

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

THIAGO ROBERTO FELISARDO CAVALCANTE

Micromecanismos de propagação de trinca por fadiga nas ligas AA7050-T7451 e AA2050-T84: efeitos microestruturais e meio salino

São Carlos
2021

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

THIAGO ROBERTO FELISARDO CAVALCANTE

Micromecanismos de propagação de trinca por fadiga nas ligas AA7050-T7451 e AA2050-T84: efeitos microestruturais e meio salino

Versão corrigida

Original na unidade

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

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

Orientador: Julian Arnaldo Avila Diaz

**São Carlos
2021**

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 elaborada pela Biblioteca Prof. Dr. Sérgio Rodrigues Fontes da EESC/USP com os dados inseridos pelo(a) autor(a).

R376m Roberto Felisardo Cavalcante, Thiago
Micromecanismos de propagação de trinca por fadiga nas ligas AA7050-T7451 e AA2050-T84: efeitos microestruturais e meio salino / Thiago Roberto Felisardo Cavalcante; orientador Julián Arnaldo Ávila Diaz. São Carlos, 2021.

Dissertação (Mestrado) - Programa de Pós-Graduação 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, 2021.

1. Ligas de alumínio. 2. Propagação de trinca por fadiga. 3. Corrosão fadiga. 4. AA2050-T84. 5. AA7050-T7451. I. Título.

Eduardo Graziosi Silva - CRB - 8/8907

FOLHA DE JULGAMENTO

Candidato: Bacharel **THIAGO ROBERTO FELISARDO CAVALCANTE**.

Título da dissertação: "Micromecanismos de propagação de trinca por fadiga nas ligas AA7050-T7451 e AA2050-T84: efeitos microestruturais e meio salino".

Data da defesa: 17/03/2021.

Comissão Julgadora

Resultado

Prof. Dr. **Julian Arnaldo Avila Diaz**
(Orientador)

Aprovado

(Universidade Estadual Paulista "Júlio de Mesquita Filho"/UNESP – São João da Boa Vista)

Prof. Dr. **Francisco Gil Coury**

Aprovado

(Universidade Federal de São Carlos/UFSCar)

Prof. Associado Carlos Alberto Fortulan

Aprovado

(Escola de Engenharia de São Carlos/EESC-USP)

Coordenador do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais:

Prof. Associado **Marcelo Falcão de Oliveira**

Presidente da Comissão de Pós-Graduação:

Prof. Titular **Murilo Araujo Romero**

**Aos meus pais, Sandra e Carlos,
por serem a base de tudo;**

**À Miho,
por ser minha companheira de todas as horas.**

AGRADECIMENTOS

Aos meus pais, Sandra e Carlos, por todo apoio incondicional e todo esforço que sempre fizeram para que eu pudesse me dedicar exclusivamente aos estudos.

À Miho, minha companheira, por todo amor, carinho e suporte nos momentos difíceis.

Ao professor Julián Arnaldo Ávila Diaz, por toda atenção e orientação e por sempre estar presente.

Ao professor Waldek Wladimir Bose Filho, pela orientação e conhecimento partilhado.

Aos demais professores, técnicos e funcionários do Departamento de Engenharia de Materiais por todo auxílio durante o desenvolvimento deste projeto.

Ao programa de pós-graduação em Ciência e Engenharia de Materiais pela oportunidade de desenvolver este projeto.

Aos meus amigos de departamento Gualter, Márcio, Joseane, Douglas, Evandro, Samuel pelo companheirismo e auxílio durante todo o mestrado.

Aos integrantes do grupo NEMAF.

Aos amigos Gustavo, Renato e Luís Otávio, pelo companheirismo.

Ao professor Guilherme Yuuki Koga pelo apoio ao projeto.

Ao Laboratório de Caracterização Estrutural e seu corpo técnico, em especial ao Vitor, pelo auxílio prestado.

Ao CNPq, pelo financiamento da bolsa de mestrado.

A todas as pessoas que de alguma forma colaboraram para que eu pudesse iniciar, desenvolver e concluir este projeto.

***“No final das contas,
como sempre, toda elegância é discreta,
assim como toda virtude é silenciosa.”***

Luiz Felipe Pondé

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Estágios da propagação de uma trinca por fadiga [35].	- 24 -
Figura 2 - Estrias de fadiga correspondentes à variação da amplitude de carregamento [37].	- 24 -
Figura 3 - Processo de crescimento de trinca por fadiga. O processo ocorre da esquerda para a direita (Adaptado de [34]).	- 25 -
Figura 4 - Variação de K^*_{Max} com o tamanho de grão [41].	- 27 -
Figura 5 - Efeito do tamanho de grão no deslocamento das discordâncias à frente da trinca. Adaptado de [43]	- 28 -
Figura 6 - Efeito do espaçamento dos precipitados e do tamanho de grão sobre K^*_{max} [41].	- 29 -
Figura 7 - Ligas de alumínio utilizadas nas estruturas internas e externas de um avião comercial. Adaptado de [2].	- 33 -
Figura 8 – Precipitados presentes na liga AA7050-T7451. Adaptado de [7].	- 38 -
Figura 9 - Morfologia das partículas secundárias presentes na liga AA7050-T7451. Em a) uma visão geral e em b) maior detalhe das partículas. Adaptado de [23].	- 39 -
Figura 10 – Principais tipos de precipitados das ligas de alumínio da série 2XXX. Adaptado de [24].	- 40 -
Figura 11 – Precipitados da liga AA2050-T84 [7].	- 41 -
Figura 12 - Fluxograma do projeto.	- 44 -
Figura 13 - a) Geometria e dimensões dos corpos de prova (em mm), b) corpo de prova montado e ensaiado.	- 47 -
Figura 14 - a) Geometria e dimensões dos corpos de prova (em mm), b) Esquema do corpo de prova na direção LT e c) esquema do corpo de prova na direção TL.	- 49 -
-	
Figura 15 - Aparato utilizado para ensaio de propagação de trinca por fadiga em meio salino. a) Extensômetro, b) Entrada de solução salina e c) Saída de solução salina.	- 50 -
Figura 16 - Representação esquemática da região de interesse dos CPs ensaiados.	- 51 -
Figura 17 - Equacionamento de uma matriz de rotação [54].	- 52 -
Figura 18 - Esquema de propagação de trincas por planos distintos. Ângulos θ e ψ entre planos podem ser vistos [45].	- 53 -

Figura 19 - Planilha para cálculo de ângulos de propagação elaborada com base nos mecanismos propostos por Zhai [45].	- 55 -
Figura 20 - Imagens de MO da liga AA7050-T7451. a) Visão geral 3D, b) Direção de laminação, c) Topo, d) Imagem de MEV da liga indicando constituintes distribuídos na direção de laminação.	- 56 -
Figura 21 - Mapa de EBSD da liga AA7050-T7451 (figura de polo inverso, IPF) evidenciando a microestrutura composta por grãos grandes e alongados e pequenos grãos finos recristalizados.	- 57 -
Figura 22- Imagens de MO da liga AA2050-T84. a) Visão geral 3D, b) Direção de laminação, c) Topo, d) Imagem de MEV da liga indicando constituintes distribuídos na direção de laminação.	- 58 -
Figura 23 - Mapa de EBSD da liga AA2050-T84 (figura de polo inverso, IPF) evidenciando a microestrutura composta por grãos grandes, alongados e pequenos grãos recristalizados.	- 59 -
Figura 24 - Curvas de polarização potenciodinâmica das ligas AA2050-T84 e AA7050-T7451 em solução salina NaCl 3,5% em peso. Icorr determinado pela extrapolação de Tafel em torno de Ecorr, com valores apresentados como valores médios e desvios padrão considerando a triplicata de ensaios para cada liga. ...	- 60 -
Figura 25 - Gráficos resultantes dos ensaios de tração para as ligas a)AA7050-T7451 e b)AA2050-T84 para ambas as direções ensaiadas.....	- 60 -
Figura 26 - Gráfico de PTF da liga AA7050-T7451 para ambas as direções ensaiadas, ar laboratorial.	- 62 -
Figura 27 - Comparativo entre o crescimento das trincas da liga AA7050-T7451 para as direções a)LT e b) TL.	- 63 -
Figura 28 - Gráfico de PTF da liga AA7050-T7451 para ambas as direções ensaiadas, meio salino 3,5% em peso de NaCl.	- 64 -
Figura 29 - Gráfico de PTF comparativo da liga AA7050-T7451 para ambas as direções ensaiadas, nos meios salino 3,5% em peso de NaCl e ar laboratorial. .	- 64 -
Figura 30 - Gráfico de PTF da liga AA2050-T84 para ambas as direções ensaiadas, ar laboratorial.	- 65 -
Figura 31 - Gráfico de PTF da liga AA2050-T84 para ambas as direções ensaiadas, meio salino 3,5% em peso de NaCl.	- 66 -
Figura 32 - Gráfico de PTF comparativo da liga AA2050-T84 para ambas as direções ensaiadas, nos meios salino 3,5% em peso de NaCl e ar laboratorial.	- 67 -

Figura 33 - Comparativo gráfico detalhado da liga AA2050-T84 nos meios ar laboratorial e salino 3,5% em peso de NaCl.....	- 67 -
Figura 34 - Gráfico de PTF comparativo das ligas AA2050-T84 e AA7050-T7451 para ambas as direções ensaiadas, ar laboratorial.	- 68 -
Figura 35 - Gráfico de PTF comparativo das ligas AA2050-T84 e AA7050-T7451 para ambas as direções ensaiadas, meio salino 3,5% em peso de NaCl.	- 69 -
Figura 36 - Gráficos plotados a partir das equações de Paris-Erdogan para ambas as ligas estudadas. Ar laboratorial (à esquerda) e meio salino 3,5% em peso de NaCl (à direita).	- 70 -
Figura 37 - Caminho de trinca da liga AA7050-T7451 obtido por MEV. Ar laboratorial.	- 71 -
Figura 38 - Figura de polo inverso (IPF) obtida via EBSD para a liga AA7050-T7451, direção LT. Ar laboratorial.	- 71 -
Figura 39 - Propagação de trinca de ligas com deformação homogênea a direita. Traços dos planos preferenciais {111} podem ser vistos em branco. Esquema da esquerda adaptado de [63].....	- 72 -
Figura 40 - Mapa mostrando Fator de Schmid (EBSD) para a liga AA7050-T7451, ar laboratorial. Grãos vermelhos são considerados “moles” (facilmente deformados por escorregamento) para a propagação, enquanto grãos em verde/azul são “duros” e dificultam a propagação.	- 73 -
Figura 41 - Figura de polo inverso (IPF) obtida via EBSD para a ponta de trinca da liga AA7050-T7451, direção LT. Ar laboratorial.....	- 73 -
Figura 42 - Cálculos de ângulos preferenciais para a ponta da trinca da liga AA7050-T7451, ar laboratorial.	- 74 -
Figura 43 - Demonstrativo do comportamento de ligas com deformação homogênea em regiões de transição entre grãos. À esquerda, detalhe da liga AA7050-T7451. Adaptado de [63].	- 75 -
Figura 44 - Caminho de trinca da liga AA7050-T7451 em meio salino 3,5% em peso de NaCl.	- 75 -
Figura 45 - Figura de polo inverso da liga AA7050-T7451 obtida por EBSD, meio salino 3,5% em peso de NaCl.	- 76 -
Figura 46 - Propagação de trinca com quebra e formação de filme de óxidos protetores. Adaptado de [47].	- 77 -

Figura 47 - Caminho de trinca da liga AA2050-T84 obtido por MEV. Ar laboratorial... - 78 -	
Figura 48 - Figura de polo inverso (IPF) obtida via EBSD para a liga AA2050-T84, direção TL. Ar laboratorial. Traços dos planos preferenciais {111} podem ser vistos em preto. - 79 -	
Figura 49 - Mapa do fator de Schmid para a liga AA2050-T84. - 79 -	
Figura 50 - Determinação visual do valor aproximado de θ a partir da figura de polo inverso da liga AA2050-T84 e valores calculados para θ (abaixo). - 80 -	
Figura 51 - Figuras de polo inverso (IPF) obtidas via EBSD para a liga AA2050-T84, direção TL. Ar laboratorial. Traços dos planos preferenciais {111} podem ser vistos no detalhe, em preto. - 80 -	
Figura 52 - Cálculos de ângulos preferenciais para a liga AA2050-T84, ar laboratorial. Traços dos planos preferenciais {111} podem ser vistos em preto... - 81 -	
Figura 53 - Demonstrativo do comportamento de ligas com deformação heterogênea em regiões de transição entre grãos. Adaptado de [63]. À esquerda, IPF da liga AA2050-T84 com traços dos planos preferenciais {111} da liga AA2050-T84 em preto. - 82 -	
Figura 54 - Caminho de trinca da liga AA2050-T84 obtido por MEV. Meio salino 3,5% em peso de NaCl. - 82 -	
Figura 55 - Figura de polo inverso (IPF) da liga AA2050-T84 em meio salino 3,5% em peso de NaCl. Traços dos planos preferenciais {111} podem ser vistos em preto.- 83 -	

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Ligas alumínio e seus principais elementos de liga [10].....	- 34 -
Tabela 2 - Tratamentos térmicos tipo T para ligas de alumínio[14].....	- 35 -
Tabela 3 - Resultados da região de Paris (II) para os ensaios de PTF na liga AA2050-T84 em atmosfera ambiente [31].....	- 42 -
Tabela 4 - Resultados da região de Paris (II) para os ensaios de PTF na liga AA2050-T84 em meio salino 3,5% em peso de NaCl [8].	- 42 -
Tabela 5 - Resultados da região de Paris (II) para os ensaios de PTF na liga AA7050-T7451 em atmosfera ambiente [30].....	- 43 -
Tabela 6 - Composição química das ligas estudadas (% peso).....	- 44 -
Tabela 7 - Propriedades mecânicas das ligas estudadas.	- 45 -
Tabela 8 - Composição química do reagente Keller utilizado no ataque químico das ligas.....	- 45 -
Tabela 9 - Propriedades mecânicas oriundas dos ensaios de tração para as ligas AA7050-T7451 e AA2050-T84 em ambas as orientações.	- 61 -
Tabela 10 - Resultados da região de Paris (II) para os ensaios de PTF das ligas AA2050-T84 e AA7050-T7451 nos meios ar laboratorial e salino 3,5% em peso de NaCl.	- 69 -

RESUMO

CAVALCANTE, T. R. F. (2021). **Micromecanismos de propagação de trinca por fadiga nas ligas AA7050-T7451 e AA2050-T84: efeitos microestruturais e meio salino**. 94p. Dissertação (mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, Brasil.

Ligas de alumínio são de grande e crescente importância na indústria, principalmente naquelas que buscam excelente desempenho mecânico aliado a baixas densidades, como a indústria aeronáutica. Em decorrência da constante necessidade de redução de densidade, ligas com adição de lítio têm sido desenvolvidas. A adição de Li nas ligas de alumínio aumenta o módulo elástico e diminui a densidade. Um dos maiores problemas atuais no que diz respeito ao uso contínuo de componentes estruturais, sujeitos a carregamentos repetitivos, é o fenômeno de fadiga. Frente a este panorama, para um melhor entendimento dos fatores que alteram a resistência à propagação de trincas, neste trabalho foram estudados os micromecanismos de propagação de trincas por fadiga, associados a microestrutura e suas alterações na presença de meio salino de duas ligas de alumínio de grau aeronáutico, AA7050-T7451 (liga base) e uma liga de Al-Li denominada de AA2050-T84. Assim, foram realizados ensaios de propagação de trincas por fadiga, em ar e meio salino (3,5% em peso de NaCl), em corpos-de-prova do tipo C(T), usinados nas direções T-L e L-T, com $R = 0,1$. Para o entendimento da relação entre os parâmetros microestruturais, meio e resistência à fadiga, foram realizadas análise da microestrutura e do caminho da trinca por microscopia óptica e eletrônica de varredura e difração de elétrons retroespalhados (EBSD), e para avaliação do comportamento corrosivo da liga em meio salino, foram realizados ensaios de polarização potenciodinâmica. Os resultados mostraram que a liga AA2050-T84 apresentou uma maior resistência à propagação de trinca por fadiga tanto em ar quanto em meio salino, independente da orientação do corpo de prova (L-T ou T-L) quando comparada à da liga AA7050-T7451. Tal desempenho da liga AA2050-T84 foi associado ao modo de escorregamento planar, morfologia dos precipitados, finos e coerentes com a matriz, que induzem deformação heterogênea e à maior estabilidade de seu filme passivo no meio salino estudado.

Palavras-chave: AA2050-T84, AA7050-T7451, propagação de trincas por fadiga, meio salino, precipitados

ABSTRACT

CAVALCANTE, T. R. F. (2021). **Micromechanisms of fatigue crack propagation in AA7050-T7451 and AA2050-T84 alloys: microstructural effects and saline environment.** 94p. Master's degree – São Carlos School of Engineering, University of São Paulo, São Carlos, Brazil.

Aluminum alloys are one of the most important and researched in the industry, especially those seeking excellent mechanical performance with low density, such as the aeronautical industry. Aluminum-lithium alloys have attracted considerable attention in the aircraft industry because of their lower density and improved mechanical performance. Nowadays, one of the significant gaps concerning the component's life for the industry is fatigue. Regarding fatigue, fatigue crack propagation mechanisms were proposed from a microstructural view for two aluminum alloys, namely AA2050-T84 and AA7050-T7451. Mechanical tests, such as tensile and fatigue crack propagation tests were conducted, the latter in air and saline (3.5wt% NaCl) environments, with C(T) type specimens in T-L and L-T orientations, ratio $R=0,1$. Microstructural investigations were performed using optical microscopy, scanning electron microscopy (SEM), and electron backscattered diffraction (EBSD) along with potentiodynamic polarization tests. Results showed that AA2050-T84 alloy had superior performance regarding fatigue tests in both environments compared to AA7050-T7451 alloy. Such superior performance of AA2050-T84 alloy was attributed to planar slip, coherent precipitates that induce non-homogeneous deformation, and a more stable passive film in a saline environment.

Keywords: AA2050-T84, AA7050-T7451, fatigue crack propagation, saline environment, precipitates

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	20 -
2. OBJETIVO E JUSTIFICATIVA	22 -
3. REVISÃO DA LITERATURA	23 -
3.1. Fadiga	23 -
3.1.1. Conceitos básicos	23 -
3.1.2. O papel da microestrutura na fadiga	25 -
3.2.2.a Tamanho de grão	26 -
3.2.2.b Precipitados.....	28 -
3.2.2.c Energia de falha de empilhamento	30 -
3.1.3. Contornos de grão e ângulos de desorientação entre grãos	31 -
3.1.4. Corrosão fadiga.....	31 -
3.2. Alumínio e suas ligas	33 -
3.2.1. Breve histórico	33 -
3.2.2. Tratamentos térmicos das ligas de alumínio	35 -
3.2.3. Ligas da série 7XXX.....	37 -
3.2.4. Ligas da série 2XXX.....	39 -
3.1.5 Comportamento em fadiga das ligas AA2050 e AA7050	42 -
4. MATERIAIS E MÉTODOS	43 -
4.1. Materiais.....	44 -
4.2. Análises microestruturais	45 -
4.2.1. Microscopia ótica (MO)	45 -
4.2.2. Microscópio eletrônico de varredura (MEV)	46 -
4.2.3. Difração de elétrons retroespalhados (EBSD)	46 -
4.3. Ensaio de polarização potenciodinâmica	47 -
4.4. Ensaio de tração	47 -
4.5. Propagação de trincas por fadiga em ar laboratorial e meio salino.....	49 -
4.5.1. Ângulos de Euler e análise de propagação de trinca	51 -
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	56 -
5.1. Análise microestrutural.....	56 -
5.1.1. Liga AA7050-T7451	56 -
5.2. Polarização potenciodinâmica.....	59 -
5.3. Ensaio de tração	60 -

5.4. Ensaaios de fadiga.....	- 62 -
5.4.1. AA7050-T7451	- 62 -
5.4.2. AA2050-T84.....	- 65 -
5.4.3. AA7050-T7451 x AA2050-T84	- 68 -
5.5. Análise do caminho de propagação de trinca	- 70 -
5.5.1. AA7050-T7451	- 70 -
5.5.2. AA2050-T84.....	- 78 -
6. CONCLUSÕES	- 84 -
7. REFERÊNCIAS	- 86 -

1. INTRODUÇÃO

Ligas de alumínio são amplamente utilizadas no setor aeronáutico devido à sua baixa densidade e elevada resistência, possibilitando a redução do consumo de combustível e a consequente emissão de CO₂ quando utilizadas em aeronaves. As ligas de Al são atrativas para uma grande gama de aplicações, incluindo fuselagem, asas ou estruturas internas de aviões, sendo as ligas da família Al-Cu (2XXX) e Al-Zn (7XXX) as mais comuns neste tipo de aplicações [1].

Recentemente, ligas de alumínio-lítio têm ganhado atenção pelo seu uso em estruturas cuja relação resistência/peso é mais crítica, principalmente na indústria aeronáutica, aeroespacial e militar, por exibirem concomitantemente, melhores propriedades mecânicas, elevada resistência à corrosão e mais baixa densidade, o que garante uma maior resistência específica quando comparadas às ligas de alumínio convencionais [2]. Entretanto, é de amplo conhecimento que defeitos em componentes estruturais comprometem diretamente a segurança da aeronave. Os elementos que compõem as aeronaves são inevitavelmente sujeitos a tensões flutuantes e, portanto, independentemente do mecanismo de iniciação da trinca, a maioria desses componentes falham por fratura por fadiga. Por esta razão, as propriedades dos materiais relativas à segurança, como propriedades de fadiga, tem sido o principal foco de estudo de vários pesquisadores [3].

