpose of this work was to compare mechanical, fatigue and electrochemical behavior of the new Al alloys, 2198 T851 and 7081 T73511 that are on the market, with those used by EMBRAER, named 2525 T3 and 7050 T7451. The comparisons also considered fatigue resistance in pre-corrosion confining in salt environment. Therefore, air and 15-day-confined 5% salt environment specimens were submitted to crack nucleation tests to obtain S-N curves. Potentiodynamic polarization curves were also plotted to study the electrochemical behavior of this alloys in a corrosion environment. Tensile and hardness tests were performed. The obtained results for the 2XXX series showed that these alloys are less susceptible to pitting corrosion due to more positives E_{pite} compared to 7XXX series. However, their j_{corr} values are also more positive, increasing the corrosion speed once it has begun. This happens due to the presence of some precipitates and a few elements that react in a way to increase the potential to higher values. Optical and electronic microscopy analyses were performed to determine the nature of precipitates of each alloy. The fatigue behavior of the salty-pre-confined environment specimens was much inferior compared to air test specimens according to each corrosion environment. Pits work as tension concentration, increasing fatigue crack nucleation. Air fatigue resistance of the new alloys was slightly inferior than the base alloys, but when the tests under pre-confined environment were conducted, the four curves overlapped. This implies that the pit action governs crack nucleation mechanism, while in air, surface finishing is an additional factor.

Keywords: Fatigue crack nucleation, Al-alloys, corrosion.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1	Ilustração da seqüência de movimentação teórica de discordância no reticulado cristalino	23
Figura 2	Ilustração da nucleação da trinca de fadiga em descontinuidades do material: a) em inclusões; b) em contornos de interfase	23
Figura 3	Nucleação de trinca por fadiga nas bandas de deslizamento, ilustrando o mecanismo de formação de extrusões e intrusões	24
Figura 4	a) Deformação estática, b) deformação cíclica originando intrusões e extrusões, e imagens obtidas em MEV mostrando em c) intrusões e d) extrusões.	25
Figura 5	Transição do estágio I para estágio II de propagação	26
Figura 6	Esquema de propagação de trinca por fadiga no estágio II pelo modelo de Laird (1978)	26
Figura 7	Aspectos macroscópicos a), microscópicos b) da superfície de fratura por fadiga evidenciando estrias e c) Superfície de fratura de fadiga. As setas indicam o local da nucleação da trinca por fadiga e as setas em branco indicam o sentido de propagação da trinca. A região brilhante corresponde à propagação estável (nucleação e propagação) e a rugosa a instável (ruptura brusca)	28
Figura 8	Influência da umidade relativa	36
Figura 9	Dupla camada e o fenômeno da adsorção no filme de óxido	37
Figura 10	Mecanismo de propagação de pites em ligas de Al	39
Figura 11	Diagrama de Pourbaix para ligas de Al, mostrando as concicões de corrosão e passivação do Al a $T=25^{\circ}\text{C}$	41
Figura 12	Influência de elementos ligantes no potencial de corrosão das ligas de Al	42
Figura 13	Formas de corrosão. (a): transgranular; (b): intergranular	44
Figura 14	Precipitação de uma fase catódica no contorno de grão	46
Figura 15	Mecanismo de corrosão por frestas	46
Figura 16	Curva S-N para aços CCC onde acontece o limite de fadiga S_e	50
Figura 17	Curva S-N para ligas não-ferrosas	51
Figura 18	Curva S-N geral para aços	52
Figura 19	Propriedades de fadiga. Amplitude de tensão, tensão máxima e tensão mínima	53
Figura 20	Efeito da tensão média na vida em fadiga dos materiais	55
Figura 21	Influência da razão de tensão, R, na vida em fadiga do aço A 571	56
Figura 22	Resultados de dois tipos de ensaio de fadiga	58
Figura 23	Redução do limite de fadiga devido às condições de superfície e efeito de um meio corrosivo	59

Figura 24	Efeito do meio ambiente para aços	60
Figura 25	Exemplo de diagrama de Evans, indicando as principais informações obtidas	62
Figura 26	Curva de polarização potenciodinâmica padrão para um material metálico que sofre uma dissolução ativa-passiva, indicando as diferentes regiões que formam a curva de polarização e os parâmetros eletroquímicos de interesse	63
Figura 27	Desenho esquemático mostrando as direções observadas nas análises metalográficas de cada uma das ligas utilizadas	72
Figura 28	Geometria e dimensões dos corpos de prova obtidos para as ligas de Al 2198 T851 e 2524 T3. Dimensões em mm	73
Figura 29	Geometria e dimensões dos corpos de prova obtidos para as ligas de Al 7081 T73511 e 7050 T7451. Dimensões em mm	74
Figura 30	Célula eletrolítica para a obtenção das curvas	75
Figura 31	Corpos de prova utilizados no ensaio de Salt-Spray. (a): liga 2198 T851 e (b): liga 7081 T73511. Valores em mm	76
Figura 32	Geometria e dimensões do corpo de prova, do tipo retangular “dog bone”, utilizado nos ensaios de fadiga	77
Figura 33	Corpo de prova acoplado na máquina durante ensaio de nucleação de trincas por fadiga	78
Figura 34	(a) Câmara de névoa salina utilizada para condicionamento dos corpos de prova. (b) Aparência da superfície do corpo de prova 01 da liga 7081 T73511 após condicionamento por 15 dias em névoa salina.	79
Figura 35	Identificação das duas regiões onde foram registrados os perfis tridimensionais de rugosidade dos cps das ligas estudadas	79
Figura 36	Perfil tridimensional do acabamento do corpo de prova 8 como laminado, da liga 2198 T851. O valor médio encontrado foi de $R_a = 0,70 \pm 0,02 \text{ }\mu\text{m}$	80
Figura 37	Perfil tridimensional do acabamento do corpo de prova 8 como lixado da liga 2198 T851. $R_a = 0,39 \pm 0,11 \text{ }\mu\text{m}$	80
Figura 38	Perfil tridimensional do acabamento do corpo de prova 4 como laminado da liga 2524-T3. $R_a = 0,62 \pm 0,06 \text{ }\mu\text{m}$	80
Figura 39	Perfil tridimensional do acabamento do corpo de prova 4 como lixado da liga 2524-T3. $R_a = 0,45 \pm 0,05 \text{ }\mu\text{m}$	81
Figura 40	Perfil tridimensional do acabamento do corpo de prova 22 como lixado da liga 7081 T73511. $R_a = 1,57 \pm 0,04 \text{ }\mu\text{m}$	81
Figura 41	Perfil tridimensional do acabamento do corpo de prova 22 como usinado (fresado) da liga 7081 T73511. $R_a = 6,88 \pm 0,07 \text{ }\mu\text{m}$	82
Figura 42	Perfil tridimensional do acabamento do corpo de prova 18 como lixado da liga 7050. $R_a = 0,47 \pm 0,03 \text{ }\mu\text{m}$	82
Figura 43	Perfil tridimensional do acabamento do corpo de prova 18 (fresado) da liga 7050. $R_a = 0,77 \pm 0,01 \text{ }\mu\text{m}$	82
Figura 44	Vista tridimensional da microestrutura da liga AA2198 – T8511. Ataque Keller. Ampliação original de 200 x.	85
Figura 45	Microestrutura da liga 2198 T851 na direção longitudinal pela técnica de microscopia eletrônica de varredura em diversas ampliações: (a) 250x, (b) 1000x, (c) 5000x e (d) 10000x	86

Figura 46	(a) Imagem de um dos precipitados observado por meio de microscopia eletrônica de varredura. (b) Espectro resultante da análise da energia dispersiva de raio-X no precipitado incoerente disperso na microestrutura da liga 2198 T8511 mostrado em a	88
Figura 47	Vista tridimensional da liga 2524 T3. Ataque Keller. Ampliação original de 200x	89
Figura 48	Microestrutura da liga 2524 T3 na direção longitudinal pela técnica de microscopia eletrônica de varredura em diversas ampliações: (a) 300x, (b) 2000x, (c) 10000x e (d) 40000x	90
Figura 49	(a) precipitado do tipo 1 observado por meio de microscopia eletrônica de varredura. (b) análise de dispersão de energia no precipitado incoerente disperso na microestrutura da liga 2524 T3	92
Figura 50	(a) precipitado do tipo 2 observado por meio de microscopia eletrônica de varredura. (b) análise de dispersão de energia no precipitado incoerente disperso na microestrutura da liga 2524 T3	93
Figura 51	Vista tridimensional da microestrutura da liga AA7081 T73511. Aumento original de 200x	94
Figura 52	Microestrutura da liga 7081 T73511 na direção longitudinal pela técnica de microscopia eletrônica de varredura em diversas ampliações: (a) 250x, (b) 1000x indicando os precipitados incoerentes, (c) 50000x e (d) 20000x	95
Figura 53	(a) precipitado observado por meio de microscopia eletrônica de varredura. (b) análise de dispersão de energia no precipitado incoerente disperso na microestrutura da liga 7081 T73511.	97
Figura 54	Visão tridimensional de uma amostra da liga 7050 T7451. Aumento de 200x.	98
Figura 55	Microestrutura da liga 7050 T7451 na direção longitudinal pela técnica de microscopia eletrônica de varredura em diversas ampliações: (a) 350x, (b) 1000x, (c) 2000x e (d) 5000x.	99
Figura 56	(a) precipitado observado por meio de microscopia eletrônica de varredura. (b) análise de dispersão de energia no precipitado incoerente disperso na microestrutura da liga 7050 T7451.	101
Figura 57	a) inclusão observada por meio de microscopia eletrônica de varredura. (b) análise de dispersão de energia na inclusão dispersa na microestrutura da liga 7050 T7451.	102
Figura 58	Medida de potencial de circuito aberto para a liga 2198 T851.	103
Figura 59	Curva de polarização potenciodinâmica da liga 2198 ($E \times \log j$).	104
Figura 60	Curva de polarização potenciodinâmica da liga 2198 T851 ($j \times E$).	105
Figura 61	Curva de polarização potenciodinâmica da liga 2524 T3. ($E \times \log j$)	106
Figura 62	Curva de polarização potenciodinâmica da liga 2524 T3 ($j \times E$).	106
Figura 63	Curva de polarização comparativa das ligas 2524 T3 e 2198 T851. ($E \times \log j$)	107
Figura 64	Curva de polarização potenciodinâmica da liga 7081 T73511. ($E \times \log j$)	108
Figura 65	Curva de polarização potenciodinâmica da liga 7081 T73511 ($j \times$	108

	E).	
Figura 66	Curva de polarização potenciodinâmica da liga 7050 T7451. ($E \times \log j$)	109
Figura 67	Curva de polarização potenciodinâmica da liga 7050 T7451 ($j \times E$).	110
Figura 68	Gráfico comparativo entre as ligas 7050 T7451 e 7081 T73511.	111
Figura 69	Amostras das ligas estudadas após 42h de exposição no ensaio de salt-spray.	114
Figura 70	Micrografia das novas ligas após 42h de exposição em névoa salina. (a): 2198 T851 e 7081 T73511.	114
Figura 71	Tensão de engenharia em função da deformação de engenharia do cp 1 da liga 7081 T73511 ensaiada em ar. $V_T = 1$ mm/min.	115
Figura 72	Cálculo do limite de escoamento utilizando uma ampliação do gráfico da figura anterior.	115
Figura 73	Curvas tensão em função da vida em fadiga (S-N) obtidas para a liga 2198 T851 nas condições ar e pré-condicionados.	121
Figura 74	Curvas tensão em função da vida em fadiga (S-N) obtidas para a liga 2524 T3 nas condições ar e pré-condicionados.	124
Figura 75	Curvas tensão em função da vida em fadiga (S-N) obtidas para as ligas 2524 T3 e 2198 T851 em ar.	124
Figura 76	Curvas tensão em função da vida em fadiga (S-N) obtidas para as ligas 2524 T3 e 2198 T851 em ambiente pré-condicionado.	126
Figura 77	Curvas tensão em função da vida em fadiga (S-N) obtidas para a liga 7081 T73511 nas condições ar e pré-condicionados.	128
Figura 78	Curvas tensão em função da vida em fadiga (S-N) obtidas para a liga 7050 T451 nas condições ar e pré-condicionados.	130
Figura 79	Gráfico comparativo da amplitude de tensão em função do numero de ciclos para falhar das ligas 7081 T73511 e 7050 T7451 ensaiadas em ar.	131
Figura 80	Gráfico comparativo da amplitude de tensão em função do numero de ciclos para falhar das ligas 7081 T73511 e 7050 T7451 ensaiadas em ambiente pré-condicionado.	132
Figura 81	Tratamento estatístico dos dados obtidos para a liga 2198 T851, ensaiados em ar. Confiabilidade de 95%.	133
Figura 82	Tratamento estatístico dos dados obtidos para a liga 2524 T3, ensaiados em ar. Confiabilidade de 95%.	133
Figura 83	Tratamento estatístico dos dados obtidos para a liga 7081 T73511, ensaiados em ar. Confiabilidade de 95%.	134
Figura 84	Tratamento estatístico dos dados obtidos para a liga 7050 T7451, ensaiados em ar. Confiabilidade de 95%.	134
Figura 85	Gráfico comparativo entre os valores experimentais (losango), Gerber (quadrado) e SWT (triângulo) para a liga 7081 T73511.	136
Figura 86	Gráfico comparativo entre os valores experimentais (losango), Gerber (quadrado) e SWT (triângulo) para a liga 7050 T7451.	137
Figura 87	Gráfico comparativo entre os valores experimentais (losango), Gerber (quadrado) e SWT (triângulo) para a liga 2198-T851.	139
Figura 88	Gráfico comparativo entre os valores experimentais (azul), Gerber (vermelhor) e SWT (verde) para a liga 2524 T3.	140

Figura 89	Gráfico de tensão em função da vida em fadiga das quatro ligas ensaiadas em ar e ambiente pré condicionado.	141
Figura 90	Superfície de fratura obtida por estereomicroscopia dos corpos de prova X e X das ligas 2198 T851 e 7081 T73511 respectivamente, indicando os sítios de nucleação de trincas. Ensaio na condição ar..	142
Figura 91	Superfície de fratura obtida por estereomicroscopia dos corpos de prova X e X das ligas 2198 T851 e 7081 T73511 respectivamente, indicando os sítios de nucleação de trincas. Ensaio na condição pré condicionada.	143
Figura 92	Sítio de nucleação do cp 01 da liga 7081-T73511 ensaiado em ar, indicando pela seta. Aumento de 20x.	144
Figura 93	Sítios de nucleação de trinca indicados pelas setas no cp 02 da liga 7081-T73511 condicionado por 15 dias. Aumento original de 20x.	144
Figura 94	Região de nucleação indicada pela seta do cp 03 da liga 7050 T7451 ensaiado em ar. Aumento original de 37x.	145
Figura 95	Região de nucleação da trinca do cp 03 da liga 7050 T7451 ensaiado em ar. Aumento original de 500x.	145
Figura 96	Sítios de nucleação de trincas no cp 03 da liga 7050 T7451 ensaiado após condicionamento. Aumento original de 200x.	146
Figura 97	Sítio de nucleação da trinca do cp 10 da liga 2198 T851 ensaiado em ar. Aumento original de 40x.	146
Figura 98	Sítio de nucleação de trinca indicado pela seta no cp 08 da liga 2198-T851 ensaiado após 15 dias de condicionamento. Aumento de 50x.	147
Figura 99	Produtos de corrosão indicado pelas setas na região do sítio de nucleação da trinca por fadiga do cp 08 da liga 2198-T851 ensaiado após 15 dias de condicionamento. Aumento original de 200x.	147
Figura 100	Região de nucleação de trinca por fadiga no cp 12 da liga 2524 ensaiado em ar. Aumento original de 150x.	148
Figura 101	Regiões de nucleação de trinca indicadas pela seta do cp 06 da liga 2524 T3 ensaiado após condicionamento. Aumento original de 200x.	148
Figura 102	Regiões de nucleação de trinca por fadiga indicadas pelas setas pretas e produtos de corrosão no pite indicado pela seta branca, do cp 06 da liga 2524 T3 ensaiado após condicionamento. Aumento original de 500x.	149
Figura 103	Estrias de fadiga do cp 01 da liga 7081-T73511 ensaiado em ar. Retirada do centro da amostra. Aumento original de 2000x.	149
Figura 104	Estrias de fadiga do cp 03 da liga 7081-T73511 condicionado por 15 dias. Aumento original de 2000x.	150
Figura 105	Estrias de fadiga do cp 04 da liga 7050 T741 ensaiado em ar. Retirada do centro da amostra. Aumento original de 20000x.	150
Figura 106	Estrias de fadiga do cp 03 da liga 7050 T7451 condicionados. Aumento original de 30000x.	151
Figura 107	Estrias de fadiga do cp 10 da liga 2198 T851 ensaiado em ar. Aumento original de 20000x.	151

Figura 108	Estrias de fadiga do cp 08 da liga 2198-T851 ensaiado após condicionamento por 15 dias. Aumento original de 10000x.	152
Figura 109	Estrias de fadiga do cp 12 da liga 2524 T3 ensaiado em ar. Aumento original de 20000x.	152
Figura 110	Estrias de fadiga do cp 06 da liga 2524 T3 ensaiado após condicionamento. Aumento original de 20000x.	153

LISTA DE TABELAS

Tabela 1	Potenciais de corrosão de algumas soluções sólidas e compostos intermetálicos (Solução de NaCl + H ₂ O ₂ , de acordo com a norma ASTM G 69).	45
Tabela 2	Influência do tamanho no limite de resistência	57
Tabela 3	Composição química (% em peso) da liga 7081 T73511.	68
Tabela 4	Composição química (% em peso) da liga 7050 T7451.	69
Tabela 5	Composição química (% em peso) da liga 2198 T851.	70
Tabela 6	Composição química (% em peso) da liga 2524 T3.	71
Tabela 7	Composição do reagente de Keller.	72
Tabela 8	Valor médio da composição química (% em peso) do precipitado incoerente disperso na matriz da liga 2198 T851.	88
Tabela 9	Composição média do precipitado do tipo 1, incoerente disperso na matriz da liga 2524 T3.	92
Tabela 10	Composição média do precipitado do tipo 2, incoerente disperso na matriz da liga 2524 T3.	93
Tabela 11	Composição química média do precipitado incoerente disperso na matriz da liga 7081 T73511.	97
Tabela 12	Composição química média do precipitado incoerente com a matriz da liga 7050 T7451.	101
Tabela 13	Composição química média da inclusão incoerente com a matriz da liga 7050 T7451.	102
Tabela 14	Estimativas do E _{corr} de acordo com as medidas de potencial de circuito aberto.	103
Tabela 15	Resultados obtidos através das curvas de polarização para a liga 2198 T851.	105
Tabela 16	Resultados obtidos através das curvas de polarização para a liga 2524 T3.	107
Tabela 17	Resultados obtidos a partir da curva de polarização potenciodinâmica para a liga 7081 T73511.	109
Tabela 18	Resultados obtidos a partir da curva de polarização potenciodinâmica para a liga 7050 T7451.	110
Tabela 19	Potenciais de corrosão de algumas ligas de Al a 0,6 mol.L ⁻¹ de NaCl.	112
Tabela 20	Valores de rugosidade média, Ra, e dos corpos de prova das ligas 2198 T851 e 7081 T73511.	113
Tabela 21	Resultados do ensaio de tração realizados na liga 2198-T851.	116
Tabela 22	Propriedades monotônicas advindas do ensaio de tração da liga 2524 T3.	117
Tabela 23	Resultados do ensaio de tração realizados da liga 7050-T7451.	118
Tabela 24	Resultados do ensaio de tração realizados na liga 7081-T73511.	119
Tabela 25	Resultados da dureza Brinell 62,5 / 2,5 das ligas estudadas.	119
Tabela 26	Dados de entrada e resultados do ensaio de fadiga da liga 2198 T851 em ar.	120
Tabela 27	Dados de entrada e resultados do ensaio de fadiga da liga 2198	121

	T851 em ambiente pré condicionado.	
Tabela 28	Dados de entrada e resultados do ensaio de fadiga da liga 2524 T3 em ar.	122
Tabela 29	Dados de entrada e resultados do ensaio de fadiga da liga 2524 T3 em ambiente pré condicionado.	123
Tabela 30	Dados de entrada e resultados dos ensaios de fadiga da liga 7081 T73511 em ar.	126
Tabela 31	Dados de entrada e resultados dos ensaios da liga 7081 T73511 na condição pre-condicionados.	127
Tabela 32	Dados de entrada e resultados dos ensaios de fadiga da liga 7050 T7451 em ar.	129
Tabela 33	Dados de entrada e resultados dos ensaios de fadiga da liga 7050 T7451 em ambiente pré condicionado.	130
Tabela 34	Resultados da tensao corrigida para a liga 7081 T73511.	135
Tabela 35	Resultados da tensao corrigida para a liga 7050 T7451.	136
Tabela 36	Resultados da tensao corrigida para a liga 2198 T851.	138
Tabela 37	Resultados da tensao corrigida para a liga 2524 T3.	139

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

Cp: corpo de prova
E: módulo de elasticidade
 E_{corr} : potencial de corrosão
EDX: energia dispersiva de raios-X
 E_{pite} : potencial de pite
Eq. : equação
HB: dureza Brinell
ICP: Espectometria de plasma
 J_{corr} : densidade de corrente de corrosão
 K_f : fator de concentração de tensão aplicado à fadiga
 K_t : fator de concentração de tensão
LRT: Limite de resistência à tração
MEV: microscopia eletrônica de varredura
 N_h : número de ciclos de nucleação da trinca
 N_p : número de ciclos de propagação da trinca
 N_t : total de ciclos para falhar
ND : Não detectado
R: razão de tensão
 R_e : resistência em fadiga
SCC: *Stress corrosion cracking* (corrosão sob tensão)
 S_e : limite de fadiga
 S_e : tensão corrigida para tensão média nula
 S_r : resistência a ruptura
 S_u : tensão para mil ciclos
TC: taxa de corrosão
 v_{corr} : velocidade de corrosão
 V_T : velocidade do travessão
 ρ : densidade
 ΔK : fator de intensidade de tensão
 σ_a : amplitude de tensão
 σ_{ap} : tensão aplicada
 σ_e : limite de escoamento
 σ_m : tensão média
 $\sigma_{m\acute{a}x}$: tensão máxima
 σ_{min} : tensão mínima
 σ_r : variação de tensão
 σ_y : tensão verdadeira de fratura

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	21
1.1	OBJETIVOS	21
2	FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	22
2.1	FADIGA	22
2.2	FALHA DO MATERIAL	22
2.3	FAMÍLIA DE LIGAS DE Al	29
2.4	LIGAS DE Al-Li	31
2.5	LIGAS DO SISTEMA Al-Zn-Cu	33
2.6	CORROSÃO EM LIGAS DE Al	34
2.6.1	DUPLA CAMADA PASSIVANTE	34
2.6.2	CORROSÃO GENERALIZADA	37
2.6.3	CORROSÃO POR PITES	37
2.6.4	OUTROS FATORES DE CORROSÃO EM LIGAS DE Al	40
2.6.5	CORROSÃO INTERGRANULAR E TRANSGRANULAR	43
2.6.5.1	PRECIPITAÇÃO DE UMA FASE ANÓDICA	46
2.6.5.2	PRECIPITAÇÃO DE UMA FASE CATÓDICA	46
2.7	CORROSÃO POR FRESTAS	47
2.8	PROPRIEDADES DE CORROSÃO-FADIGA EM LIGAS DE Al	48
2.9	CURVAS DE WÖLLER (S-N)	50
2.10	FADIGA DE ALTO CICLO E FADIGA DE BAIXO CICLO	53
2.10.1	FATORES QUE INFLUENCIAM CURVAS S-N	54
2.10.1.1	EFEITO DA TENSÃO MÉDIA	55
2.10.1.2	EFEITO DO TAMANHO	57
2.10.1.3	EFEITO DO CARREGAMENTO	57
2.10.1.4	EFEITO DO ACABAMENTO SUPERFICIAL	58
2.10.1.5	EFEITO DO MEIO AMBIENTE	59
2.10.1.6	CONCENTRADORES DE TENSÃO	60
2.10.1.7	EFEITO DA TEMPERATURA	61
2.11	POLARIZAÇÃO POTENCIODINÂMICA	61
2.12	NÉVOA SALINA “SALT SPRAY”	64
3	MATERIAIS E MÉTODOS	67
3.1	MATERIAIS	67
3.2	METALOGRAFIA	71

3.3	ENSAIOS DE TRAÇÃO	73
3.4	DUREZA BRINELL	74
3.5	POLARIZAÇÃO POTENCIODINÂMICA	75
3.5.1	POTENCIAL DE CIRCUITO ABERTO	75
3.5.2	CURVAS DE POLARIZAÇÃO POTENCIODINÂMICA	75
3.6	ENSAIOS DE NÉVOA SALINA	76
3.7	ENSAIOS DE FADIGA	77
4	RESULTADOS	85
4.1	ANÁLISE METALOGRÁFICA POR MICROSCOPIA OTICA E ELETRONICA DE VARREDURA	85
4.1.1	LIGA 2198 T851	85
4.1.2	LIGA 2524 T3	89
4.1.3	LIGA 7081 T73511	93
4.1.4	LIGA 7050T7451	98
4.2	POTENCIAL DE CIRCUITO ABERTO	103
4.3	POLARIZAÇÃO POTENCIODINÂMICA	104
4.4	NÉVOA SALINA “SALT SPRAY”	113
4.5	ENSAIO DE TRAÇÃO	115
4.6	ENSAIO DE FADIGA	120
5	CONCLUSÕES.	155
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	157
	REFERÊNCIAS	159

1 INTRODUÇÃO

O alumínio, Al, é o metal estrutural mais abundantemente encontrado na crosta terrestre. Entretanto, até o século passado, só podia ser encontrado em forma isolada em pequenas quantidades e permaneceu sendo uma cara curiosidade até 1886, quando descobertas independentes feitas por Heroult, na França e por Hall, nos EUA, tornou possível a produção econômica do alumínio (HANDBOOK, 1990a).