Efeitos microestruturais nas propriedades em fadiga das ligas de alumínio vêm sendo estudados intensivamente. Melhorias no controle de composição e de processamento têm continuamente auxiliado a produção de novas ligas. É conhecido que inclusões têm efeitos substanciais na propagação de trincas por fadiga. Maiores valores de tenacidade a fratura e melhores resistências à nucleação e propagação de trincas por fadiga foram obtidos pela redução de impurezas, especialmente impurezas de ferro e silício [4].

Ligas de alumínio envelhecíveis de alta resistência, como as das famílias 2xxx e 7xxx, têm sido amplamente utilizadas como materiais estruturais nas aplicações aeronáuticas, devido às boas propriedades mecânicas e baixa densidade. No entanto, estas ligas podem ser particularmente sensíveis a processos corrosivos [5].

Avanços no desenvolvimento de novas ligas culminaram na produção de ligas que apresentam a associação de boa resistência mecânica, baixa densidade e

também boa resistência a corrosão. A terceira geração de ligas alumínio-lítio (Al-Li-Zr e Al-Mg-Li-Zr) são mais resistentes ao fenômeno de corrosão sob tensão que a maioria das ligas de alumínio convencionais quando submetidas aos mesmo tratamentos térmicos [5]. Em função de sua característica reversibilidade de escorregamento e caminho de trinca “tortuoso”, as ligas da terceira geração apresentam maior tolerância ao dano por fadiga que ligas convencionais [5]. Apesar de vários estudos nas ligas alumínio-lítio [5]–[9], ainda existe uma lacuna de informação pública no que diz respeito às propriedades de propagação de trinca por fadiga, principalmente quando ensaiada em meio salino.

Nesta pesquisa foram estudadas as ligas AA7050-T7451 e a liga de Al-Li AA2050-T84, ligas tradicionais e comerciais, em meio salino 3,5% em peso NaCl e em ar laboratorial (mantido em temperatura de 27°C) com o intuito de se investigar a influência de parâmetros intrínsecos (composição química e microestrutura) e extrínsecos (meio) na resistência à propagação de trincas por fadiga. A liga AA7050 já é bastante utilizada na indústria aeronáutica e foi utilizada como liga base para liga de lítio AA2050. Estas ligas foram analisadas por microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura, difração de elétrons retroespalhados (EBSD), polarização potenciodinâmica, tração e propagação de trincas por fadiga.

2. OBJETIVO E JUSTIFICATIVA

O projeto visa um melhor entendimento dos micromecanismos envolvidos no aumento da resistência à propagação de trincas por fadiga das novas ligas de Al-Cu-Li, em especial da liga comercial AA2050-T84, comparando-a à outra liga comercial, AA7050-T7451. Assim, o objetivo do projeto é investigar quais os fatores microestruturais responsáveis pela resistência ao crescimento de trinca por fadiga, e como estes comportamentos podem ser alterados na presença dos meios ar e salino, avaliando em detalhes os micromecanismos envolvidos na resistência ao crescimento de trincas por fadiga. Nesse sentido as metas propostas para este trabalho são:

- Avaliar as microestruturas presente das ligas AA2050-T84 e AA7050-T7451;
- Comparar as resistências à corrosão das ligas AA2050-T84 e AA7050-T7451 e correlacionar as microestruturas com as taxas de propagação das trincas em função dos meios;
- Estudar os micromecanismos envolvidos na propagação de trincas de amostras submetidas a ensaios de propagação de trinca por fadiga nas ligas AA2050-T84 e AA7050-T7451 em ar e como o meio salino (3,5% em peso NaCl) pode alterá-los.

3. REVISÃO DA LITERATURA

3.1. Fadiga

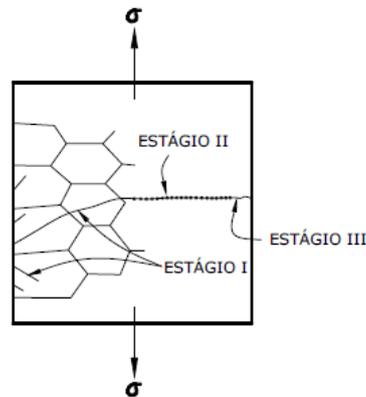
O fenômeno da fadiga é comumente descrito como um processo progressivo de alteração estrutural, permanente e localizado, que ocorre em materiais que estejam sujeitos a condições em que estão presentes tensões e deformações cíclicas, que podem culminar no surgimento de trincas ou fratura completa após certo número de repetições [34].

3.1.1. Conceitos básicos

A falha por fadiga tem início com a presença de uma descontinuidade no material que, sob cargas cíclicas, tende a se desenvolver e formar uma trinca. Conforme a trinca aumenta de tamanho, a seção transversal resistente do componente diminui, tem-se aumento de tensão na ponta da trinca, acarretando um aumento da tensão na seção. Após certo número de ciclos, é atingido o estágio em que a seção não é mais capaz de resistir à concentração de carga, culminando na fratura do componente [35].

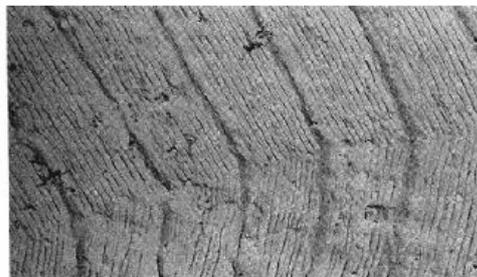
Deste modo, o processo de fadiga pode ser dividido em três estágios. O estágio I (*threshold*) corresponde à etapa de nucleação da trinca, por deformação plástica localizada, e sua propagação. Este estágio pode corresponder a até 90% do tempo de vida do componente. No estágio II ocorre o crescimento estável da trinca que foi gerada durante o estágio I, crescendo em um plano perpendicular à direção da tensão principal. Finalmente, no estágio III ocorre o crescimento instável da trinca e conseqüentemente acarreta a fratura do componente. Neste estágio, a seção transversal não é mais capaz de resistir a carga aplicada. O comportamento típico da propagação de uma trinca por fadiga em metais pode ser visto na Figura 1 [36].

Figura 1 - Estágios da propagação de uma trinca por fadiga [35].



A superfície de fratura do estágio I não apresenta nenhum padrão característico, ao contrário do estágio II, em que podem ocorrer características bastante peculiares, como as estrias de fadiga apresentadas na Figura 2. Estas estrias surgem em superfícies de fadiga de diversos materiais, formando-se perpendicularmente ao avanço da frente da trinca [35].

Figura 2 - Estrias de fadiga correspondentes à variação da amplitude de carregamento [37].

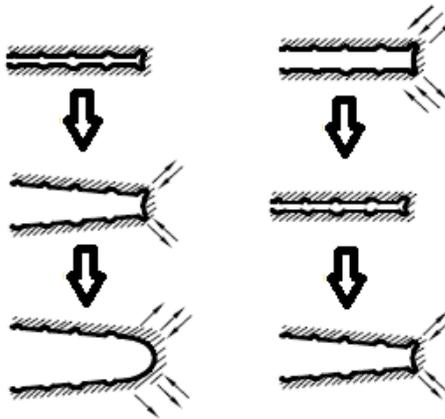


Cada uma das estrias representa pequenos incrementos de avanço da ponta da trinca, que por sua vez varia com a amplitude de carga. Nem todo carregamento cíclico produz as estrias de fadiga, sendo que a propagação das trincas pode ocorrer sem a formação das mesmas. A ausência das estrias de fadiga pode ser associada ao espaçamento muito pequeno entre elas ou até mesmo pela baixa ductilidade na ponta da trinca, sendo assim incapaz de produzir estrias por deformação plástica. Vale destacar também que nem todos os materiais apresentam a formação marcas de fadiga [34].

A propagação da trinca por fadiga ocorre por meio de um mecanismo de embotamento e afinamento da ponta da trinca. No início do carregamento, a ponta da

trinca possui morfologia aguda. Conforme a sollicitação ocorre, o duplo entalhe presente na ponta da trinca concentra o deslizamento ao longo dos planos que fazem 45° com sua superfície. Com o decorrer do processo, a trinca avança por cisalhamento plástico, e sua ponta se torna arredondada. Com a mudança da sollicitação, tensões compressivas são aplicadas, causando a inversão nas direções de deslizamento, fazendo com que as faces da trinca sejam compactadas, formando uma ponta de trinca aguda novamente [34], [38]. A esquematização deste processo pode ser vista na Figura 3 .

Figura 3 - Processo de crescimento de trinca por fadiga. O processo ocorre da esquerda para a direita (Adaptado de [34]).



A microestrutura pode apresentar forte influência na propagação de trincas por fadiga. Sua influência pode ser avaliada de acordo com uma série de parâmetros, tais quais tamanho de grão, textura cristalográfica, distribuição e composição de fases, precipitados etc. [39].

O meio ambiente é outro fator que pode influenciar de maneira severa o comportamento em fadiga de um material. Corrosão e temperatura são os dois fatores que mais afetam a taxa de crescimento de trinca por fadiga, ocasionando falhas em componentes sob tensões bem inferiores quando comparados a componentes em ambientes menos agressivos, como o ar seco[36].

3.1.2. O papel da microestrutura na fadiga

Experimentalmente, pode ser observado que a microestrutura de um material apresenta efeitos que podem ser fracos ou fortes na situação próximo ao limite (*threshold*) quanto à resistência ao crescimento de trinca por fadiga. Os três principais

tipos de parâmetros microestruturais que contribuem para tais efeitos são tamanho/distribuição de grão, tamanho/distribuição de precipitados e energia de falha de empilhamento. Em todos os casos, é a distância da trinca em relação a estes parâmetros microestruturais que define a resistência ao crescimento da trinca. Efeitos de sobreposição podem ocorrer quando há diferença de espaçamento. Por exemplo, o efeito dos precipitados pode sobrepor aquele do tamanho de grão se os precipitados não sejam facilmente penetrados pela trinca. De maneira similar, uma redução na energia de falha de empilhamento pode acentuar a “planaridade” do escorregamento em um grão, restringindo a direção de escorregamento da trinca e induzindo deflexão e conseqüentemente um caminho tortuoso. Por planaridade de escorregamento, entende-se o uso de um plano preferencial para o deslocamento das discordâncias e, no caso de escorregamento cruzado, ocorre a troca de planos de escorregamento, para planos da mesma família $\{hkl\}$ ativa, durante o deslocamento das discordâncias, sendo promovido por discordâncias em hélice [40].

Outro fator que pode influenciar a planaridade do escorregamento é a energia de contorno de anti-fase [40], [41].

A quantificação do crescimento da trinca por fadiga envolve principalmente dois fatores, ΔK e K_{max} , que são intrínsecos ao material e representam o fator de intensidade de tensão. Os efeitos microestruturais são minimizados após a região próxima ao threshold, uma vez que a escala dos efeitos microestruturais é menor que o tamanho da zona plástica [41].

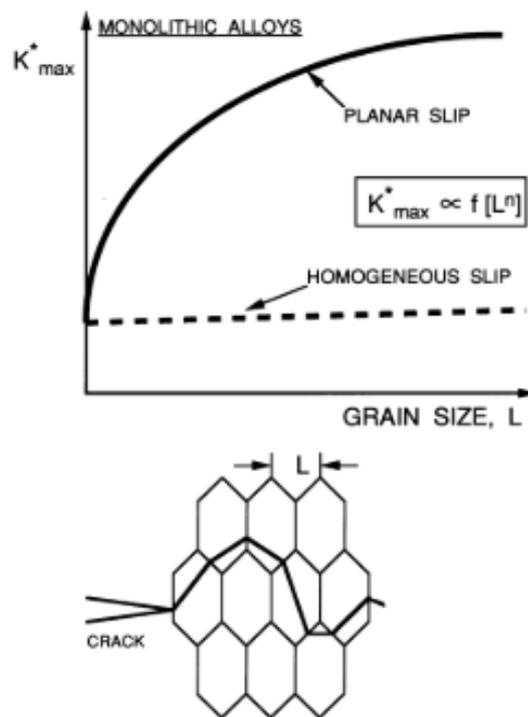
3.2.2.a Tamanho de grão

Na maioria dos materiais com escorregamento planar, o fator de intensidade de tensão crítico, K^*_{max} , aumenta com o tamanho de grão, ou seja, neste caso, os contornos de grão são os maiores obstáculos para o escorregamento. Assim, a efetividade dos contornos de grão depende de o grau de escorregamento planar presente. Em materiais com escorregamento homogêneo ou cruzado, o efeito do tamanho de grão sobre K^*_{max} é pequeno. Na condição de escorregamento plano, o aumento de K^*_{max} com o tamanho de grão provém do mecanismo de deflexão da trinca nos planos cristalinos, acarretando em um modo de crescimento de trinca “facetado”. Neste caso, K^*_{max} cresce proporcionalmente com o tamanho de grão. Por outro lado, a trinca pode crescer por embotamento plástico sob condição de escorregamento

homogêneo, reduzindo o efeito do tamanho de grão [37]. A Figura 4 exemplifica o efeito da variação de K^*_{max} com o tamanho de grão. De maneira sucinta, quanto maior o valor de K^*_{max} , maior é o “esforço” necessário para vencer a “barreira” ou obstáculo à frente da trinca.

Em alguns materiais, o efeito reverso pode ocorrer. Em ligas Cu-Al, a adição de alumínio em solução sólida diminui a energia de falha de empilhamento do Cobre mudando seu modo de escorregamento de homogêneo para planar [41].

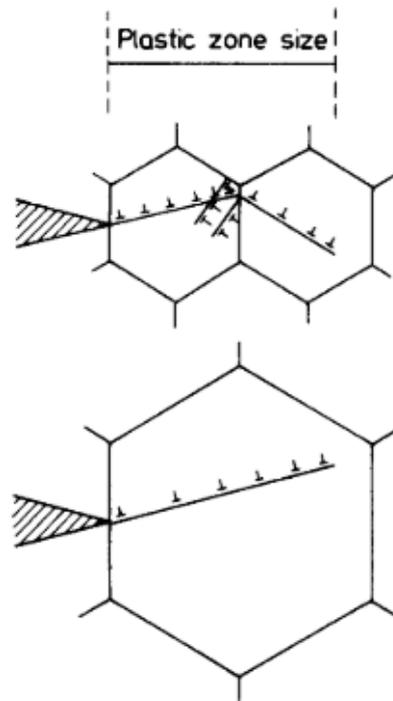
Figura 4 - Variação de K^*_{Max} com o tamanho de grão [41].



Considerando valores baixos de ΔK , caso ideal em que apenas um sistema de escorregamento está ativo, durante a etapa de descarregamento, a tensão gerada pelas discordâncias empilhadas à frente da trinca promovem o escorregamento reverso, promovendo movimento reverso das discordâncias, retardando assim o avanço da trinca [41], [42]. No caso do material com grãos finos, isto é, menores que o tamanho da zona plástica, a concentração de tensões à frente da trinca induz escorregamento em planos secundários no mesmo grão e em grãos vizinhos. Durante o processo de descarregamento, discordâncias em planos secundários interagem com discordâncias em planos primários e discordâncias em grãos vizinhos são aprisionadas nestes grãos. Ambos estes efeitos reduzem o escorregamento reverso

[41], [42]. A Figura 5 a seguir esquematiza uma trinca e sua zona plástica em tamanhos de grão diferentes.

Figura 5 - Efeito do tamanho de grão no deslocamento das discordâncias à frente da trinca. Adaptado de [43]



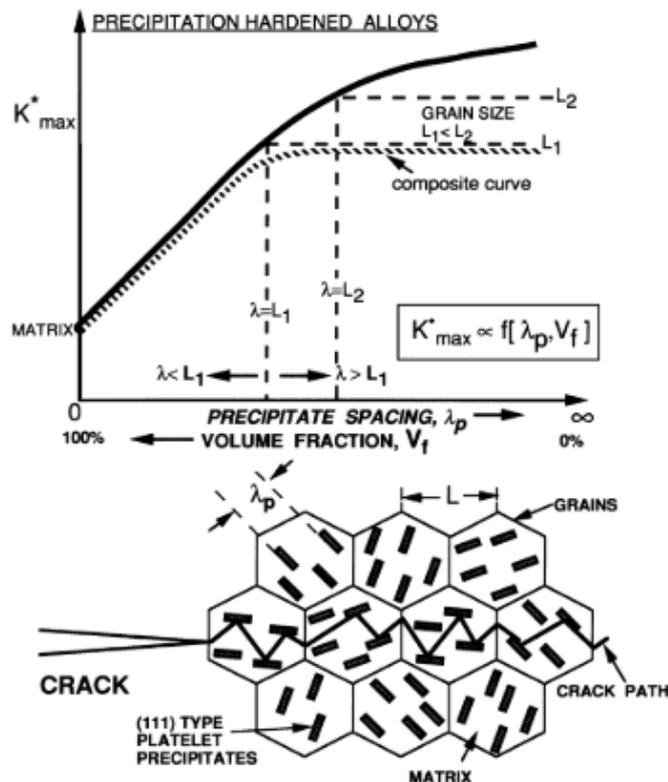
3.2.2.b Precipitados

Em ligas endurecíveis por precipitação, a matriz pode formar precipitados por meio de tratamentos térmicos. O tamanho destes precipitados é na escala nanométrica, bastante menor que o tamanho de um grão que estão na escala de micrometros [41].

Os precipitados podem variar em tamanho, forma e espaçamento, podendo ser coerentes, semi-coerentes e incoerentes com a matriz, além de poder nuclear em planos de hábito ou não. A presença de precipitados coerentes ou semi-coerentes na matriz pode acarretar o modo de escorregamento planar, enquanto a presença de precipitados incoerentes na matriz resulta em um modo de escorregamento homogêneo, implicando no embotamento da ponta da trinca. Se os precipitados incoerentes tiverem a forma de plaquetas e estiverem presentes em meio a precipitados coerentes, esses podem encurtar as distâncias de escorregamento plano, forçando as discordâncias ao escorregamento cruzado. Nestas condições, o

espaçamento de precipitados em forma de plaqueta é mais eficiente que o espaçamento dos precipitados esféricos em retardar o avanço da trinca [42]. Uma vez que o espaçamento dos precipitados se equipare ao tamanho dos grãos, seu efeito é diminuído e o efeito do tamanho dos grãos passa a ser dominante, como pode ser avaliado na Figura 6, que demonstra o efeito do espaçamento dos precipitados e do tamanho de grão em relação à K^*_{max} [41].

Figura 6 - Efeito do espaçamento dos precipitados e do tamanho de grão sobre K^*_{max} [41]



Em ligas Al-Li-Cu, são três os principais tipos de precipitados: θ' , δ' e T_1 . Enquanto os precipitados θ' e T_1 possuem forma de plaquetas e coerentes, o precipitado δ' é esférico, ordenado e coerente, sendo que este induz ao escorregamento planar. Os precipitados θ' e T_1 reduzem a "planaridade" por meio da indução de escorregamento cruzado [41].

O efeito dos precipitados T_1 é mais pronunciado em relação aos precipitados θ' quando o tamanho dos precipitados δ' é mantido constante. Isto ocorre devido ao fato de que os precipitados T_1 possuem plano de hábito $\{111\}$, o mesmo que o plano preferencial de escorregamento das discordâncias, o que os torna mais eficientes em retardar o avanço da trinca que os contornos de grão, considerando um pequeno

espaçamento entre precipitados. Uma vez que este espaçamento é próximo ao tamanho de grão, o efeito dos contornos de grão passa a ser dominante no crescimento de trinca por fadiga [41]. Em ligas endurecidas por precipitação, o mecanismo de endurecimento é proveniente do tipo de interação entre as discordâncias e os precipitados, que podem ser coerentes, semi-coerentes ou incoerentes com a matriz metálica. Dependendo de seu tamanho, forma, coerência e espaçamento, os precipitados podem ser cortados (cisalhados) ou contornados (mecanismo de Orowan) pelas discordâncias durante a deformação plástica. Quando precipitados são cortados pelas discordâncias, o mecanismo de endurecimento é “enfraquecido” e o tamanho do precipitado no plano de escorregamento em questão é reduzido. Este efeito, sucessivamente, resulta em diminuição da resistência ao deslocamento das discordâncias, causando concentração de discordâncias e consequente “destruição” das partículas fortalecedoras. Este mecanismo pode favorecer a nucleação de trincas por fadiga, porém é benéfico no caso de PTF, uma vez que o escorregamento planar e a concentração de discordâncias em planos preferenciais potencializam o crescimento de trincas em caminhos tortuosos (zig-zag) e ramificações, o que desacelera o crescimento de trincas por fadiga. O tipo de deformação causada por precipitados que são cisalhados pelas discordâncias é chamado de deformação não-homogênea. No caso de precipitados que são contornados pelas discordâncias, a deformação à frente da trinca se torna homogênea, o que melhora a ductilidade e a resistência à corrosão sob tensão, mas deteriora a tenacidade à fratura e a resistência à propagação de trincas por fadiga [44].

3.2.2.c Energia de falha de empilhamento

Em soluções sólidas sem precipitados, é possível uma mudança de composição que altere o modo de escorregamento, variando de homogêneo para planar. De maneira geral, baixas energias de falha de empilhamento restringem o modo de escorregamento para planar. Cristais que apresentem anisotropia ou partículas ordenadas coerentes (como em ligas Al-Li) podem alterar o grau de escorregamento planar presente no material [41].

3.1.3. Contornos de grão e ângulos de desorientação entre grãos

Contornos de grão são uma das maiores barreiras à propagação de trincas por fadiga, especialmente as trincas menores, em materiais metálicos. Os modelos clássicos descrevem a trinca e a zona de deformação plástica nos arredores da ponta de trinca como um conjunto de discordâncias continuamente distribuídas. No entanto, modelos clássicos não levam em consideração a orientação cristalográfica local, também chamada de microtextura cristalográfica [11], [45].

A geometria do contorno de grão pode ser um dos fatores chave que controlam o retardamento de trincas curtas em fadiga, uma vez que no estágio 1 estas trincas costumam se propagar pelos planos de escorregamentos principais em um grão (ou mais favoráveis). Mudanças de orientação cristalográfica através de um contorno de grão podem resultar em inclinação ou torção no plano da trinca (tilt/twist). Esse efeito é ainda mais forte em ligas com tendência à escorregamento planar, como as ligas Al-Li. Por ex., em uma liga Al-Li uma trinca com mais de 1 mm pode continuar se deslocando pelo mesmo plano em cada grão [45].

Normalmente, somente os efeitos de inclinação, ou tilt, são considerados na análise de crescimento de trinca, sendo a torção, ou twist, negligenciada [45].

Uma vez que uma trinca de fadiga é normalmente semi-elíptica, o contorno de grão continua a “arrastar” a frente da trinca até que ocorra a fratura da área do plano do contorno de grão após a ponta de trinca passar o contorno de grão na superfície e atravessar todo o plano do contorno de grão abaixo da superfície. Assim, a taxa de crescimento da trinca é influenciada pelo contorno de grão que esta acabou de atravessar na superfície bem como a orientação deste grão. Além disso, pode ocorrer diferenças nas taxas de crescimento de cada ponta da trinca, uma vez que podem estar “passando” por orientações locais distintas (microtexturas) [11], [45].

3.1.4. Corrosão fadiga

A interação de corrosão e fadiga nas propriedades mecânicas de ligas de alumínio são grandes problemas encontrados em estruturas aeronáuticas durante a vida em serviço e na manutenção de componentes aeronáuticos. Corrosão-fadiga (CF) é um tipo e falha bastante complexo que ocorre em estruturas metálicas de alta performance que operam em ambientes agressivos. O fenômeno de CF afeta as mais diversas estruturas que estão sob carregamento constante ou cíclico localizadas em

ambientes considerados agressivos, seja pela presença de umidade ou sais e gases [42], [46].

Dentre as estruturas afetadas, pode-se citar pontes, turbinas, sistemas de energia nuclear, estruturas aeroespaciais, estruturas marinhas, pontes, encanamentos. As ligas de alumínio utilizadas em estruturas aeronáuticas estão susceptíveis durante a vida em serviço a ambientes agressivos, além de solicitações cíclicas (fadiga) o que causa um menor tempo de vida útil ao componente devido aos danos causados por CF [13].

A CF é definida como estágios sucessivos de danos ao metal que envolvem acúmulo de carregamentos cíclicos em ambientes que são mais agressivos que um meio considerado inerte e que resultam na interação de deformações plásticas irreversíveis com reações químicas ou eletroquímicas localizadas [47]. Quando o material está sujeito a carregamentos cíclicos, o processo de PTF em meios corrosivos é controlado por três fatores, deslizamento dos grãos do material, corrosão da superfície livre na ponta da trinca e o fechamento de trinca [22], [48].

De maneira geral, a resistência à fadiga de ligas de alumínio é reduzida em ambientes agressivos, como água ou água do mar, particularmente no regime de alto ciclo de fadiga.

Um fator que exerce forte influência sobre a corrosão em ligas de alumínio é a presença de inclusões ativas com menor resistência a corrosão do que a matriz. Os tratamentos térmicos aplicados em ligas de alumínio formam precipitados nos contornos de grãos, que conduzem a susceptibilidade à corrosão intergranular. Evitar o surgimento destes precipitados seria a medida mais eficaz de prevenir a corrosão, no entanto, os precipitados são importantes para aumentar as propriedades mecânicas do material [22], [48].

Quando o ataque corrosivo ocorre durante carregamento cíclico, há deterioração das propriedades de fadiga do material, pois com a fragilização por hidrogênio, a taxa de PTF é acelerada. Por outro lado, a presença de óxidos oriundos do processo corrosivo altera o mecanismo de fechamento de trinca, podendo reduzir a taxa de PTF [11]. Assim, a propagação de trincas em meio agressivo é resultado de uma combinação de fatores concorrentes [11].

3.2. Alumínio e suas ligas

3.2.1. Breve histórico

Ligas de alumínio são produzidas na forma de chapas, perfis, barras, fundidas e forjadas e aplicadas em diversos segmentos da indústria, incluindo a indústria aeroespacial. A indústria aeroespacial está em constante busca por melhores materiais em termos de performance, peso e principalmente redução de gastos. O uso das ligas de alumínio permite uma redução efetiva do peso de veículos de transporte e seu uso vem ganhando espaço continuamente. O uso das ligas de alumínio em um avião comercial pode ser visualizado na Figura 7. Os fatores destacados, aliados à temperabilidade de algumas ligas de alumínio, o que as equipara a alguns tipos de aço em termos de resistência mecânica, tem atraído interesse cada vez maior para o uso em componentes aeroespaciais [5]. O aumento no preço dos combustíveis e a crescente preocupação ambiental provocaram o interesse no desenvolvimento de novas ligas de alumínio que atendam a estes novos requisitos.

Figura 7 - Ligas de alumínio utilizadas nas estruturas internas e externas de um avião comercial.

Adaptado de [2].



As ligas de alumínio são separadas de acordo com seu meio de produção: conformadas ou fundidas. A nomenclatura das ligas se dá pelo uso de 4 dígitos, sendo que são diferenciadas em famílias (ou séries) baseadas nos elementos de ligas

presentes. Ligas tratáveis termicamente, presentes neste trabalho, pertencem às famílias 2XXX, 6XXX, 7XXX e 8XXX e sua resistência mecânica é oriunda da precipitação de partículas, que promovem endurecimento da matriz [10]. Na Tabela 1 são apresentadas as diferentes famílias de ligas de alumínio e seus respectivos elementos de liga.

Tabela 1 - Ligas alumínio e seus principais elementos de liga [10].

Família	Elemento de liga (ligas conformadas)	Elemento de liga (ligas fundidas)
1XXX	Al (99%)	Al (99%)
2XXX	Cu	Cu
3XXX	Mn	Si+Cu / Mg
4XXX	Si	Si
5XXX	Mg	Mg
6XXX	Mg e Si	Mg e Si
7XXX	Zn	Zn
8XXX	Outros elementos	Li
9XXX	-	Outros elementos

Uma das ligas de maior destaque são as ligas alumínio-lítio (Al-Li). Desde sua descoberta nos anos 50, em que foi notado que a adição de lítio em ligas de alumínio promovia redução de peso e aumento do módulo específico (E/p), ocorreram avanços contínuos na produção de ligas de caráter comercial [11]. A adição de 1% em peso de lítio induz um decréscimo de 3% na densidade e um aumento de 6% no módulo elástico [2].

A primeira geração destas de lítio ligas apresentava baixas ductilidade e tenacidade, o que provocou um crescente interesse no desenvolvimento de melhores ligas. A segunda geração de ligas Al-Li é caracterizada por intensa anisotropia, enquanto que a terceira geração, com acréscimo de elementos como Zr, são mais resistentes à corrosão sob tensão que ligas convencionais quando submetidas aos mesmo tratamentos térmicos. Alta reversibilidade de escorregamento e um caminho de trinca bastante tortuoso são característicos das ligas de Al-Li da terceira geração [12]. Entre as ligas da terceira geração, a liga AA2050 é bastante promissora, apesar

de apresentar algumas características indesejáveis em alguns estados metalúrgicos, como corrosão localizada e microestrutura heterogênea [2], [13].

3.2.2. Tratamentos térmicos das ligas de alumínio

Tratamentos térmicos são processos de difusão em que a temperatura e o tempo são considerados os parâmetros mais importantes e causam grande impacto na microestrutura do material. O tratamento térmico de ligas de alumínio pode influenciar significativamente propriedades como resistência mecânica, ductilidade, tenacidade, estabilidade térmica e dimensional, resistência à corrosão e resistência à corrosão sob tensão. Os principais processos de tratamento térmico envolvem homogeneização, recozimento e endurecimento por precipitação, que por sua vez envolve a solubilização, têmpera e envelhecimento. Em ligas de alumínio, a nomenclatura para os diferentes tratamentos térmicos pode ser vista na Tabela 2 [14].

Tabela 2 - Tratamentos térmicos tipo T para ligas de alumínio[14]

T1	Resfriado de altas temperaturas seguido de envelhecimento natural
T2	Resfriado de altas temperaturas, seguido de trabalho a frio e envelhecimento natural
T3	Solubilizado, temperado, trabalhado a frio e envelhecido naturalmente
T4	Solubilizado, temperado e envelhecido naturalmente
T5	Resfriado rapidamente de altas temperaturas e envelhecido artificialmente
T6	Solubilizado, temperado e envelhecido artificialmente
T7	Solubilizado, temperado e super envelhecido
T8	Solubilizado, temperado, trabalhado a frio e envelhecido artificialmente (dígitos subsequentes indicam a porcentagem de trabalho a frio)
T9	Solubilizado, temperado, envelhecido artificialmente e trabalhado a frio
T10	Resfriado de altas temperaturas, trabalhado a frio e envelhecido artificialmente

O objetivo principal da homogeneização é melhorar a trabalhabilidade e as propriedades mecânicas do material através da formação de uma microestrutura mais homogênea, reduzindo a segregação oriunda do processo de fundição. O tratamento ocorre geralmente nas temperaturas entre 450°C e 600°C por períodos de tempo que variam de 2h até 10h. A taxa de aquecimento do material é um parâmetro crítico e deve ser controlada para evitar a fusão localizada de precipitados, o que pode acarretar na formação de microconstituintes fragilizantes, vazios, micro porosidades, trincamento e oxidação externa [15].

Recozimento é um tratamento térmico no qual o material é aquecido até uma temperatura adequada por certo período, seguido de resfriamento controlado de maneira a “amaciar” o material. O tempo e temperatura exatos dependem da quantidade de trabalho a frio pela qual o material foi submetido, além da concentração de soluto e tipo de recozimento. Para redução ou eliminação dos efeitos do trabalho a frio, temperaturas de 250 a 450°C são indicadas. As taxas de aquecimento e resfriamento devem ser controladas de maneira a se evitar o endurecimento/amolecimento por precipitação em ligas endurecíveis por precipitação [14].

A solubilização tem como objetivo produzir uma solução sólida mais homogênea possível. A temperatura do tratamento é determinada com base na composição e na máxima solubilidade da liga. Alguns materiais, principalmente os que foram trabalhados a frio, podem ser susceptíveis a recristalização e crescimento de grão durante solubilização, o que pode, em alguns casos, adicionar restrições no tempo e temperaturas do tratamento [14].

O principal objetivo da têmpera é preservar a solução sólida formada durante o processo de solubilização, por meio do rápido resfriamento do material. Precipitação durante o resfriamento pode resultar em partículas grosseiras, prejudiciais às propriedades mecânicas e de corrosão [14].

O endurecimento por envelhecimento é reconhecidamente o método mais importante de endurecimento de ligas de alumínio. O processo envolve o endurecimento do material por meio da formação de precipitados coerentes e cisalháveis. O envelhecimento é controlado pela decomposição da solução sólida supersaturada que forma finos precipitados, homogeneamente dispersos pela matriz, em ligas endurecíveis por precipitação, de maneira que sua eficiência pode ser aprimorada de acordo com a quantidade de trabalho à frio a qual o material foi submetido [14].

O processo de envelhecimento pode ser feito de duas maneiras: naturalmente ou artificialmente. No caso do envelhecimento natural, a formação dos precipitados ocorre em temperatura ambiente pela duração de alguns dias, podendo ocorrer durante todo o tempo de vida útil do material. Nas ligas de alumínio da série 2XXX, a resposta ao envelhecimento natural é aprimorada pela introdução de trabalho a frio no material recentemente temperado. No entanto, ligas de alumínio das séries 6XXX e 7XXX não respondem tão bem ao envelhecimento natural [16].

O processo de envelhecimento artificial envolve a decomposição controlada da solução sólida supersaturada em temperaturas mais elevadas, normalmente entre 100 e 200°C, pelo período de 2 a 48h, até que a liga apresente condição estável. Este tipo de envelhecimento é utilizado quando se quer obter precipitados de tamanho, forma e distribuição otimizadas, sendo que o endurecimento é promovido pela presença de precipitados semi-coerentes. Temperaturas mais elevadas durante o tratamento causam o chamado super envelhecimento, em que as partículas de precipitados perdem coerência com a matriz, causando um menor endurecimento, porém uma maior estabilidade térmica em altas temperaturas [16].

De maneira geral, o processo de precipitação envolve as seguintes etapas: Agrupamento de vacâncias, formação das zonas de Guiner-Preston, nucleação de precipitados coerentes, perda de coerência e formação de partículas grosseiras [16].

Diferentes tratamentos térmicos irão provocar a precipitação de diferentes precipitados. Ligas Al-Cu-Li apresentam grande sensibilidade a diferentes tratamentos térmicos, podendo precipitar as fases T1, θ e σ como resposta a diferentes tratamentos. Estas fases são as responsáveis pelo aumento da resistência da liga Al-Cu-Li [17].

3.2.3. Ligas da série 7XXX

Ligas de alumínio da série 7XXX fazem parte do sistema Alumínio-Zinco-Cobre (Al-Zn-Cu). São ligas passíveis de tratamentos térmicos, normalmente envolvendo nucleação e precipitação de finos precipitados bem dispersos pela matriz [18].

As ligas da série 7XXX mostram maior resistência quando comparadas às outras classes de ligas de alumínio [2].

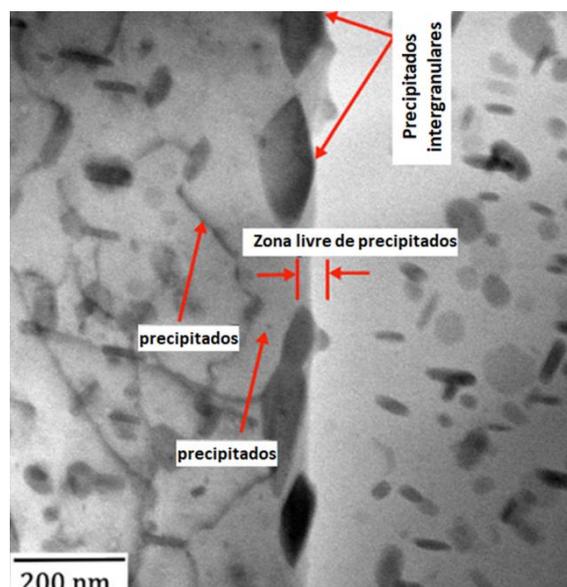
Ligas de alta resistência mecânica como a liga 7075-T6 são amplamente utilizadas em estruturas aeronáuticas devido a sua elevada razão resistência/peso, usinabilidade e seu relativamente baixo custo. No entanto, são extremamente susceptíveis ao trincamento intergranular causado pela corrosão sob tensão na condição T6, especialmente em meio contendo cloretos. Tratamentos de super-envelhecimento, como o T73, foram desenvolvidos para melhorar a resistência à corrosão sob tensão por meio do aumento do espaçamento e do tamanho dos precipitados localizados nos contornos de grão, ao custo de uma menor resistência mecânica quando comparado ao tratamento T6. Entretanto, não se pode assumir que

uma boa resistência à corrosão sob tensão garante boa resistência à corrosão fadiga, caracteristicamente transgranular [19]. É bem conhecido que a corrosão reduz consideravelmente a vida de componentes aeronáuticos. Durante operação, componentes aeronáuticos estão sujeitos a ambientes naturalmente corrosivos devido a umidade, chuva, temperatura, óleo, fluidos hidráulicos e água salina. Deste modo, com o passar do tempo, é extremamente indesejável a combinação de corrosão e fadiga [20].

A liga 7050 apresenta um bom balanço de resistência mecânica, resistência à corrosão sob tensão e tenacidade. É uma liga particularmente adequada a diferentes partes da estrutura, uma vez que pode ser utilizada em um bom range de espessura sem perder suas propriedades mecânicas e de tenacidade. Esta liga foi desenvolvida especialmente para apresentar uma boa combinação de tenacidade, resistência mecânica e resistência à corrosão sob tensão até mesmo em seções mais espessas por meio da redução da sensibilidade à têmpera [21].

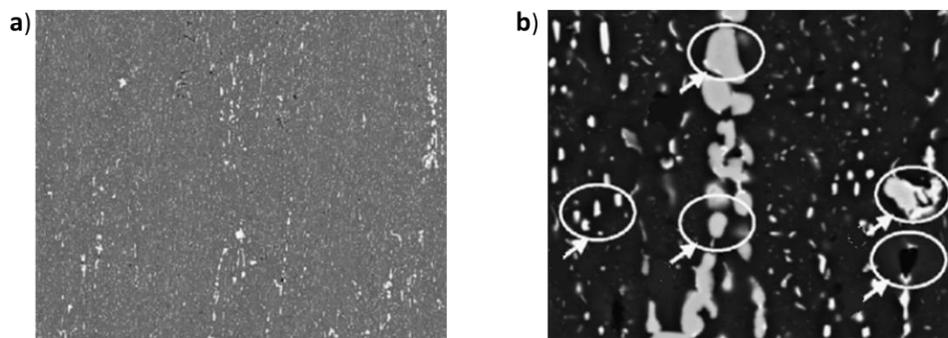
A liga 7050, quando tratada termicamente na condição T7451, apresenta precipitados de segunda fase, dentre eles Al_7Cu_2Fe , prejudicial devido a presença de partículas grosseiras de Fe que podem atuar como concentradores de tensão; Mg_2Si , partículas finas e que promovem endurecimento e Al_2CuMg , que aumentam a resistência e diminuem a densidade da liga [22]. A Figura 8 revela a microestrutura dentro do grão e nos contornos de grão da liga AA7050-T7451.

Figura 8 – Precipitados presentes na liga AA7050-T7451. Adaptado de [7].



Pode-se notar a presença de precipitados grosseiros nos contornos de grão e uma morfologia heterogênea, como pode ser observado na Figura 2. Também pode ser observada uma zona livre de precipitados (“*Precipitate free zone ou PFZ*”) próxima aos contornos de grão, oriundas do processo de “empobrecimento” destas regiões durante a precipitação [7]. Os precipitados da liga 7050-T7451 são distribuídos homogeneamente na matriz de alumínio e os contornos de grão contém precipitados η . Isso ocorre em função da maior velocidade com que a difusão de soluto ocorre nos contornos de grão, o que provoca empobrecimento de soluto nas regiões vizinhas aos contornos. Este processo gera as zonas livres de precipitados (ZLP), como pode ser visto na Figura 2. Grandes quantidades de precipitados finos são bem distribuídos pela matriz, sendo que a grande maioria das partículas de segunda fase são dissolvidas durante tratamentos térmicos. No entanto, algumas partículas grosseiras acabam permanecendo no material, como pode ser observado na Figura 9.

Figura 9 - Morfologia das partículas secundárias presentes na liga AA7050-T7451. Em a) uma visão geral e em b) maior detalhe das partículas. Adaptado de [23].



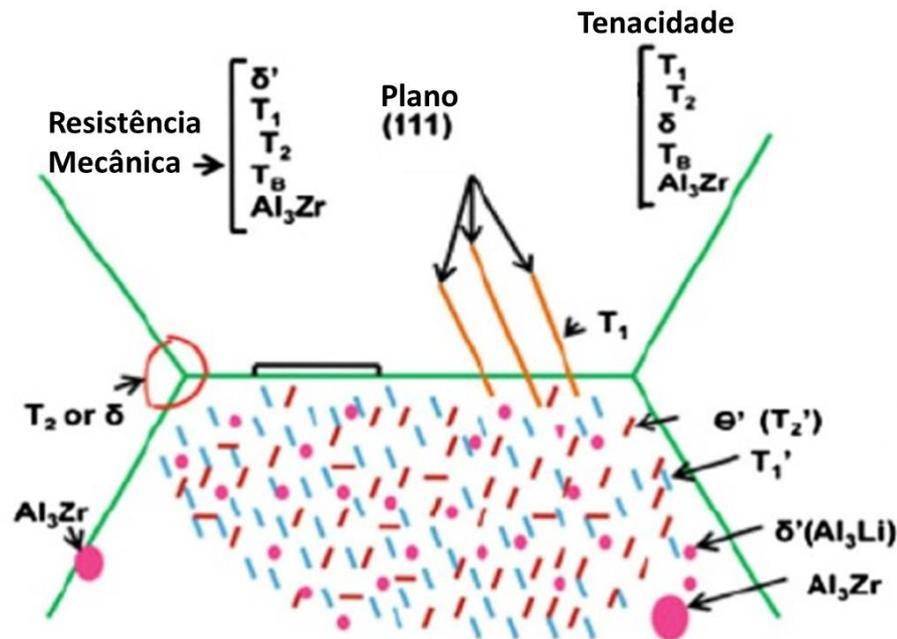
Pode ser observado que existem partículas grosseiras de segunda fase distribuídas na direção de laminação (indicadas por setas na Figura 9 b)). Com exceção de partículas esféricas, outras partículas são blocos irregulares. Estas partículas de segunda fase são AlZnMgCu, AlCuMg e fases ricas em Fe e Si [23].