A propriedade de leveza associada ao alumínio tem destacado a sua importância na área de transporte, e sabe-se que ligas de Al têm sido exaustivamente aplicadas na fabricação de veículos aeronáuticos há muito tempo (HACHT, 1984; DAVIS, 1993; STALEY, 1989).

A procura por novas ligas de Al que apresentem uma densidade menor comparada às atuais, acelerada pela crise do petróleo da década passada, possibilitou que uma nova família de ligas, baseadas no sistema Al-Li, pudesse ser desenvolvida usando as rotas de fabricação convencionais.

Este trabalho é um projeto de desenvolvimento tecnológico que propiciará à Embraer a otimização de suas aeronaves, pela substituição das ligas de Al tradicionais pelos novos materiais de desempenho melhorado, tecnologias estas que se efetivarão pela redução de peso das aeronaves, e, portanto, pela melhoria de suas eficiências.

Deste modo, o estudo proposto tem como finalidade estudar a viabilidade técnica por meio de propriedades mecânicas e eletroquímicas de novas ligas de Al que possam ser candidatas para a substituição das ligas de Al convencionais usadas em aeronaves.

1.1 OBJETIVOS

Estudar a viabilidade técnica da substituição de algumas ligas utilizadas atualmente na indústria aeronáutica por novas ligas presentes no mercado, por meio de ensaios mecânicos de dureza, tração e nucleação de trincas por fadiga.

O trabalho também prevê o estudo do efeito do meio salino nas propriedades de fadiga destas novas ligas.

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1 FADIGA

A palavra fadiga, do latim “*fatigare*”, significa “cansar, estar cansado”, e vem designar as falhas de materiais que sofreram carregamentos cíclicos. O primeiro estudo sobre fadiga em materiais metálicos foi conduzido por volta de 1829, pelo alemão W. A. J. Albert; porém A. Wöhler foi o primeiro a aplicar carregamentos de flexão rotativa, e de torção, durante o período de 1852 – 1869, em Berlim.

Segundo definição da norma ASTM E 1820, fadiga é o processo de alteração estrutural permanente, localizado e progressivo que ocorre em um material submetido a condições de carregamentos que produzem tensões e deformações flutuantes, que podem culminar em trincas ou fratura completa, após certo número de flutuações.

Segundo Forrest (1970), fadiga é um processo de falha gradativa de um componente submetido a uma solicitação mecânica cíclica (alternada, pulsante, ou flutuante).

Segundo Miller (1993), resistência à fadiga pode ser definida como sendo a resistência que o material oferece à nucleação e propagação de trinca, através das intensidades e espaçamentos das barreiras microestruturais.

2.2 FALHA DO MATERIAL

O estudo da vida em fadiga nos dá uma boa base a respeito do tempo útil de ligas metálicas, ou seja, quantos ciclos (carregamento mais descarregamento) o material suporta antes de romper-se.

Ter uma idéia de quantos vôos uma aeronave suporta antes de ter algum dos componentes fraturado ou inutilizado por fadiga é uma aplicação muito importante para um projeto como este.

O número de ciclos até a fratura, N_t , é obtido pela soma de 2 etapas: vida de nucleação, N_n , e vida de propagação, N_p .

A nucleação, ou iniciação, de trincas se dá devido ao movimento de discordâncias causadas pela deformação plástica.

Para haver deformação plástica no material metálico é necessário movimentar planos atômicos conhecidos como planos de escorregamento, nos quais

existe a máxima densidade atômica. Isso seria impossível sem a presença de um defeito linear: a discordância.

A **Figura 1** mostra a seqüência teoricamente natural da movimentação da discordância em cunha através do reticulado cristalino até atingir o final do cristal.

Figura 1: ilustração da seqüência de movimentação teórica de discordância no reticulado cristalino
Fonte: Callister (2000)

Ela se movimenta desta forma, atravessando o reticulado plano a plano, por dois fatores: necessitar de menos energia para movimentar uma linha no reticulado num certo intervalo de tempo, até que chegue à superfície, do que deslocar o plano inteiro ao mesmo tempo e a facilidade do movimento das discordâncias devido à presença de elétrons livres, ligação metálica.

Quando várias discordâncias atravessam planos de escorregamento paralelos e próximos, o cristal se desloca do seu lugar de origem, ocasionando uma trinca muito pequena (vide **Figura 2a e b**) entre o contorno de grão ou fase e a descontinuidade.

Figura 2: Ilustração da nucleação da trinca de fadiga em descontinuidades do material: a) em inclusões; b) em contornos de interfase
Fonte: Roesler (2007)

Isso ocorre com muito mais facilidade em locais onde haja concentração de tensões, como trincas, inclusões, e mudanças geométricas de seção. Mesmo em

carregamentos onde a máxima tensão esteja ainda abaixo da tensão limite de escoamento do material a fratura pode ocorrer, se o mesmo apresentar defeitos como uma trinca (CALLISTER, 2000).

A falha por fadiga em componentes mecânicos inicia-se nos pontos mais solicitados, na forma de pequenas trincas que vão crescendo e reduzindo a seção resistente do componente, até que uma sobrecarga leve à ruptura final, com uma propagação brusca da trinca.

A resistência à fadiga do componente deve ser analisada de forma diferente para o período de nucleação da trinca e para o período de propagação, pois os fenômenos envolvidos são distintos.

Segundo Dieter (1981), o fenômeno da fadiga pode ser dividido em quatro estágios:

1.Nucleação (Iniciação das trincas) - trincas por fadiga iniciam-se em singularidades ou descontinuidades, e uma vez formadas, tendem a se propagar inicialmente ao longo dos planos de alta tensão cisalhante (45°). Tais descontinuidades em geral, encontram-se na superfície ou próximas a ela. As singularidades podem ser estruturais, tais como inclusões, ou geométricas, tais como riscos. Estas singularidades podem estar presentes desde o início ou podem ser desenvolvidas durante a deformação cíclica, como por exemplo, em intrusões e extrusões em bandas de deslizamento, **Figura 3**. De maneira geral uma trinca por fadiga tem início numa superfície livre, sendo que nas raras oportunidades em que se inicia no interior do material, sempre existe uma interface envolvida.

Figura 3: Nucleação de trinca por fadiga nas bandas de deslizamento, ilustrando o mecanismo de formação de extrusões e intrusões

Fonte: Cottrel; Hull¹ (1957 *apud* DIETER 1981)

A explicação para uma trinca por fadiga preferencialmente incidir na superfície reside no fato de a deformação plástica ser mais fácil de ocorrer nesta região, onde

¹ COTTREL, A. H.; HULL, D. (1957). *Proceedings of Royal Society of London*, v.242A, p.211-217.

se encontram os átomos terminais, ou seja, a ligação entre eles é mais fraca e assim, mais susceptível a defeitos.

Segundo Meyers (1982), as alterações estruturais, como intrusões e extrusões, podem ser unicamente responsáveis, pelo início de trincas ou podem interagir com os defeitos estruturais ou geométricos existentes. Os danos estruturais observados neste estágio podem ser removidos por tratamento térmico e mecânico (remoção mecânica da camada danificada) adequado.

Cottrel e Hull² (1957 *apud* DIETER, 1981) propuseram um mecanismo para a formação de intrusões e extrusões que depende da existência de dois sistemas de deslizamento cruzados que operam simultaneamente, **Figura 3**.

Outros mecanismos, como o proposto por Wood³ (1955 *apud* DIETER, 1981), de formação de extrusões e intrusões se baseia em pequenos movimentos de deslizamento de vai-e-vem que podem originar entalhes ou ressaltos, **Figura 4**.

Figura 4: a) Deformação estática, b) deformação cíclica originando intrusões e extrusões

Fonte: Fuchs e Stephens (1980) (imagens obtidas em MEV mostrando em c) intrusões e d) extrusões)

2. Primeiro estágio - Crescimento da trinca em bandas de deslizamento - corresponde ao aprofundamento da trinca inicial nos planos de alta tensão de cisalhamento seguindo a orientação preferencial do grão, como ilustra esquematicamente a **Figura 5**. Neste estágio, as trincas por fadiga são normalmente transgranulares, estendendo-se por 2 a 5 de grão e não são visíveis a olho nu. A taxa de propagação é da ordem de ângstrons por ciclo.

²COTTREL, A. H.; HULL, D. (1957). *Proceedings of Royal Society of London*, v.242A, p.211-217.

³WOOD, W. A. (1955) . *Bull. Inst. Met.*, vol.3, p.5-6, Sep.

Figura 5: Transição do estágio I para estágio II de propagação

Fonte: Miller (1993)

A propagação no estágio II se dá perpendicularmente à direção de carregamento. O mecanismo mais aceito, para a propagação neste estágio foi proposto por Laird (1966) e consiste em sucessivos arredondamentos e reaguçamentos (embotamento) da ponta da trinca, **Figura 6:** . Esse mecanismo explica o fenômeno de formação de estrias na superfície de fratura. Segundo Dieter (1981), este estágio compreende à maior parte da vida em fadiga de alto ciclo de componentes ou corpos de prova.

Figura 6: Esquema de propagação de trinca por fadiga no estágio II

Fonte: Laird (1978)

Os planos a, b, c, d, e, f mostrados na **Figura 6:** , sob carregamento cíclico, são descritos abaixo:

- (a) Sob carga nula a trinca está fechada.
- (b) Com o aumento da carga trativa, ocorre a formação de entalhes duplos na ponta da trinca, devido à indução da tensão de cisalhamento na direção de $\pm 45^\circ$.
- (c) Ao se atingir a carga máxima trativa no ciclo, ocorre o arredondamento completo da ponta da trinca.
- (d) Com o decréscimo do carregamento, ocorrerá a inversão do escorregamento e do fechamento da ponta da trinca, parte elástica, deixando-a novamente aguçada e com dois entalhes remanescentes, parte plástica.
- (e) Na carga mínima do ciclo, ocorre o fechamento total da trinca com a formação de uma estria.
- (f) O processo é repetido no ciclo subsequente, e em cada ciclo produzirá uma nova estria.

No modelo de Laird (1978), o crescimento da trinca é controlado pela deformação plástica localizada na frente da trinca, preenchendo assim as principais condições da mecânica da fratura elástica linear. Permite assim, o tratamento do comportamento de crescimento de trincas longas por fadiga, tomando por base a variação do fator de intensidade de tensão, ΔK .

3. Segundo estágio -- Crescimento da trinca nos planos de alta tensão de tração - - corresponde à propagação da trinca em um plano perpendicular à direção de máxima tensão de tração.

Quando a intensidade de tensão cresce devido ao crescimento da trinca e/ou aumento da tensão aplicada, escorregamentos começam a ocorrer em planos diferentes do primário, próximos à ponta da trinca, iniciando o estágio II de propagação, mostrado na **Figura 5**.

Ao contrário do anterior, este estágio apresenta uma morfologia característica definida macroscopicamente como uma região lisa, decorrente da fricção que se verifica entre as superfícies durante a propagação da trinca, **Figura 7a**.

Segundo Dieter (1981) e Hertzberg (1989), microscopicamente, a presença de estrias na superfície de fratura caracteriza este estágio, **Figura 7b**. A presença de estrias define, sem dar margem a dúvidas, que a falha foi produzida por fadiga, mas sua ausência não exclui a possibilidade da ação deste mecanismo de falha. A

propagação da trinca neste estágio independe da orientação do grão, preferencialmente transgranular e a taxa de propagação é da ordem de micros por ciclo.

4. Ruptura final - corresponde à fratura brusca final, frágil do ponto de vista macroscópico. A superfície de fratura correspondente a este estágio se caracteriza por uma região áspera, **Figura 7a**. Do ponto de vista microscópico, esta superfície pode apresentar evidências de deformações plásticas, segundo Bresciani (1991).

Figura 7: Aspectos a) macroscópicos, b)microscópicos da superfície de fratura por fadiga evidenciando estrias e c) Superfície de fratura de fadiga. As setas indicam o local da nucleação da trinca por fadiga e as setas em branco indicam o sentido de propagação da trinca. A região lisa corresponde à propagação estável (nucleação e propagação) e a rugosa a instável (ruptura brusca).

Assim sendo, o estágio I do modelo de Miller (1993) da **Figura 5** de propagação é extremamente dependente da microestrutura. A trinca é desacelerada à medida que se aproxima da barreira microestrutural dominante. À medida que a trinca avança, ela continua a ser desacelerada ao se aproximar de novas barreiras, mas em menor grau, até o ponto em que ela se torna insensível a novas barreiras microestruturais, atingindo o estágio II de propagação.

Segundo Dieter (1981), a vida total (N_t) de um componente submetido a um carregamento cíclico pode ser considerada composta de duas partes: a vida necessária para iniciar a trinca (N_n) e a vida necessária para a sua propagação até a fratura rápida (N_p), segundo a equação:

$$N_t = N_n + N_p \quad (\text{eq. 1})$$

Para níveis baixos de tensão ou deformação, a fase de nucleação da trinca pode durar mais de 90% da vida total do corpo de prova.

Em altos níveis de tensão ou deformação, a nucleação da trinca ocorre rapidamente, e a fase de propagação passa a ocupar a maior parte da vida total.

Segundo Callister (2000), os sítios de nucleação de trincas incluem riscos superficiais, cantos vivos, rasgos de chaveta, fios de roscas e afins. Adicionalmente, o carregamento cíclico pode produzir descontinuidades superficiais microscópicas que resultam das etapas de escorregamento de discordâncias que podem também atuar como fatores de concentração de tensão e, portanto, como sítios de iniciação de trincas.

2.3 FAMÍLIA DE LIGAS DE Al

A arte da metalurgia consiste em projetar novas ligas, ou seja, combinações a partir de um metal base, através da adição de determinadas quantidades de outros elementos, de modo que sejam obtidas melhorias ou modificações em algumas propriedades do metal base, melhorias estas de origem físico-químicas.

No caso do Al, existem alguns elementos metálicos que – isoladamente ou em conjunto - modificam propriedades específicas do Al. Esta é a base da classificação das “Séries” ou “Famílias” das ligas de Al.

A adição de outros elementos - seja para estabilizar metalurgicamente os elementos de liga que prevalecem na família, sejam para refinar as propriedades que se desejam atingir, é o que caracteriza a ampla variedade de ligas, com

propriedades mecânicas diversas, cada uma específica para uma determinada gama de aplicações.

De acordo com ASTM Handbook (1990a) as ligas de Al podem ser classificadas da seguinte maneira:

1XXX – Composta por alumínio puro, não ligado. Os materiais desta família caracterizam-se por possuírem as menores propriedades mecânicas, porém possuem maior condutividade térmica e elétrica, e também maior conformabilidade plástica.

2XXX - Esta série de ligas tem como principal elemento de liga o Cu, e as principais características desta família são: maior resistência (na condição T6), reduzida taxa de propagação de Trincas (na condição T4), resistência térmica e facilidade de usinagem.

3XXX - Contém como elemento básico de liga o Mn. A liga 3003 é a liga mais representativa desta série, pois a adição de Cu aumenta um pouco o limite de resistência, e juntamente com a adição de Fe possibilita a obtenção de uma estrutura granular mais fina.

4XXX - As ligas desta série se subdividem em duas categorias: baixo teor de Si (abaixo de 2% com ou sem Mn) e alto teor de Si (5 a 13% , com uma grande variedade de elementos adicionais de liga). As de baixo teor são utilizadas na confecção de utensílios domésticos e as de alto teor são utilizadas na fabricação de trocadores de calor.

5XXX - As ligas industriais desta série raramente contêm mais do que 5% de Mg, pois além deste limite a estabilidade destas ligas decresce, particularmente sob influência da temperatura. Possuem como propriedades mecânicas de destaque: excelente soldabilidade, alta resistência à corrosão, mesmo nas regiões soldadas e boa conformabilidade a frio.

6XXX – Contêm como elementos de liga Si e Mg. São caracterizadas pelas seguintes propriedades mecânicas: grande aptidão para trabalho a quente (extrusão, laminação, forjamento), boa resistência à corrosão atmosférica (nível de propriedades mecânicas que pode ser incrementado pela adição de Si), boa soldabilidade (arco e brazagem), boa conformabilidade à frio (na têmpera O) e boa aptidão para tratamento de superfícies (anodização).

7XXX – As ligas desta série são aquelas que possuem maiores resistência mecânicas, e são subdivididas em duas categorias: com ou sem adição de Cu.

As ligas com adição de cobre são as mais fortes de alumínio que podem ser produzidas, em termos de resistência mecânica, na condição T6. São largamente utilizadas na indústria aeroespacial, na fabricação de moldes para conformação de termoplásticos e em estruturas onde se necessita de leveza e alta resistência mecânica.

8XXX – A adição simultânea de Fe, Si e Li proporcionam grãos mais refinados e limites de resistência melhorados. Com a estrutura granular refinada e boa isotropia, estas ligas apresentam boa conformabilidade, especialmente em condições de grande dificuldade (produtos muito finos, com espessuras entre 50-200 μ).

2.4 LIGAS DE Al-Li

Desde os anos 50, quando se descobriu que a adição de pequenas quantidades de Li à ligas de Al causava uma melhoria nas propriedades mecânicas, o interesse da indústria aeronáutica vem crescendo, assim como o de instituições em pesquisas e universidades. Entre as características atraentes desta categoria de ligas, está o alto módulo específico (resultado da baixa densidade) E/ρ . Porém baixa ductilidade e tenacidade à fratura também são encontradas nestas ligas comparadas as ligas de Al de grau aeronáutico tradicionais (DERVENIS, 1988).

Sua baixa tenacidade à fratura comparada as ligas de Al tradicionais resulta em uma taxa de propagação de trinca por fadiga maior. O acentuado nível de escorregamentos e a morfologia sinuosa resultam em um material com tolerância ao dano muito superior às ligas de Al convencionais. Vários fatores que aumentam a resistência de propagação de trinca tendem a influenciar a iniciação de trincas por fadiga (STARKE, 1987).

Ligas de Al-Li possuem alta resistência a ensaios de corrosão sob tensão “stress corrosion cracking” (SCC) comparadas às ligas convencionais de Al. Estes ensaios estudam o efeito combinado de uma atmosfera corrosiva e do carregamento constante, ou seja, estático.

Outras propriedades conhecidas e atrativas para a indústria aeronáutica são a baixa densidade e o elevado módulo de elasticidade (REBIERE, 1990). Para cada percentual em peso de Li adicionado ao Al, resulta em uma diminuição correspondente a 3% na densidade final da liga. Simultaneamente à diminuição de

densidade, a adição de Li promove o aumento da rigidez da liga, sendo que para cada percentual em peso de Li, há um aumento de 6% no módulo de Young.

Ligas comerciais de Al-Li têm sido muito utilizadas para a indústria aeronáutica e também para aplicações criogênicas, já que vários problemas relacionados à ductilidade, tenacidade e corrosão foram minimizados com o balanceamento de elementos ligantes na composição destas ligas. Somado a isso, um investimento em pesquisa vem justificado na combinação de elevada resistência mecânica e módulo elástico, associada a um decréscimo de densidade, conforme se adiciona Li. Atualmente, algumas ligas comerciais garantem boa resistência à corrosão, razoável ductilidade e pequena taxa de crescimento de trincas por fadiga. (TERRONES, 2006)

Ligas de Al contendo Li geralmente são fortalecidas pelo processo de precipitação de compostos como δ (AlLi) e δ' (Al_3Li). Em particular, a precipitação de partículas metaestáveis δ' em forma de finas esferas fortalece consideravelmente estas ligas.

As ligas do sistema Al-Li são microestruturalmente únicas, elas diferem de outras ligas endurecíveis por precipitação pelo fato de que, uma vez que os precipitados da fase coerente δ' (Al_3Li) estejam homogeneamente dispersos, eles permanecerão coerentes mesmo após um período elevado de envelhecimento. Entretanto, envelhecimentos extensos em temperaturas superiores a 190°C podem resultar na precipitação icosaédrica em contornos de grão da matriz. Esta precipitação e a ocorrência de zonas livres de precipitados (PFZ) desempenham um papel importante no processo de fratura.

O desenvolvimento de ligas comerciais está focado no aumento da tenacidade e da ductilidade, mantendo-se a resistência elevada. Várias modificações de composição química e no processo de conformação, processamento termomecânico, resultaram na otimização entre a resistência mecânica e a tenacidade.

Adições de Cu e Mg promovem aumento na resistência mecânica por meio de solução sólida e da precipitação coerente e semi-coerente das fases T_1 (Al_2CuLi), θ' (Al_2Cu), ou S (Al_2LiMg). Estas adições também minimizam a ocorrência de zonas livres de precipitados (PFZ's) próximas aos contornos de grão.

Estudos com a liga 2090 demonstraram em análises metalográficas seguidas de ensaios mecânicos a presença de precipitados endurecedores como δ' , θ' e fases T_1 , além de um número significativo de compostos intermetálicos (DERVENIS, 1988).

Em comparação com as ligas de alta resistência do sistema Al-Zn, as ligas do sistema Al-Li apresentam rigidez superior, entre 5% e 12%, resistência à propagação de trincas (tolerância ao dano), maior tenacidade em temperaturas criogênicas e menor densidade.

2.5 LIGAS DO SISTEMA Al-Zn-Cu

As ligas do sistema Al-Zn-Cu apresentam o Zn como elemento de liga principal, em teores de Zn entre 1% e 8%. Adições de Mg e Cu e Cr são comuns e resultam em ligas tratáveis termicamente de elevada resistência mecânica. As adições de Zn, Cu e Mg promovem a precipitação coerente e semi-coerente das fases θ' (Al_2Cu) e η' (Zn_2Mg) que são responsáveis pela alta resistência mecânica nestas ligas.