3.2.4. Ligas da série 2XXX

As ligas da série 2XXX, alumínio-cobre, são as primeiras escolhas para aplicações estruturais em que é exigido por design boa tolerância ao dano por fadiga. As ligas da série 2XXX que contém magnésio apresentam maior resistência mecânica,

resultado da precipitação de Al_2Cu e Al_2CuMg , maior tolerância ao dano e boa resistência ao crescimento de trinca por fadiga quando comparadas as outras ligas de alumínio. As ligas 2024 e 2014 são exemplos bem conhecidos de ligas do tipo Al-Cu-Mg [4]. A Figura 10 exemplifica os principais tipos de precipitados e seus efeitos.

Figura 10 – Principais tipos de precipitados das ligas de alumínio da série 2XXX. Adaptado de [24].



Apesar da contribuição das fases intermetálicas de Cu e Mg para a grande resistência mecânica das ligas 2XXX, sua resistência à corrosão cai consideravelmente devido às partículas de intermetálicos. Diversos estudos têm sido desenvolvidos de maneira a melhorar a resistência à corrosão e fadiga de ligas da série 2XXX [4].

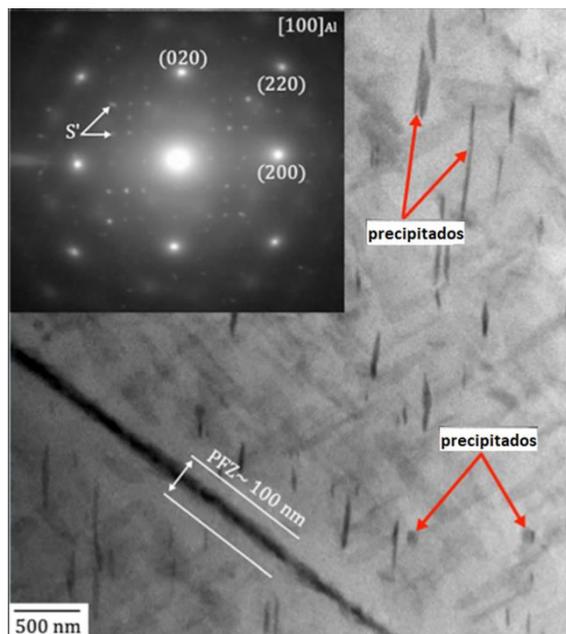
Outro fator que deve ser considerado nas ligas da série 2XXX é que elas são especialmente sensíveis ao meio aquoso contendo íons cloreto, uma vez que tal meio favorece o processo de corrosão por pites, gerando concentradores de tensão e reduzindo a vida em fadiga [5].

A necessidade de constantes melhorias levou a formulação de novas ligas da série 2XXX. Em decorrência da constante necessidade de redução de densidade, ligas com adição de lítio foram desenvolvidas. A adição de Li nas ligas de alumínio

aumenta o módulo elástico e diminui a densidade, sendo que se estima uma redução de até 3% na densidade da liga para cada 1% adicionado de Li [25].

A terceira geração de ligas Al-Li oferece grandes vantagens para o uso aeronáutico devido à redução da densidade, aumento da resistência mecânica e à corrosão. Uma destas ligas da terceira geração é a AA2050-T84, que em virtude de um conjunto de qualidades como citadas anteriormente, é considerada como uma potencial escolha para substituir a liga AA7050-T7451 [12], [26]. A melhora no desempenho mecânico da liga AA2050-T84 pode ser relacionada à morfologia de seus precipitados, finos, bem distribuídos e cisalháveis, como pode ser visto na Figura 11 [7]. O tratamento térmico T84 consiste no envelhecimento da liga, seguido de trabalho a frio (3,5 – 4%) e por fim envelhecimento artificial, de modo a balancear as propriedades mecânicas [26], [27].

Figura 11 – Precipitados da liga AA2050-T84 [7].



A adição de lítio promove pouco endurecimento da liga por solução sólida. O principal mecanismo de endurecimento da liga AA2050 é devido ao grande volume da fase δ' . Outras fases também presentes na liga em quantidades proporcionais ao tipo de tratamento térmico utilizado são T1, Al₃Zr e θ [2].

3.1.5 Comportamento em fadiga das ligas AA2050 e AA7050

Diversos estudos foram realizados ao longo dos anos com as ligas AA2050 e AA7050.

Richard et al., trabalhando com a liga AA2050-T84, destacou que as trincas, no estágio I, apresentam propagação mais lenta de acordo com a característica dos contornos de grão, que causam um “efeito barreira”, retardando o avanço da trinca no estágio inicial de propagação [28].

Moreto et al. propôs que o efeito de fechamento de trinca persiste em estágios mais avançados na liga AA2050-T84, fato que não foi observado na liga AA7050-T7451 [5].

Guérin et al. demonstrou que, no caso do tratamento T84, ocorre propagação cristalográfica quando o material está fragilizado por hidrogênio [13].

Wei et al. conclui que para a liga AA7050-T7451 ensaiada em ar laboratorial, a propagação de trinca depende das características microestruturais ditas “locais”, como orientações cristalográficas e a geometria dos grãos no caminho da trinca [29].

Yang et al. atribuiu a susceptibilidade à corrosão da liga AA7050-T7451 à formação de grandes pites que facilitaram o processo de nucleação de trincas [21].

Outros trabalhos com as ligas AA2050-T84 e AA7050-T7451 foram realizados, incluindo teses e dissertações [6], [8], [30]–[32]. Nestes trabalhos foram encontrados coeficientes de propagação para ambas as ligas em diferentes orientações de CP's e meios de ensaio. Para efeitos de comparação posterior, seus valores são apresentados na Tabela 3 e Tabela 4 para a liga AA2050-T84 e na

Tabela 5 para a liga AA7050-T7451.

Tabela 3 - Resultados da região de Paris (II) para os ensaios de PTF na liga AA2050-T84 em atmosfera ambiente [31].

Direção	R	m	$C\left(\frac{mm/ciclo}{MPa\sqrt{m}}\right)$	Eq. Paris
LT	0,1	2,9	1,28E-07	$\frac{da}{dN} = 1,28E - 07(\Delta K)^{2,9}$
TL	0,1	3,59	2,37E-08	$\frac{da}{dN} = 2,37E - 08(\Delta K)^{3,59}$

Tabela 4 - Resultados da região de Paris (II) para os ensaios de PTF na liga AA2050-T84 em meio salino 3,5% em peso de NaCl [8].

Direção (meio)	R	m	$C\left(\frac{mm/ciclo}{MPa\sqrt{m}}\right)$	Eq. Paris
LT (Ar)	0,1	2,89	5,04E-08	$\frac{da}{dN} = 5,04E - 08(\Delta K)^{2,89}$
LT (NaCl)	0,1	2,41	7,19E-08	$\frac{da}{dN} = 7,19E - 08(\Delta K)^{2,41}$

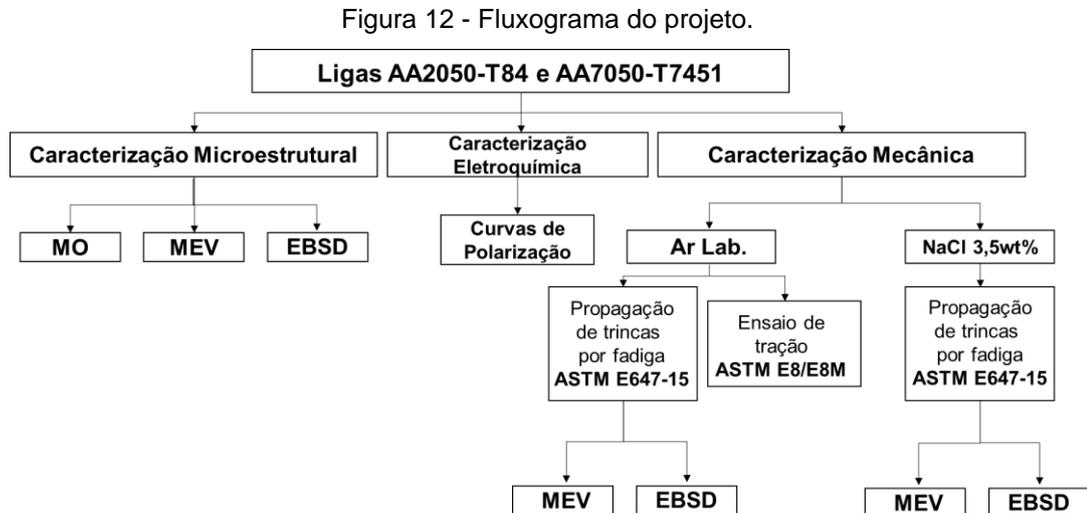
Tabela 5 - Resultados da região de Paris (II) para os ensaios de PTF na liga AA7050-T7451 em atmosfera ambiente [30].

Direção	R	m	$C\left(\frac{mm/ciclo}{MPa\sqrt{m}}\right)$	Eq. Paris
LT	0,1	2,72	1,89E-07	$\frac{da}{dN} = 1,89E - 07(\Delta K)^{2,72}$
TL	0,1	3,14	8,87E-08	$\frac{da}{dN} = 8,87E - 08(\Delta K)^{3,14}$

Vale destacar que alguns outros estudos já foram publicados envolvendo a liga AA2050-T84 [6], [9], [33] reportando seu desempenho superior em meios agressivos, porém o meio estudado não é comparável ao do projeto proposto ou possuem resultados pouco conclusivos a respeito dos motivos deste desempenho superior em fadiga.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

O presente trabalho foi desenvolvido conforme o fluxograma apresentado a seguir, na Figura 12.



4.1. Materiais

Foram estudadas no presente trabalho duas ligas de alumínio, sendo elas a liga AA7050, tratada termicamente na condição T7451 e a liga Al-Cu-Li AA2050, tratada termicamente na condição T84. As ligas foram recebidas na forma de chapas laminadas com espessuras de 50,8 mm para a liga AA2050 e 25,4 mm para a liga AA7050.

Os tratamentos térmicos das ligas AA2050 e AA7050 consistem de:

- T84: Solubilização > trabalho a frio > envelhecido artificialmente (*peakaged*).
- T7451: Solubilização > Alívio de tensões (no caso de chapas, por estiramento) e super-envelhecimento artificial (*overaged*).

Ambos os materiais foram recebidos na condição como-tratado, AA2050-T84 e AA7050-T7451, com os corpos de prova confeccionados nestas condições. A Tabela 6 mostra a composição química reportada pelo fabricante e a Tabela 7 a resistência mecânica reportada em estudos prévios [30], [33].

Tabela 6 - Composição química das ligas estudadas (% peso).

Liga	Li	Cu	Mg	Mn	Zr	Ag	Si	Ti	Fe	Zn	Al
AA7050-T7451	-	2,25	1,90	0,01	0,10	-	0,04	0,03	0,05	6,02	Bal.
AA2050-T84	0,87	3,54	0,31	0,37	0,08	0,37	0,03	0,03	0,05	0,02	Bal.

Fonte: Grupo NEMAF

*ppm

Tabela 7 - Propriedades mecânicas das ligas estudadas.

Liga	LRT (MPa)	σ_e (MPa)	E (GPa)	Along. (%)	K _{IC} - LT (MPa.m ^{0,5})	K _{IC} - TL (MPa.m ^{0,5})
AA7050-T7451	534	472	69	11,8	44	38
AA2050-T84	511	477	75	12,0	42	33

Fonte: Grupo NEMAF

4.2. Análises microestruturais

Para a caracterização microestrutural das ligas de alumínio, foram realizadas análises via microscopia ótica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e difração de elétrons retroespalhados (EBSD). Estas análises têm o intuito de examinar os elementos que compõe a microestrutura das ligas e como eles influenciam no caminho escolhido para a propagação de trincas e a maneira pela qual a trinca se propaga, suas ramificações e deflexões.

4.2.1. Microscopia ótica (MO)

As análises microestruturais por meio de microscopia ótica (MO) foram realizadas em três direções, sendo elas longitudinal (L), transversal (T) e topo (S). Para a análise microestrutural das ligas, as chapas foram cortadas nas três direções determinadas por meio de disco abrasivo sob refrigeração. Em seguida, as amostras cortadas foram embutidas em baquelite e então foram lixadas em lixas de granulometrias #600, #800, #1000, #1200, #1500 e #2000. Por fim, as amostras lixadas foram polidas com pasta de diamante de granulometrias 3 μ m e 1 μ m. Todo o processo de lixamento e polimento foi realizado manualmente.

Após o preparo das amostras, estas foram quimicamente atacadas para revelar os contornos de grão com reagente Keller e então fotografadas em um microscópio Zeiss Scope A1 com câmera acoplada de alta resolução. A composição do reagente utilizado no ataque químico pode ser vista na Tabela 8.

Tabela 8 - Composição química do reagente Keller utilizado no ataque químico das ligas.

Reagente	Quantidades
HF (48)	2 ml
HCl concentrado	3ml
HNO3 concentrado	5 ml
Água destilada	100 ml

4.2.2. Microscópio eletrônico de varredura (MEV)

O microscópio eletrônico de varredura (MEV) foi utilizado para análises mais detalhadas a respeito do caminho de propagação de trincas e para observação de elementos finos como precipitados. Para a análise em MEV, foi utilizado um MEV da marca FEI, modelo INSPECT S 50, com feixe de elétrons 20 kV e WD de 15 mm. Para a análise, foram utilizadas amostras sem ataque químico. As análises de MEV foram realizadas no Laboratório de Caracterização Estrutural (LCE) – UFSCar.

4.2.3. Difração de elétrons retroespalhados (EBSD)

A difração de elétrons retroespalhados (EBSD) foi utilizada para analisar possíveis influências da orientação cristalográfica dos grãos no caminho escolhido durante a propagação de trincas e para determinação de planos preferenciais de escorregamento.

O preparo de amostras para análise por EBSD é uma etapa crítica do processo. Como passo adicional ao preparo para análise via MO, as amostras foram lixadas até a lixa #4000 e polimento final com sílica coloidal 0,04 μm . Deve-se destacar que o preparo deve ser bastante meticuloso de maneira a garantir que as amostras estejam livres de deformação.

Para execução da análise, foi utilizado um MEV da marca FEI, modelo INSPECT S 50, com feixe de elétrons 30 kV e WD de 15 mm. Novamente, as análises foram realizadas no Laboratório de Caracterização Estrutural (LCE) – UFSCar e no Laboratório de Tecnologia em Atrito e Desgaste (LTAD - UFU).

Os mapas de EBSD foram obtidos por meio do software TSL OIM/EDAX.

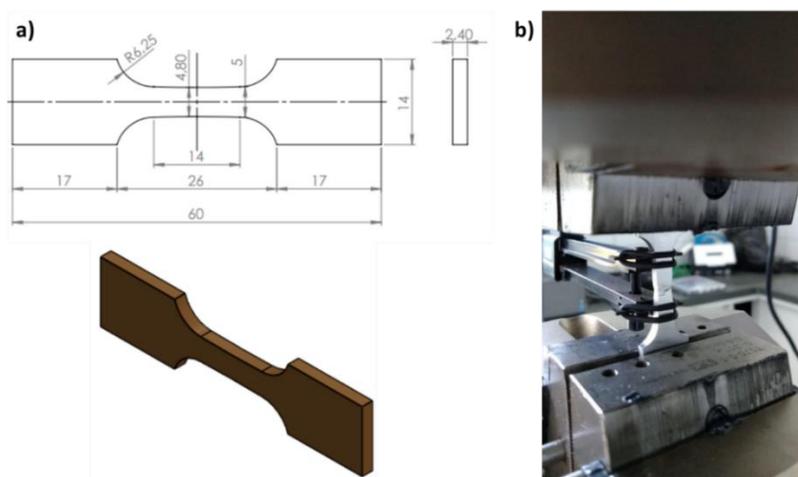
4.3. Ensaio de polarização potenciodinâmica

Medidas eletroquímicas foram realizadas com arranjo de célula padrão com três eletrodos, sendo um contra-eletródo de platina, um eletrodo de referência de calomelano saturado (ECS) e o eletrodo de trabalho sendo as ligas AA2050-T84 e AA7050-T7451, com área geométrica de $0,4 \text{ cm}^2$. O eletrólito foi produzido utilizando água deionizada e NaCl de alta pureza ($>99,5\%$). Os testes de polarização potenciodinâmica foram realizados em triplicata após imersão dos eletrodos por 1h na solução salina NaCl 3,5% (em peso) para medida do potencial de circuito aberto (OCP). As curvas de polarização foram obtidas a partir da varredura do potencial OCP, a partir de -200 mV até atingir a região anódica, limitado a uma densidade de corrente de 10 mA/cm^2 , com taxa de 1 mV/s .

4.4. Ensaio de tração

Ensaios de tração foram realizados em ambas as ligas. Os ensaios foram conduzidos em ar laboratorial, seguindo a normal ASTM E8/E8M [49], em um equipamento Instron 8801 com uso de extensômetro e taxa de deslocamento 1 mm/min . A geometria e dimensões dos corpos de prova, bem como a montagem do corpo de prova, podem ser vistas na Figura 13. Os ensaios foram realizados no laboratório de ensaios mecânicos do Instituto Federal de São Paulo na cidade de São João da Boa Vista.

Figura 13 - a) Geometria e dimensões dos corpos de prova (em mm), b) corpo de prova montado e ensaiado.



Fonte: Próprio autor

Para a determinação das propriedades mecânicas em tração de ambas as ligas AA2050-T84 e AA7050-T7451 foram realizados ensaios em tríplicas para cada direção analisada (L e T).

Para o cálculo da tensão de escoamento (S_y), foi utilizado o Método do Offset. Logo, uma linha paralela a curva, em sua região elástica, é deslocada 0.2% no eixo da deformação. O ponto onde ocorre a intersecção da reta de offset com a curva do gráfico, fornece a tensão de escoamento.

Durante a realização do ensaio de tração, ocorre a redução da área da amostra conforme é aumentada a força aplicada. Sendo assim, a tensão “verdadeira” ultrapassa a de “engenharia”, e decai na região final da curva, o que é um comportamento esperado, devido à rápida redução e o empescoamento ou estricção. Deste modo, o cálculo das tensões e deformações verdadeiras, é fornecido pelas equações:

$$\tilde{\sigma} = \sigma(1 + \varepsilon)$$

$$\tilde{\varepsilon} = \ln(1 + \varepsilon)$$

No método Ramberg-Osgood, as deformações (plástica e elástica) são analisadas separadamente e depois somadas [50]. A deformação elástica apresenta proporcionalidade com a tensão ($\varepsilon_e = \sigma/E$) e a deformação plástica é dada pelo desvio do módulo de elasticidade. Portanto, tem-se a seguinte relação:

$$\varepsilon = \varepsilon_e + \varepsilon_p \quad , \quad \varepsilon = \frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\sigma}{H}\right)^{\frac{1}{n}}$$

O coeficiente de resistência “H”, determina a magnitude da tensão verdadeira na região de alta deformação da curva do gráfico Tensão x Deformação verdadeiro. O expoente de endurecimento de deformação “n”, é uma medida de proporção entre o endurecimento da deformação na curva do gráfico Tensão x Deformação verdadeira. Aplicando a função logarítmica na equação da reta, obtém-se a equação que relaciona as constantes:

$$y = mx + b$$

$$\log \tilde{\sigma} = n \log \tilde{\varepsilon}_p + \log H$$

$$\text{onde: } y = \log \tilde{\sigma}; \quad x = \log \tilde{\varepsilon}_p; \quad m = n; \quad b = \log H; \quad H = 10^b$$

4.5. Propagação de trincas por fadiga em ar laboratorial e meio salino

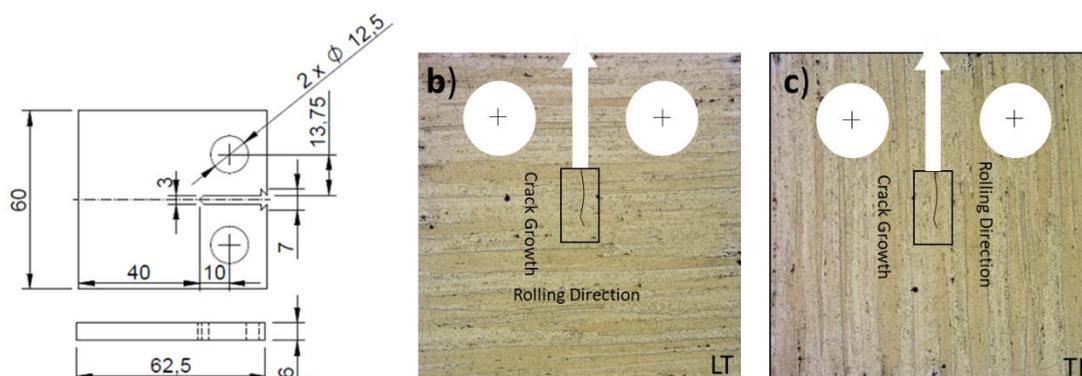
Os ensaios de propagação de trincas por fadiga foram realizados de acordo com a norma ASTM E647-13 [51]. Foram realizados ensaios de propagação de trinca por fadiga em ambientes ar laboratorial e em solução salina 3,5% NaCl (0,6M).

Os ensaios de propagação de trinca por fadiga foram realizados em corpos de prova do tipo tração compacto (C(T)), esquematizado na Figura 14, usinados nas direções L-T (trinca crescendo perpendicular à direção de laminação) e T-L (trinca crescendo paralela à direção de laminação) conforme norma ASTM E399-12.

Os ensaios ao ar e em solução salina foram realizados em uma máquina servo-hidráulica MTS Landmark modelo 370.10 com capacidade máxima de 100kN, segundo as especificações da norma ASTM E647-13, com carregamento constante, tipo de onda senoidal e nível de carregamento R ($K_{mín}/K_{máx}$) = 0,1. Pré trincas até um tamanho de trinca de 1,0 mm foram feitas em ambiente laboratorial com frequência de 15 Hz e $R = 0,1$. Ao final do ensaio de pré-trinca, a carga com a qual o ensaio foi finalizado é anotada e utilizada na próxima etapa. Após realizadas as pré-trincas, os ensaios foram realizados em taxas de fatores de intensidade de tensão, ΔK , sendo eles variando entre 4~6 $MPa.m^{0.5}$ (região próxima ao threshold, estágio I) e 15~20 $MPa.m^{0.5}$. O tamanho de trinca foi medido de acordo com a norma ASTM E647-13 com extensômetro acoplado no entalhe do corpo de prova. Deste modo, foram obtidos valores da taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN) em função da variação do fator de intensidade de tensão (ΔK) para as regiões I e II.

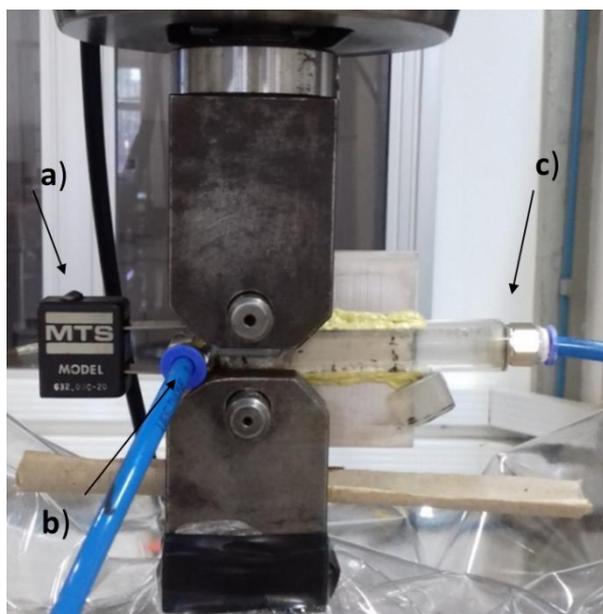
Antes e após o ensaio de PTF, assim como a pré-trinca, os corpos de prova foram fotografados para medição do tamanho de trinca.

Figura 14 - a) Geometria e dimensões dos corpos de prova (em mm), b) Esquema do corpo de prova na direção LT e c) esquema do corpo de prova na direção TL.



Em atmosfera ambiente, o ensaio foi realizado com frequência de 15 Hz, enquanto em meio salino a frequência do ensaio foi de 1 Hz, uma vez que em baixas frequências o meio tem tempo para interagir de maneira mais efetiva com o material na ponta da trinca entre as etapas de abertura e fechamento da mesma. Para a realização do ensaio em meio salino, foi utilizada uma câmara de acrílico à qual foi acoplado o corpo de prova. Nesta câmara ocorre a passagem ininterrupta de solução salina na região do entalhe do corpo de prova. A solução salina, contida em um pequeno reservatório, é bombeada para dentro da câmara de acrílico e mantém fluxo constante. O aparato utilizado no ensaio pode ser visto na Figura 15.

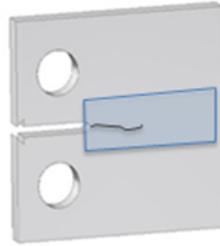
Figura 15 - Aparato utilizado para ensaio de propagação de trinca por fadiga em meio salino. a) Extensômetro, b) Entrada de solução salina e c) Saída de solução salina.



Fonte: Próprio autor

Após a conclusão dos ensaios de propagação de trincas por fadiga, os corpos de prova foram lixados para remoção de camadas de óxido e então cortados na região de interesse, como apresentado na Figura 16.

Figura 16 - Representação esquemática da região de interesse dos CPs ensaiados.



Fonte: Grupo NEMAF

As amostras retiradas da região de interesse foram então preparadas para MEV e EBSD, como descrito anteriormente. O intuito das análises é estudar o caminho preferencial de propagação de trinca em ambas as condições de ensaio nas direções T-L e L-T, relacionando o caminho de propagação apresentado com os fatores microestruturais e a influência do meio.

Os resultados do ensaio foram analisados e foram plotadas curvas de PTF para comparação de todos os parâmetros do ensaio (meio de ensaio e orientação do corpo de prova) entre os materiais. Coeficientes de Paris-Erdogan foram calculados a partir de segmentos da região II das curvas de propagação e curvas foram plotadas de acordo com a equação $da/dN = C*(\Delta K)^m$, em que m é o coeficiente linear de regressão e C é a extensão da reta plotada.

4.5.1. Ângulos de Euler e análise de propagação de trinca

Para um melhor entendimento da influência microestrutural na propagação de trincas por fadiga, a análise via EBSD (difração de elétrons retroespalhados) é utilizada para a aquisição de informações a respeito de textura, orientação cristalina, formato dos grãos e estrutura local de deformação [52]. Para as análises de textura e estudos dos planos preferenciais de desenvolvimento e propagação de uma trinca, faz-se necessário a utilização dos ângulos de Euler.

Ângulos de Euler são utilizados para descrever a orientação de um corpo rígido girante em um espaço tridimensional, em que são utilizados dois sistemas de coordenadas. Para especificar a orientação do corpo girante, são utilizados três ângulos independentes, $(\varphi_1 \phi \varphi_2)$. Com relação a φ , os primeiros dois ângulos, φ_1 e Φ , dizem a posição da direção cristalina [001] relativa aos eixos do ponto analisado (ou amostra). Como exemplo, pode-se imaginar como uma rotação em torno da direção normal, ND (que é dada pelo primeiro ângulo, φ_1), então rotaciona-se para

fora do plano (direção [100] – eixo), que é o ângulo Φ . O terceiro ângulo, φ_2 , dita o quanto o cristal foi rotacionado em relação à direção [001] [53].

Para transformar índices de Miller em vetores, primeiro deve-se saber a direção (cossenos) de todos os 3 eixos cristalinos. O “cosseno da direção” é o cosseno do ângulo entre um vetor e uma direção ou eixo. O conjunto de cossenos de direção forma uma matriz de rotação.

Um exemplo visual esquematizado da matriz pode ser visto na Figura 17 [54].

Figura 17 - Equacionamento de uma matriz de rotação [54].

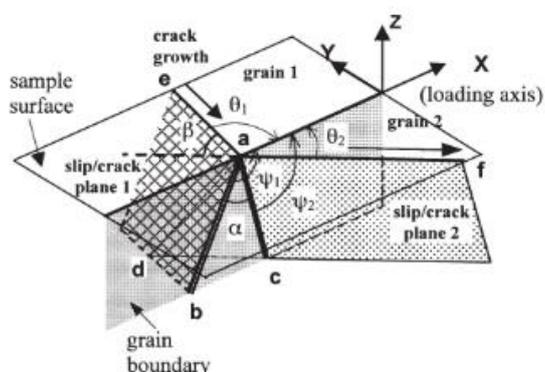
$$a_{ij} = \text{Crystal} \begin{matrix} \text{[uvw]} & \text{(hkl)} & \text{[uvw]} & \text{(hkl)} \\ \left(\begin{matrix} b_1 & t_1 & n_1 \\ b_2 & t_2 & n_2 \\ b_3 & t_3 & n_3 \end{matrix} \right) & \left(\begin{matrix} \cos\varphi_1 \cos\varphi_2 & \sin\varphi_1 \cos\varphi_2 & \sin\varphi_2 \sin\Phi \\ -\sin\varphi_1 \sin\varphi_2 \cos\Phi & +\cos\varphi_1 \sin\varphi_2 \cos\Phi & \cos\varphi_2 \sin\Phi \\ -\cos\varphi_1 \sin\varphi_2 & -\sin\varphi_1 \sin\varphi_2 & \cos\varphi_2 \sin\Phi \\ -\sin\varphi_1 \cos\varphi_2 \cos\Phi & +\cos\varphi_1 \cos\varphi_2 \cos\Phi & \cos\Phi \\ \sin\varphi_1 \sin\Phi & -\cos\varphi_1 \sin\Phi & \end{matrix} \right) \end{matrix}$$

Com base na adaptação das referências para ângulos padronizados de Euler, pode-se construir uma matriz de rotação para identificação dos planos pelos quais as trincas se propagam em determinado grão, por meio de um mecanismo proposto por [45].

Uma vez que uma trinca cresce através de um plano de escorregamento em cada plano, a desorientação entre cada plano mais favorável, ao invés da desorientação entre cristais, é fator chave que controla o crescimento da trinca [45].

A Figura 18 ilustra a orientação dos planos favoritos pelos quais a trinca cresce entre os grãos 1 e 2. O caminho de crescimento na superfície (plano XY) segue as linhas *ea* e *af* nos grãos 1 e 2 respectivamente. O eixo de carregamento é paralelo ao eixo X e, por conveniência, assume-se que o plano do contorno de grão é paralelo à X e perpendicular à superfície. Os dois planos de escorregamento se interceptam na linha *ad*, que geralmente não está contida no plano do contorno de grão. Os planos de escorregamento dos grãos 1 e 2 cruzam os planos dos contornos de grão pelas linhas *ab* e *ac* respectivamente [45].

Figura 18 - Esquema de propagação de trincas por planos distintos. Ângulos θ e ψ entre planos podem ser vistos [45].



Como demonstrado na Figura 18, são definidas as orientações dos planos de escorregamento por θ e ψ , que são os ângulos entre o eixo de carregamento e os tracejados do plano de escorregamento na superfície do grão e do plano do contorno de grão, respectivamente. Assim, a desorientação entre dois planos de escorregamento pode ser definida pelos ângulos α e β , em que $\alpha = \psi_1 - \psi_2$ e $\beta = \theta_1 - \theta_2$, em módulo. De importância particular é o ângulo α , que é o ângulo de torção, e representa o maior obstáculo ao crescimento de trincas através do contorno de grão. A razão por trás disto é que a área em forma de cunha (abc) no plano do contorno de grão deve ser fraturada para que a trinca passe pelo contorno de grão. A área da região abc é proporcional ao ângulo α , ou seja, quanto maior α maior será a resistência à passagem da trinca pelo contorno de grão. Deste modo, é de se esperar que a trinca irá preferencialmente escolher um sistema de escorregamento no grão 2 que minimize α . O ângulo β é o ângulo de inclinação, e também contribui para a resistência à propagação de trincas através da diminuição da força-motriz na frente de trinca [45].

Para o cálculo dos ângulos α e β dos planos de uma trinca, o plano de escorregamento específico pelo qual uma trinca se propaga em cada grão precisa ser identificado. Isto pode ser feito calculando-se as orientações dos “traços”, ou seja, os ângulos θ da Figura 18, de todos os possíveis planos de escorregamento na superfície da amostra e comparando com o caminho de trinca observado em cada grão. “Traços” representam a “abertura” (ângulo) da direção do crescimento da trinca em relação ao eixo de carregamento [45].

Em metais e ligas CFC, temos que:

$$[n] = \frac{(h \ k \ l)}{\sqrt{(h^2 + k^2 + l^2)}} \quad \text{Eq. 1}$$

$$[N] = (N_1, N_2, N_3) = \frac{(ha_{11}+ka_{21}+la_{31}, ha_{12}+ka_{22}+la_{32}, ha_{13}+ka_{23}+la_{33})}{G} \quad \text{Eq. 2}$$

$$G = \sqrt{(ha_{11} + ka_{21} + la_{31})^2 + (ha_{12} + ka_{22} + la_{32})^2 + (ha_{13} + ka_{23} + la_{33})^2}$$

Eq. 3

em que $[n]$ e $[N]$ são os vetores unitários normais aos planos de escorregamento nas coordenadas da amostra e do cristal, $(h \ k \ l)$ são índices de Miller do plano de escorregamento e a_{ij} são coordenadas da matriz de rotação g .

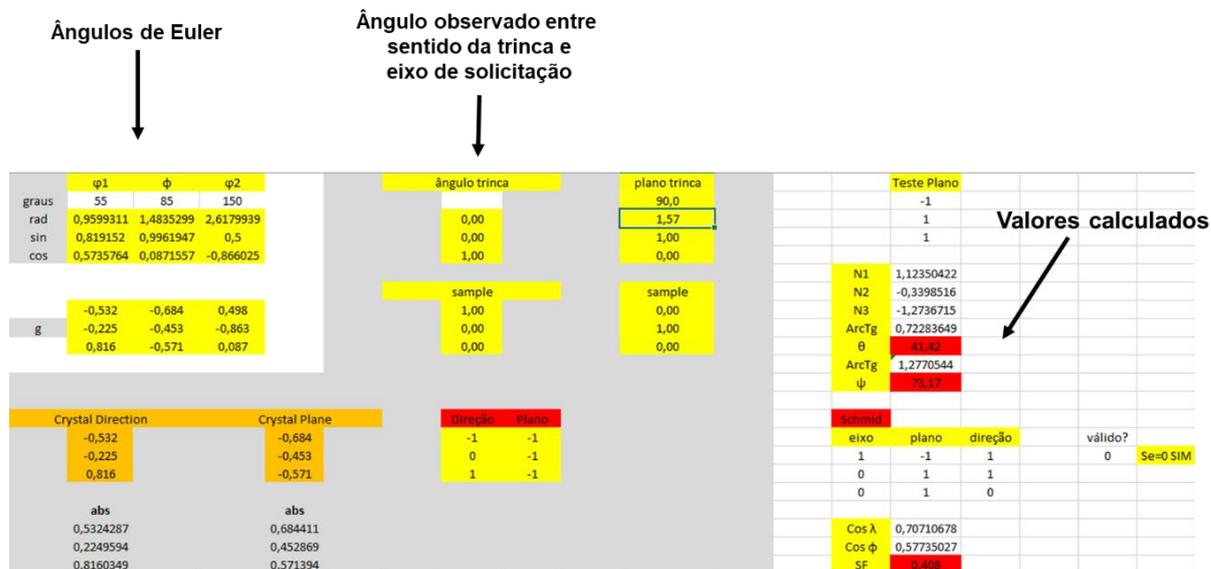
Assumindo que o plano do contorno de grão é paralelo ao eixo de carregamento e perpendicular à superfície da amostra, o ângulo θ , que é o ângulo entre o eixo de carregamento e o traço da trinca, pode ser definido por:

$$\theta = \arctan\left(-\frac{N_1}{N_3}\right)$$

Após o cálculo para todos os 4 planos de escorregamento preferenciais $(111, \bar{1}11, 1\bar{1}1, 11\bar{1})$ em cada grão, o plano da trinca (h, k, l) pode ser identificado de maneira satisfatória pela comparação com o ângulo θ observado no grão. De acordo com o modelo, uma trinca normalmente se propagará no plano de escorregamento que possua o menor valor de α e o maior fator de Schmid.

Com base nestas informações e nas Eq. 1, 2 e 3, uma planilha foi construída para atuar como informação complementar ao EBSD na determinação dos planos pelos quais a trinca se propaga. Um exemplo da planilha construída é apresentado na Figura 19.

Figura 19 - Planilha para cálculo de ângulos de propagação elaborada com base nos mecanismos propostos por Zhai [45].



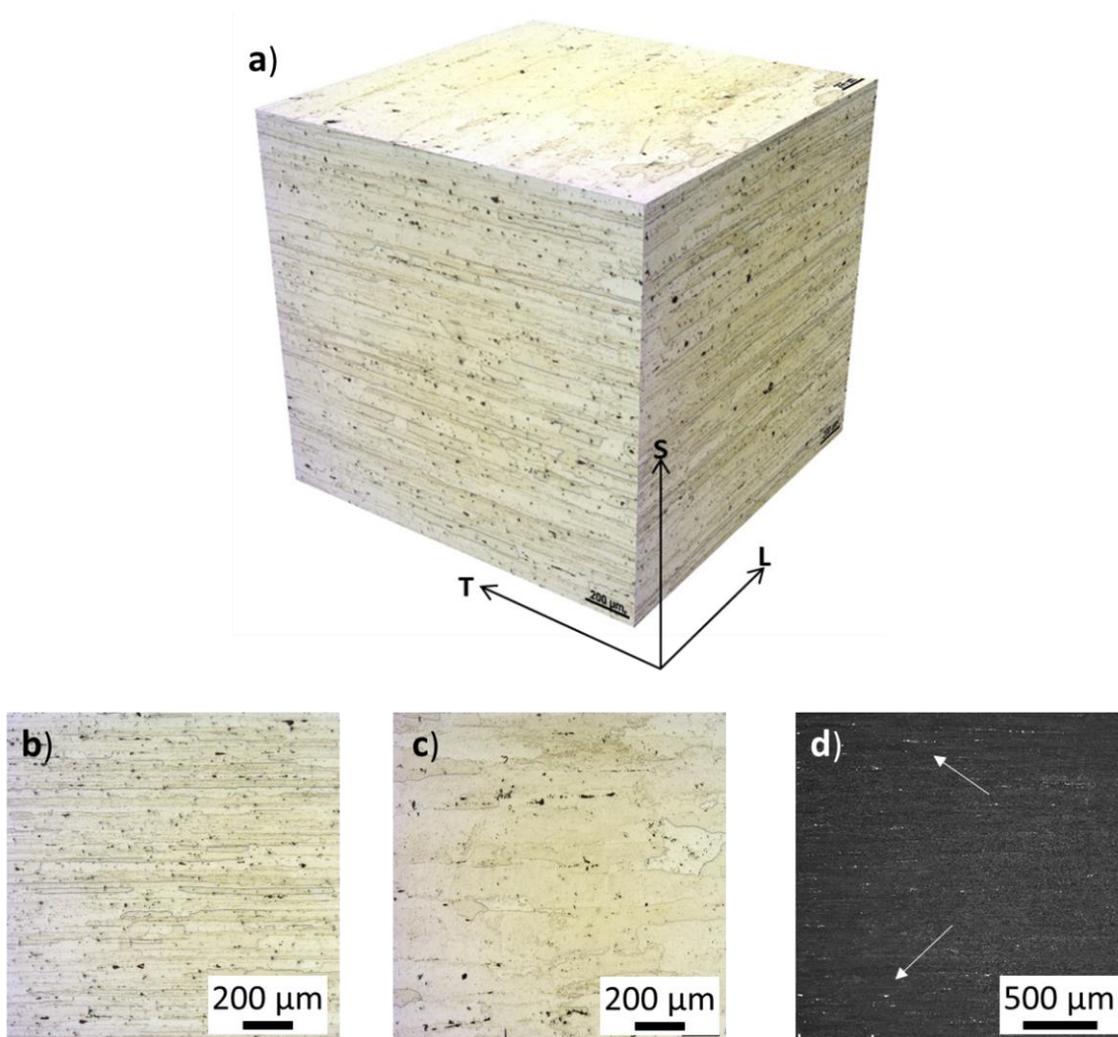
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. Análise microestrutural

5.1.1. Liga AA7050-T7451

Análises de microscopia ótica mostram que para a liga AA7050-T7451 os grãos são alongados com formato de panqueca (*pancake-shaped*) na direção da laminação, com presença de partículas secundárias distribuídas nas direções de laminação, como observado em outros trabalhos [23]. A textura presente na liga AA7050-T7451, bastante deformada, é oriunda da adição de zircônio como elemento de liga [55].

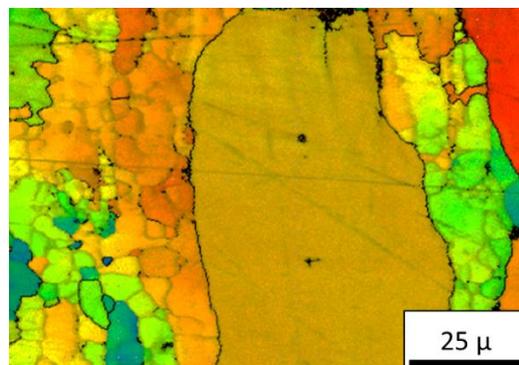
Figura 20 - Imagens de MO da liga AA7050-T7451. a) Visão geral 3D, b) Direção de laminação, c) Topo, d) Imagem de MEV da liga indicando constituintes distribuídos na direção de laminação.



Na Figura 20, em a) uma visão tridimensional nas três direções ortogonais da morfologia dos grãos. Em b) e c) são apresentadas diferentes vistas (direções de laminação e topo) e em d) é possível notar que a microestrutura é composta por grãos grandes e alongados e por grãos finos recristalizados. Também é possível visualizar partículas primárias de constituintes distribuídas ao longo na direção de maior deformação (L), indicadas por setas. Estes constituintes presentes em d) foram identificados em outros trabalhos [7], [30] e são partículas ricas em Cu, que não melhoram o desempenho mecânico da liga por meio do intermetálico Al₂CuMg mas afetam negativamente a resistência à corrosão das ligas de Al. Os grãos grandes e parcialmente recristalizados que constituem a microestrutura da liga podem ser melhor vistos na Figura 21.

O tratamento térmico T7451 promove super-envelhecimento, o qual proporciona o crescimento de parte dos precipitados de forma que estes percam coerência com a matriz. Desta maneira, grande parte dos precipitados que aumentam a resistência da liga são incoerentes e não cisalháveis

Figura 21 - Mapa de EBSD da liga AA7050-T7451 (figura de polo inverso, IPF) evidenciando a microestrutura composta por grãos grandes e alongados e pequenos grãos finos recristalizados.