Os elevados valores de resistência obtidos em ligas do sistema Al-Zn-Mg são conhecidos desde a década de 1920, entretanto, tais ligas são caracterizadas pela baixa resistência à corrosão sob tensão.

Neste sistema, a liga 7075, introduzida em 1943, é a liga de maior uso, particularmente em componentes estruturais de veículos aeronáuticos. Desenvolvimentos posteriores levaram a 7178-T6 em 1951 com um incremento na resistência mecânica. Em meados da década de 1960 surgiu a liga 7175-T736 empregada em componentes forjados comercialmente em 1968. No início da década de 1970, surgiram as ligas 7050, 7150 e 7010 que são hoje utilizadas em componentes estruturais de aeronaves como rebites, produtos extrudados e chapas laminadas a quente. Estudos concluídos no final da década de 1970 levaram ao desenvolvimento da liga 7475 que apresenta maior tenacidade à fratura que a liga 7075. De fato, a liga 7475, nas condições T6, T76 e T73 foi a primeira liga desenvolvida com o objetivo de se obter tenacidade à fratura elevada e controlada concomitantemente às altas resistências mecânicas encontradas⁴.

⁴ Gonçalves, Marcelo Desenvolvimentos recentes no segmento de ligas de alumínio aeronáuticas- Congresso Internacional do Alumínio - ABAL 2010

2.6 CORROSÃO EM LIGAS DE Al

Alumínio é um metal quimicamente muito ativo, mas rapidamente desenvolve um filme natural isolante de alumina (Al_2O_3) sobre a superfície quando exposto ao oxigênio. Conseqüentemente, este filme é capaz de proteger o metal contra corrosão em ambientes neutros porque a camada de óxido não permite que os elétrons produzidos por reações de oxidação atinjam a interface entre o óxido e o meio, evitando que reações catódicas ocorram (ASTM METALS HANDBOOK, 1990b).

Para aplicações práticas, o alumínio sempre possui elementos de liga tais como Cu, Mg, Mn, Zn, Li e Si com a finalidade de aumentar sua resistência mecânica ou ainda de aumentar a sua resistência específica. Entretanto, estes elementos formam compostos intermetálicos, os quais têm um efeito prejudicial às propriedades de corrosão do material, devido à formação de um filme óxido mais fino e mais condutor que permite que a ocorrência de reações catódicas (VAN HORN, 1967).

2.6.1 A DUPLA CAMADA PASSIVANTE

Ligas de Al possuem grande resistência à corrosão devido principalmente à formação de um denso óxido na forma de filme, situado na superfície da liga. Este óxido se forma em presença de oxigênio tanto do ar atmosférico quanto da água (POURBAIX, 1974).

Este filme é gerado espontaneamente de acordo com a oxidação natural do Al metálico de acordo com a seguinte reação.

Esta reação possui uma energia livre de oxidação da ordem de -1.675 kJ , e o potencial de eletrodo do Al contra o eletrodo de Hidrogênio é da ordem de -1.660 mV . Estes dois fatores explicam a facilidade e a espontaneidade da reação de oxidação do Al.

Esta camada é inerte e protege o material contra corrosão. A espessura desta camada tem uma variação conforme mudanças de temperatura. Em temperatura ambiente, tal camada apresenta 2-3 nm, enquanto a 425°C esta espessura pode chegar a aproximadamente 20 nm (SHIMIZU, 1991).

Caso aconteça algo com o filme passivante, como um dano ou ruptura, tal camada instantaneamente se recompõe em sua forma oxidada (DAVIS,1987).

Porém, mesmo sendo muito resistente, alguns fatores podem acelerar a degradação do filme passivante causando assim a corrosão do material.

- Meios extremamente alcalinos ou extremamente ácidos ($\text{pH} < 4$ ou $\text{pH} > 9$) desestabilizam o óxido protetor;
- Íons agressivos, tais como Cl^- e F^- podem atacar o filme causando assim uma corrosão localizada (pites);
- Alguns elementos (Ga, Tl, In, Sn, Pb) podem se incorporar ao óxido e causar sua desestabilização.

As duas formas de corrosão mais comuns em ligas de Al são por pite “pitting” e a intergranular.

A corrosão por pite é causada pela ação localizada de íons agressivos, na sua maioria Cl^- , em um meio no qual o filme passivante não é estável, ou seja, condições extremas de pH (NISANCIOGLU, 1992).

A camada passivante é na verdade composta por duas camadas sobrepostas uma sobre a outra.

- A primeira é compacta e amorfa está em contato com o metal e é chamada de “camada barreira”, devido às propriedades dielétricas. Ela é formada a qualquer temperatura tanto na forma sólida quanto líquida, a partir do contato com oxigênio do ar ou umidade.

A taxa de formação é independente da pressão parcial do oxigênio, como é mostrado por Gulbranssen and Wyson, 1947. Na prática, isto significa que o filme óxido irá reaparecer imediatamente após operações de usinagem e maquinagem, que tenham destruído a camada natural de óxido que havia no local.

O crescimento do filme segue uma cinética parabólica em temperaturas da ordem de 350-400°C e se torna linear em temperaturas muito elevadas. Isto acontece devido à migração dos íons Al^{+3} através da cama de óxido, de acordo com o mecanismo descrito por Cabrera, 1948. A espessura máxima da primeira camada é da ordem de aproximadamente 4 nm.

- A segunda camada cresce por cima da primeira, pela reação do ambiente exterior, provavelmente por hidratação. Sua espessura final não será finalizada antes de

algumas semanas ou meses e depende das condições físico-químicas, umidade relativa e temperatura, que favorecem o crescimento do filme.

Godard (1967) monitorou a espessura do filme de óxido em função da umidade relativa por um longo período de tempo, como mostrado na **Figura 8**. Após 4 anos, a segunda camada estava com uma espessura de algumas dezenas de nanômetros na liga 3003.

Figura 8: Influência da umidade relativa
Fonte: Godard (1967)

A segunda camada é menos compacta que a camada de barreira, além de ser porosa. Ela reage com o ambiente externo mesmo durante transformações de conformação como laminação ou extrusão por adsorção de resíduos de óleos de laminação ou lubrificantes de maquinagem em geral. Como mostrado na **Figura 9** a superfície pode ser bem complexa e, desta forma, é sempre bom aplicar o processo de decapagem "*pickling*" antes e depois de qualquer tratamento.

Figura 9: Dupla camada e o fenômeno da adsorção no filme de óxido

Fonte: Vargel (2004)

Em contato com água por um tempo extremamente longo, a tendência é o crescimento da camada, especialmente em temperaturas elevadas e acaba se transformando em bayerita (α Al(OH)₃) e boemita (γ -AlO(OH)).

2.6.2 CORROSÃO GENERALIZADA

Desenvolve-se a partir de pites com diâmetros muito pequenos, da ordem de micrometros, e resulta numa perda uniforme e contínua da espessura da área exposta.

Ocorre normalmente em ambientes extremos, muito ácidos ou muito básicos. A taxa de corrosão pode variar de micrometros por ano a micrometros por hora, dependendo da natureza do ácido ou da base. Alguns compostos, como o silicato de sódio, podem inibir este fenômeno e diminuir a taxa de corrosão.

2.6.3 CORROSÃO POR PITES

Grande parte desta revisão foi baseada em Davis (1990).

Forma de corrosão localizada onde se caracteriza por pequenas cavidades na superfície do metal. O diâmetro e a cavidade dos pites dependem do metal, da natureza do meio e das condições de trabalho.

Alumínio e suas ligas são susceptíveis à corrosão por pites em um pH neutro, o que engloba algumas condições de trabalho, como água natural, água do mar, ou ar.

O fenômeno da corrosão por pites é extremamente complexo, e mesmo com uma série de estudos e publicações ao longo dos anos, seus mecanismos não são totalmente entendidos. O que é bem conhecido são as condições nas quais o pite nasce e se propaga na superfície do metal.

Como a maioria dos metais, Al é susceptível à corrosão localizada causada pela ruptura local do filme passivante. Isto resulta numa possível propagação do pite de acordo com as condições, favoráveis ou não. Mesmo sendo extremamente complexo e não entendido totalmente, sabe-se que o fenômeno de corrosão por pites demonstra claramente duas fases distintas: iniciação e propagação dos pites.

1) Iniciação:

Os pites ocorrem mais facilmente em presença de cloretos (Cl^-). A corrosão por pite é causada pela ação localizada de íons agressivos, na sua maioria Cl^- em um meio no qual o filme passivante não é estável, ou seja, condições extremas de pH (NISANCIOGLU, 1992). Estes íons são adsorvidos pela superfície do metal, seguido pela ruptura do filme passivante em pontos mais fracos, ocasionando micro-trincas, com nanômetros de largura. Com apenas pouco tempo de exposição, algumas ligas já possuem um grande número de densidade de pites. Esta quantidade pode variar de acordo com a liga e seus elementos ligantes. Para a liga 1199 a densidade de pites chega a $10^4 \cdot \text{cm}^{-2}$, já para uma liga com aproximadamente 4% de Cu, a $10^{10} \cdot \text{cm}^{-2}$.

A grande maioria dos pites para de crescer após vários dias de exposição. Alguns estudos ligados à polarização demonstram que quando estes pites param de crescer, eles voltam a ser passivados e quando polarizados novamente, eles não crescem mais, mas sim, inicia-se novamente um crescimento de novos sítios de nucleação de pites.

O oxigênio é reduzido lentamente nas áreas catódicas. Estas áreas são fases intermetálicas abaixo da camada oxidada. Quando ocorre a ruptura do filme, o Al é oxidado rapidamente e se forma um complexo clorado do tipo $[AlCl_4]^-$.

2) Propagação:

Apenas uma pequena fração dos pites iniciados vão continuar e se propagar. A propagação se dá de acordo com as reações a seguir:

A **Figura 10** ilustra o mecanismo de propagação de pites em ligas de Al.

Figura 10: Mecanismo de propagação de pites em ligas de Al

Fonte: Vargel (2004)

Se o anodo é estável e localizado, a corrosão vai causar uma cavidade, ou seja, o pite. Com o consumo de H⁺ ou formação de OH⁻, ocorre o aumento localizado de pH.

A reação total de corrosão do Al segue:

A dissolução do Al e formação dos íons Al⁺³ nos pites, criam um campo elétrico que faz com que os íons Cl⁻ acabem entrando nos pites, de modo a

neutralizar este acúmulo de cargas positivas, formando AlCl_3 . Os íons cloretos são os mais móveis dentre os íons participantes da reação.

A hidrólise do AlCl_3 (ou do complexo intermediário AlCl_4^-) de acordo com a reação

Leva a uma acidificação do meio, diminuindo o pH para menor que 3, aproximadamente. Desta forma, o meio se torna cada vez mais agressivo, levando a uma autopropagação dos pites.

Os íons Al^{+3} estão mais concentrados dentro do pite, e assim começam a se difundir para a abertura do pite, onde encontram um meio cada vez mais alcalino, especialmente ao lado do pite, onde estão ocorrendo reações catódicas e liberação de OH^- .

Quando ocorre a precipitação do $\text{Al}(\text{OH})_3$ e a liberação de H^+ , a posterior redução do H^+ para H_2 faz com que surjam bolhas de hidrogênio, que levam este hidróxido até o topo do pite, formando aquele gel branco que vemos como produto de corrosão. Este acúmulo de produtos de corrosão na entrada do pite acaba bloqueando esta entrada e escondendo os excessos de íons, principalmente os cloretos. Isto explica porque a propagação dos pites acaba diminuindo até um ponto em que pára totalmente.

2.6.4 OUTROS FATORES DE CORROSÃO EM LIGAS DE Al

As ligas de alumínio da série 2xxx apresentam o Cu como principal elemento de liga sendo mais susceptíveis a corrosão que ligas de outras séries que possuem menores quantidades deste elemento. A presença de partículas de precipitados inter-metálicos provoca processos de corrosão localizada, pites, corrosão intergranular e esfoliação. Em ligas da série 2xxx, existem dois tipos de partículas de intermetálicos que podem causar corrosão por pites: $\text{Al}_6(\text{Cu,Fe,Mn})$ e Al_2CuMg . Estas partículas possuem potenciais diferentes da matriz formando células galvânicas localizadas (LIAO et al., 1998; WEI et al., 1998).

Além disto, os efeitos eletroquímicos podem ser maiores que em outros tipos de ligas, por dois fatores principais: maior mudança de potencial do eletrodo com variações na quantidade de cobre na solução sólida e, sob mesmas condições, a presença de não uniformidade na solução sólida. Isto ocorre devido à criação de células galvânicas pela formação de minúsculas partículas de cobre ou filmes

depositados na superfície da liga como resultado de corrosão. Depois de iniciado um processo de corrosão, os íons de cobre, que anteriormente se encontravam na liga, formam uma cobertura no material, dando origem a um cátodo metálico. A redução de íons cobre e o aumento da eficiência da reação de redução de O_2 e H^+ aceleram a taxa de corrosão (HOLLINGSWORTH; HUNSICKER, 1987).

As características estruturais do filme formado na superfície da liga e a intensidade do ataque da corrosão são influenciadas por três fatores principais:

- Composição da liga
- Presença e distribuição de micro e macro defeitos (microtrincas, vacâncias)
- Composição do eletrólito (pH, temperatura, concentração de íons halogênios)

A corrosão por pites geralmente acontece em presença de um eletrólito com um pH que varie entre 4,5 e 8,5 e esse fenômeno tende a aumentar com a elevação da temperatura, na concentração dos íons halogênios e com a estagnação do eletrólito. A **Figura 11** demonstra este fenômeno:

Figura 11: Diagrama de Pourbaix para ligas de Al, mostrando as regiões de corrosão e passivação do Al a $T=25^\circ C$

Fonte: Davis (1999)

Elementos de liga podem influenciar de duas formas no fenômeno da corrosão. Se presentes em partículas microscópicas influenciam de modo positivo, porém, se presentes em grandes fases precipitadas, propiciam à liga um caráter negativo (DAVIS, 1990).

A **Figura 12** mostra a influência de certos elementos ligantes em relação ao potencial de corrosão das ligas de Al.

Figura 12: Influência de elementos ligantes no potencial de corrosão das ligas de Al

Fonte: Hollingsworth (1987)

A localização da passagem anódica nas ligas da série 2xxx está uma faixa estreita, pobre em Cu, de cada lado do contorno de grão, diferentemente das ligas da série 7xxx sem cobre, onde ela se localiza nos constituintes anódicos de Zn e Mg nos contornos de grão (ROBINSON; HUNTER, 1972). Galvele e Micheli (1970) mostraram que a zona pobre em Cu ao longo do contorno de grão é responsável pela corrosão intergranular em uma liga Al-Cu.

Processos que envolvem mudanças microestruturais tais como tratamentos térmicos, termomecânicos ou de soldagem afetam as propriedades de corrosão dos materiais. Para liga de alumínio 5454, amostras soldadas por fricção exibiram maior resistência à corrosão por pite em solução salina de NaCl do que o metal base (FRANKEL; XIA, 1999).

Alguns pesquisadores concentraram seus estudos em tratamentos superficiais visando aumentar a resistência à corrosão das ligas de alumínio. Experimentos usando feixe de íons demonstraram que este tratamento também pode melhorar significativamente as propriedades de corrosão de várias ligas de alumínio, entre elas 7075-T6 e 2024-T3 (BYSTRITSKII et al., 1999).

Outro problema que pode acontecer em ligas de Al na presença de meios de íons cloreto é o fenômeno de corrosão sob tensão.

Um mecanismo importante relacionado à corrosão sob tensão é a fragilização por hidrogênio. Ela é causada pela difusão do mesmo de forma iônica, H^+ , para o interior da trinca e produz tensões, levando o material à fratura localizada, formando uma grande quantidade de trincas (MIRANDA, 1986). As trincas superficiais que surgem, são nucleadas e progridem com o tempo logo após a hidrogenação. A cinética do surgimento destas trincas é muito sensível à microestrutura do material.

De acordo com Davis (1999), este mecanismo só é aplicado em ambientes úmidos. Em atmosferas secas, a taxa de difusão e de solubilidade do hidrogênio no Al são muito baixas.

2.6.5 CORROSÃO INTERGRANULAR E TRANSGRANULAR

Em nível de grão, a corrosão pode tomar dois caminhos de acordo com a **Figura 13:**

- Ela cresce por toda a extensão do grão, indistintamente afetando todos os constituintes metalúrgicos. Isto é chamado de corrosão transgranular ou transcristalina, já que ela se propaga dentro dos grãos.
- Segue caminhos preferenciais, principalmente o contorno de grão. Diferentemente da corrosão transgranular, este tipo intergranular de corrosão consome uma massa muito menor de Al, e desta forma esta medida se torna obsoleta. Não é observada a olho nu, porém, um aumento de 50x em microscópio óptico já é suficiente para se enxergar. Quando a corrosão vai penetrando no interior do metal, algumas propriedades mecânicas tendem a diminuir.

Figura 13: Formas de corrosão. (a): transgranular (SCC); (b): intergranular.

A propagação da corrosão intergranular se inicia nos pites. Não há relação entre a profundidade de penetração do pite com o seu diâmetro, isto quer dizer que a corrosão intergranular pode iniciar-se por um pite superficial.

A corrosão intergranular é causada pela diferença de potencial eletroquímico entre o interior do grão e o contorno de grão, região onde os precipitados metálicos se formam. À temperatura ambiente, a solubilidade de Fe, Ni e Mg é tão baixa que o potencial destas fases é praticamente igual ao do Al puro. Porém, quanto se aumenta a temperatura ou se faz um enriquecimento destes elementos à temperatura ambiente, esta diferença é aumentada e depende da concentração.

Os compostos intermetálicos podem ser:

- Menos eletronegativos que a solução sólida (Al_3Fe e Al_2Cu): São catódicos em relação à solução sólida e em caso de corrosão intergranular, é a solução sólida quem corrói.
- Mais eletronegativos que a solução sólida (MgZn_2 , Al_3Mg_2 e Mg_2Si): São anódicos em relação à solução sólida e em caso de corrosão intergranular, são corroídos.

A **Tabela 1** apresenta os valores de E_{corr} de alguns compostos intermetálicos e soluções sólidas presentes em ligas de Al.

Tabela 1: Potenciais de corrosão de algumas soluções sólidas e compostos intermetálicos (Solução de NaCl + H₂O₂)

Solução Sólida	Ecorr (mV SCE)	Fase intermediária
	-170	Si
	-430	Al ₃ Ni
	-470	Al ₃ Fe
Al-4Cu	-610	
	-640	Al ₂ Cu
Al-1Mn	-650	
1050A	-750	
	-760	Al ₆ Mn
Al-3Mg	-780	
Al-5Mg	-790	
Al-1Zn	-850	
	-910	Al ₂ CuMg
	-960	MgZn ₂
Al-5Zn	-970	
	-1150	Al ₃ Mg ₂
	-1190	Mg ₂ Si

Fonte: De acordo com a norma ASTM (2009)

A corrosão intergranular em ligas de Al se desenvolverá apenas se três condições se encontrarem simultaneamente:

1. Presença de um meio corrosivo.
2. Diferença de potencial da ordem de 100 mV entre os intermetálicos e a solução sólida (não há corrosão intercristalina com o intermetálico Al₃Mn).
3. Precipitação contínua de precipitados intermetálicos tal que seja possível a propagação da corrosão intergranular.

Para o fortalecimento da liga, o tamanho e a distribuição dos precipitados dependem da têmpera e das condições artificiais de envelhecimento. Para as ligas de Al, dois tipos de precipitados podem ocorrer, o de caráter anódico e o de caráter catódico (VARGEL, 2004).

2.6.5.1 PRECIPITAÇÃO DE UMA FASE ANÓDICA

Ocorre em ligas da série 5xxx, com quantidades de Mg superiores a 3,5%. Aquecimentos prolongados levam à precipitação da fase β - Al_3Mg_2 nos contornos de grão. Seu potencial de dissolução, 1150 mV SCE, é altamente anódico em relação à solução sólida, que possui um potencial de 780 mV. Sob condições apropriadas e na presença de um meio corrosivo, pode ocorrer uma corrosão intercristalina (DAVIS, 1999).

2.6.5.2 PRECIPITAÇÃO DE UMA FASE CATÓDICA

Outra fase possivelmente precipitável ocorre nas ligas 2xxx, como por exemplo, a liga 2024 (4% Cu). Quando o envelhecimento é muito lento, a fase dura Al_2Cu , com um potencial de -640 mV, pode aparecer no contorno de grão, formada com Cu oriundo do interior do grão. A região próxima ao contorno de grão fica pobre em Cu e apresenta um potencial de -750 mV, anódica em relação ao contorno de grão. Sob condições de corrosão, esta zona irá se dissolver por caminhos paralelos ao contorno de grão.

A **Figura 14** ilustra este tipo de precipitação (DAVIS, 1999).

Figura 14: Precipitação de uma fase catódica no contorno de grão
Fonte: Vargel (2004)

2.7 CORROSÃO PRO FRESTAS

Processo corrosivo de forma localizada em pequenas frestas, principalmente pontos de solda ou juntas, na qual existe acúmulo de substâncias como água, lama, poeira ou areia.

Estas zonas são chamadas de frestas, onde ocorrem reações eletroquímicas que alteram a composição do líquido remanescente nestes locais, levando a potenciais mais eletronegativos e desta forma esta superfície se torna mais anódica em relação ao restante da estrutura, sendo mais facilmente corroído (VARGEL, 2004).

Conforme o metal se dissolve, existe a redução e consumo do oxigênio dentro da fresta, causando assim um empobrecimento do mesmo e excesso de Al^{3+} . Como consequência, ocorre a difusão de íons Cl^- para dentro da fresta, na qual ocorre a seguinte reação química:

Devido ao pequeno volume da fresta, o ambiente logo se torna extremamente acidificado, favorecendo assim a corrosão localizada.

A **Figura 15** apresenta o mecanismo de corrosão por frestas.

Figura 15: Mecanismo de corrosão por frestas

Fonte: Fontana (1998)

2.8 PROPRIEDADES DE CORROSÃO-FADIGA EM LIGAS DE Al

Os processos de corrosão-fadiga são resultados de uma sinergia entre o meio, microestrutura, tempo e tipo de carregamento. Em geral, um meio agressivo provoca diminuição da resistência à fadiga de um componente sendo que este afeta a probabilidade de nucleação de trinca por fadiga, podendo-se ter um aumento da taxa de crescimento da trinca ou ambos.

Para muitos materiais, a amplitude de tensão necessária para causar falha por fadiga diminui progressivamente com o tempo e com o número de ciclos, pois um ataque corrosivo localizado no material produz concentradores de tensão, diminuindo o tempo de iniciação da trinca. Apenas para citar como exemplo, os trabalhos de Fonte et al. (2001) e Kirby e Beevers (1979) em ligas da série 7xxx demonstraram que o comportamento em fadiga do material é bastante distinto quando testado em ar, ar úmido e vácuo.

A resistência à fadiga das ligas de alumínio é inferior em meios agressivos, como água do mar e soluções salinas, em relação ao ar, especialmente se ensaiadas em com baixo nível de tensão, ou seja, longa duração (CRAIG et al., 1978; DEVEREUX et al., 1972). Este efeito é mais evidente em ligas de alumínio das séries 2xxx e 7xxx.

Segundo Hollingsworth e Hunsicker (1983), o limite de fadiga axial para estas ligas é de 3 a 4 vezes menor em água do mar e soluções salinas que em ar. As ligas da série 2xxx são especialmente sensíveis a meios aquosos contendo íon cloreto Cl^- , pois neste caso a corrosão por pite destas ligas é favorecida, promovendo o aparecimento de concentradores de tensão, que reduzem a vida em fadiga (HOLLINGSWORTH; HUNSICKER, 1987).