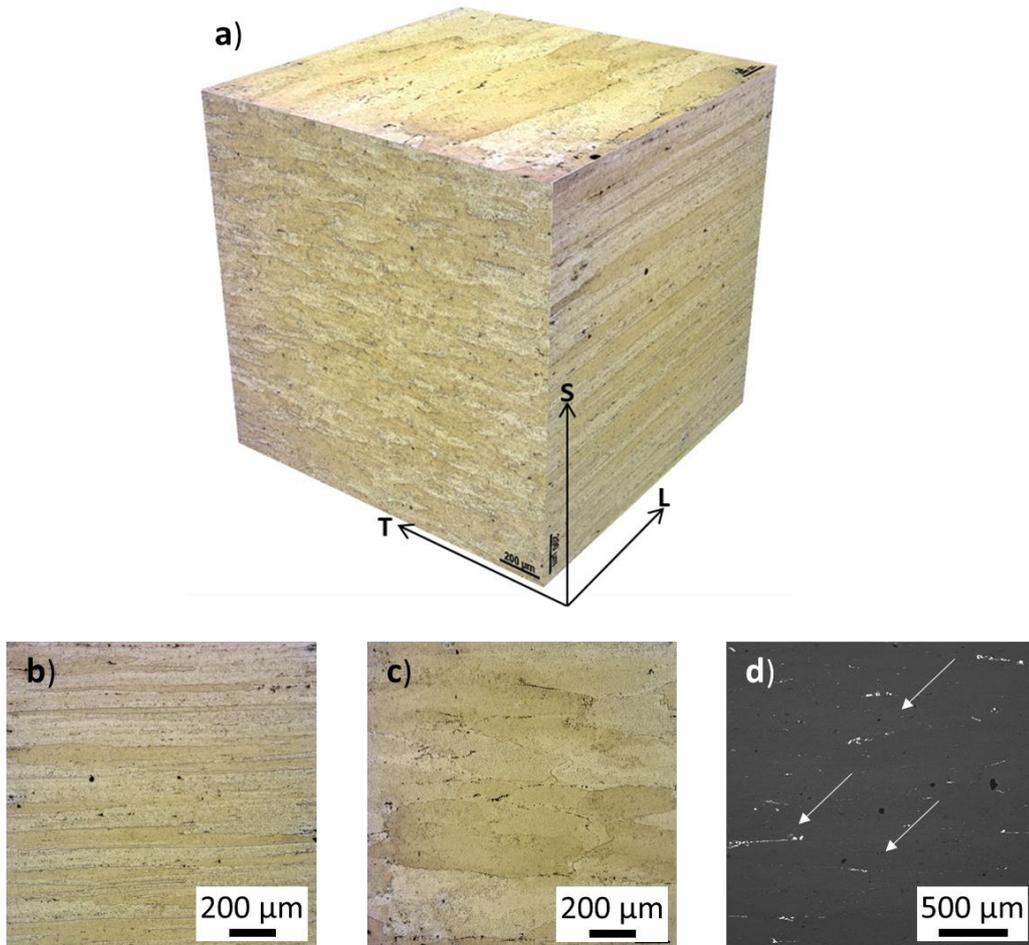
A liga apresenta grãos grandes, não recristalizados, com uma estrutura de finos subgrãos. Na Figura 21, pode-se observar um grão bastante grande, na direção de laminação, com a presença de subgrãos.

4.1.1. Liga AA2050-T84

A liga 2050-T84 apresenta microestrutura semelhante àquela vista na liga AA7050-T7451, como grãos bastante alongados, “*pancake shaped*”, em todas as direções. Assim como na liga AA7050-T7451, pode-se notar um “achatamento” nos

grãos da direção S (“de topo”), como pode ser observado na Figura 22. A forte textura presente na liga AA2050-T84 também pode ser associada à adição de zircônio como elemento de liga [55].

Figura 22- Imagens de MO da liga AA2050-T84. a) Visão geral 3D, b) Direção de laminação, c) Topo, d) Imagem de MEV da liga indicando constituintes distribuídos na direção de laminação.

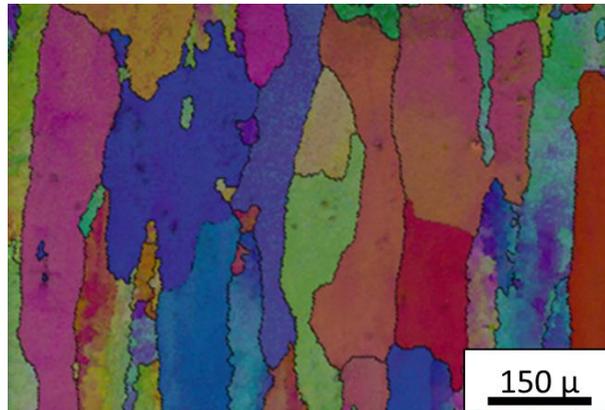


A principal fase de endurecimento da liga AA2050-T84 é chamada de T1 (Al_2CuLi) sendo que também foram observadas as fases θ' e S' . O tratamento térmico T84 induz a formação de precipitados coerentes, ditos semi-cisalháveis [2]. Os constituintes presentes na liga (representados em d) também foram identificados previamente [7], [30] e são partículas ricas em Cu, sendo que estas prejudicam a tenacidade e a resistência à corrosão, sem aumentar a resistência mecânica.

Uma visão geral da microestrutura da liga e a morfologia de seus grãos também pode ser vista na Figura 22, também reportado em outros trabalhos [56], [57].

A Figura 23 evidencia a microestrutura que, como na liga AA7050-T7451, é composta por grãos grandes e alongados, com a presença de pequenos grãos recristalizados.

Figura 23 - Mapa de EBSD da liga AA2050-T84 (figura de polo inverso, IPF) evidenciando a microestrutura composta por grãos grandes, alongados e pequenos grãos recristalizados.

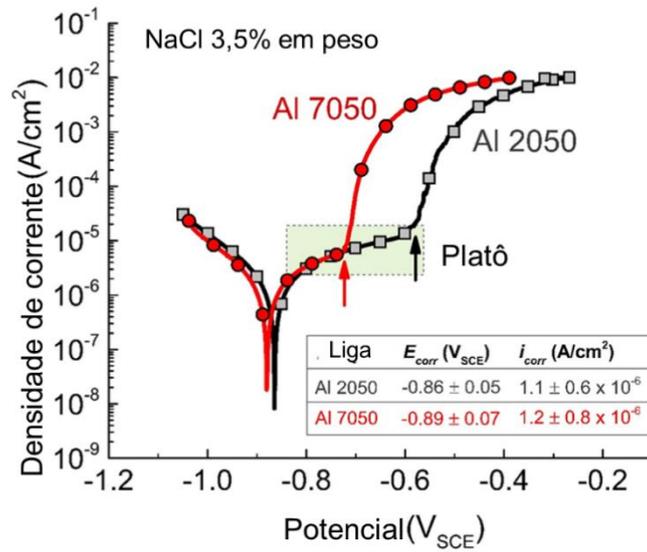


5.2. Polarização potenciodinâmica

A Figura 24 apresenta as curvas de polarização das ligas AA2050-T84 e AA7050-T7451 em meio salino NaCl 3,5% em peso. Ambas as ligas exibem comportamentos similares de E_{corr} (potencial de corrosão), com valores -0,86 e -0,89 Vsce para AA2050 e AA7050 respectivamente, com valor de i_{corr} (taxa de corrosão) negligenciável, próximo de $1 \mu A/cm^2$. A principal diferença encontra-se na polarização anódica, em que é possível notar um maior platô de densidade de corrente para a liga AA2050-T84. Uma vez que valores de E_{corr} para ambas as ligas são similares, o aumento de densidade de corrente da liga AA2050 ocorre em um potencial significativamente superior ao da liga AA7050, com diferença de aproximadamente 200 mV (flechas verticais na Figura 24). Isto pode indicar a formação de produtos de corrosão mais protetores na liga AA2050.

As características dos produtos de corrosão formados podem afetar o comportamento em fadiga das ligas. Produtos de corrosão mais resistentes à corrosão, densos e mais aderentes, impõe uma barreira física adicional à propagação de trincas. Deste modo, valores de tensão superiores são necessários para se romper a barreira formada pelos produtos de corrosão, retardando a propagação de trincas.

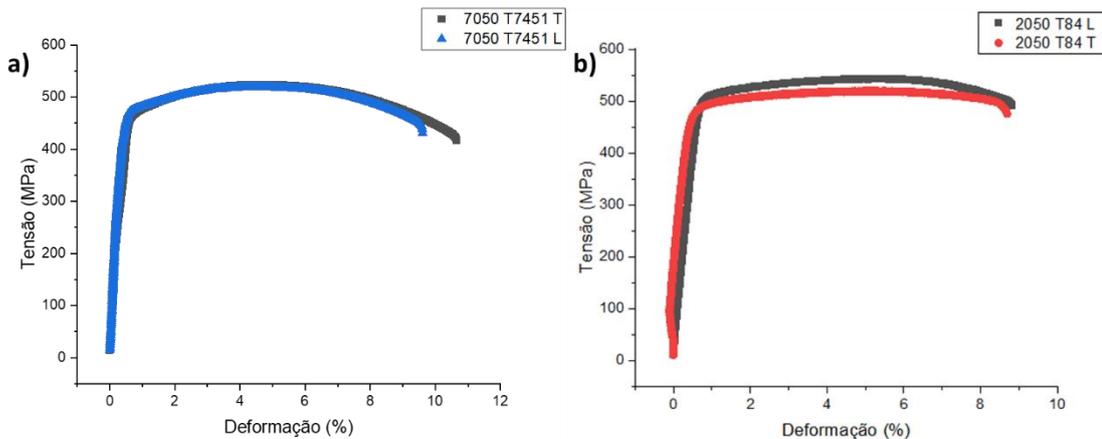
Figura 24 - Curvas de polarização potenciodinâmica das ligas AA2050-T84 e AA7050-T7451 em solução salina NaCl 3,5% em peso. i_{corr} determinado pela extrapolação de Tafel em torno de E_{corr} , com valores apresentados como valores médios e desvios padrão considerando a triplicata de ensaios para cada liga.



5.3. Ensaios de tração

Os resultados dos ensaios de tração foram coletados e curvas representativas dos resultados podem ser vistas nos gráficos da Figura 25.

Figura 25 – Gráficos representativos resultantes dos ensaios de tração para as ligas a) AA7050-T7451 e b) AA2050-T84 para ambas as direções ensaiadas.



As propriedades mecânicas em tração podem ser vistas na Tabela 9. Os resultados são similares aos apresentados por outros pesquisadores [30], [33]. Pode-se notar que a liga AA2050 apresentou resultados ligeiramente superiores aos da liga AA7050. No que diz respeito às orientações, pode-se observar que a orientação L, em que o corpo de prova é usinado no sentido de laminação da chapa, apresenta resultados levemente superiores aos corpos de prova orientados na direção T (sentido contrário ao de laminação). Isso se deve ao fato de o material apresentar deformação na direção de laminação. Como os grãos são bastante finos e alongados, o corpo de prova forma uma espécie de “fibra”, o que aumenta a resistência em tração do material.

As propriedades plásticas mostram valores do coeficiente de encruamento (n) de 0,06 para a liga 7050 e 0,04 para a liga 2050, com valores do coeficiente de resistência (H) por volta de 640 MPa e 610 MPa para as duas ligas, respectivamente. Os valores de n são considerados relativamente altos quando acima de 0,2 e considerados baixos quando menores de 0,1 [50], o que pode ser observado na transição rápida da região elástica para o limite de resistência. Estes valores não variam tanto entre as direções avaliadas. Na literatura são reportados valores de n de 0,113 para a liga 7050-T6 e de 0,20 para a liga 2024-T4, e H de 827MPa e 806MPa, para ambas ligas [50].

Tabela 9 - Propriedades mecânicas oriundas dos ensaios de tração para as ligas AA7050-T7451 e AA2050-T84 em ambas as orientações (σ_y é a tensão de escoamento, σ_u é o limite de resistência à tração, E é o módulo de Young e e é o alongamento).

Amostra	7050 T	Erro	7050 L	Erro	2050 T	Erro	2050 L	Erro
σ_y (MPa)	464,5	9,1	464,4	7,0	475,6	15,2	504,1	3,6
σ_u (MPa)	553,9	6,8	552,9	9,6	550,2	0,2	577,8	3,1
E (GPa)	76,5	8,1	71,5	2,5	78,1	4,2	76,6	1,0
e (mm/mm)	12,9	0,5	12,5	3,5	12,6	3,4	9,4	2,5
n	0,06	0,0	0,06	0,01	0,04	0,01	0,04	0,00
H	642,2	5,6	647,0	13,9	609,6	8,3	613,8	53,8

As diferenças entre os materiais testados são oriundas das diferentes têmperas aplicadas em cada liga. A resistência mecânica da liga AA2050 é maior pois o tratamento térmico T8 é utilizado para atingir o pico de máxima resistência mecânica, enquanto que o tratamento térmico T7 utilizado na liga AA7050 é um

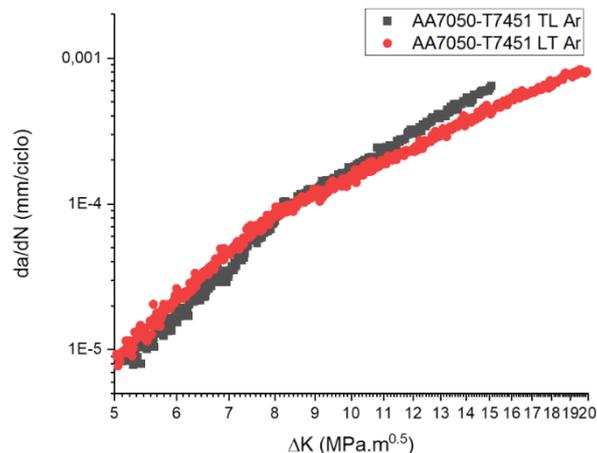
superenvelhecimento, o que acarreta valores menores de resistência mecânica e maiores valores de alongamento [2], [26].

5.4. Ensaio de fadiga

5.4.1. AA7050-T7451

Foi observado, para a liga AA7050-T7451 quando ensaiada em ar nas direções TL e LT, que a taxa de propagação é muito similar para baixos valores de ΔK (<11 MPa.m^{1/2}) quando comparadas ambas as direções, como pode ser visto na Figura 26. Entretanto, a medida que ΔK aumenta a partir deste valor o CP TL apresenta uma maior taxa de propagação atribuída a um menor valor de KIC nesta direção (LT KIC = 45 MPa.m^{1/2} e TL KIC = 38 MPa.m^{1/2}) [30]. A diferença dos valores de KIC observados por [30] pode ser explicada em função de que na direção TL, devido à maior quantidade de partículas secundárias nos contornos de grão, ocorrem maiores quantidades de falhas intergranulares quando comparado à orientação LT, diminuindo assim sua tenacidade à fratura [58].

Figura 26 - Gráfico de PTF da liga AA7050-T7451 para ambas as direções ensaiadas, ar laboratorial.

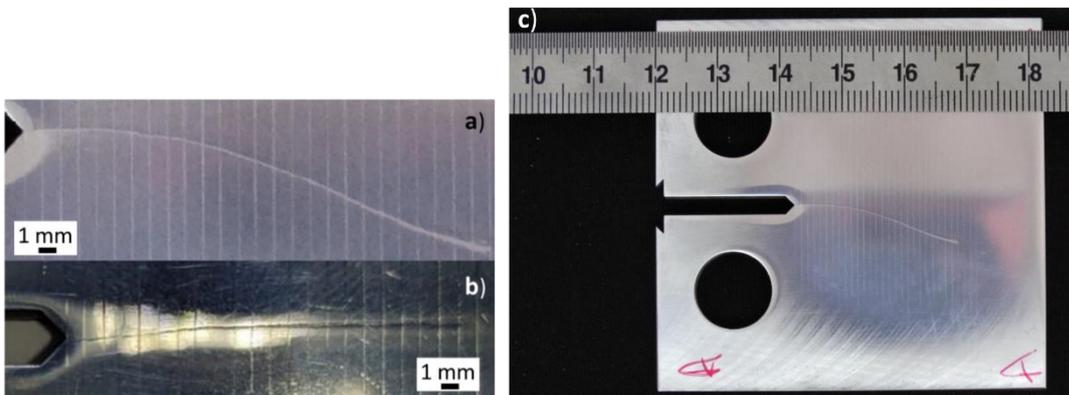


Outro fator que pode estar contribuindo para esta pequena melhora no desempenho pode ser atribuído pela morfologia dos grãos que são bastante achatados na direção S e alongados na direção L. Assim, quando a trinca se propaga na direção T, à frente desta amostra há uma grande quantidade de grãos achatados com diferentes direções cristalográficas (panquecados) que promovem um “efeito

barreira” à propagação de trincas no CP LT, sendo que a direção TL favorece de maneira sutil a propagação de trincas, uma vez que se propaga pelos contornos de grão, onde os precipitados de segunda fase primários estão alinhados na direção L e assim acontecem menos desvios quando comparada com os CPs LT [59].

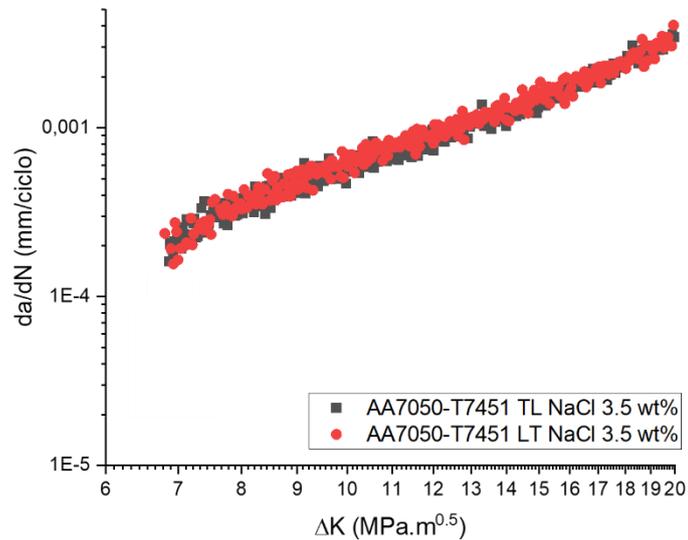
Foi observada uma tendência da trinca, quando em direção LT, se deslocar em sentido à direção de laminação, como pode ser observado na Figura 27. Este comportamento pode novamente ser associado ao efeito barreira dos contornos de grão, que provocaram desvio no caminho de trinca, tendendo para uma direção mais “fácil” para a propagação [59].

Figura 27 - Comparativo entre o crescimento das trincas da liga AA7050-T7451 para as direções a)LT, b) TL e c) corpo de prova ensaiado (LT).



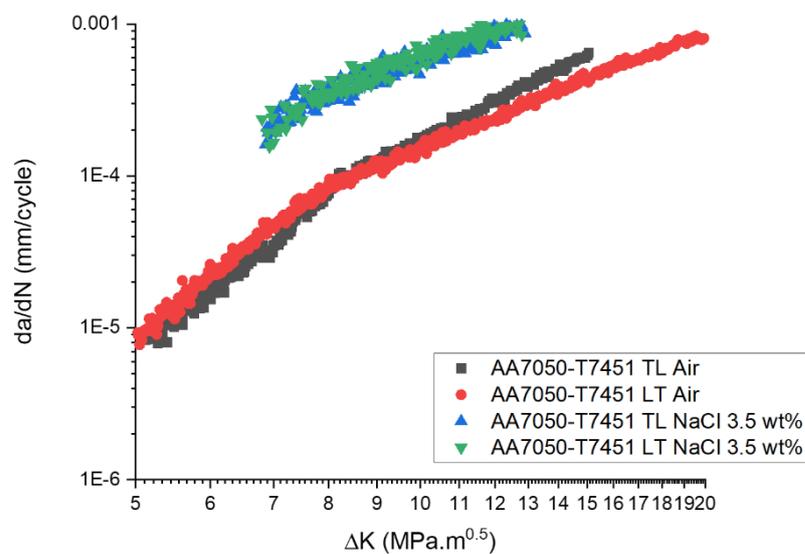
Em meio aquoso salino, a liga AA7050-T7451 apresentou visível queda na resistência à propagação de trinca quando comparado ao meio ar, como pode ser observado nas Figuras Figura 28 e Figura 29. Pode-se observar que o efeito da microestrutura, mais especificamente as diferentes orientações do CP, que em ar apresentaram pequeno efeito no retardo da propagação de trincas, não é mais observado, uma vez que ambas as direções apresentaram comportamento muito semelhante. Neste caso, o efeito do ambiente se mostrou preponderante ao efeito das diferentes orientações.

Figura 28 - Gráfico de PTF da liga AA7050-T7451 para ambas as direções ensaiadas, meio salino 3,5% em peso de NaCl.



A Figura 29 apresenta curvas plotadas dos ensaios realizados em ar e em meio salino para as duas direções ensaiadas, TL e LT. Pode-se observar o efeito deletério que o meio aquoso salino provoca no material em fadiga, com um aumento da taxa de PTF aproximadamente de uma ordem de grandeza.

Figura 29 - Gráfico de PTF comparativo da liga AA7050-T7451 para ambas as direções ensaiadas, nos meios salino 3,5% em peso de NaCl e ar laboratorial.