Bache et al. (2000) observaram vidas menores em fadiga de baixo ciclo para um compósito de 2024+SiC ensaiado sob ambiente contendo NaCl aquoso devido à formação de pites de corrosão; por outro lado, os ensaios de propagação de trinca por fadiga se mostraram insensíveis ao meio.

Segundo Cottis e Husain (1982), Martin e Talbot (1981), e Srivatsan e Sudarshan (1988), os mecanismos que relacionam a nucleação de trincas por fadiga em meio agressivo incluem:

- formação de pites de corrosão, que por sua vez, agem como concentradores de tensões por efeito de entalhe mecânico;
- ruptura do filme superficial protetor, em metais passivos, e ataque eletroquímico nos sítios desprotegidos;
- ataque eletroquímico preferencial das regiões deformadas plasticamente do metal com a preservação de regiões não deformadas que se transformam em catodo;
- redução da energia superficial do metal devido à absorção de espécies químicas específicas do meio.

Du et al. (1998) observaram que defeitos mecanicamente induzidos como microtrincas, lacunas, ranhuras e intrusões/extrusões na superfície do metal geram locais propícios à iniciação de corrosão por pitting.

Adicionalmente, quando a liga de alumínio 2024-T3 é submetida à fadiga, depois imersa em solução corrosiva e submetida à fadiga novamente, processo denominado pelos autores de fadiga-corrosão-fadiga, a vida total em fadiga foi maior do que a obtida em corpos de prova submetidos à corrosão, pelo mesmo período de tempo, e depois à fadiga. Estes resultados foram atribuídos ao arredondamento da ponta de micro-trincas e remoção de intrusões/extrusões devido ao ataque corrosivo.

Outros pesquisadores focaram suas atenções na relação entre microestrutura e propriedades de corrosão-fadiga. Speidel et al. (1979) demonstraram que as ligas de Al apresentam diferentes propriedades de corrosão-fadiga se laminadas a frio ou tratadas termicamente sob diferentes condições.

Lin e yang (1998) também demonstraram estudando a liga Al 7075 que a vida em fadiga do material é dependente da condição de tratamento térmico ao qual foi submetido.

Bystritskii et al. (1999) encontraram melhoras significativas nas propriedades de corrosão-fadiga das ligas 7075-T6 e 2024, a altas tensões, após serem tratadas superficialmente com a técnica de feixe de íons.

2.9 CURVAS DE WÖLLER (S-N)

Grande parte desta revisão foi baseada em Bannantine (1990).

O método tensão-vida (S-N) é muito utilizado para projetos onde se necessita da relação entre a tensão que um material suporta antes de fraturar e o número de ciclos até a fratura.

Este método é utilizado quando o regime for essencialmente elástico e o número de ciclos for relativamente alto ($N_f > 1000$ ciclos), devido ao fato de que o método ignora o comportamento plástico do material e tal plasticidade é mínima em vidas longas, tornando o método válido.

Esta metodologia pode ser usada quando os níveis de tensão são muito inferiores ao limite de escoamento do material. Esta metodologia é também conhecida com fadiga de alto ciclo, FAC ou fadiga em baixa tensão, FBT.

O meio de apresentação dos resultados é o gráfico S-N, ou curva de Wöhler, que é um gráfico de tensão alternada, S, em função do número de ciclos até a fratura, N_f . Os gráficos geralmente são apresentados em uma escala logarítmica.

Certos materiais apresentam um limite de fadiga, S_e , ou seja, uma tensão onde o material não rompe, independente do número de ciclos. Tal fenômeno é comumente chamado de vida infinita. Os materiais que geralmente apresentam esta característica são aços com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado. Para materiais de engenharia e projeto, a vida infinita é considerada como sendo a tensão em 1 milhão de ciclos. A **Figura 16** ilustra tal fenômeno.

Figura 16: Curva tensão-vida (S-N) para aços com estrutura cristalina CCC onde é possível observar o limite de fadiga denominado S_e

Fonte: Bose Filho (2009)

Nem todos os materiais apresentam este platô como os aços. Ligas não-ferrosas geralmente apresentam curvas de tensão-vida como a da mostrada na **Figura 17**, na qual o S_e é obtido pela tensão em um milhão de ciclos e chamada de resistência à fadiga.

Figura 17: Curva tensão-vida S-N para ligas não-ferrosas onde é possível observar a resistência em fadiga denominada R_e

Fonte: Bose Filho (2009)

Estimativas de resistência à ruptura S_r a partir da dureza brinell, HB foram realizadas estudando vários materiais de um banco de dados. A relação $(S_r / HB) = 3,75$ se mostrou muito razoável para algumas ligas de Al laminadas.

Têm-se algumas relações empíricas entre a tensão de vida infinita (10^6 ciclos) e a dureza Brinell, HB. Estas relações servem como parâmetros para prever o comportamento das curvas de fadiga auxiliando no início dos ensaios, mas nem sempre se adequam ao modelo utilizado.

$$S_e \text{ (ksi)} = 0,25 \times HB \text{ para } HB \leq 400 \quad (\text{eq. 2})$$

Se $HB > 400$, S_e se aproxima de 100 ksi.

Segundo Juvinall (1967), algumas ligas metálicas apresentam um limite de fadiga S_L , de acordo com a seguinte relação:

$$S_L (5.10^8) = 0,4. S_r, S_r < 325 \text{ MPa} \quad (\text{eq. 3})$$

$$S_L (5.10^8) = 130 \text{ MPa}, S_r > 325 \text{ MPa} \quad (\text{eq. 4})$$

Outro parâmetro importante é a tensão para 1000 (10^3 ciclos). Esta também está ligada a S_u de acordo com a seguinte relação.

$$S_{1000} \text{ (ksi)} = 0,9 \times S_u \quad (\text{eq. 5})$$

Obtendo os valores de S_e e S_{1000} , pode-se construir uma curva geral S-N para o material como a mostrada pela **Figura 18**.

Figura 18: Cruva tensão-vida S-N para ligas ferrosas onde é possível observar o limite de resistência em fadiga, denominado S_e

Fonte: Bose Filho (2009)

Também existem relações matemáticas para se encontrar a tensão através do número de ciclos.

$$S = 10^C N^b \text{ para } 10^3 < N < 10^6 \quad (\text{eq. 6})$$

$$b = -(1/3)\log_{10}(S_{1000}/S_e) \text{ e } C = \log_{10}((S_{1000})^2/S_e) \quad (\text{eq. 7})$$

Desta forma, quando se utilizam as equações 2 e 5 na equação anterior, encontra-se uma equação geral dependente apenas de S_u e N .

$$S = 1,62 \times S_u \times N^{-0,085} \quad (\text{eq. 8})$$

A **Figura 19** apresenta a variação da tensão em relação ao tempo, indicando algumas propriedades como tensão média, amplitude de tensão e tensões máxima e mínima presentes no ensaio de nucleação de trinca por fadiga.

Figura 19: Variação da tensão em função do tempo; indicação de valores de tensões máxima, média e mínima, amplitude de tensão e variação de tensão

Fonte: Callister (2000)

Como pode ser observado na **Figura 19**, valores negativos de tensão correspondem a cargas compressivas e valores positivos, a cargas trativas. Os valores de tensão média, amplitude de tensão, razão de tensão e variação de tensão podem ser encontrados por meio de equações partindo-se das cargas máxima e mínima;

$$\text{Variação de tensão, } \sigma_r = \sigma_{\max} - \sigma_{\min} \quad (\text{eq. 9})$$

$$\text{Amplitude de tensão, } \sigma_a = \sigma_r / 2 \quad (\text{eq. 10})$$

$$\text{Tensão Média, } \sigma_m = (\sigma_{\max} + \sigma_{\min})/2 \quad (\text{eq. 11})$$

$$\text{Razão de tensão, } R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max} \quad (\text{eq. 12})$$

2.10 FADIGA DE ALTO CICLO E FADIGA DE BAIXO CICLO

Em fadiga de alto ciclo, a função controladora do fenômeno é a tensão atuante que oscila entre dois extremos, isto é, a tensão tem uma amplitude constante (MEYERS; CHAWLA, 1982). Ao contrário da tensão, a deformação não tem sua amplitude constante. A resistência do material à deformação pode aumentar com o tempo. Neste caso, a deformação cíclica torna-se cada vez menor sob o mesmo nível de tensão ocorrendo endurecimento cíclico. Caso exista um aumento nas deformações ao longo dos ciclos, indicará a ocorrência de amolecimento cíclico. O endurecimento e o amolecimento cíclico ocorrem no início da ciclagem, e existe a estabilização após determinado número de ciclos.

Em fadiga de baixo ciclo, a função controladora é a deformação que tem uma amplitude constante e a tensão muda com o tempo (MEYERS; CHAWLA, 1982). Neste caso, as tensões cíclicas aplicadas ao material são altas e, como consequência disso, tem-se uma pequena vida para o material. O endurecimento cíclico implica que a resistência do material à deformação aumenta com o carregamento cíclico e que se precisa de tensões cada vez maiores para levar o material aos limites constantes impostos pela deformação.

O amolecimento cíclico faz com que o material se deforme mais facilmente. Sob controle de deformação, as tensões necessárias para deformar o material aos limites impostos são cada vez menores.

2.10.1 FATORES QUE INFLUENCIAM CURVAS S-N

Por muito tempo a ênfase da maioria dos testes de fadiga era obter um ganho no que tange à influência de vários fatores na vida em fadiga dos materiais.

Os fatores mais estudados foram:

- Tensão média
- Tamanho
- Tipo de carregamento
- Acabamento superficial
- Temperatura
- Meio (atmosfera)
- Concentradores de Tensão

Os resultados destes estudos chegaram a uma modificação no valor de tensão real, tal que:

$$S_e = S_e' \times C_{tam} \times C_{car} \times C_{acab} \times \dots \quad (\text{eq. 13})$$

Sendo S_e a nova tensão corrigida pelos fatores modificadores de tensão. S_e' a tensão de vida infinita e C , os fatores modificadores. A tendência entre estes fatores é a diminuição de S_e .

Quando, no limite, o ensaio não for cíclico, mas sim de tração, todos os fatores se igualam a 1 e a tensão não sofre nenhuma modificação.

É importante lembrar que estes fatores são completamente empíricos e específicos para algumas situações. Muito cuidado e atenção devem ser dados quando se extrapolam tais valores para qualquer situação (BANNANTINE, 1990).

2.10.1.1 EFEITO DA TENSÃO MÉDIA

A tensão média, σ_m , diminui a vida em fadiga dos materiais em relação a uma σ_m nula. Tal efeito está ligado ao fato de que as tensões aplicadas no material são de maior magnitude.

A **Figura 20** mostra para uma mesma vida (10^5 ciclos) a variação da resistência em fadiga em ensaios realizados com σ_m diferentes.

Figura 20: Efeito da tensão média na vida em fadiga dos materiais

Fonte: Bose Filho (2009)

Outro fator importante é a razão de tensão R . Quanto menor, mais o limite em fadiga é diminuído em relação a um R nulo. **A Figura 21** mostra vários ensaios de nucleação de trinca realizados com diferentes razões de tensão para o aço A571.

Figura 21: Influência da razão de tensão, R , na vida em fadiga do aço A 571
Fonte: Bose Filho (2009)

São utilizadas algumas equações para correção dos parâmetros utilizados nos ensaios de fadiga. Estas equações corrigem valores de tensão aplicada com tensão média diferente de zero, ou seja R diferente de -1, para valores que possuem tensão média igual a zero e R igual a -1. Tal carregamento é chamado de carregamento completamente reverso.

Tais modelos utilizam a tensão de escoamento, σ_e , a tensão limite, S_u ou a tensão verdadeira de fratura, σ_y .

Os modelos mais comumente utilizados são definidos pelas equações (Dowling, 2007):

$$\text{Gerber (Alemanha, 1874): } (\sigma_a/S_e) + (\sigma_m/LRT)^2 = 1 \quad (\text{eq. 14})$$

$$\text{Goodman (Inglaterra, 1899): } (\sigma_a/S_e) + (\sigma_m/LRT) = 1 \quad (\text{eq. 15})$$

$$\text{Soderberg (EUA, 1930): } (\sigma_a/S_e) + (\sigma_m/\sigma_e) = 1 \quad (\text{eq. 16})$$

$$\text{Morrow (EUA, 1960): } (\sigma_a/S_e) + (\sigma_m/\sigma_f) = 1 \quad (\text{eq. 17})$$

$$\text{SWT: } S_e = (\sigma_{\max} \cdot \sigma_a)^{1/2} \quad (\text{eq. 18})$$

2.10.1.2 EFEITO DO TAMANHO

O efeito do tamanho está ligado à probabilidade de se encontrar um defeito na amostra analisada. Notou-se por ensaios com corpos de prova com diâmetros diferentes uma diferença no limite de resistência. Os resultados estão mostrados na **Tabela 2**.

Tabela 2: Influência do tamanho no limite de resistência à fadiga

Diâmetro (in)	Limite de Resistência (ksi)
0.3	33.0
1.5	27.6
6.75	17.3

Fonte: Faupel (1981)

Nota-se que o efeito é menos pronunciado em ensaios axiais, já que não existe gradiente de tensão como em ensaios de torção ou cisalhamento e corpos de prova com diâmetros menores, já que a probabilidade de encontrar-se um concentrador de tensão seria menor.

Os fatores de correção para o efeito do tamanho estão descritos a seguir.

$$C_{\text{tam}} = 1.0 \text{ se } d \leq 8 \text{ mm.}$$

$$C_{\text{tam}} = 1.189 \times d^{-0.097} \text{ se } 8 \text{ mm} \leq d \leq 250 \text{ mm.} \quad (\text{eq. 19})$$

Tal efeito é mais considerado quando tratamos de altos ciclos.

2.10.1.3 EFEITO DO CARREGAMENTO

Os materiais sob fadiga podem estar sujeitos a tensões de tração, compressão, torção, flexão ou a um estado complexo de tensões. O limite de resistência à fadiga (S_e) depende do modo de carregamento que os ensaios foram realizados. Na **Figura 22**, mostram-se curvas S-N obtidas para cp's ensaiados sob carregamento flexo-rotativo e axial (ZAHAVI, 1996).

Figura 22: Resultados de dois tipos de ensaio de fadiga
Fonte: Zahavi (1996)

2.10.1.4 EFEITO DO ACABAMENTO SUPERFICIAL

Tratamentos superficiais sempre acabam deixando alguma marca nas amostras analisadas, tais como pites, riscos etc. Estas marcas atuam como grandes concentradores de tensão.

Materiais com grãos uniformes, como aços duros, são mais afetados por tal efeito que uma superfície rugosa, como ferro fundido.

O fator de correção para o acabamento superficial é muitas vezes representado por gráficos que usam descrições qualitativas ou relacionadas ao tipo de acabamento, tais como: polido ou maquinado.

Um exemplo destes gráficos está demonstrado na **Figura 23**.

Figura 23: Redução do limite de fadiga devido às condições de superfície e efeito de um meio corrosivo

Fonte: Chawla e Gupta (1995)

Algumas considerações importantes:

- A condição da superfície é mais importante para aços duros.
- Em baixas vidas, onde predomina a propagação, a condição da superfície tem um efeito menor na vida em fadiga.

2.10.1.5 EFEITO DO MEIO AMBIENTE

Condições drásticas de trabalho ou ambientes agressivos tendem a diminuir a vida dos materiais. A água do mar contém íons cloretos, que são agressivos em relação ao Al e desta forma diminui a vida das ligas, causando pites que atuam como concentradores de tensão. Este item já foi descrito de forma detalhada no item 2.6.

A **Figura 24** apresenta o efeito do meio ambiente nas curvas S-N.

Figura 24: Efeito do meio ambiente para aços
Fonte: Dowling (2007)

2.10.1.6 CONCENTRADORES DE TENSÃO

Grande parte desta revisão foi baseada em Castro e Meggiolaro (2009).

A grande maioria das peças reais precisa ter entalhes ou variações localizadas em sua geometria como furos, rasgos, ombros ou outros detalhes similares, os quais são em geral indispensáveis para a fixação ou operação da peça. Estes entalhes concentram localmente as tensões nominais que atuariam na peça se ela fosse isenta deles. O fator de concentração de tensão K_t , é definido pela razão entre a máxima tensão que atua numa dada seção entalhada σ_n' e a tensão nominal σ_n que atuaria naquela seção se o entalhe não estivesse lá.

$$K_t = \sigma_n' / \sigma_n \quad (\text{eq. 20})$$

Cantos vivos sempre têm K_t grande e, portanto, devem ser sempre evitados nas peças e estruturas que trabalham à fadiga. Alterando um pouco a estrutura ou mesmo removendo estes entalhes pode-se obter uma melhor distribuição das linhas de força, fazendo com que o K_t diminua, aumentando a resistência em fadiga.

Podemos definir também um valor para K_f , quando se trata de limite de fadiga como sendo:

$$K_f = \sigma_{ap} / \sigma_{ap}' \quad (\text{eq 21})$$

Onde:

σ_{ap} : tensão aplicada no cp sem entalhe

σ_{ap}' : tensão aplicada no corpo de prova com entalhe.

2.10.1.7 EFEITO DA TEMPERATURA

Em todos os casos, exceto aços baixo %C (doce) e ferros fundidos, a resistência à fadiga decresce com o aumento da temperatura. O motivo do aumento em aços doces e Fofos é a precipitação induzida por deformação cíclica acompanhada pelo decréscimo de ductilidade.

O efeito da temperatura quantifica a variação do limite de fadiga da peça S_e , com a sua temperatura de trabalho T , quando os efeitos de fluência podem ser desprezados, ou seja, quando o teste é muito rápido ou quando $T < 0,3.T_f$, sendo T_f a temperatura de fusão do material (CASTRO; MEGGIOLARO, 2009).

$$K_{temp} = S_{e(T)} / S_{e(amb)} \quad (\text{eq. 22})$$

Onde, $S_{e(T)}$ é o limite de fadiga na temperatura de trabalho e $S_{e(amb)}$ é o limite de resistência medido na temperatura ambiente. (CASTRO; MEGGIOLARO, 2009)

2.11 POLARIZAÇÃO POTENCIODINÂMICA

As curvas de polarização potenciodinâmica constituem-se numa lenta varredura linear de potenciais, partindo-se de um determinado valor na região catódica e seguindo para valores mais positivos. O comportamento corrosivo da maioria dos materiais pode ser investigado por diagrama de Evans, pela obtenção dos valores referentes ao potencial de corrosão (E_{corr}), potencial de pite (E_{pite}), densidade de corrente de corrosão (j_{corr}) e taxa de corrosão (TC) (SAMUI et al, 2003).

A curva experimental obtida utilizando-se este procedimento é denominada de curva de polarização potenciodinâmica mostrada na **Figura 25**.

Figura 25: Exemplo de diagrama de Evans, indicando as principais informações otidas
Fonte: Fontana (2007)

As regiões encontradas abaixo do E_{corr} são caracterizadas pelo predomínio das reações anódicas, ou seja, de redução, sendo a principal, a redução da água, além da presença do fenômeno da difusão dos elétrons partindo do seio da solução e direcionando-se à superfície dos eletrodos, em meio aerado próximo do pH neutro.

No E_{corr} existe um equilíbrio entre as reações anódicas e catódicas.

Em regiões acima do E_{corr} , há o predomínio das reações de oxidação, ou seja, a corrosão do eletrodo de trabalho, de acordo com a reação a seguir.

O eixo de potencial está dividido entre as regiões catódicas e anódicas, identificadas como região ativa, passiva e tranpassiva, conforme se observa na **Figura 26**.

Figura 26: Curva de polarização potenciodinâmica padrão para um material metálico que sofre uma dissolução ativa-passiva, indicando as diferentes regiões que formam a curva de polarização e os parâmetros eletroquímicos de interesse

Fonte: Ramanathan (1979)

Na ocorrência de processos anódicos e catódicos simultâneos estabelecem as correntes catódica (i_c) e anódica (i_a) na superfície do metal. Há um valor de potencial no qual é atingido o equilíbrio entre estas reações, o qual é denominado potencial de corrosão (E_{corr}), onde a quantidade de reações anódicas é igual à quantidade de reações catódicas. Em potenciais mais positivos que este, ocorre a corrosão do material. No E_{corr} , as correntes catódicas e anódicas são iguais em magnitude, compondo assim, a i_{corr} . (RAMANATHAN, 1979).

A partir do E_{corr} , à medida que se aumenta o potencial, a densidade de corrente também aumenta (esta medida de densidade de corrente é diretamente proporcional à TC) até serem atingidos os valores de potencial crítico, E_{crit} , e o de densidade crítica de passivação (i_{crit}), na qual a transição ativo-passivo ocorre.

O intervalo de potencial E_{corr} a E_{crit} representa a primeira divisão da região anódica, denominada de região de dissolução ativa, que é caracterizada pela adsorção ativa do oxigênio presente na solução. Na segunda divisão da região anódica, a formação de uma película de óxido sobre a superfície do metal faz com que ocorra um equilíbrio dinâmico entre a superfície metálica e os íons em solução, ou seja, a velocidade de formação da película passiva é praticamente igual à velocidade de dissolução desta.

A região passiva, que corresponde à segunda divisão da região anódica, inicia-se no potencial crítico de passivação (E_{crit}) e estende-se até o potencial de pite (E_p), apresentando uma densidade de corrente mínima de passivação (I_{pass}). Após atingir um determinado valor de potencial, o E_p , este equilíbrio deixa de existir e o material metálico volta a apresentar dissolução devido à ruptura da película passivadora superficial. Esta região é denominada de transpassiva.

Quanto menores os valores de I_{crit} e o E_{crit} , maior facilidade o material metálico terá de se passivar, em um determinado meio. Quanto menor a I_{pass} , menor será a taxa de corrosão na passividade.

A I_{corr} é um parâmetro que permite relacionar, a partir de uma curva de polarização, os resultados dos testes eletroquímicos de corrosão ao tempo de vida útil do material no meio. A equação a seguir é uma expressão matemática derivada da equação de Faraday que permite relacionar a I_{corr} com a velocidade de corrosão (v_{corr}),

$$v_{corr} = (M \cdot I_{corr} / n \cdot \rho \cdot F) \quad (\text{eq. 23})$$

sendo M a massa molar (dada em g-eq); n é o número de elétrons envolvidos na reação, F é a constante de Faraday em A.s e I_{corr} em $\mu\text{A} \cdot \text{cm}^{-2}$. A densidade do metal, ρ , é dada em $\text{mg} \cdot \text{cm}^{-3}$.

Esta equação mostra a proporcionalidade entre a perda de massa em unidade de tempo e por unidade de área e a densidade de corrente de corrosão. Assim, pode ser calculada a TC em mm/ano (HEUSLER et al., 1979).

2.12 NÉVOA SALINA (SALT SPRAY)

A névoa salina “Salt Spray” é uma câmara que produz uma umidade com alta concentração de sal e foi desenvolvida a fim de simular uma atmosfera agressiva e controlada para obter resultados de comparação para uma mesma amostra com as características técnicas semelhantes. Mesmo não sendo possível definir com absoluta precisão uma correlação entre o número de horas de ensaio e a duração em anos das amostras em ambientes externos, é possível fazer uma comparação entre as amostras ensaiadas na câmara com as amostras expostas em campo a fim de verificar a vida útil dos materiais em determinadas condições.

Os pites de corrosão oriundos do ensaio de névoa salina funcionam como sítios iniciantes de trincas por fadiga em estruturas de ligas de Al. Os pites começam a se formar após algum tempo de exposição a uma atmosfera marinha podendo também resultar em uma corrosão intergranular dependendo do tempo de exposição, temperatura e atmosfera em serviço.

Uma redução nas propriedades mecânicas da ligas de Al e em alguns aços é bem conhecida quando submetido a atmosfera de névoa salina. Alguns trabalhos com ligas de Al 7075-T6 demonstraram uma diminuição de dez vezes na vida em fadiga dos corpos de prova ensaiados (CAMMET, 2000).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAIS

A seguir encontra-se um resumo das principais características das ligas que foram utilizadas neste trabalho bem como a composição química normativa e experimental.

As ligas da série 2xxx foram recebidas em forma de chapas com aproximadamente 1,8 mm de espessura e 1,0 m² de área. As ligas da série 7xxx foram recebidas na forma de grandes blocos com espessura de aproximadamente 50,0 mm e 1,0 m² de área. Foram retirados 5 corpos de prova para ensaios de tração e 40 corpos de prova para ensaios de nucleação de trincas por fadiga por liga, todos no sentido de laminação do material.

Para a realização das análises químicas das ligas em questão foi utilizado um espectrômetro óptico por centelha modelo ARL 3460, sendo os resultados comparados com os valores nominais especificados em normas e valores encontrados na literatura. Para a análise do Li na liga 2198 T851, utilizou-se a técnica de espectrometria de plasma (ICP) em um espectrômetro de emissão atômica de plasma marca Varian, modelo Vista MPX.

- **Liga 7081- T73511**

Liga produzida em forma de espessas chapas (bloco) em uma ampla gama de espessuras (de 1 a 8 polegadas) e vários tipos de envelhecimento. Oferece uma resistência superior combinada com maior tenacidade à fratura quando comparada à convencional família 7xxx. As ligas 7081 possuem aplicações aeronáuticas que podem incluir componentes de asa e/ou quadro de fuselagem.

Com densidade aproximada à das ligas de Al-Li e excelentes propriedades em resistência à fadiga, corrosão, desgaste e soldabilidade estão sendo consideradas para aplicações em futuras estruturas aeronáuticas. A **Tabela 3** apresenta a composição nominal da liga 7081-T73511. A densidade desta liga é de 2,8 g/cm³.

O tratamento térmico da liga se baseia em solubilização, alívio de tensão por estiramento (em torno de 1,5%) e superenvelhecimento.

Tabela 3: Composição química (% em peso) da liga 7081 T73511

Composição química 7081 T73511		
Elemento	Nominal (Max)	Experimental
Zn	6,9 – 7,5	7,24
Cu	1,2 – 1,8	1,69
Mg	1,8 – 2,2	1,935
Si	0,12	0,02
Fe	0,15	0,04
Mn	0,25	ND
Cr	0,04	ND
Al	base	base

Obs. ND – Não detectado

Fonte: Os dados nominais foram fornecidos pelo fabricante Aleris/Embraer, através de relatórios internos

Os resultados encontrados estão dentro dos limites estipulados pelo fabricante. Alguns elementos como o Mn e o Cr não foram detectados na análise química realizada.

- **Liga 7050 – T7451**

A liga 7050 pertence à família Al-Zn-Mg-Cu-Zr e foi desenvolvida para ter uma combinação de alto módulo de elasticidade, alta tenacidade à fratura e bom comportamento em corrosão sob tensão. O uso de Zr, em vez de Cr proporciona uma baixa sensibilidade à têmpera. A **Tabela 4** apresenta a composição química (% em peso) da liga 7050 T7451. A densidade desta liga é de 2,8 g/cm³ (norma ASM 4341).

O tratamento térmico da liga se baseia em solubilização, estiramento a frio (em torno de 2%) e envelhecimento artificial.

Tabela 4: Composição química (% em peso) da liga 7050 T7451

Composição química da liga 7050 T7451		
Elemento	Nominal (Máx)	Experimental
Zn	5,7 - 6,7	6,02
Cu	2,0 - 2,6	2,25
Mg	1,9 - 2,6	1,896
Zr	0,08 - 0,15	0,10
Fe	0,15	0,05
Si	0,12	0,04
Mn	0,1	0,01
Ti	0,06	0,03
Cr	0,04	0,01
Al	base	base

De acordo com a **Tabela 4**, todos os elementos analisados estão dentro dos padrões nominais estabelecidos pela norma ASM 4341, relacionada à liga 7050 T7451.

- **Liga 2198 – T851**

A liga de alumínio 2198 foi desenvolvida para fuselagens de aviões. Sua composição química baseia-se principalmente no Cu, com pequenas quantidades de Fe, Si, Cr, Mg, Zn, Zr, Li e Ag. Estudos comparativos demonstram que esta liga pode proporcionar benefícios de até 50% em diferentes propriedades mecânicas. A liga 2198 T851 apresenta boa resistência à corrosão e bom comportamento térmico a altas temperaturas. É importante salientar, que a liga 2198 T851 não é susceptível à corrosão intergranular. A **Tabela 5** apresenta a composição química (% em peso) nominal e experimental da liga 2198 T851. A densidade desta liga é de 2,7 g/cm³ inferior as demais por conter Li em sua composição.

O tratamento térmico da liga se baseia em solubilização (em torno de 500° C), alívio de tensão e estiramento a frio e envelhecimento artificial.

Tabela 5: Composição química (% em peso) da liga 2198 T851

Composição química 2198 T851		
Elemento	Nominal (Máx)	Experimental
Cu	2,9 - 3,5	3,68
Li	0,8 - 1,1	1,01
Si	0,08	0,03
Fe	0,10	0,08
Mg	0,25 – 0,8	0,305
Mn	0,50	ND
Ti	0,10	0,027
Ag	0,1 – 0,5	ND
Zr	0,04 – 0,18	0,12
Zn	0,35	0,01
Al	base	base

Obs. ND – Não detectado

Como se pode observar na **Tabela 5**, os valores encontrados experimentalmente estão dentro dos valores especificados nominalmente na norma ASM 4412, com exceção do Cu, que está ligeiramente acima. Tal fato pode ser explicado pelo uso de duas técnicas diferentes utilizadas para identificação dos elementos contidos na liga. O Li não foi identificado pela técnica de espectrofotômetro de centelha química e desta forma, utilizou-se a técnica de espectrometria de plasma (ICP). A não identificação do Li na técnica de centelha química acabou alterando a quantidade em peso dos outros elementos, aumentando a quantidade dos mesmos. A presença de Ag e Mn não foi observada na liga.

- **Liga 2524 – T3**

A liga 2524 é uma liga da família Al-Cu tratável termicamente que possui uma alta tenacidade e elevada resistência a propagação de trincas por fadiga que outras ligas da série 2XXX. Suas propriedades mecânicas e comportamento frente à corrosão são bem similares aos da liga 2024 T3, largamente utilizada na indústria aeronáutica. Tem sua utilidade em partes estruturais da aeronave, que exigem certa

resistência à propagação de trincas por fadiga. A **Tabela 6** apresenta a composição química da liga 2524 T3. A densidade desta liga é de 2,8 g/cm³. (norma ASM 4296).

O tratamento térmico da liga se baseia em solubilização e trabalho a frio.

Tabela 6: Composição química (% em peso) da liga 2524 T3

Composição química da liga 2524 T3		
Elemento	Nominal (Máx)	Experimental
Cu	4 - 4,5	3,84
Mg	1,2 - 1,6	1,312
Mn	0,45 - 0,9	0,56
Zn	0,15	0,01
Fe	0,12	0,06
Ti	0,1	0,029
Si	0,06	0,04
Cr	0,05	ND
Al	base	base

Obs. ND – Não detectado

De acordo com a tabela 6, os elementos químicos encontrados estão de acordo com os valores indicados nominalmente pela norma ASM 4296, com exceção do Cu que se apresenta ligeiramente superior em relação ao normativo.

3.2 METALOGRAFIA

Durante a fase de produção ou análise de materiais, quase sempre se torna necessário analisar a sua microestrutura. Esta análise microestrutural é muito importante, pois permite entender as correlações microestrutura – defeitos – propriedades e ainda predizer as propriedades do material quando estas correlações são estabelecidas.

Para a análise micrográfica foram realizadas metalografias em três direções nas quatro ligas recebidas da EMBRAER no intuito de certificar a direção de laminação dos materiais recebidos. Assim, amostras do material foram embutidas em resina e polidas em lixa d'água na seqüência 120, 220, 320, 400, 600, 800, 1200

e 2000 mesh com acabamento final em uma politriz com auxílio de óxido de cromo e pasta de diamante de 1 μm de acordo com a norma ASTM (2007).

As microestruturas foram observadas nas direções longitudinal (L), transversal (T) e de topo (S), como são mostradas na **Figura 27**, e fotografadas em um microscópio óptico Olympus BX60M, a qual foi acoplada uma câmera digital de alta resolução (5,0 Mpixels). Posteriormente utilizou-se um programa computacional para a montagem tridimensional das micrografias.

Figura 27: Desenho esquemático mostrando as direções observadas nas análises metalográficas de cada uma das ligas utilizadas

O reagente de Keller foi utilizado no ataque de todas as amostras. A composição do reagente é mostrada na **Tabela 7**.

Tabela 7: Composição do reagente de Keller

HF (48%)	2 ml
HCl concentrado	3 ml
HNO ₃ concentrado	5 ml
Água destilada	100 ml

Análises metalográficas por microscopia eletrônica de varredura (MEV) e análise por energia dispersiva de raios-X (EDX) foram realizadas utilizando-se um microscópio eletrônico de varredura da marca Quanta 3D FEG da FEI Company em corpos de prova sem ataque no intuito de identificar precipitados incoerentes dispersos na matriz. Estes precipitados são responsáveis pelo fortalecimento das ligas de Al. É importante salientar que o elemento Li não pode ser detectado pela técnica de EDX do MEV utilizado. Precipitados e inclusões puderam ser observados via microscopia eletrônica de varredura e analisados por dispersão de raios-X no

intuito de identificá-los e conseqüentemente verificar a influência no processo corrosivo e nas propriedades mecânicas.

3.3 ENSAIOS DE TRAÇÃO

A geometria e dimensões dos corpos de prova estão apresentadas nas **Figuras 28 e 29**. Os ensaios foram realizados em ar e à temperatura ambiente em uma máquina EMIC modelo DL10000 com extensometria seguindo os procedimentos da norma ASTM (2009). As medidas de alongamento foram efetuadas a partir de um comprimento inicial, l_0 de 25 mm e velocidade de deslocamento do travessão de $1\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$ que corresponde a uma taxa de deformação nominal de $6,7 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$. A taxa de deformação nominal (de/dt) foi determinada pela expressão $(de/dt) = V_T/L_0$, onde L_0 é a velocidade de tração e o comprimento inicial da parte útil do corpo de prova. Todos os corpos de prova foram usinados no sentido de laminação (L). As propriedades obtidas dos ensaios monotônicos de tração realizados em todas as ligas estudadas foram: limite de escoamento em 0,2% de offset ($\sigma_{0,2}$), Limite de Resistência à Tração (LRT) e módulo de elasticidade (E) e parâmetros de ductilidade como alongamento final (AL(%)) e redução de área (RA(%)) onde foram posteriormente comparados com a norma específica.

Figura 28: Geometria e dimensões dos corpos de prova obtidos para as ligas de Al 2198 T851 e 2524 T3. Dimensões em mm

Figura 29: Geometria e dimensões dos corpos de prova obtidos para as ligas de Al 7081 T73511 e 7050 T7451. Dimensões em mm

3.4 DUREZA BRINELL

Os ensaios de dureza Brinell foram conduzidos de acordo com a norma ATSM E10-10. Utilizou-se um durômetro Dia Testor 2RC com penetrador esférico de 2,5 mm de diâmetro. A carga utilizada foi de 62,5 kg durante um tempo de 60 s. O valor da dureza Brinell foi obtido pela seguinte equação:

$$HB = 2P/\pi D[D - (D^2 - d^2)^{1/2}] \quad (\text{Callister, 2000}) \quad (\text{eq. 24})$$

onde:

P = carga aplicada pelo penetrador (kg);

D = diâmetro da impressão visto lateralmente;

d = diâmetro da impressão da vista superior.

3.5 POLARIZAÇÃO POTENCIODINÂMICA

3.5.1 POTENCIAL DE CIRCUITO ABERTO (PCA).

Os ensaios de corrosão foram realizados num potenciostato/galvanostato da marca EG&G/PAR e modelo 273A, solução de NaCl 0,6 mol L⁻¹ (3,5% p/p), aerada, a 25°C, utilizando uma célula eletroquímica de um único compartimento, um contra-eletródo de chapa de platina (4cm²), um eletródo de calomelanos saturado (ECS), como referência e eletrodos de trabalho constituídos das ligas de Al estudadas. A **Figura 30** mostra a célula eletroquímica utilizada nos ensaios.

Figura 30: Célula eletrolítica para a obtenção das curvas

Antes de cada experimento as amostras da liga de Al, com área geométrica de aproximadamente 4,0 cm², foram lixadas mecanicamente com lixas de 200 a 2000 mesh e polidas com dióxido de Cr e em seguida desengraxadas em etanol, lavadas com água e secas.

3.5.2 CURVAS DE POLARIZAÇÃO POTENCIODINÂMICA

As medidas foram efetuadas em duplicata, usando as mesmas condições de análise do potencial de circuito aberto.

De acordo com os resultados encontrados nas análises de PCA, fez-se a janela de varredura de potencial, partindo de -1,2 V até -0,2 V.

Os procedimentos de preparo de amostra e equipamento, assim como as condições de análise são as mesmas já citadas para o PCA.

3.6 ENSAIOS DE NÉVOA SALINA (SALT SPRAY)

Para os ensaios de névoa salina foram utilizados três corpos de prova para as ligas 2198 T851 e 7081 T73511, de acordo com a **Figura 31**.

Figura 31: Corpos de prova utilizados no ensaio de Salt-Spray. (a): liga 2198 T851 e (b): liga 7081 T73511. Valores em mm

Os corpos de prova foram lixados com lixas d'água 200, 400, 600, 800, 1200 e 2000 mesh e depois polidos com óxido de cromo em máquina politriz. Feito isso, mediu-se a rugosidade dos corpos de prova e pesou-se em uma balança analítica.

Utilizou-se resina acrílica para eliminar o efeito de borda dos corpos de prova. Feito isso, os corpos de prova foram colocados na máquina de salt spray com uma angulação de aproximadamente 45° em relação ao suporte das amostras.

As superfícies atacadas dos corpos de prova foram analisadas macroscopicamente e posteriormente registradas utilizando uma máquina digital de imagens.

O ensaio se baseia na exposição de amostras em uma câmara contendo névoa salina sendo este acelerado em relação à exposição natural de névoa do mar.

Os ensaios foram realizados de acordo com a norma ASTM (2009). A concentração da névoa salina utilizada foi de 5% p/p de NaCl e a temperatura dentro da câmara controlada constantemente em um valor de aproximadamente 35° C.

As amostras foram retiradas da câmara para análise visual e microscópica de hora em hora, até completar três horas de exposição. Após as três horas, as

amostras foram deixadas em exposição durante um período de cinco horas, depois por mais dez horas e finalmente, por vinte e quatro horas, completando um total de quarenta e duas horas.

Foram registradas imagens com aumento de 50, 100, 200 e 500x, em um microscópio Olympus BX60M, de cada uma das amostras ao fim de cada período de exposição.

3.7 ENSAIOS DE FADIGA, CURVAS S-N

Os ensaios de nucleação de trinca por fadiga foram efetuados em 2 condições: ar e condicionados em névoa salina 5% em massa de NaCl por 15 dias em um equipamento demonstrado na **Figura 34**. A **Figura 32** mostra a geometria e dimensões dos corpos de prova utilizados nos ensaios de fadiga S-N..

Figura 32: Geometria e dimensões do corpo de prova, do tipo retangular “dog bone”, utilizado nos ensaios de fadiga

A **Figura 33** apresenta um corpo de prova montado na máquina servo-hidráulica, mostrando o esquema para a obtenção dos resultados de vida em fadiga de cada uma das ligas estudadas.

Figura 33: Corpo de prova acoplado na máquina durante ensaio de nucleação de trincas por fadiga

Foram utilizados um total de 20 corpos de prova para cada uma das condições estudadas, sendo utilizados 4 corpos de prova para cada um dos 5 níveis de tensão efetuadas. Com estes parâmetros, pôde-se encontrar o percentual de replicabilidade dos ensaios, de acordo com a equação a seguir (ASTM, 2004).

$$\% \text{ replicabilidade} = 100 \cdot [\text{n}^\circ \text{ de níveis de tensão} / \text{n}^\circ \text{ total de cp's}] \quad (\text{eq. 25})$$

O percentual de replicabilidade encontrado para estes ensaios foi de 75% , onde segundo a norma ASTM (2004) são dados de projeto aceitáveis.

Os ensaios de nucleação de trinca por fadiga foram realizados axialmente em uma máquina servohidráulica MTS 810 de 250 kN de capacidade, segundo a norma ASTM (2007), sob controle de carga e razão de carregamento R ($P_{\min}/P_{\max}$) constante 0,1 e frequência de 50 Hz.

Os ensaios foram realizados a temperatura ambiente em ar e névoa salina. Nos ensaios de fadiga que envolveram uma pré-corrosão, este condicionamento se deu utilizando-se uma câmara de névoa salina com 5% em massa de NaCl. A câmara utilizada no condicionamento está ilustrada na **Figura 34a**. O tempo de exposição em névoa salina foi de 15 dias, um corpo de prova condicionado é mostrado na **Figura 34b**. Após o tempo de condicionamento, os cps eram limpos de acordo com a norma ASTM (2003).

Figura 34: (a) Câmara de névoa salina utilizada para condicionamento dos corpos de prova. (b) Aparência da superfície do corpo de prova 01 da liga 7081 T73511 após condicionamento por 15 dias em névoa salina

O perfil tri-dimensional do acabamento dos cps ensaiados em ar foi registrado por um perfilômetro ótico Veeco, modelo Wyko NT1100. As análises foram feitas em triplicata de diferentes regiões do cp, como mostra a **Figura 35**.

Figura 35: Identificação das duas regiões onde foram registrados os perfis tridimensionais de rugosidade dos cps das ligas estudadas

As **Figuras de 36 a 43** mostram o perfil tridimensional do acabamento superficial de corpos de prova das quatro ligas estudadas. Enquanto as ligas da série 2XXX tiveram seu acabamento como laminado, as ligas da série 7XXX tinham o acabamento como usinado (fresado), o que acabou influenciando na rugosidade dos corpos de prova e conseqüentemente afetando a vida em fadiga.

Figura 36: Perfil tridimensional do acabamento do corpo de prova 8 como laminado, da liga 2198 T851. O valor médio encontrado foi de $R_a = 0,70 \pm 0,02 \mu\text{m}$

Figura 37: Perfil tridimensional do acabamento do corpo de prova 8 como lixado da liga 2198 T851. $R_a = 0,39 \pm 0,11 \mu\text{m}$

Figura 38: Perfil tridimensional do acabamento do corpo de prova 4 como laminado da liga 2524-T3. $R_a = 0,62 \pm 0,06 \mu\text{m}$

Figura 39: Perfil tridimensional do acabamento do corpo de prova 4 como lixado da liga 2524-T3. $R_a = 0,45 \pm 0,05 \mu\text{m}$

Figura 40: Perfil tridimensional do acabamento do corpo de prova 22 como lixado da liga 7081 T73511. $R_a = 1,57 \pm 0,04 \mu\text{m}$

Figura 41: Perfil tridimensional do acabamento do corpo de prova 22 como usinado (fresado) da liga 7081 T73511. $R_a = 6,88 \pm 0,07 \mu\text{m}$

Figura 42: Perfil tridimensional do acabamento do corpo de prova 18 como lixado da liga 7050. $R_a = 0,47 \pm 0,03 \mu\text{m}$

Figura 43: Perfil tridimensional do acabamento do corpo de prova 18 (fresado) da liga 7050. $R_a = 0,77 \pm 0,01 \mu\text{m}$

Como se pode observar nas figuras anteriormente mostradas, o acabamento superficial dos corpos de prova ensaiados foi bem diferente para cada uma das ligas. A rugosidade dos corpos de prova como usinados foi maior do que a rugosidade dos corpos de prova como laminados, como já se esperava. O acabamento como lixado mostrou-se bem próximo para todos os corpos de prova avaliados, mesmo em materiais diferentes, com exceção da liga 7081 T73511, que apresentou rugosidade superior aos valores encontrados para os outros corpos de prova lixados.

4 RESULTADOS

4.1 ANÁLISE METALOGRÁFICA POR MICROSCOPIA ÓTICA E ELETRÔNICA DE VARREDURA

4.1.1 LIGA 2198 T851

A **Figura 44** apresenta uma visão tridimensional da microestrutura da liga 2198 T851. As três vistas observadas são compostas pela orientação longitudinal (L), transversal (T) e de topo (S).

Figura 44: Vista tridimensional da microestrutura da liga AA2198 – T8511. Ataque Keller

Como pode ser observado, trata-se de uma típica liga de Al laminada na qual se observa uma extensa texturização, ou seja, os grãos encontram-se alongados (empanquecados) principalmente na direção L. Nota-se pelas figuras a presença de inclusões não-metálicas distribuídas uniformemente no material (pequenos pontos pretos). Nota-se também que no plano SL os grãos encontram-se mais alongados

que nos outros dois, mostrando desta forma o sentido de laminação da liga AA2198-T8511.

A **Figura 45** apresenta a microestrutura da liga AA2198 T851 na direção longitudinal observada em microscópio eletrônico de varredura.

(a)

(b)

(c)

(d)

Figura 45: Microestrutura da liga 2198 T851 na direção longitudinal pela técnica de microscopia eletrônica de varredura em diversas ampliações: (a) 250x, (b) 1000x, (c) 5000x e (d) 10000x

Foi possível observar alguns dos precipitados incoerentes dispersos na microestrutura. Tais precipitados foram analisados por meio da técnica de dispersão de energia. A **Figura 46** mostra em (a) um precipitado incoerente e em (b) o espectro de energia característico deste.

Figura 46: (a) Imagem de um dos precipitados observado por meio de microscopia eletrônica de varredura. (b) Espectro resultante da análise da dispersão de energia de raio-X no precipitado incoerente disperso na microestrutura da liga 2198 T8511 mostrado em a

A **Tabela 8** apresenta a composição química advindo da microanálise química por EDX de um dos precipitados distintos presentes na liga 2198 T851.

Tabela 8: Valor médio da composição química (% em peso) do precipitado incoerente disperso na matriz da liga 2198 T851

Composição média	
Elemento	%(peso)
Al	36,07
Cu	55,7
Fe	7,45
Ag	0,76

Segundo o resultado da **Tabela 8** de dispersão de energia por raio-x, possivelmente trata-se de um precipitado incoerente composto por Cu, Fe e Ag. Segundo a literatura (Cavaliere, 2009), a microestrutura típica da liga AA2198 é constituída por matriz de alumínio, dispersos precipitados incoerentes contendo Cu, Fe e Ag e a dispersão de precipitados coerentes T1 (Al_2CuLi), θ' (Al_2Cu) e S (Al_2LiMg).

Devido ao tamanho dos precipitados, a observação das partículas coerentes T1 (Al_2CuLi), θ' (Al_2Cu) e de S (Al_2LiMg) não é possível pelas técnicas

microestruturais envolvidas nesta caracterização, sendo necessário o uso de microscopia eletrônica de transmissão (MET) para tal.

4.1.2 Liga 2524 T3

A **Figura 47** apresenta uma vista tridimensional da liga 2524 T3, na qual estão indicadas as direções longitudinal (L), transversal (T) e de topo (S).

Figura 47: Vista tridimensional da liga 2524 T3. Ataque Keller

A partir da análise da **Figura 47**, é possível observar uma texturização maior no plano SL indicando o sentido de laminação da chapa e uma textutização menor nos planos TL ST gradativamente. Os contornos dos grãos foram revelados utilizando o reagente de Keller.

A **Figura 48a, b, c e d** apresentam a microestrutura da liga 2524 T3 na direção longitudinal observada por meio da técnica de microscopia eletrônica de varredura.