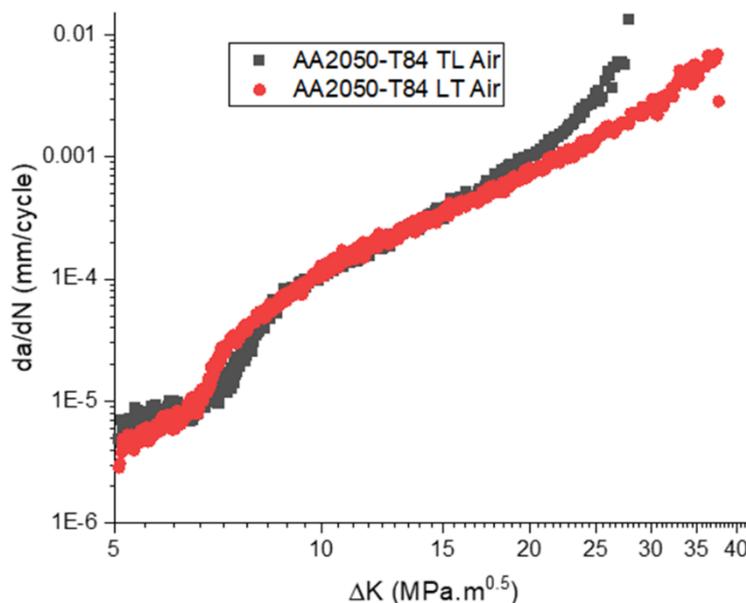


5.4.2. AA2050-T84

A liga AA2050-T84 apresenta comportamento semelhante à liga AA7050-T7451 quando comparados os efeitos das diferentes direções dos CPs. Pode-se notar, Figura 30, que a direção LT, em valores de ΔK no estágio I ($\Delta K < 8 \text{ MPa.m}^{1/2}$), apresenta desempenho levemente superior no que diz respeito à taxa de PTF quando comparada à direção TL. Este fato pode novamente ser associado ao efeito barreira dos contornos de grão.

Pode-se observar uma variação na taxa de propagação de trinca para valores de ΔK entre 6 e 9 $\text{MPa.m}^{1/2}$, formando uma pequena “sigmoïdal”. Tal fato pode estar associado com uma transição mais explícita entre as regiões I e II, sendo que este último tem menor influência da microestrutura (trinca movendo paralelamente e perpendicularmente à direção de laminação). O formato da curva também pode estar associado à presença de umidade no ar [60], [61]. Novamente, a medida que ΔK aumenta, o CP TL apresenta uma maior taxa de propagação a partir de $\Delta K = 20 \text{ MPa.m}^{1/2}$, atribuída a um menor valor de KIC nesta direção (LT KIC= 42 $\text{MPa.m}^{1/2}$ e TL KIC = 32 $\text{MPa.m}^{1/2}$) [30].

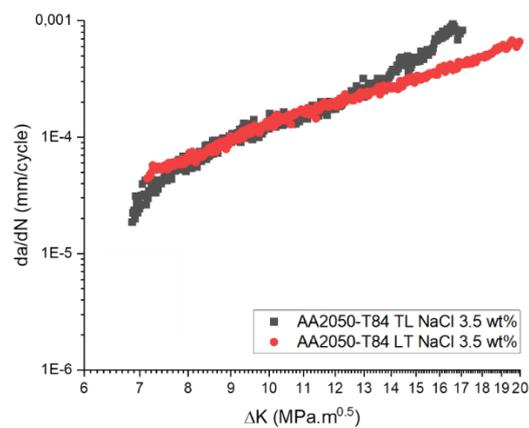
Figura 30 - Gráfico de PTF da liga AA2050-T84 para ambas as direções ensaiadas, ar laboratorial.



A Figura 31 apresenta o comportamento da liga AA2050-T84 em meio aquoso salino. Similarmente a liga AA7050, observa-se novamente que as direções dos CP's

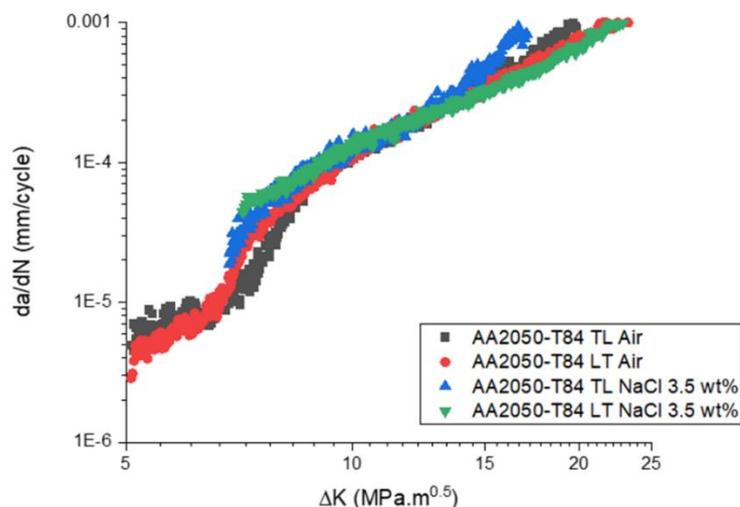
pouco importam quando são ensaiados em meio salino, sendo que apenas próximo ao estágio III de propagação ocorreu uma leve melhora na taxa de PTF da direção LT quando comparada à direção TL. Este fato está diretamente associado ao efeito dos precipitados de segunda fase primários que são alinhados na direção L, garantindo um maior efeito do meio na aceleração da trinca, e provável redução da tenacidade à fratura.

Figura 31 - Gráfico de PTF da liga AA2050-T84 para ambas as direções ensaiadas, meio salino 3,5% em peso de NaCl.



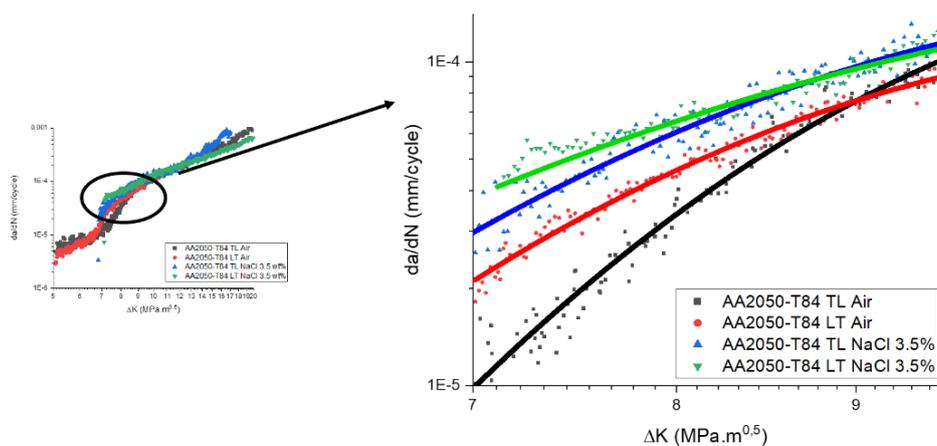
O comportamento da liga AA2050-T84 em ambos os meios de ensaio pode ser analisado na Figura 32. Diferentemente, pode-se observar que o meio salino teve efeito menor na taxa de PTF na região II quando comparada ao ensaio realizado em ar laboratorial. Já próximo a região III observa-se uma maior influência do meio salino.

Figura 32 - Gráfico de PTF comparativo da liga AA2050-T84 para ambas as direções ensaiadas, nos meios salino 3,5% em peso de NaCl e ar laboratorial.



Analisando em detalhes as curvas na e próximo a região I, pode-se observar um pequeno, porém presente, aumento na taxa de PTF da liga quando em meio salino, como pode ser melhor analisado na Figura 33. O aumento nas taxas de PTF em solução salinas podem estar associadas com a fragilização por hidrogênio [5], [13], [61], [62]. Assim, na presença do meio salino o micromecanismo de corrosão-fadiga se torna preponderante às diferenças morfológicas dos grãos nas duas direções.

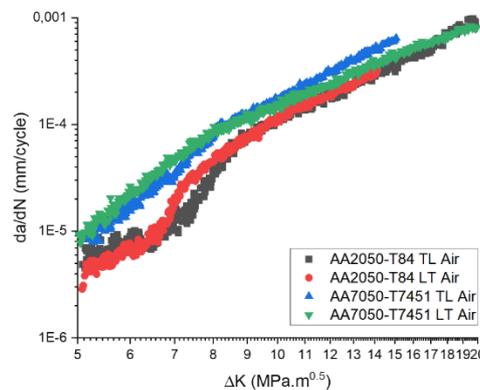
Figura 33 - Comparativo gráfico detalhado da liga AA2050-T84 nos meios ar laboratorial e salino 3,5% em peso de NaCl.



5.4.3. AA7050-T7451 x AA2050-T84

Comparando-se as ligas, com auxílio da Figura 34, pode-se notar que, em ar laboratorial, o desempenho da liga AA2050-T84 é ligeiramente superior à liga AA7050-T7451, com menores taxas de PTF para um mesmo valor de ΔK em todo seu intervalo. A melhor resistência à PTF da liga AA2050-T84 sob amplitude constante ocorre provavelmente em virtude do tipo de escorregamento, planar, que é promovido pela presença de precipitados coerentes e cisalháveis na liga.

Figura 34 - Gráfico de PTF comparativo das ligas AA2050-T84 e AA7050-T7451 para ambas as direções ensaiadas, ar laboratorial.



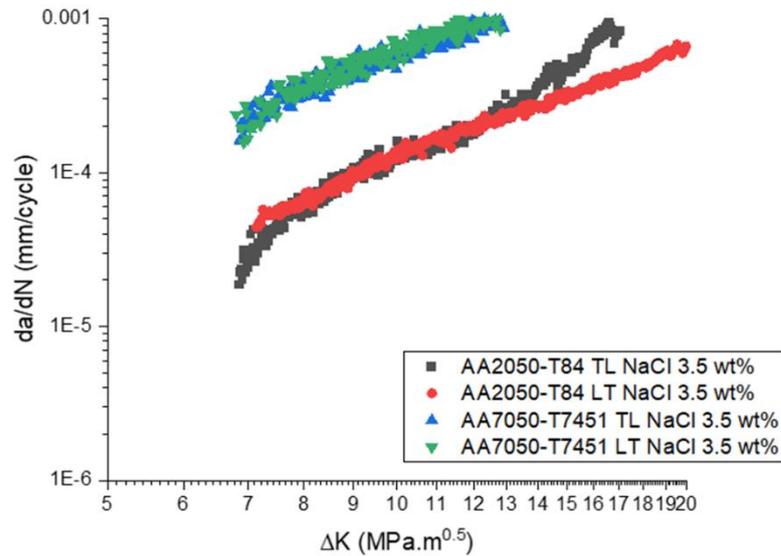
Em solução salina, o meio foi mais efetivo na liga AA7050-T7451 e foi pouco determinante no comportamento em fadiga da liga AA2050-T84, como pode ser observado na Figura 35. A maior resistência à fadiga em meio salino apresentada pela liga AA2050-T84 pode significar redução de peso nas estruturas que substituírem a liga AA7050-T7451 pela liga AA2050-T84, uma vez que esta apresenta densidade cerca de 5% menor.

O desempenho superior da liga AA2050-T84 pode estar associado ao característico escorregamento planar das ligas Al-Li e também por efeitos de fechamento de trinca. Em meios corrosivos, há uma maior resistência à PTF no estágio I, uma vez que produtos provenientes do efeito corrosivo, como óxidos por exemplo, induzem maior rugosidade e aumentam o atrito, o que provoca retardo no avanço da ponta da trinca.

Conforme os valores de ΔK aplicado aumentam, este efeito é gradualmente reduzido, uma vez que o efeito mecânico do carregamento passa a ser predominante.

Em valores mais elevados de ΔK , o efeito de retardo causado pelo fechamento de trinca é reduzido e o efeito do meio sobre a tenacidade à fratura passa a ser importante, bem como com a aceleração da trinca, o meio passa a ter menos tempo de interagir com a ponta da trinca, minimizando o efeito do meio.

Figura 35 - Gráfico de PTF comparativo das ligas AA2050-T84 e AA7050-T7451 para ambas as direções ensaiadas, meio salino 3,5% em peso de NaCl.

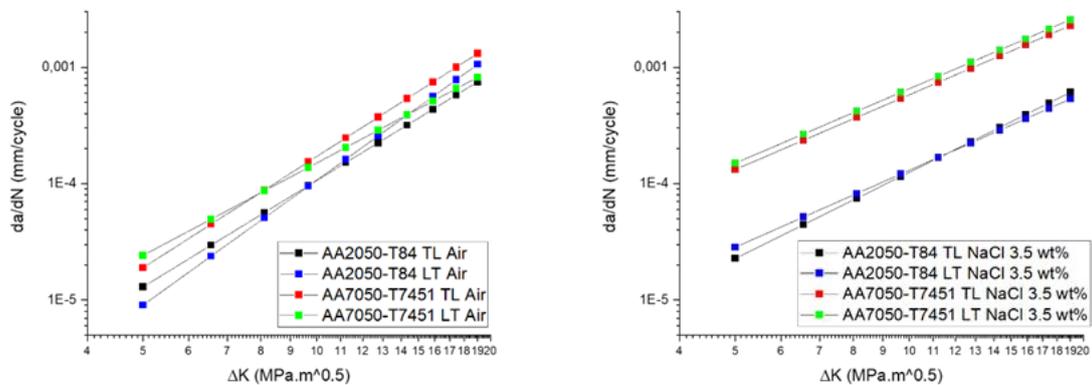


Os parâmetros C e m do comportamento em fadiga, da equação de Paris-Erdogan, podem ser vistos na Tabela 10, e as curvas resultantes na Figura 36.

Tabela 10 - Resultados da região de Paris (II) para os ensaios de PTF das ligas AA2050-T84 e AA7050-T7451 nos meios ar laboratorial e salino 3,5% em peso de NaCl.

Parâmetros	AA2050-T84		AA2050-T84		AA7050-T7451		AA7050-T7451	
	Ar		NaCl 3,5wt%		Ar		NaCl 3,5wt%	
	LT	TL	LT	TL	LT	TL	LT	TL
m	3,564	3,035	2,196	2,459	2,638	3,173	2,124	2,132
C	2,9E-8	9,8E-8	8,3E-7	4,4E-7	3,5E-7	1,1E-7	4,9E-6	4,3E-6

Figura 36 - Gráficos plotados a partir das equações de Paris-Erdogan para ambas as ligas estudadas. Ar laboratorial (à esquerda) e meio salino 3,5% em peso de NaCl (à direita).



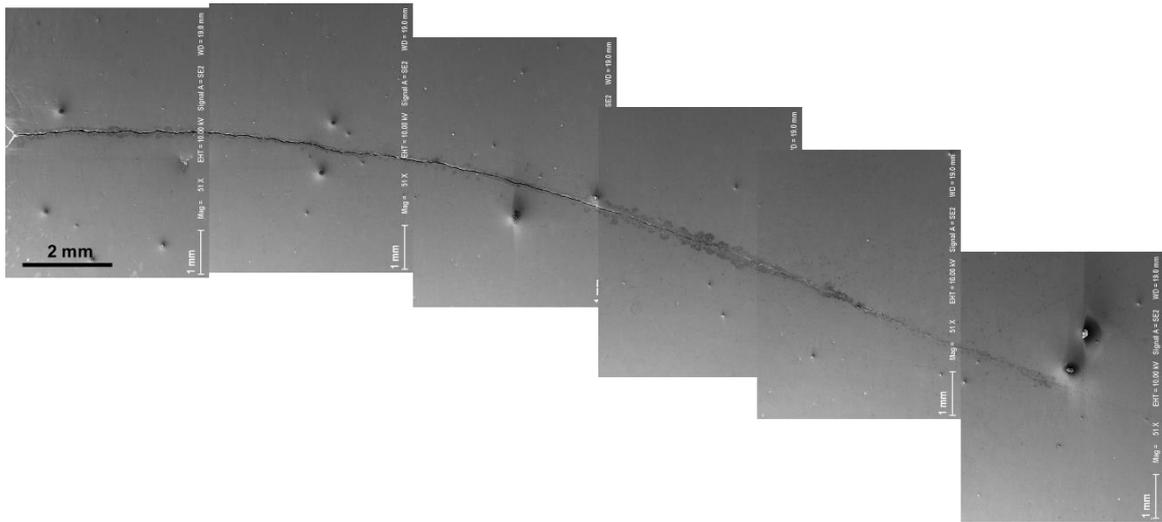
Maiores valores de m indicam uma inclinação mais severa da curva plotada, o que infere taxas maiores de propagação de trincas para um mesmo valor de tensão aplicada. Pode-se notar que os resultados obtidos para os ensaios em ar são bastante similares aos resultados de trabalhos anteriores, citados anteriormente na seção 3.1.5.

5.5. Análise do caminho de propagação de trinca

5.5.1. AA7050-T7451

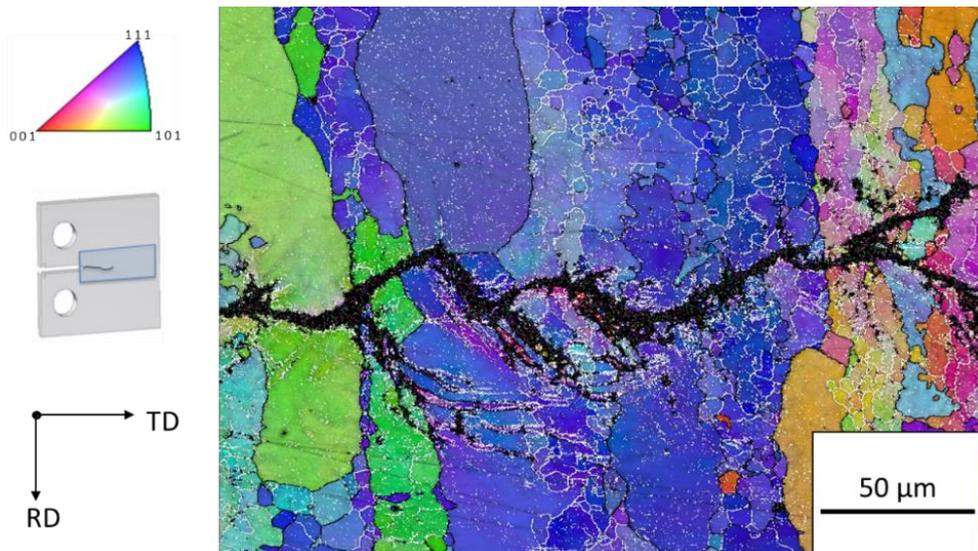
O aspecto geral do caminho de trinca observado no corpo de prova TL (trinca propagando na direção T e perpendicular a direção L) pode ser analisado na imagem obtida por MEV, Figura 37. Nota-se que a trinca, quando ensaiada em ar, possui a tendência de curvar-se em direção ao sentido de laminação como citado anteriormente no capítulo 5.4.1.

Figura 37 - Caminho de trinca da liga AA7050-T7451 obtido por MEV. Ar laboratorial.



A Figura 38 apresenta o mapa de polo inverso da liga AA7050-T7451 (LT) ensaiada em ar laboratorial, analisada em intervalo de ΔK médio (estágio II). Apesar do caminho de trinca apresentar deflexões e desvios, não foi observado deslizamento por planos da família $\{111\}$, pela análise de traços de planos, como pode ser observado também na Figura 39.

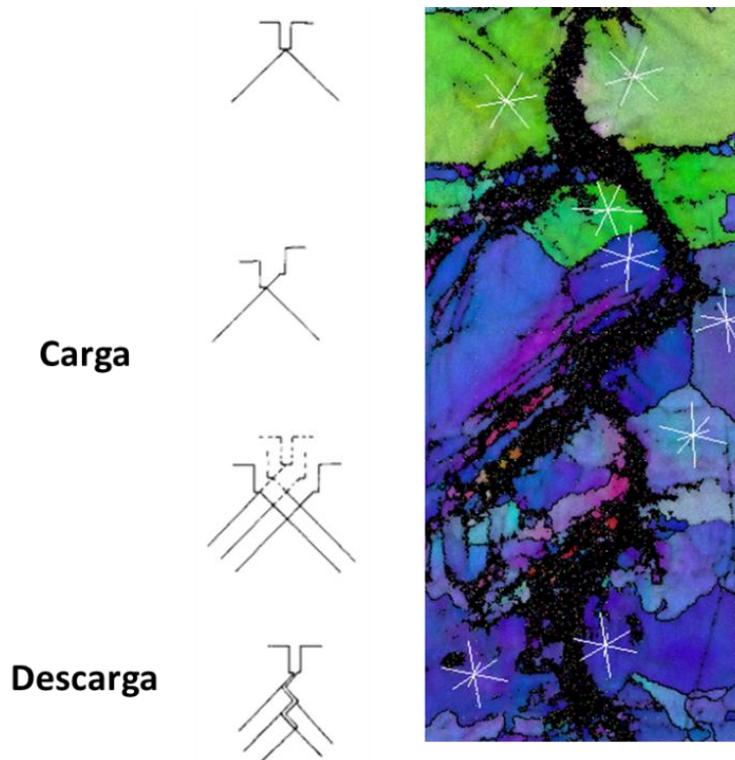
Figura 38 - Figura de polo inverso (IPF) obtida via EBSD para a liga AA7050-T7451, direção LT. Ar laboratorial.



As deflexões, no caso desta liga que foi superenvelhecida, estão na maioria dos casos associadas com contornos de grãos de alto ângulo no caminho de trinca e podem estar associadas ao modo de deformação homogêneo. Em ligas com

deformação homogênea, como é o caso da AA7050-T7451, o efeito retardante de contornos de grão e precipitados é limitado. Neste caso, uma vez que a deformação homogênea é caracterizada pela presença de diversos planos de escorregamento, há ocorrência de escorregamento cruzado, o que diminui o número de discordâncias que revertem seu movimento (discordâncias reversíveis), tornando um número maior de discordâncias disponíveis para contribuir com o crescimento de trinca. Um esquema da distribuição de planos de escorregamento e a propagação de trincas de ligas com deformação homogênea pode ser visto na Figura 39 [63]. Precipitados nos contornos de grão e a zona livre de precipitados (ZLP) adjacente ao contorno de grão podem influenciar a taxa de PTF. É conhecido que a ZLP é “macia” e oferece menor resistência à deformação que o interior do grão. Assim, ocorre a formação de vazios nas partículas secundárias situadas nos contornos de grão e ocorre aumento na taxa de PTF [44], [64].