(a)

(b)

(c)

(d)

Figura 48: Microestrutura da liga 2524 T3 na direção longitudinal pela técnica de microscopia eletrônica de varredura em diversas ampliações: (a) 300x, (b) 2000x, (c) 10000x e (d) 40000x

Observando a imagem com ampliação de 10.000x, **Figura 48c**, a liga apresentou dois tipos de precipitados incoerentes na matriz de Al, portanto com morfologias distintas. As **Figuras 49 e 50** mostram o espectro de dispersão de energia de raios-X para cada um destes precipitados denominados tipo 1 e tipo 2.

Figura 49: (a) precipitado do tipo 1 observado por meio de microscopia eletrônica de varredura. (b) análise de dispersão de energia no precipitado incoerente disperso na microestrutura da liga 2524 T3

As **Tabelas 9 e 10** mostram a composição química média realizada em cinco precipitados distintos para os tipo 1 e 2 respectivamente.

Tabela 9: Composição média do precipitado do tipo 1, incoerente disperso na matriz da liga 2524 T3

Composição média (5 medidas)		
Elemento	%(peso)	Desvio padrão
Al	48,7	1,51
Mn	9,62	0,15
Fe	8,74	0,47
Cu	32,49	0,81

Figura 50: (a) precipitado do tipo 2 observado por meio de microscopia eletrônica de varredura. (b) análise de dispersão de energia no precipitado incoerente disperso na microestrutura da liga 2524 T3

Tabela 10: Composição média do precipitado do tipo 2, incoerente disperso na matriz da liga 2524 T3

Composição média (5 medidas)		
Elemento	%(peso)	Desvio Padrão
Mg	16,88	0,25
Al	34,15	0,44
Cu	48,16	0,02

Os precipitados incoerentes com a matriz são divididos em dois tipos: um precipitado com morfologia indicado pelo tipo 1 rico em Al, Mn, Fe e Cu e outro precipitado com morfologia indicado pelo tipo 2 rico em Al, Mg e Cu, possivelmente $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2(\text{FeMn})_3$ e $\text{Al}_2\text{Cu}_2\text{Mg}$ (SRIVATSAN, 1993). Estes precipitados incoerentes na matriz foram grandes o suficiente para serem observados pela técnica de microscopia eletrônica de varredura. Tais precipitados intermetálicos são formados com os elementos que aparecem em maior quantidade de acordo com a composição química.

4.1.3 Liga 7081 T73511

A **Figura 51** apresenta uma vista tridimensional da microestrutura da liga 7081 T73511 compostas das direções longitudinal (L), transversal (T) e de topo (S).

Figura 51: Vista tridimensional da microestrutura da liga AA7081 T73511

É possível observar uma forte texturização tanto no plano SL quanto no plano LT, indicando o sentido de extrusão na direção L da placa onde foram retiradas as amostras enviadas para o estudo. Nota-se que a texturização desta liga é muito maior que nas ligas da série 2xxx, mostrando que a laminação nesta liga foi comparativamente mais severa, ou seja, partindo-se de placas extremamente espessas e após vários passes diminuindo sua espessura a cada processo de laminação. Para revelar os contornos dos grãos e a microestrutura foi utilizado o reagente de keller.

A **Figura 52** de (a) a (d) apresenta a microestrutura da liga 7081 T73511 na direção longitudinal observada em microscópio eletrônico de varredura.

(a)

(b)

(c)

(d)

Figura 52: Microestrutura da liga 7081 T73511 na direção longitudinal pela técnica de microscopia eletrônica de varredura em diversas ampliações: (a) 250x, (b) 1000x indicando os precipitados incoerentes, (c) 50000x e (d) 20000x

A partir da análise da **Figura 52** é possível observar alguns dos precipitados incoerentes contendo Al, Mg e Zn que foram analisados por meio de análises de

dispersão de energia (EDS) no MEV. A **Figura 53** apresenta um precipitado característico desta liga e seu espectro de energia. A **Tabela 11** apresenta a composição química (% em peso) média dos cinco precipitados analisados.

Figura 53: (a) precipitado observado por meio de microscopia eletrônica de varredura. (b) análise de dispersão de energia no precipitado incoerente disperso na microestrutura da liga 7081 T73511

Tabela 11: Composição química média do precipitado incoerente disperso na matriz da liga 7081 T73511

Composição média (5 medidas)		
Elemento	%(peso)	Desvio padrão
Zn	8,27	0,43
Mg	2,9	0,15
Al	88,83	0,57

A microestrutura típica da liga 7081 T73511 é constituída por matriz de alumínio e dispersão de precipitados incoerentes contendo os elementos químicos Al, Zn e Mg, possivelmente $Mg_3Zn_3Al_2$, Al_2Cu , Al_2CuMg ou Al_2Zn (RUCKERT, 2003). A dispersão de precipitados coerentes θ' (Al_2Cu) e η' (Zn_2Mg) não é observável pelas técnicas microestruturais envolvidas nesta caracterização devido ao seu tamanho reduzido, sendo necessário o uso de microscopia eletrônica de transmissão.

4.1.4 Liga 7050 T7451

A **Figura 54** apresenta uma vista tridimensional de uma amostra da liga 7050 T7451, indicando as direções longitudinal (L), transversal (T) e de topo (S).

Figura 54: Vista tridimensional de uma amostra da liga 7050 T7451. Aumento de 200x

Assim como na outra liga da série 7xxx, a texturização no sentido de laminação (L) é extremamente acentuada, deixando claro o sentido de laminação da placa mãe. Também é possível observar que o processo de laminação também foi extremamente intenso. Os planos SL e TS apresentam grãos de forma bem alongadas.

A **Figura 55** apresenta a microestrutura da liga 7050 T7451 na direção longitudinal observada em microscópio eletrônico de varredura.

(a)

(b)

(c)

(d)

Figura 55: Microestrutura da liga 7050 T7451 na direção longitudinal pela técnica de microscopia eletrônica de varredura em diversas ampliações: (a) 350x, (b) 1000x, (c) 2000x e (d) 5000x

Na **Figura 55a** é possível observar algumas inclusões, indicadas na figura. Já com maiores ampliações é possível observar partículas incoerentes com a matriz, tais partículas foram analisadas por dispersão de energia de raios-X, e os resultados das análises são indicados nas **Figuras 56 e 57**.

Figura 56: (a) precipitado observado por meio de microscopia eletrônica de varredura. (b) análise de dispersão de energia no precipitado incoerente disperso na microestrutura da liga 7050 T7451

A **Tabela 12** indica a composição média do precipitado incoerente disperso na matriz da liga, mostrado na **Figura 55**.

Tabela 12: Composição química média do precipitado incoerente com a matriz da liga 7050 T7451

Composição média (5 medidas)		
Elemento	% (peso)	Desvio padrão
Al	47,68	0,30
Fe	16,1	0,11
Cu	36,22	0,23

Tal resultado indica um precipitado rico em Al, Fe e Cu. Possivelmente este precipitado é $\text{Al}_7\text{Fe}_2\text{Cu}$ (SRIVATSAN, 1993).

Figura 57: (a) inclusão observada por meio de microscopia eletrônica de varredura. (b) análise de dispersão de energia na inclusão dispersa na microestrutura da liga 7050 T7451

A **Tabela 13** indica a composição média da inclusão incoerente dispersa na matriz da liga, mostrado na **Figura 57**.

Tabela 13: Composição química média da inclusão incoerente com a matriz da liga 7050 T7451

Composição média (5 medidas)		
Elemento	% (peso)	Desvio padrão
O	29,62	2,91
Na	1,52	0,34
Mg	2,66	10,22
Al	40,95	17,82
Si	25,26	2,90

De acordo com a medida de energia dispersiva de raio-X, pode-se identificá-la como uma inclusão metálica de óxido.

4.2 POTENCIAL DE CIRCUITO ABERTO (PCA)

A **Figura 58** mostra as curvas de potencial de circuito aberto para cada uma das quatro ligas estudadas neste trabalho. Tal medida avalia o comportamento do potencial com o passar do tempo.

Figura 58: Medida de potencial de circuito aberto para a liga 2198 T851

De acordo com os resultados encontrados pela medida de potencial de circuito aberto, pôde-se estimar o E_{corr} das ligas e assim efetuar as medidas de polarização potenciodinâmica, que são mostrados na **Tabela 14**

Tabela 14: Estimativas do E_{corr} de acordo com as medidas de potencial de circuito aberto

Liga	E_{corr} (V vs ECS) (Estimativa)
2198 T851	(-0,736 V)
2524 T3	(-0,634 V)
7081 T73511	(-0,799 V)
7050 T7451	(-0,752 V)

4.3 POLARIZAÇÃO POTENCIODINÂMICA

De acordo com os resultados encontrados pela medida de circuito aberto, pode-se determinar a janela de varredura para as medidas de polarização potenciodinâmica.

Os resultados obtidos para a liga 2198 T851 estão apresentados na **Figura 59** e **60**, onde mostram o potencial medido em relação ao eletrodo de referência (eletrodo de calomelanos saturado) em função da densidade de corrente, ou seja, curvas de polarização.

Figura 59: Curva de polarização potenciodinâmica da liga 2198 ($E \times \log j$)

Figura 60: Curva de polarização potenciodinâmica da liga 2198 T851 ($j \times E$)

De acordo com a **Figura 59** (E vs $\log j$) não é possível determinar o E_{pite} , já que a região passiva não é observada claramente. Desta forma, fez-se outra representação (E vs j), **Figura 60**, com o intuito de encontrar tal potencial. O E_{pite} é encontrado onde a corrente tem seu valor aumentado abruptamente, devido à quebra do filme isolante e passivante.

Este filme passivante é extremamente fino e encontra-se na forma hidratada e solúvel. Assim sendo, o filme tem descontinuidades na qual, juntamente com a presença de íons agressivos (cloretos), quebram este filme iniciando a formação dos pites.

A **Tabela 15** apresenta os resultados obtidos através das curvas de polarização.

Tabela 15: Resultados obtidos através das curvas de polarização para a liga 2198 T851

Medida	$E_{\text{corr}} / (\text{V})$	$J_{\text{corr}} / (\mu\text{A}.\text{cm}^{-2})$	$E_{\text{pite}} / (\text{V})$	T.C. / ($\text{mm}.\text{ano}^{-1}$)
CP1	-0,688	2,626	-0,635	0,0283
CP2	-0,646	2,796	-0,539	0,0516
Desvio padrão	0,03	0,12	0,07	0,02

As **Figuras 61** e **62** apresentam as curvas de polarização potenciodinâmica para a liga 2524 T3.

Figura 61: Curva de polarização potenciodinâmica da liga 2524 T3. ($E \times \log j$)

Figura 62: Curva de polarização potenciodinâmica da liga 2524 T3 ($j \times E$)

A liga 2524 apresentou um comportamento semelhante ao apresentado pela liga 2198 T851. De acordo com as curvas de polarização, montou-se a **Tabela 16**, na qual são mostrados os resultados obtidos no ensaio.

Tabela 16: Resultados obtidos através das curvas de polarização para a liga 2524 T3

Medida	$E_{\text{corr}} / (\text{V})$	$J_{\text{corr}} / (\mu\text{A}.\text{cm}^{-2})$	$E_{\text{pite}} / (\text{V})$	T.C. / ($\text{mm}.\text{ano}^{-1}$)
CP1	-0,674	3,497	-0,565	0,0445
CP2	-0,670	6,59	-0,558	0,0839
Desvio padrão	0,002	2,180	0,005	0,030

A **Figura 63** mostra no mesmo gráfico, as curvas de polarização potenciodinâmica comparando a liga base, 2524 T3, com a nova liga de Al-Li, 2198 T851.

Figura 63: Curva de polarização comparativa das ligas 2524 T3 e 2198 T851. ($E \times \log j$)

Comparando-se a liga base 2524 T3 com a nova liga de Al-Li 2198 T73511, pode-se observar que o E_{corr} das duas ligas é bem próximo, - 0,688 mV para a 2198 T851 e - 0,670 mV para a 2524 T3. O E_{pite} encontrado para a liga 2198 T851 foi de - 0,588 V, ligeiramente mais negativo que o da liga 2524 T3, -0,562 V. Como pode ser visto nas tabelas com os resultados, os valores encontrados para j_{corr} da liga 2524 T3 é maior que o da liga 2198 T851, indicando uma maior velocidade de dissolução do material.

Tais resultados indicam que a liga 2524 T3 necessita de maior energia cedida para começar tanto o processo de corrosão quanto o processo de formação de pites. Porém, ela é corroída mais rapidamente uma vez que o processo se inicia já que sua j_{corr} é maior.

Nas **Figuras 64 e 65** estão apresentadas as curvas de polarização potenciodinâmica para a liga 7081 T73511.

Figura 64: Curva de polarização potenciodinâmica da liga 7081 T73511. (E x log j)

Figura 65: Curva de polarização potenciodinâmica da liga 7081 T73511. (j x E)

Esta liga se comportou de forma bem semelhante que as outras ligas comentadas anteriormente.

A **Tabela 17** mostra os resultados obtidos de acordo com a curva de polarização da liga 7081 T73511.

Tabela 17: Resultados obtidos a partir da curva de polarização potenciodinâmica para a liga 7081 T73511

Medida	$E_{\text{corr}} / (\text{V})$	$J_{\text{corr}} / (\mu\text{A}.\text{cm}^{-2})$	$E_{\text{pite}} / (\text{V})$	$\text{T.C.} / (\text{mm}.\text{ano}^{-1})$
CP1	-0,762	1,422	-0,753	0,0153
CP2	-0,767	0,812	-0,751	0,0087
Desvio padrão	0,003	0,430	0,001	0,005

As **Figuras 66 e 67** apresentam as curvas de polarização potenciodinâmica para a liga 7050 T7451.

Figura 66: Curva de polarização potenciodinâmica da liga 7050 T7451. (E x log j)

Figura 67: Curva de polarização potenciodinâmica da liga 7050 T7451 ($j \times E$)

Esta liga apresentou comportamento semelhante ao das outras três ligas apresentadas anteriormente.

A **Tabela 18** apresenta os resultados obtidos a partir da curva de polarização da liga 7050 T7451.

Tabela 18: Resultados obtidos a partir da curva de polarização potenciodinâmica para a liga 7050 T7451

Medida	$E_{\text{corr}} / (\text{V})$	$J_{\text{corr}} / (\mu\text{A}.\text{cm}^{-2})$	$E_{\text{pite}} / (\text{V})$	$\text{T.C.} / (\text{mm}.\text{ano}^{-1})$
CP1	-0,7536	0,472	-0,721	0,0060
CP2	-0,7548	0,6128	-0,708	0,0078
Desvio padrão	0,0008	0,099	0,009	0,001

A **Figura 68** mostra uma comparação entre a liga 7081 T73511 com a liga base 7050 T7451.

Figura 68: Gráfico comparativo entre as ligas 7050 T7451 e 7081 T73511

O comportamento observado nas ligas foi muito parecido. Nenhuma delas apresentou um perfil passivante que pudesse ser observado nas curvas de polarização e desta forma, a formação de pites ocorre juntamente com a quebra do filme passivante extremamente fino.

Em potenciais abaixo do E_{corr} , situa-se a região catódica onde as reações de redução são favorecidas e onde ocorre a difusão de espécies do seio da solução para a superfície dos eletrodos.

As ligas da série 2XXX apresentaram potenciais, tanto de corrosão quanto de pite, mais positivos que os das ligas da série 7XXX e assim, são menos susceptíveis à corrosão e também à formação de pites. Porém seus valores de taxa de corrosão também são superiores aos da última. Isso quer dizer que as ligas da série 7XXX começam a corroer mais rapidamente, ou seja, necessitam de uma menor energia para o início da corrosão. Porém, uma vez que o processo corrosivo tem início as ligas da série 2XXX corroem mais rapidamente, devido aos valores de j_{corr} mais elevados.

Todas as ligas apresentaram um comportamento ativo de corrosão, ou seja, atingido o E_{corr} , ocorre um aumento da densidade de corrente no sentido positivo de varredura.

A seguir são mostrados na **Tabela 19** alguns valores de potenciais de corrosão para algumas ligas também muito utilizadas pela indústria aeronáutica.

Tabela 19: Potenciais de corrosão de algumas ligas de Al a $0,6 \text{ mol.L}^{-1}$ de NaCl *

Liga	$E_{\text{corr}}/\text{mV}$
2014*	-0,594
2024*	-0,664
2524	-0,67
2198	-0,671
8090*	-0,74
7050	-0,753
7081	-0,761
7075*	-0,897

Fonte: Fontana (2007)

O potencial da liga 2198 T851 mostrou-se mais negativo dentre aqueles da liga 2XXX, isto pode ser explicado pela presença de precipitados como T1 (Al_2CuLi) e T2 (Al_6CuLi_3 ou Al_5CuLi_3) que fazem uma inversão do mecanismo de corrosão. No início, estes precipitados são anódicos em relação ao metal base (Al), resultando na dissolução deles.

Entretanto, durante o processo de corrosão o Li passa a ser preferencialmente corroído aumentando a quantidade de Cu na superfície, o que faz com que o potencial dos precipitados se direcione a valores mais positivos, se tornando catodos em relação ao Al, fazendo com que o metal se dissolva e não mais os precipitados (LI et al., 2007).

Algo semelhante acontece com partículas como S (Al_2CuMg), presente em ligas como a 2024, por exemplo, onde a solução de NaCl corrói o Mg aumentando a quantidade de Cu remanescente na superfície, que eleva o potencial frente a matrix de Al. Porém, o E_{corr} da liga 2198 T851 é mais positivo que o da liga 8090 (liga contendo Lítio).

4.4 NÉVOA SALINA “SALT SPRAY”

Após o ensaio de névoa salina pode-se concluir que a liga 2198 T851 mostrou-se mais resistente aos ataques. Ambas as ligas demonstraram a corrosão logo na primeira hora de ensaio, porém, notou-se que a liga 7081 T73511 foi mais severamente atacada. Ao fim de 42 horas de exposição, ambas estavam totalmente corroídas.

A rugosidade superficial é o conjunto de irregularidades, isto é, pequenas saliências e reentrâncias que caracterizam o acabamento superficial.

A **Tabela 20** mostra a rugosidade e a massa dos corpos de prova.

Tabela 20: Valores de rugosidade média, Ra, e dos corpos de prova das ligas 2198 T851 e 7081 T73511

Liga 2198		Liga 7081	
cp analisado	Rugosidade (nm)	cp analisado	Rugosidade (nm)
cp1	21,13	cp1	32,4
cp2	36,77	cp2	25,4
cp3	25,52	cp3	28,29
cp4	24,46	cp4	41,37

A **Figura 69** mostra o resultado final da exposição dos cps, após 42h, em névoa salina a 5% p/p de NaCl.

Figura 69: Amostras das ligas estudadas após 42h de exposição no ensaio de névoa salina

Como se pode observar, as amostras da liga 7081 T73511 estão visualmente mais atacadas devido haver uma quantidade maior de óxido depositado na superfície. A **Figura 70** mostra as micrografias de cada uma das amostras, após as 42h de exposição.

Figura 70: Micrografia das novas ligas após 42h de exposição em névoa salina. (a): 2198 T851 e 7081 T73511

4.5 ENSAIO DE TRAÇÃO

As **Figuras 71 e 72** mostram as curvas de tensão de engenharia *em função da* deformação de engenharia do corpo de prova 1 da liga 7081 T73511 ensaiada em temperatura ambiente com velocidade de 1 mm/min que corresponde a uma taxa de deformação nominal de $6,7 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$.

Figura 71: Tensão de engenharia em função da deformação de engenharia do cp 1 da liga 7081 T73511 ensaiada em ar. $V_T = 1 \text{ mm/min}$

A **Figura 72** ilustra a parte inicial da curva, ou seja ampliada para a determinação da tensão limite de escoamento (σ_e). Após ser traçado a reta paralela de 0,2% de deformação foi possível encontrar o valor de 461,05 MPa.

Figura 72: Cálculo do limite de escoamento utilizando uma ampliação do gráfico da figura anterior

As **Tabelas 21 – 24** apresentam os resultados do ensaio de tração, como limite de resistência, limite de escoamento, módulo de Young, percentual de alongamento e redução de área, determinados segundo a norma ASTM (2000), para as quatro ligas estudadas.

Tabela 21: Resultados do ensaio de tração realizados na liga 2198-T851

2198 T851				
<i>CP's</i>	<i>LRT (MPa)</i>	<i>σ_e (MPa)</i>	<i>E (GPa)</i>	<i>AL (%)</i>
1	483,2	443,9	69	8,4
2	475,8	439,4	69	9,0
3	471,6	428,2	67	19,1
4	490,6	445,1	70	8,2
5	478,9	437,8	70	6,8
Média	480,0	438,9	69	10,3
Desvio Padrão	7,3	6,7	1,01	5,0

Cavaliere et al. (2009) encontraram valores similares aos obtidos neste trabalho. Os valores encontrados por Cavaliere são: σ_e de 436 MPa, LRT de 490 MPa, 76GPa de módulo de elasticidade e redução de área de aproximadamente 13,7%.

De acordo com a norma ASM 4412, os valores encontrados neste trabalho estão ligeiramente inferior à mesma, pois a norma indica que o valor mínimo do limite de resistência seria de 490 MPa e de escoamento de 440 MPa e um alongamento de 9%.

Tabela 22: Propriedades monotônicas advindas do ensaio de tração da liga 2524 T3

2524 T3					
<i>CP's</i>	<i>LRT (MPa)</i>	<i>σ_e (MPa)</i>	<i>E(GPa)</i>	<i>RA (%)</i>	<i>AL (%)</i>
1	447	342,4	85	9,0	16,5
2	443,6	335,4	82	10,0	18,9
3	447,4	342,1	79	8,8	22,3
4	444,2	340,8	80	8,8	19,4
5	445	340,7	79	8,8	21,2
Média	445,4	340,3	81	8,9	19,7
Desvio Padrão	1,5	1240,9	2,28	0,52	2

Os resultados encontrados estão de acordo com valores encontrados na literatura. Adib e Baptista (2006) obtiveram valores de 340 MPa de σ_e , 450 MPa de LRT e alongamento de 21%.

A norma AMS 4296 para a liga 2524 T3 apresentam os valores mínimos de 407 MPa para o LRT, 304 MPa para o limite de escoamento e 15% de alongamento. Portanto os resultados encontrados neste trabalho para a liga 2524 T3 estão em acordo com a norma em questão.

Souza et al. (2006) também apresentaram resultados bastante similares dos encontrados neste estudo para esta liga, onde o limite de resistência a tração foi de 455 MPa, o σ_e de 337 MPa e AL (%) de aproximadamente 17%. A única exceção foi o módulo elástico que foi bastante diferente em ambos os trabalhos, 80 GPa neste trabalho e 64 GPa encontrado no trabalho de Souza (2006).

A nova liga de Al-Li estudada, 2198 T851, apresentou propriedades mecânicas mais elevadas que da liga base, 2524 T3, tanto em termos de limite de resistência à tração, 8% mais elevado, quanto em termos de limite de escoamento σ_e , 29% mais elevado, além de uma redução na ductilidade de 48%.

Diferentemente do que foi encontrado na literatura por Rebiere (1990), o módulo elástico da liga 2198 T851 foi menor que o da liga base, 2524 T3. Muito provavelmente devido aos tratamentos térmicos diferentes em cada uma das ligas.

Tabela 23: Resultados do ensaio de tração realizados da liga 7050-T7451

7050 T7451					
<i>CP's</i>	<i>LRT (MPa)</i>	<i>σ_e (MPa)</i>	<i>E (GPa)</i>	<i>RA (%)</i>	<i>AL (%)</i>
1	529,7	473	67	38,00	11,1
2	529,9	475,1	68	31,79	11,9
3	528,4	474,5	67	35,86	11,6
4	552,3	464,7	52	35,35	11,8
5	527,6	474,2	68	37,49	12,4
Média	533,6	472,3	64	35,10	11,8
Desvio Padrão	9,4	3,9	6,21	2,44	0,4

Rossino et al. (2010) encontraram resultados bastante similares aos obtidos neste trabalho. O limite de escoamento e o de resistência encontrados por Rossini et al (2010) foram 454 MPa e 513 MPa respectivamente. O módulo de elasticidade de 73 GPa encontrado por Rossino et al (2010) foi aproximadamente 14% maior do que o encontrado neste trabalho.

Os valores de limite de escoamento e de resistência estão de acordo com a norma ASM 4050, portanto o limite de resistência encontra-se acima de. 524 MPa, o limite de escoamento acima de 455 MPa e o alongamento aproximadamente 9%.

Tabela 24: Resultados do ensaio de tração realizados na liga 7081-T73511

7081 T79511					
<i>CP's</i>	<i>LRT (MPa)</i>	<i>$\sigma_{0,2}$ (MPa)</i>	<i>E (Gpa)</i>	<i>RA (%)</i>	<i>AL (%)</i>
1	523,2	461,1	77	48,9	6,9
2	509,1	455,5	74	45,1	11,6
3	515,2	456,5	76	29,7	11,3
4	525,1	469	73	49,6	7,1
5	511,1	455,6	73	52,1	11,4
Média	516,7	459,5	75	45,1	9,7
Desvio Padrão	6,4	5,2	1,63	8,0	2,2

O limite de escoamento, o de resistência e o alongamento encontrados estão de acordo com os valores fornecidos pelo fabricante ALERIS de 466 MPa, 529 MPa e 12% respectivamente.

De acordo com os resultados encontrados, a liga nova estudada 7081 T73511 apresentou propriedades mecânicas ligeiramente inferiores as da liga base 7050 T7451, sendo de aproximadamente 4% de decréscimo do limite de resistência a tração e aproximadamente 3% de decréscimo do limite de escoamento e um aumento na ductilidade de aproximadamente 18%.

A **Tabela 25** mostra a média das medidas de dureza Brinell obtida para cada uma das ligas.

Tabela 25: Resultados da dureza Brinell 62,5 / 2,5 das ligas estudadas

Liga	HB	DP
2524 T3	122	2,08
2198 T851	157	4,04
7081 T73511	156	3,51
7050 T7451	162	3,52

Os resultados obtidos neste ensaio se encontram próximos a alguns resultados encontrados na literatura. Por exemplo, Barter (2003) encontrou valores de 165 HB para a liga 7050 T7451.

Os resultados de dureza estão em conformidade com os resultados de tração, ou seja, as ligas com melhores propriedades mecânicas obtidas nos resultados de tração, também apresentaram uma maior dureza.

4.6 ENSAIOS DE FADIGA

As **Tabelas 26 e 27** a seguir mostram os dados de entrada utilizados no ensaio de fadiga como frequência, tensão média, amplitude, tensão mínima e máxima e o resultado dos ensaios de vida em fadiga representado por Nf (ciclos para falhar) para a liga 2198 T851.

Tabela 26: Dados de entrada e resultados do ensaio de fadiga da liga 2198 T851 em ar

CP	Freq. (Hz)	σ_{med} (Mpa)	σ_{amp} (MPa)	σ_{min} (MPa)	σ_{max} (MPa)	Nf ensaio (ciclos)
48	30	214,5	175,5	39	390	24324
34	30	214,5	175,5	39	390	19640
8	30	214,5	175,5	39	390	23249
20	30	214,5	175,5	39	390	27990
3	50	192,5	157,5	35	350	40417
9	50	192,5	157,5	35	350	36532
11	50	192,5	157,5	35	350	30585
29	50	192,5	157,5	35	350	40451
25	50	159,5	130,5	29	290	66366
59	50	159,5	130,5	29	290	83600
49	50	159,5	130,5	29	290	74424
10	50	159,5	130,5	29	290	59728
12	50	137,5	112,5	25	250	179579
17	50	137,5	112,5	25	250	129413
22	50	137,5	112,5	25	250	112491
31	50	137,5	112,5	25	250	153221
43	50	110	90	20	200	1000000
27	50	110	90	20	200	309006
60	50	110	90	20	200	1000000
42	50	110	90	20	200	238027
28	50	82,5	67,5	15	150	1000000
35	50	82,5	67,5	15	150	1000000

Obs. Os dados de 10^6 referen-se a parada programada (run out).

Tabela 27: Dados de entrada e resultados do ensaio de fadiga da liga 2198 T851 em ambiente pré condicionado

CP	Freq. (Hz)	σ_{med} (MPa)	σ_{amp} (MPa)	σ_{min} (MPa)	σ_{max} (MPa)	Nf ensaio (ciclos)
01	50	192,5	157,5	35	350	11622
02	50	192,5	157,5	35	350	11488
03	50	159,5	130,5	29	290	17421
04	50	159,5	130,5	29	290	22867
05	50	137,5	112,5	25	250	39306
06	50	137,5	112,5	25	250	42153
07	50	110	90	20	200	81922
08	50	110	90	20	200	84237
09	50	82,5	67,5	15	150	172541
10	50	82,5	67,5	15	150	191815

A **Figura 73** apresenta o gráfico tensão em função da vida em fadiga, S-N obtido para a liga 2198 T73511 comparando o ensaio em ar com o efeito do condicionamento em névoa salina.

Figura 73: Curvas tensão em função da vida em fadiga (S-N) obtidas para a liga 2198 T851 nas condições ar e pré-condicionados

Pode-se notar que a resistência à fadiga da liga ensaiada na condição pré-condicionados diminuiu severamente em relação à obtida em ar, portanto a curva sendo deslocada para a esquerda. Isto se deve ao fato de que o condicionamento em névoa salina oxida a liga causando o aparecimento de pites de corrosão, os quais funcionam como concentradores de tensão. Isso implica numa maior probabilidade de uma trinca nuclear nestas irregularidades.

Em alguns casos, o processo de corrosão diminuiu aproximadamente 75% a resistência da liga ensaiada em ar. Analisando os resultados da liga 2198 T851 da **Figura 73**, para uma amplitude de tensão de 130,5 MPa, a vida em fadiga caiu de $7, \times 10^4$ ciclos em ar para $1,7.10^4$ ciclos na condição pré-condicionado. Também é possível observar a pequena dispersão dos dados obtidos em um mesmo nível de tensão.

As **Tabelas 28 e 29** mostram os dados de entrada utilizados no ensaio de fadiga como frequência, tensão média, amplitude, tensão mínima e máxima e o resultado dos ensaios de vida em fadiga representado por Nf (ciclos para falhar) para a liga 2524 T3.

Tabela 28: Dados de entrada e resultados do ensaio de fadiga da liga 2524 T3 em ar

CP	Freq. (Hz)	σ_{med} (MPa)	σ_{amp} (MPa)	σ_{min} (MPa)	σ_{max} (MPa)	Nf (ciclos)
01	40	214,5	175,5	39	390	35758
02	40	214,5	175,5	39	390	26037
20	40	214,5	175,5	39	390	26350
21	40	214,5	175,5	39	390	22601
03	50	192,5	157,5	35	350	35010
04	50	192,5	157,5	35	350	41042
06	50	192,5	157,5	35	350	63357
11	50	192,5	157,5	35	350	53669
12	50	159,5	130,5	29	290	162998
13	50	159,5	130,5	29	290	157787
15	50	159,5	130,5	29	290	153821
22	50	159,5	130,5	29	290	153934
16	50	123,75	101,25	22,5	225	722382
17	50	123,75	101,25	22,5	225	1000000

18	50	123,75	101,25	22,5	225	163834
23	50	123,75	101,25	22,5	225	292541
08	50	110	90	20	200	1000000
14	50	110	90	20	200	1000000
24	50	110	90	20	200	438213

Obs. Os dados de 10^6 referen-se a parada programada (run out).

Tabela 29: Dados de entrada e resultados do ensaio de fadiga da liga 2524 T3 em ambiente pré condicionado

CP	Freq. (Hz)	σ_{med} (MPa)	σ_{amp} (MPa)	σ_{min} (MPa)	σ_{max} (MPa)	Nf ensaio (ciclos)
01	50	192,5	157,5	35	350	9839
02	50	192,5	157,5	35	350	9107
03	50	159,5	130,5	29	290	19267
04	50	159,5	130,5	29	290	15360
05	50	137,5	112,5	25	250	42391
06	50	137,5	112,5	25	250	35289
07	50	110	90	20	200	70243
08	50	110	90	20	200	92826
09	50	82,5	67,5	15	150	190502
10	50	82,5	67,5	15	150	161228

A **Figura 74** apresenta o gráfico tensão em função da vida em fadiga, S-N obtido para a liga 2524 T3 comparando o ensaio em ar com o efeito do condicionamento em névoa salina.

Figura 74: Curvas tensão em função da vida em fadiga (S-N) obtidas para a liga 2524 T3 nas condições ar e pré-condicionados

Os resultados obtidos para a liga 2524 T3 comprovam a drástica diminuição na resistência à fadiga das ligas de Al quando condicionados em névoa salina. A resistência à fadiga apresentou um decréscimo de, em alguns casos de até 90% como no caso de $\sigma_a = 130$ MPa, a resistência à fadiga diminuiu de aproximadamente $1,5 \cdot 10^5$ ciclos em ar para aproximadamente $1,5 \cdot 10^4$ ciclos em cps condicionados.

A **Figura 75** apresenta o gráfico tensão em função da vida em fadiga das ligas 2524 T3 e 2198 T851 ensaiadas em ar.

Figura 75: Curvas tensão em função da vida em fadiga (S-N) obtidas para as ligas 2524 T3 e 2198 T851 em ar

De acordo com a **Figura 75**, pode-se observar que as ligas possuem resistências à fadiga bastante similares, porém, a liga 2524 T3 apresenta uma resistência em fadiga ligeiramente maior. Tal fato possivelmente está ligado ao acabamento superficial de cada uma das ligas, Ra 0,45 μm para a liga 2524 T3 contra Ra 0,39 μm dos cps da liga 2198 T73511.

A **Figura 76** mostra um gráfico comparativo entre as ligas 2524 T3 e 2198 T851 ensaiadas com corpos de prova pré-corroídos.

Figura 76: Curvas tensão em função da vida em fadiga (S-N) obtidas para as ligas 2524 T3 e 2198 T851 em ambiente pré-condicionado

O comportamento em fadiga das duas ligas na condição pré-corroídos mostrou-se muito semelhante, ou seja, as duas curvas praticamente se sobrepõem, seguindo a tendência dos ensaios em ar. Fato que condiz com os resultados obtidos nas curvas de polarização potenciodinâmica, na qual o E_{corr} das ligas apresentaram resultados similares. Observa-se também que não existe dispersão entre os dados para um mesmo nível de tensão.

As **Tabelas 30 e 31** mostram os dados de entrada utilizados no ensaio de fadiga da liga 7081 T73511, concomitantemente aos resultados de vida em fadiga.

Tabela 30: Dados de entrada e resultados dos ensaios de fadiga da liga 7081 T73511 em ar

CP	Freq, (Hz)	σ_{med} (MPa)	σ_{amp} (MPa)	σ_{min} (MPa)	σ_{max} (MPa)	Nf ensaio (ciclos)
17	30	220	180	40	400	13964
21	30	220	180	40	400	7185
22	30	220	180	40	400	14949
15	50	192,5	157,5	35	350	48585
12	50	192,5	157,5	35	350	31210
11	50	192,5	157,5	35	350	31758
05	50	165	135	30	300	59526

14	50	165	135	30	300	44214
19	50	165	135	30	300	89328
10	50	132	108	24	240	142000
13	50	132	108	24	240	74917
20	50	132	108	24	240	167631
03	50	122,1	99,9	22,2	222	290381
01	50	122,1	99,9	22,2	222	777793
06	50	122,1	99,9	22,2	222	1000000
02	50	110	90	20	200	1000000
07	50	110	90	20	200	877509
08	50	110	90	20	200	1000000
16	50	93,5	76,5	17	170	457878
18	50	93,5	76,5	17	170	1000000
04	50	93,5	76,5	17	170	1000000

Obs. Os dados de 10^6 referen-se a parada programada (run out)

Tabela 31: Dados de entrada e resultados dos ensaios da liga 7081 T73511 na condição pré-condicionados

CP	Freq. (Hz)	σ_{med} (MPa)	σ_{amp} (MPa)	σ_{min} (MPa)	σ_{max} (MPa)	Nf ensaio (ciclos)
01	50	192.5	157,5	35	350	11111
02	40	192.5	157,5	35	350	11710
03	50	165	135	30	300	23106
04	50	165	135	30	300	19807
05	50	132	108	24	240	56286
06	50	132	108	24	240	50525
07	50	110	90	20	200	101110
08	50	110	90	20	200	114683
09	50	66	54	12	120	398779
10	50	66	54	12	120	627874

A **Figura 77** mostra a curva comparativa da tensão em função do número de ciclos para falhar não condições ar e pré-condicionados da liga 7081 T73511.

Figura 77: Curvas tensão em função da vida em fadiga (S-N) obtidas para a liga 7081 T73511 nas condições ar e pré-condicionados

De acordo com a **Figura 77** pode-se observar que esta liga também apresentou um decréscimo considerável em sua resistência à fadiga devido à corrosão. Além disso, esta liga, diferentemente das outras duas da série 2XXX, mostrou uma dispersão de dados num mesmo nível de tensão muito maior, possivelmente ligado ao acabamento como usinado (fresado).

As **Tabelas 32 e 33** mostram os dados de entrada utilizados no ensaio de fadiga e os resultados de fadiga obtidos para a liga 7050 T7451 nas duas condições ensaiadas, ou seja, ar e pré-condicionados.

Tabela 32: Dados de entrada e resultados dos ensaios de fadiga da liga 7050 T7451 em ar

CP	Freq. (Hz)	σ_{med} (Mpa)	σ_{amp} (MPa)	σ_{min} (MPa)	σ_{max} (Mpa)	Nf (ciclos)
22	30	220	180	40	400	23286
21	30	220	180	40	400	30275
20	30	220	180	40	400	19179
19	30	220	180	40	400	18748
18	40	192,5	157,5	35	350	73469
17	40	192,5	157,5	35	350	68197
16	40	192,5	157,5	35	350	50628
14	40	192,5	157,5	35,1	351	49205
13	50	165	135	30	300	560488
12	50	165	135	30	300	239168
11	50	165	135	30	300	51463
10	50	165	135	30	300	100523
09	50	132	108	24	240	1000000
08	50	132	108	24	240	721431
07	50	132	108	24	240	1000000
06	50	110	90	20	200	1000000
05	50	110	90	20	200	1000000
04	50	110	90	20	200	1000000
03	50	110	90	20	200	1000000

Obs. Os dados de 10^6 referen-se a parada programada (run out).

Tabela 33: Dados de entrada e resultados dos ensaios de fadiga da liga 7050 T7451 em ambiente pré condicionado

CP	Freq. (Hz)	σ_{med} (MPa)	σ_{amp} (MPa)	σ_{min} (MPa)	σ_{max} (MPa)	Nf ensaio (ciclos)
01	50	192,5	157,5	35	350	12163
02	40	192,5	157,5	35	350	12276
03	50	165	135	30	300	11855
04	50	165	135	30	300	16581
05	50	132	108	24	240	34191
06	50	132	108	24	240	32159
07	50	110	90	20	200	62354
08	50	110	90	20	200	60369
09	50	66	54	12	120	363231
10	50	66	54	12	120	290096

A **Figura 78** apresenta a curva comparativa da tensão em função da vida em fadiga da liga 7050 T7451 nas duas condições ensaiadas.

Figura 78: Curvas tensão em função da vida em fadiga (S-N) obtidas para a liga 7050 T451 nas condições ar e pré-condicionados

O gráfico da **Figura 78** mostra o efeito da corrosão no comportamento em fadiga da liga 7050 T7451, no qual diminui consideravelmente a mesma. Para uma amplitude de tensão de 108 MPa, a resistência apresenta o maior decréscimo

observado nos ensaios para tal liga: diminui de aproximadamente 10^6 ciclos para aproximadamente $6 \cdot 10^4$ ciclos, portanto um decréscimo de 94%.

Na **Figura 79** são mostrados os gráficos de tensão em função da vida em fadiga das ligas 7081 T73511 e 7050 T7451 ensaiados em ar.

Figura 79: Gráfico comparativo da amplitude de tensão em função do número de ciclos para falhar das ligas 7081 T73511 e 7050 T7451 ensaiadas em ar

A partir da análise da **Figura 79** pôde-se concluir que a resistência em fadiga da liga 7050 T7451 é discretamente maior que a liga 7081 T73511. Possivelmente, isto se deve ao fato de que o limite de resistência à tração da liga 7050 T7451 é ligeiramente superior ao da liga 7081 T73511 e os tipos de precipitados presentes em cada uma delas também são diferentes. É importante salientar que o acabamento superficial da liga 7081 T73511 (R_a 1,57 μm) foi inferior em relação ao da liga 7050 T7451 (R_a 0,47 μm) aumentando assim a probabilidade de um concentrador de tensão oriundo do acabamento superficial possivelmente nuclear uma trinca.

É possível notar uma maior dispersão dos dados em um mesmo nível de tensão, diferentemente das ligas da série 2xxx. Tal fato está relacionado ao acabamento superficial dos corpos de prova ensaiados.

A **Figura 80** apresenta um gráfico de tensão em função da vida em fadiga das ligas 7050 T7451 e 7081 T73511 em ambiente pré condicionado.

Figura 80: Gráfico comparativo da amplitude de tensão em função do número de ciclos para falhar das ligas 7081 T73511 e 7050 T7451 ensaiadas em ambiente pré condicionado

Ao contrário do que foi observado em ar, a resistência em fadiga da liga 7081 T73511 apresenta-se discretamente superior à da liga 7050 T7451.

Tal comportamento é discretamente diferente dos resultados encontrados nas curvas de polarização potenciodinâmica para tais liga, no qual o E_{corr} da liga nova 7081 T73511 é ligeiramente mais negativo que o da base, 7050 T7451. Isto pode ter ocorrido devido ao acabamento superficial ter sido um parâmetro governante do processo.

As **Figuras 81 - 84** apresentam um tratamento estatístico dos dados obtidos nos ensaios de fadiga de acordo com a norma ASTM E-739, utilizando-se para tal uma confiabilidade de 95%.

Figura 81: Tratamento estatístico dos dados obtidos para a liga 2198 T851, ensaiados em ar. Confiabilidade de 95%

Figura 82: Tratamento estatístico dos dados obtidos para a liga 2524 T3, ensaiados em ar. Confiabilidade de 95%

Figura 83: Tratamento estatístico dos dados obtidos para a liga 7081 T73511, ensaiados em ar. Confiabilidade de 95%

Figura 84: Tratamento estatístico dos dados obtidos para a liga 7050 T7451, ensaiados em ar. Confiabilidade de 95%

Após a análise de todos os dados estatísticos foi possível identificar uma dispersão de dados muito maior nas ligas da série 7XXX em relação à liga 2XXX e

desta forma, alguns dados ficaram do lado de fora do limite de confiabilidade de 95%, de acordo com a norma E739.

Tal fato, como dito anteriormente, deve-se a um pior acabamento superficial encontrado nos corpos de prova das ligas da série 7XXX, portanto o acabamento como usinado afeta a vida em fadiga degradando-a.

Utilizando as equações de Gerber e SWT (Smith-Watson-Topper) fez-se a correção para a tensão média igual a zero no intuito de comparar com dados da literatura advindos de ensaios com $R=-1$. As **Tabelas 34 – 37**, a seguir, mostram um comparativo entre os valores obtidos da tensão média corrigida. As **Figuras 85 a 88** apresentam as curvas com as correções de tensão média realizadas para as ligas estudadas.

Tabela 34: Resultados da tensão corrigida para a liga 7081 T73511

7081 T73511			
Tensão Experimental (MPa)	Tensão corrigida por Gerber (MPa)	Tensão corrigida por SWT (MPa)	Nf (ciclos)
180	227,9	198,9	24324
180	227,9	198,9	19640
180	227,9	198,9	23249
157,5	187,7	174,1	27990
157,5	187,7	174,1	40417
157,5	187,7	174,1	36532
135	153,1	149,2	30585
135	153,1	149,2	40451
135	153,1	149,2	66366
108	116,8	119,3	83600
108	116,8	119,3	74424
108	116,8	119,3	59728
99,9	106,8	110,4	179579
99,9	106,8	110,4	129413
99,9	106,8	110,4	112491
90	94,9	99,4	153221
90	94,9	99,4	1000000

90	94,9	99,4	309006
76,5	79,5	84,5	1000000
76,5	79,5	84,5	238027
76,5	79,5	84,57	1000000
180	227,8	74,6	1000000

Figura 85: Gráfico comparativo entre os valores experimentais (losango), Gerber (quadrado) e SWT (triângulo) para a liga 7081 T73511

Não foram encontrados valores na literatura que permitisse o cálculo do k_f para a liga 7081 T73511.

Tabela 35: Resultados da tensão corrigida para a liga 7050 T7451

7050 T7451			
Tensão Experimental (MPa)	Tensão corrigida por Gerber (MPa)	Tensão corrigida por SWT (MPa)	Nf (ciclos)
180	217,0	199,0	23286
180	217,0	199,0	30275
180	217,0	199,0	19179
180	217,0	199,0	18748
157,5	181,1	174,1	73469
157,5	181,1	174,1	68197
157,5	181,1	174,1	50628

157,95	181,8	174,6	49205
135	149,3	149,2	560488
135	149,3	149,2	239168
135	149,3	149,2	51463
135	149,3	149,2	100523
108	115,1	119,4	1000000
108	115,1	119,4	721431
108	115,1	119,4	1000000
90	94,0	99,5	1000000
90	94,0	99,5	1000000
90	94,0	99,5	1000000
90	94,0	99,5	1000000

Figura 86: Gráfico comparativo entre os valores experimentais (losango), Gerber (quadrado) e SWT (triângulo) para a liga 7050 T7451

Rossino et al. (2010) encontraram valores de resistência à fadiga para a liga 7050 T7451 diferentes dos encontrados neste estudo, ensaiando cps cilíndricos. A resistência à fadiga destes cps é mais elevada que a encontrada para cps retangulares, pois a vida em fadiga é afetada pelo concentrador geométrico. Desta forma, calculou-se o fator de concentrador de tensão em fadiga (K_f) de acordo com a eq. 21. Considerando o valor de resistência à fadiga da liga do corpo de prova cilíndrico para 10^5 ciclos como sendo aproximadamente 220 MPa e a resistência em fadiga dos corpos de prova retangulares com tensão média corrigida por Gerber (eq.

14) sendo de aproximadamente 150 MPa, obteve-se um K_f de 1,47. Utilizando-se tensão média corrigida por SWT (eq. 18) de 200 MPa, encontrou-se um K_f de 1,10.

Tabela 36: Resultados da tensão corrigida para a liga 2198 T851

2198 T851			
Tensão Experimental (MPa)	Correção por Gerber (MPa)	Correção por SWT (MPa)	Nf (ciclos)
180	220,1	198,9	24324
180	220,1	198,9	19640
180	220,1	198,9	23249
157,5	183,0	174,1	27990
157,5	183,0	174,1	40417
157,5	183,0	174,1	36532
135	150,4	149,2	30585
135	150,4	149,2	40451
135	150,4	149,2	66366
108	115,5	119,3	83600
108	115,5	119,3	74424
108	115,5	119,3	59728
99,9	105,8	110,4	179579
99,9	105,8	110,4	129413
99,9	105,8	110,4	112491
90	94,3	99,4	153221
90	94,3	99,4	1000000
90	94,3	99,4	309006
76,5	79,1	84,5	1000000
76,5	79,1	84,5	238027
76,5	79,1	84,5	1000000
67,5	69,2	74,6	1000000

Figura 87: Gráfico comparativo entre os valores experimentais (losango), Gerber (quadrado) e SWT (triângulo) para a liga 2198-T851

Tabela 37: Resultados da tensão corrigida para a liga 2524 T3

2524 T3			
Tensão Experimental (MPa)	Correção por Gerber (MPa)	Correção por SWT (MPa)	Nf (ciclos)
175,5	230,2	194,0	35758
175,5	230,2	194,0	26037
175,5	230,2	194,0	26350
175,5	230,2	194,0	22601
157,5	194,7	174,1	35010
157,5	194,7	174,1	41042
157,5	194,7	174,1	63357
157,5	194,7	174,1	53669
130,5	150,2	144,2	162998
130,5	150,2	144,2	157787
130,5	150,2	144,2	153821
130,5	150,2	144,2	153934
101,25	109,9	111,9	722382

101,25	109,9	111,9	1000000
101,25	109,9	111,9	163834
101,25	109,9	111,9	292541
90	96	99,4	1000000
90	96	99,4	1000000
90	96	99,4	438213

Figura 88: Gráfico comparativo entre os valores experimentais (losango), Gerber (quadrado) e SWT (triângulo) para a liga 2524 T3

A partir da análise das **Figuras 85 - 88** pôde-se concluir que as correções da tensão média realizadas não alteraram consideravelmente as vidas em fadiga de nenhuma das quatro ligas estudadas.

A **Figura 89** ilustra o comportamento das quatro ligas ensaiadas nas duas condições, em ar e pré-condicionadas.

Figura 89: Gráfico de tensão em função da vida em fadiga das quatro ligas ensaiadas em ar e ambiente pré condicionado

A partir da análise da **Figura 89** pôde-se observar que todas as ligas ensaiadas na condição pré-condicionado estão praticamente sobrepostas, convergindo os resultados. Tal fato indica que o principal fator que governa o mecanismo de fadiga é a presença de pites agindo como concentradores de tensão auxiliando no processo de nucleação das trincas.

Para as ligas ensaiadas em ar nota-se uma dispersão entre os resultados (não convergência dos resultados) que se deve ao fato dos diferentes comportamentos em fadiga das quatro ligas ensaiadas somadas à influência do acabamento superficial dos corpos de prova.

Os corpos de prova fraturados tiveram sua região de fratura registrada e analisada na região do sítio de nucleação da trinca e modo de fratura, no intuito de comparar as duas condições estudadas.

A **Figura 90** mostra as diferentes regiões de nucleação de trinca por fadiga (sítios) comparando acabamentos como laminados, 2198 T851 e como usinados 7081 T73511.

Figura 90: Superfície de fratura obtida por estereomicroscopia dos corpos de prova 19 e 16 das ligas 2198 T851 e 7081 T73511 respectivamente, indicando os sítios de nucleação de trincas. Ensaio na condição ar

A partir da análise da **Figura 90** é possível observar que em corpos de prova como laminados, estes apresentam a região de nucleação da trinca no concentrador geométrico dos corpos de prova. Para os corpos de prova como usinados os mesmos apresentam marcas de usinagem que agem como concentradores de tensão ligados ao acabamento superficial, portanto podendo nuclear trincas distantes do concentrador geométrico natural (canto dos corpos de prova). Tal fato possivelmente causou a dispersão dos dados de fadiga das ligas fresadas quando comparadas com as ligas laminadas.

A **Figura 91** mostra o efeito do condicionamento na região de nucleação da trinca.

Figura 91: Superfície de fratura obtida por estereomicroscopia dos corpos de prova 4 e 5 das ligas 2198 T851 e 7081 T73511 respectivamente, indicando os sítios de nucleação de trincas. Ensaio na condição pré condicionada

A quantidade de sítios de nucleação em cada um dos corpos de prova na condição pré-condicionados é o fator principal para explicar a diminuição da vida em fadiga, isto comparado aos resultados de fadiga em ar. Além deste fato, os corpos de prova com acabamento como fresados possuem rugosidade maior comparados aos laminados, o que adicionalmente aumenta a probabilidade da ocorrência de uma nucleação nestes pontos.

As **Figuras de 92 – 102** indicam as regiões onde as trincas nuclearam em corpos de prova das quatro ligas estudadas nas duas condições, observadas por um microscópio eletrônico de varredura.

Figura 92: Sítio de nucleação do cp 01 da liga 7081-T73511 ensaiado em ar, indicando pela seta. Aumento original de 20x

Figura 93: Sítios de nucleação de trinca indicados pelas setas no cp 02 da liga 7081-T73511 condicionado por 15 dias. Aumento original de 20x

Em corpos de prova condicionados, o fator primordial do mecanismo de nucleação de trinca por fadiga é a ação do pite como concentrador de tensão. Como o condicionamento foi muito severo a quantidade de pites formados faz com que trincas possam nuclear em diversos sítios diferentes, desta forma, o concentrador de tensão geométrico passa a ter um papel secundário.

Figura 94: Região de nucleação indicada pela seta do cp 03 da liga 7050 T7451 ensaiado em ar. Aumento original de 37x

Nota-se a presença de trincas secundárias (setas) acompanhando o sentido de laminação do material.

Figura 95: Região de nucleação da trinca do cp 03 da liga 7050 T7451 ensaiado em ar. Aumento original de 500x

Pode-se observar a região de nucleação da trinca fora do concentrador geométrico de tensão. Possivelmente, tal trinca nucleou devido ao concentrador de tensão relacionado ao acabamento superficial como usinado.

Figura 96: Sítios de nucleação de trincas no cp 03 da liga 7050 T7451 ensaiado após condicionamento. Aumento original de 200x

É possível observar os diversos locais onde as trincas nuclearam devido a ação dos pites como concentradores de tensão.

Figura 97: Sítio de nucleação da trinca do cp 10 da liga 2198 T851 ensaiado em ar. Aumento original de 40x

Figura 98: Sítio de nucleação de trinca indicado pela seta no cp 08 da liga 2198-T851 ensaiado após 15 dias de condicionamento. Aumento original de 50x

Figura 99: Produtos de corrosão indicado pelas setas na região do sítio de nucleação da trinca por fadiga do cp 08 da liga 2198-T851 ensaiado após 15 dias de condicionamento. Aumento original de 200x

Pode-se observar a quantidade de produtos de corrosão próximos ao sítio de nucleação de trinca.

Figura 100: Região de nucleação de trinca por fadiga no cp 12 da liga 2524 ensaiado em ar. Aumento original de 150x

Figura 101: Regiões de nucleação de trinca indicadas pela seta do cp 06 da liga 2524 T3 ensaiado após condicionamento. Aumento original de 200x

Figura 102: Regiões de nucleação de trinca por fadiga indicadas pelas setas pretas e produtos de corrosão no pite indicado pela seta branca, do cp 06 da liga 2524 T3 ensaiado após condicionamento. Aumento original de 500x

As **Figuras de 103 – 110** apresentam as estrias de fadiga encontradas em cps das quatro ligas nas duas condições ensaiadas.

Figura 103: Estrias de fadiga do cp 01 da liga 7081-T73511 ensaiado em ar. Retirada do centro da amostra. Aumento original de 2000x

Figura 104: Estrias de fadiga do cp 03 da liga 7081-T73511 condicionado por 15 dias. Aumento original de 2000x. Aumento original de 2000x

Figura 105: Estrias de fadiga do cp 04 da liga 7050 T741 ensaiado em ar. Retirada do centro da amostra. Aumento original de 20000x

Figura 106: Estrias de fadiga do cp 03 da liga 7050 T7451 condicionados. Aumento original de 30000x

Figura 107: Estrias de fadiga do cp 10 da liga 2198 T851 ensaiado em ar. Aumento original de 20000x

Figura 108: Estrias de fadiga do cp 08 da liga 2198-T851 ensaiado após condicionamento por 15 dias. Aumento original de 10000x

Figura 109: Estrias de fadiga do cp 12 da liga 2524 T3 ensaiado em ar. Aumento original de 20000x

Figura 110: Estrias de fadiga do cp 06 da liga 2524 T3 ensaiado após condicionamento. Aumento original de 20000x

Estas estrias evidenciam o mecanismo de nucleação de trinca por fadiga dos cps ensaiados.

5 CONCLUSÕES

As composições químicas analisadas estão dentro dos padrões estabelecidos pelas normas ou pelos fabricantes.

Os resultados obtidos nos ensaios de tração e dureza para as 4 ligas estudadas (2198 T851, 2524 T3, 7050 T7451 e 7081 T73511) estão de acordo com os padrões estabelecidos pelas normas e compatíveis com alguns resultados encontrados na literatura. Adicionalmente, mostrou-se que na série 2XXX, a liga nova 2198 T851 apresentou melhora no desempenho mecânico numa faixa de 8% de limite de resistência a tração e 29% no σ_e em relação a liga 2524 T3 e uma diminuição na ductilidade de aproximadamente 48%. Já para as ligas da série 7XXX, a liga nova 7081 T73511 apresentou desempenho mecânico inferior, numa faixa de 3 – 4% nos limites de resistência a tração e de escoamento, além de uma melhora de aproximadamente 18% na ductilidade.

As metalografias deixaram evidentes os sentidos de laminação de acordo com o maior alongamento dos grãos.

Os resultados obtidos nas curvas de polarização das ligas novas foram comparados com outras ligas de uso aeronáutico e apresentaram valores bem próximos, porém, ligeiramente mais negativos, possivelmente devido à presença de alguns precipitados que corroem preferencialmente frente à matriz de Al, portanto conclui-se que as novas ligas de Al possuem maior susceptibilidade à corrosão comparadas as ligas em uso.

A partir dos resultados de fadiga foi possível observar que o efeito corrosivo ficou bem evidenciado no comportamento em fadiga. Foi possível concluir que os pites agem como concentradores de tensão contribuindo para a nucleação prematura de trincas, mesmo em locais pouco prováveis, ou seja, distantes do concentrador de tensão geométrico (aresta). Portanto tal efeito diminui consideravelmente a resistência em fadiga do material.

Foi possível observar a partir dos resultados de fadiga em ar que o acabamento superficial influenciou no comportamento em fadiga. Foi observada a influência do processo de fabricação dos corpos de prova no comportamento em fadiga das ligas de Al estudadas. As ligas com acabamento como laminadas apresentaram menores dispersões comparadas as com

acabamento como usinados (dentro do limite de confiabilidade de 95%), portanto as marcas de usinagem adicionalmente agem como concentradores de tensão.

A partir das análises dos resultados de fadiga em corrosão é possível observar a pequena dispersão entre os resultados em um mesmo nível de tensão, mostrando que a corrosão governa o processo de fadiga fazendo convergir os resultados.

Foi possível observar que a correção da tensão média utilizando os modelos de Gerber e SWT alteraram a vida em fadiga consideravelmente.

Conclui-se que o fator de intensidade de tensão em fadiga (K_f) para a Liga 7050 T7451, para uma vida de 10^5 ciclos, foi de 1,10 quando utiliza-se a correção por SWT e 1,47 quando utiliza-se a correção por Gerber.

De acordo com as fractografias obtidas por microscopia eletrônica de varredura foi possível observar as regiões de nucleação de trinca das ligas ensaiadas, assim como a presença de produtos de corrosão próximos aos sítios de nucleação.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- 1) Realizar ensaios de tenacidade à fratura para obtenção do parâmetro de K_{IC} e estudar a morfologia de fratura correlacionando com os precipitados δ (AlLi) e δ' (Al_3Li) que são os responsáveis pelo fortalecimento da matriz.
- 2) Estudar a influência do meio de névoa salina no comportamento em fadiga das ligas estudadas por meio de ensaios de corrosão/fadiga (complementar).
- 3) Estudar a influência do vácuo no comportamento em fadiga das ligas estudadas.

REFERÊNCIAS

- ADIB, A. M. L.; BAPTISTA, C. A. R. P. (2006). Descrição de propagação de trincas por fadiga em regimes de carregamento estacionário: um novo modelo cinético. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS, 17., 2006, Foz do Iguaçu. **Anais...** São Paulo: IPEN. CD-ROM.
- METALS handbook. (1990). 9thed. Metals Park: ASM International. v.13.
- METALS handbook. (1990a). 9thed. Metals Park: ASM International. v.2, p.17-22.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. (2009). **ASTM E8M-09**: Standard test method for tension testing of metallic materials. Philadelphia.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. (2009a). **ASTM E739-10**: Standard practice for statistical analysis of linear or linearized stress-life (s-n) and strain-life (ϵ -n) fatigue data, Philadelphia.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. (2009b). **ASTM G69**: Standard test method for measurement of corrosion potentials of aluminum alloys. Philadelphia.
- ANDERSON, T. L. (1995). **Fracture mechanics fundamentals and applications**. 2nded. Boca Raton: CRC Press. Cap.2.
- BACHE, M.R. et al. (2000). Influence of aqueous salt environments on fatigue response of SiCp reinforced Aluminium alloys. **Materials Science and Technology**, London, v.16, n.7/8, p.825-829, July.
- BANNANTINE, J.; COMER, J.J.; HANDROCK, J. (1990). **Fundamentals of metal fatigue analysis**. New Jersey: Prentice Hall.
- BIALLAS, G. et al. (1999). Mechanical properties and corrosion behaviour of friction stir welded 2024-T3. In: INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON FRICTION STIR WELDING, 1999, Thousand Oaks. **Proceedings...** Cambridge: TWI. CD-ROM.
- BRESCIANI, E. F. (1991). **Seleção de materiais metálicos**. 3.ed. Campinas: Editora da Unicamp. Cap.3, p.51-150.
- BOSE FILHO, W. W. (2009). **Fadiga dos materiais**. São Carlos: [s.n.]. Notas de aula.
- BYSTRITSKII, V. et al. (1999). Fatigue properties of 2024-T3, 7075-T6 aluminum alloys modified using plasma-enhanced ion beams. **Theoretical and Applied Fracture Mechanics**, Amsterdam, v.32, n.1, p.47-53.

- CABRERA, N. (1948). Sur l'oxydation de l'aluminium à basse température. **Revue de Métallurgie**, Paris, v.45, p.86–92.
- CALLISTER JR., W.D. (2002). **Ciência e engenharia de materiais**: uma introdução. 5.ed. Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos.
- CAMMETT, J.; PREVÉY, P. (2000). Low cost corrosion damage mitigation and improved fatigue performance of low plasticity burnished 7075-T6. In: INTERNATIONAL AIRCRAFT CORROSION WORKSHOP, 4., 2000, Solomons. **Proceedings...** [S.l.:s.n].
- CASTRO, J. T. P.; MEGGIOLARO, M. A. (2009). **Fadiga, técnicas e práticas de dimensionamento estrutural sob cargas reais de serviço**. Seattle: CreateSpace. v.1.
- CAVALIERE, P. et al. (2009). 2198 Al–Li plates joined by friction stir welding: mechanical and microstructural behavior. **Materials Design**, Oxford, v.30, n.9, p.3622-3631.
- DAVIS, J.R. (1999). **Corrosion of aluminum and aluminum alloys**. Metals Park:
- DERVENIS, C.P.; MELETIS, E.I.; HOCHMAN, R.F. (1988). Corrosion fatigue in Al–Li alloy 2090. **Material Science and Engineering A**, Lausanne, v.102, n.2, p.151-160.
- DEVEREUX, O.F.; MCEVELY, A.J.; STAEHLE, R.W. (1972). **Corrosion fatigue**: chemistry, mechanics, and microstructure, part VII, aluminum alloys. Houston: NASCE.
- DIETER, G.E. (1981). **Metalurgia mecânica**. 2.ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois. Cap.12, p.344-484.
- DOWLING, N. E. (2007). **Mechanical behavior of materials**: engineering methods for deformation, fracture and fatigue. 3thed. Lebanon: Pearson Prentice Hall.
- DU, M.L. et al. (1998). Damage of Al 2024 alloy due to sequential exposure to fatigue, corrosion and fatigue. **International Journal of Fatigue**, Surrey, v.20, n.10, p.743-748, Nov.
- FAUPEL, J. H.; FISHER, F. E. (1981). **Engineering design**: a synthesis of stress analysis and materials engineering. New York: Wiley.
- FONTE, M.A. et al. (2001). The Microstructure and environment influence on fatigue crack growth in 7049 aluminum alloy at different load ratios. **International Journal of Fatigue**, Surrey, v.23, suppl.1, p.S311-S317.
- FORREST, P.G. (1970). **Fatigue of metals**. Oxford: Pergamon Press.

FONTANA, A. (2007). **Utilização de polianilina como revestimento protetor contra corrosão das ligas de Al 2014 F, 2024 T3 e 7075 O**. Dissertação (Mestrado) – Instituto de Química de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2007.

FONTANA, M. G.; GREENE, N. D. (1998). **Corrosion engineering**. New York: McGraw-Hill.

FRANKEL, G.S.; XIA, Z. (1999). Localized corrosion and stress corrosion cracking resistance of friction stir welded aluminum alloy 5454. **Corrosion**, Houston, v.55, n.2, p.139-150.

GALVELE, R.; MICHELI, S.M. (1970). Mechanism of intergranular corrosion of Al-Cu alloys. **Corrosion Science**, Oxford, v.10, n.11, p.795-807.

GODARD, H.P. (1967). Oxide film growth over five years on some aluminum sheet alloys of varying humidity at room temperature. **Journal of the Electrochemical Society**, New York, v.114, n.4, p.354–356.

GUIMARÃES, A. V. (1994). **Estudo comparativo da deformação a frio sobre as propriedades mecânicas de uma liga de alumínio de liga 7475-T761**. Dissertação (Mestrado) – Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 1994.

GULBRANSEN, E.A.; WYSONG, W.S. (1947). Thin oxide film on aluminum. **Journal of Physical and Colloid Chemistry**, New York, v.51, n.5, p.1087–1103, May.

HANNOUR, F.; DAVENPORT, A.J.; STRANGWOOD, M. (2000). Corrosion of friction stir welds in high strength aluminium alloys. In: INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON FRICTION STIR WELDING, 2., 2000, Gothenburg. **Proceedings...** Cambridge: TWI. CD-ROM.

HANNOUR, F. et al. (2000). Corrosion behaviour of laser treated friction stir welds in high strength aluminium alloys. In: INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON FRICTION STIR WELDING, 3., 2001, Kobe. **Proceedings...** Cambridge: TWI. CD-ROM.

HERTZBERG, R.W. (1989). **Deformation and fracture mechanics of engineering materials**. 3th ed. New York: John Wiley. Cap.12, p.521-590.

HEUSLER, K. E. et al. (1979). Electrochemical corrosion nomenclature. **Pure and Applied Chemistry**, Oxford, v.61, n.1, p.19 -22.

HOLLINGSWORTH, E.H.; HUNSICKER, H.Y.; SCHWEITZER, P.A. (1983). Aluminium alloys. In: SCHWEITZER, P.A. (Ed.). **Corrosion and corrosion protection handbook**. 2nd ed. New York: M.Dekker. p.135-137.

HOLLINGSWORTH, E.H.; HUNSICKER, H.Y. (1990). Corrosion of aluminum and aluminum alloys. In: METALS handbook. 9th ed. Metals Park: ASM International. v.13.

JUVINALL, R. C. (1967). **Engineering design**. 4th ed. New York: McGraw-Hill.

KIRBY, B.R.; BEEVERS, C.J. (1979). Slow fatigue crack growth and threshold behavior in air and vacuum of commercial aluminum-alloys. **Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structure**, New York, v.1, n.2, p. 203-215.

LIAO, C.M. et al. (1998). In-situ monitoring of pitting corrosion in aluminum alloy 2024. **Corrosion**, Houston, v.54, n.6, p.451-458.

LIN, C.K.; YANG, S.T. (1998). Corrosion fatigue behavior of 7050 aluminum alloys in different tempers. **Engineering Fracture Mechanics**, Amsterdam, v.59, n.6, p.779-795.

LUMSDEN, J. B. et al. (1999). Intergranular corrosion following friction stir welding of aluminum alloy 7075-T651. **Corrosion**, Houston, v.55, n.12, p.1127-1135.

MEYERS, M. A.; CHAWLA, K. K. (1999). **Mechanical behavior of materials**. New Jersey: Prentice Hall. Cap.7.

MILLER, K. J. (1993). Materials science perspective of metal fatigue resistance. **Materials Science and Technology**, London, v.9, n.6, p.453-462, June.

NISANCIOGLU, K. (1992). Corrosion of aluminium alloys. **Proceedings of ICAA3**, v.3, p.239-259.

POURBAIX, M. (1974). **Atlas of electrochemical equilibria in aqueous solutions**. Houston: NACE. International.

RAMANATHAN, L. V. (1979). **Corrosão e seu controle**. São Paulo: Hemus.

REBIERE, M.; MAGNIN, T. (1947). Corrosion fatigue mechanisms of an 8090 Al-Li-Cu alloy. **Material Science and Engineering A**, Lausanne, v., n.1, p.99-106.

ROBINSON, D.L.; HUNTER, M.S. (1972). Interrelation of tem-microstructure, composition, tensile properties, and corrosion-resistance of Al-Cu-Mg-Mn alloys. **Metallurgical Transactions**, New York, v.3, n.5, p.1147-1155.

ROSSINO, L.S. et AL. (2010). Resistência à fadiga por *fretting* da liga AA7050-T7451. **Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração**, São Paulo, v.6, n.3, p.167-173.

ROESLER, J.; HARDERS, H.; BAEKER, M. (2007). **Mechanical behavior of engineering materials: molds, ceramics, polymers, and composites**. Berlin: Teubner Verlag Wiesbaden.

RUCKERT, C. O. F. T. (2003). **Correlação de estrias de fadiga com espectro de cargas em liga de Al aeronáutica AMS 7475 T7351**.

Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2003.

SAMUI, A. B. et al. (2003). Study of polyaniline containing paint for corrosion prevention. **Progress in Organic Coatings**, Amsterdam, v.47, n.1, p.1-7, July.

SOUZA, R. C. et al. (2006). Efeito do estiramento no comportamento em fadiga da liga Al 2524 T3. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS, 17., 2006, Foz do Iguaçu. **Anais...** São Paulo: IPEN. CD-ROM.

SRIVATSAN, T. S. et al. (1993). Cyclic strain resistance and cyclic fracture behavior of 2124 Al alloy. **International Journal of Fatigue**, Surrey, v.15, n.3, p.221-224, May.

STARKE JR., E. A.; LUTJERING, G. (1978). **Fatigue and microstructure**. Metal Park: American Society for Metals. p.205.

SPEIDEL, M. O. (1979). **Stress corrosion and corrosion fatigue crack growth in aluminum alloys**. Netherlands: Sijthoff and Noordhoff International. p.117-176. (Stress Corrosion Research, A80-2651209-26).

SPINELLI, D.; WILLIAMS, T. R. G. (1978). Efeito do tratamento termomecânico na resistência à fadiga da liga de alumínio RR58. In: CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, 3., 1978, Rio de Janeiro. **Anais...** São Paulo: ABM. p.J.12.1-12.11.

TERRONES, L. A. H.; MONTEIRO, S. N. (2006). Composite precipitates in a commercial Al-Li-Cu-Mg-Zr alloy. **Materials Characterization**, New York, v.58,, n.2, p.156-161, Feb.

VAN HORN, K. R. (1967). **Properties physical metallurgy and phase diagrams**. Metal Park: American Society for Metals. v.1.

VARGEL, C. (2004). **Corrosion of aluminum**. Oxford: Elsevier.

WEI, R. P.; LIAO, C. M.; GAO, M. (1998). A Transmission electron microscopy study of constituent-particle-induced corrosion in 7075-T6 and 2024-T3 aluminum alloys. **Metallurgical and Materials Transactions A** – physical metallurgy and materials science, Warrendale, v.29, n.4, p.1153-1160, Apr.