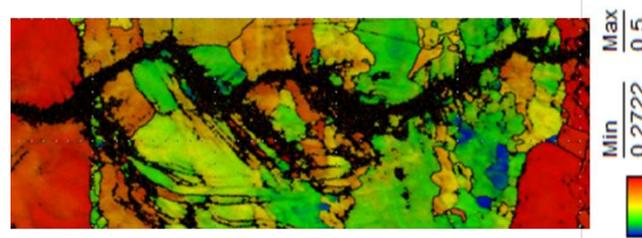
Figura 39 - Propagação de trinca de ligas com deformação homogênea a direita. Traços dos planos preferenciais {111} podem ser vistos em branco. Esquema da esquerda adaptado de [63].



Outro possível fator para o apresentado na Figura 39 acima pode estar associado com o tamanho dos grãos (grau de recristalização) e possivelmente com orientações cristalinas que dificultam o avanço da trinca. Pela Figura 40 é possível

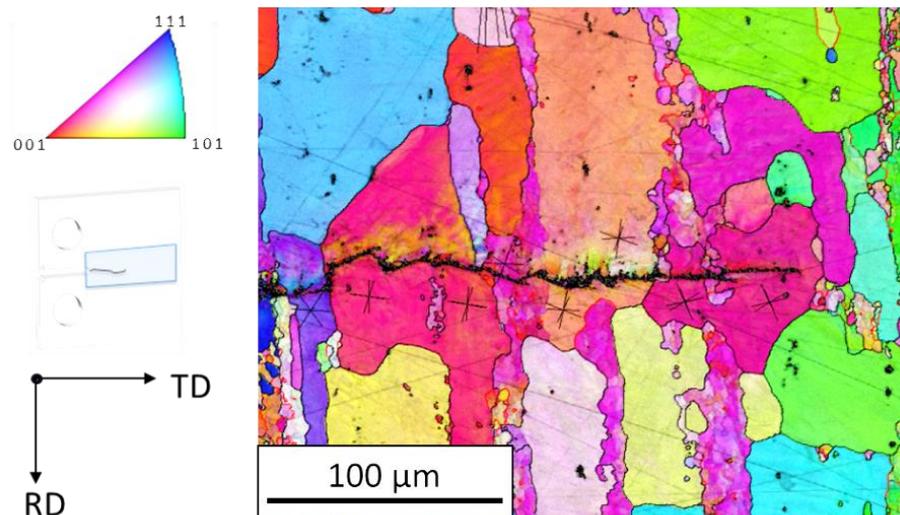
observar a região (tons verdes) em que ocorre a concentração de deformação plástica e as ramificações/deflexões ocorrem em uma região em que a deformação por escorregamento é difícil, o que pode estar contribuindo para a presença destas deflexões.

Figura 40 - Mapa mostrando Fator de Schmid (EBSD) para a liga AA7050-T7451, ar laboratorial. Grãos vermelhos são considerados “moles” (facilmente deformados por escorregamento) para a propagação, enquanto grãos em verde/azul são “duros” e dificultam a propagação.



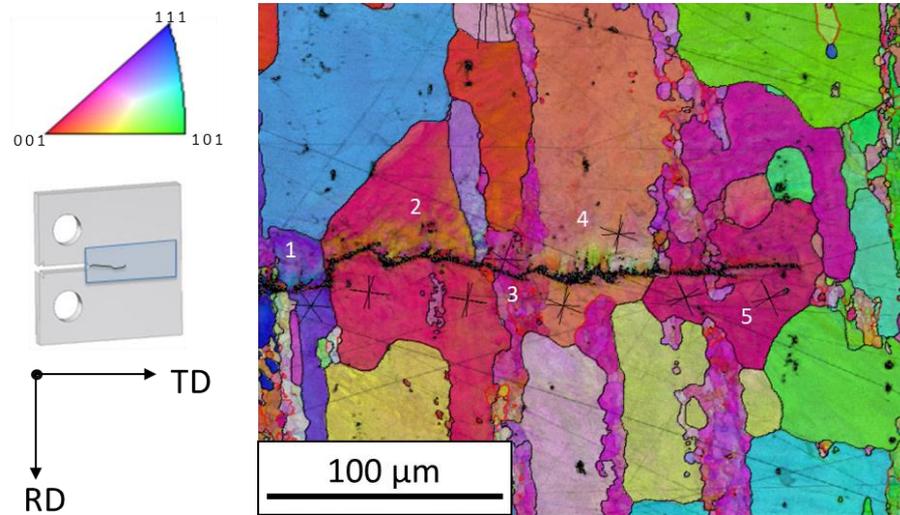
Pela análise da ponta da trinca, apresentada na Figura 41, pode-se notar ausência de ramificações, com a presença de alguns desvios no caminho de trinca que antecede o momento de parada do ensaio, próximo à entrada do estágio III de propagação. Nota-se um caminho de trinca sem a presença de desvios.

Figura 41 - Figura de polo inverso (IPF) obtida via EBSD para a ponta de trinca da liga AA7050-T7451, direção LT. Ar laboratorial.



Novamente não foi observada a propagação por planos da família {111}, como visto na Figura 42.

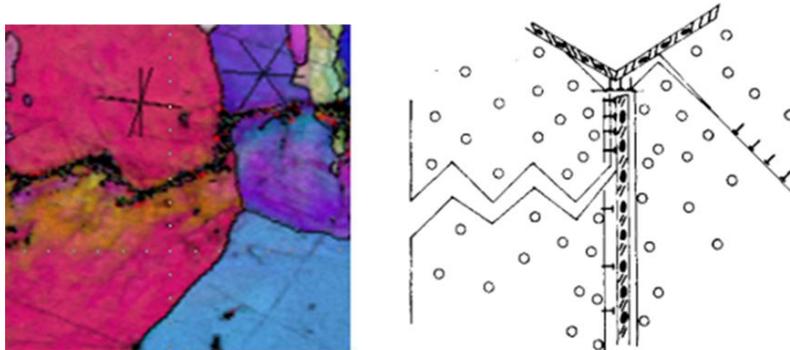
Figura 42 - Cálculos de ângulos preferenciais para a ponta da trinca da liga AA7050-T7451(LT), ar laboratorial.



Grão	Plano/Ângulo
1	(1-11) ~ 88°
2	Não há grande correlação com a família {111}
3	(-111) ~ 74° / sem grande relação {111}
4	(-111)~70° / sem grande relação {111}
5	Não há grande correlação com a família {111}

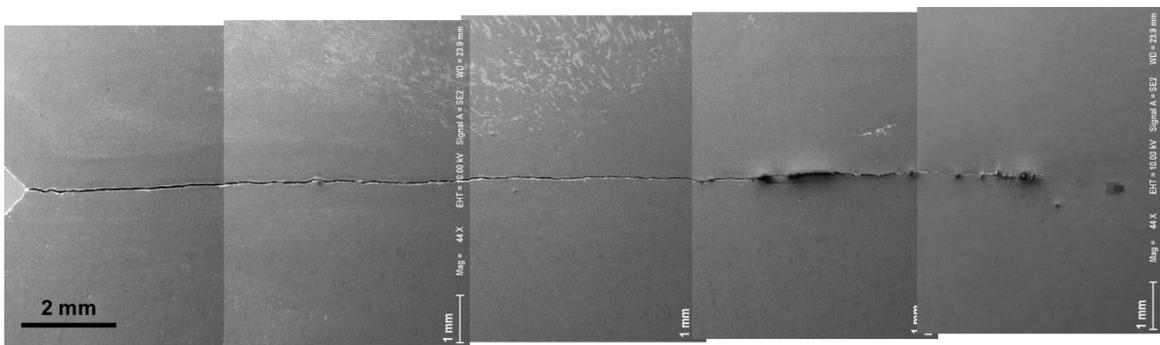
Os contornos de grão de ligas superenvelhecidas apresentam partículas grandes e incoerentes, envoltas em uma pequena região de matriz metálica mais macia. Assim, é favorável que a trinca se desloque parcialmente pela interface entre contornos de grão, movimento que é facilitado pela falta de coesão entre contorno e a região vizinha empobrecida e mais macia. Deste modo, os contornos de grão de ligas com deformação homogênea não retardam o crescimento de trinca. Este caso pode ser visto na Figura 43 [63].

Figura 43 - Demonstrativo do comportamento de ligas com deformação homogênea em regiões de transição entre grãos. À esquerda, detalhe da liga AA7050-T7451. Adaptado de [63].



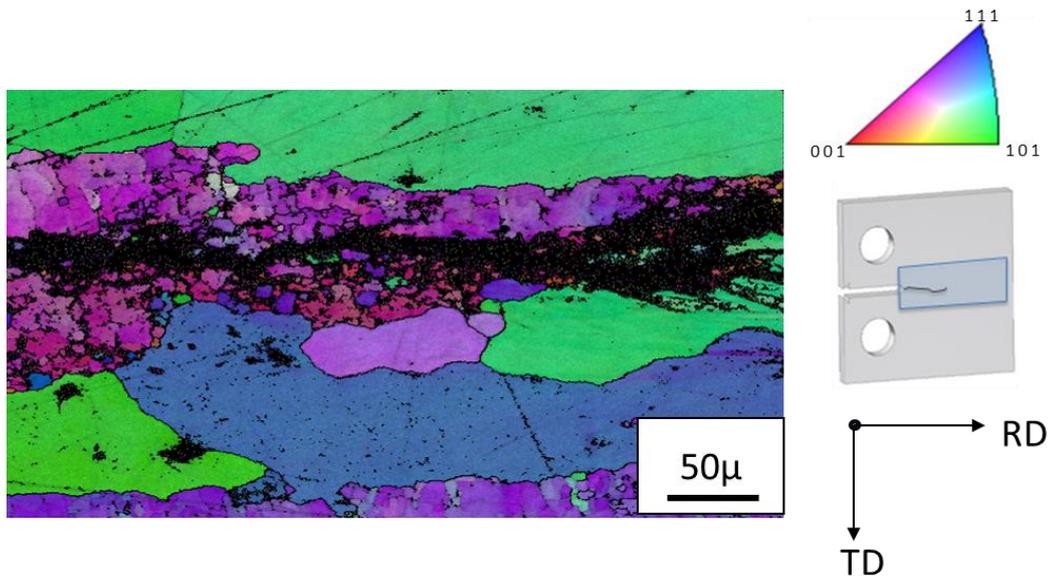
Em meio salino, o caminho de propagação de trinca apresentou pouquíssimos desvios e nenhuma presença de escorregamento por planos preferenciais, como pode ser observado na Figura 44, obtida por MEV, apresentando uma vista geral do caminho de propagação.

Figura 44 - Caminho de trinca da liga AA7050-T7451 em meio salino 3,5% em peso de NaCl.



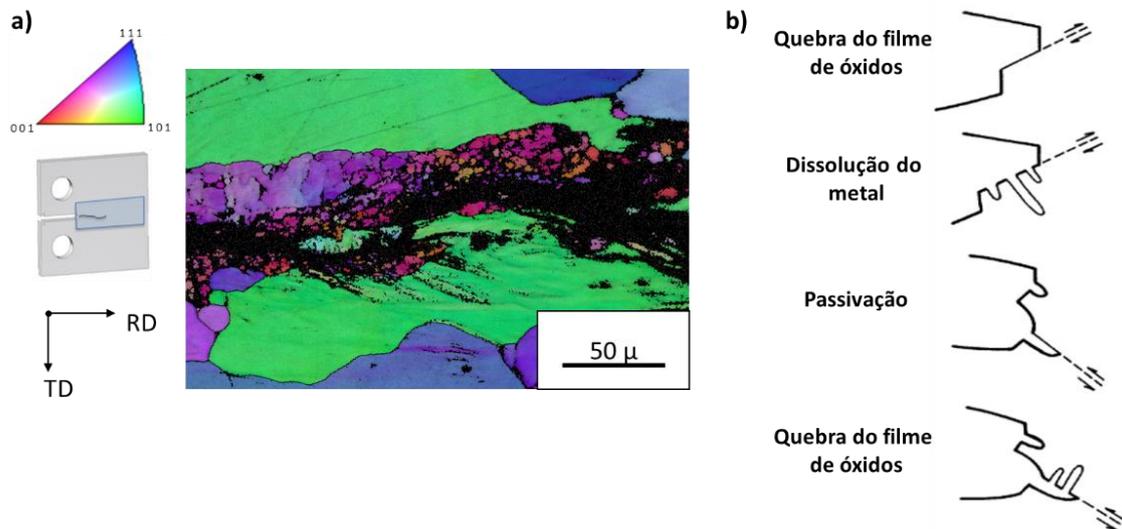
Detalhes podem ser observados na figura de polo inverso, obtida por EBSD, na Figura 45.

Figura 45 - Figura de polo inverso da liga AA7050-T7451 (TL) obtida por EBSD, meio salino 3,5% em peso de NaCl.



O pior desempenho em meio salino pode estar associado com a fragilização por hidrogênio, ao mecanismo de dissolução anódica ou mais provavelmente um efeito conjunto de ambos [5], [61]. No caso da dissolução anódica, ocorre a difusão de espécies ativas (como água) e a ruptura de filmes de óxidos protetores. Com isso, ocorre a dissolução da superfície agora exposta. Em situações em que ocorre nova passivação na superfície exposta, a taxa de propagação de trincas é tão alta quanto a taxa de renovação da camada protetora. No mapa de EBSD a seguir, Figura 46 a), pode-se notar pequenas ramificações durante a propagação de trincas em meio aquoso salino. Estas ramificações podem estar associadas ao mecanismo de dissolução anódica, como demonstrado em b) [47].

Figura 46 - Propagação de trinca com quebra e formação de filme de óxidos protetores. Adaptado de [47].



Estudos anteriores para a liga 7050, em duas condições diferentes de tratamentos térmicos, T6 (subenvelhecida) e T7 (superenvelhecida), demonstraram que a liga em condição T7 é mais susceptível à solução de NaCl quando em corrosão-fadiga. Tal observação foi baseada com base numa maior formação de pites de corrosão na liga superenvelhecida (T7) [21].

Em estágios de altas tensões, o efeito negativo da solução salina na propagação de trincas foi reduzido para as diferentes tâmporas. Isto porque, com o aumento nos valores de tensão, o mecanismo de iniciação de CF pode ter mudado de *pitting* para dissolução anódica. No caso de ligas de alumínio, acredita-se que em regime de baixas tensões, a nucleação de trincas por CF é controlada por um mecanismo de *pitting* e em regimes de altas tensões o processo é controlado por dissolução anódica. Isto é explicado pelo fato de, em altas tensões, há energia suficiente para a propagação e dissolução anódica mais rapidamente que o surgimento e crescimento de um pite grande o suficiente para atuar como um potencial nucleador de trincas.

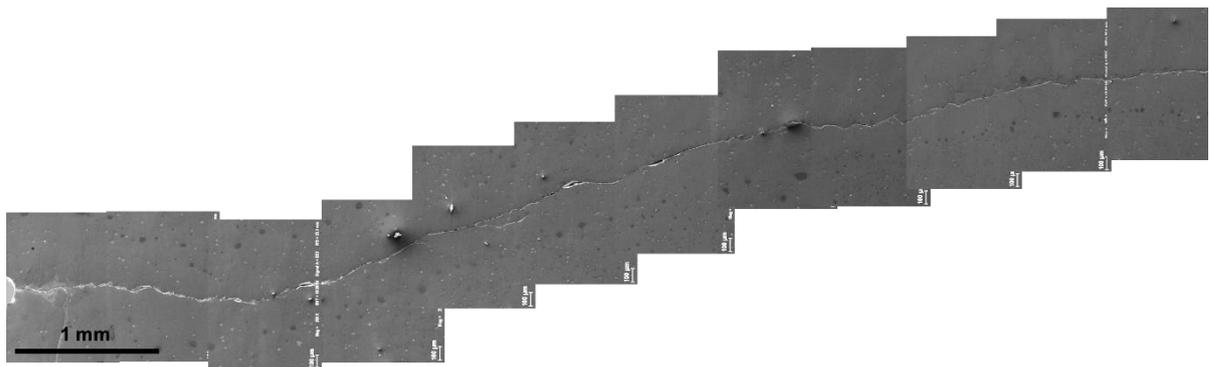
Um desempenho melhor em CF pode estar associado ao estágio de nucleação de trincas. A nucleação de concentradores de tensão de, como pites de corrosão, acelera a PTF e diminui a vida em fadiga durante a CF. Assim, quanto mais cedo um concentrador de tensões for gerado, menor será a vida em fadiga uma vez que as taxas de propagação serão maiores.

Estudos apontam que a corrosão por pites ocorre preferencialmente em torno das partículas de precipitados e apresentam crescimento mais rápido de acordo com o grau de envelhecimento da liga. No caso da liga AA7050-T7451, superenvelhecida e com precipitados não-coerentes, os pites são mais frequentes e maiores, sendo mais atacados pela solução salina e tornam-se concentradores de tensão mais efetivos.

5.5.2. AA2050-T84

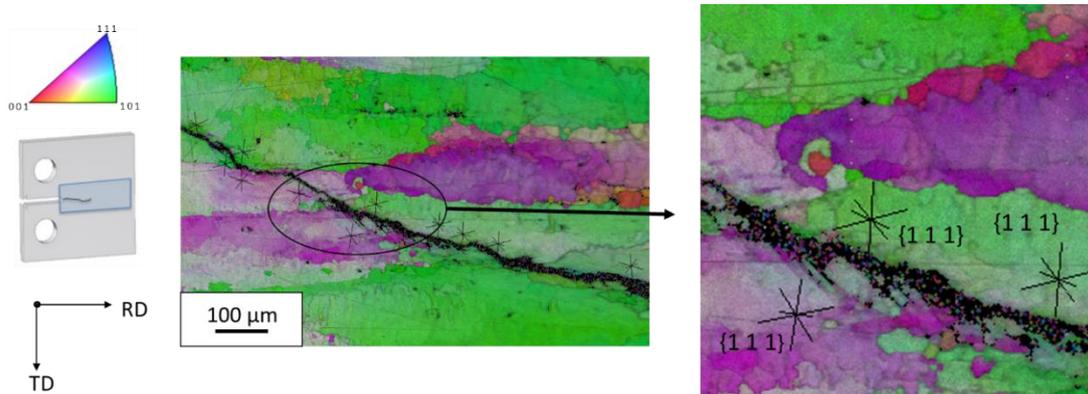
O caminho de propagação de trincas da liga AA2050-T84 apresentou-se, em ar, bastante tortuoso e com presença de ramificações. Uma vista geral do caminho de propagação pode ser observada na Figura 47.

Figura 47 - Caminho de trinca da liga AA2050-T84 obtido por MEV. Ar laboratorial.



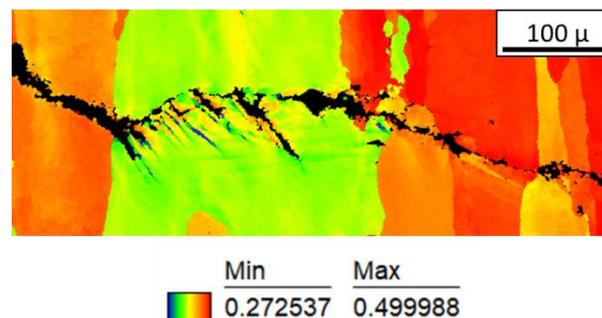
Pela análise dos mapas de polo inverso da liga AA2050-T84, ensaiada em ar, pode-se notar a presença de escorregamento por planos preferenciais, grande presença de ramificações e desvios no caminho de trinca, como exemplificado na Figura 48.

Figura 48 - Figura de polo inverso (IPF) obtida via EBSD para a liga AA2050-T84, direção TL. Ar laboratorial. Traços dos planos preferenciais $\{111\}$ podem ser vistos em preto.



Assim como no caso da liga AA7050-T7451 discutido anteriormente, há presença de grãos grandes e deformados e que estão orientados de maneira a dificultar a propagação de trincas (“grãos duros”). A Figura 49 apresenta um mapa de fator de Schmid evidenciando a presença de um grão “duro”, que pode estar associado ao comportamento apresentado (grande presença de ramificações e desvios).

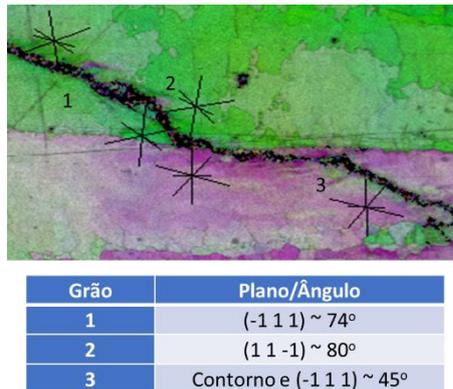
Figura 49 - Mapa do fator de Schmid para a liga AA2050-T84.



Vale destacar que as ramificações apresentadas na Figura 49 acima desviam para planos preferenciais, mais especificamente para o plano $[-1\ 1\ 1]$, como mostrado na Figura 50.

Outro fator importante é o retardo no avanço da trinca nos contornos de grão no caso de ligas subenvelhecidas, que só retoma o crescimento apenas após formar uma nova trinca em um plano preferencial em um grão vizinho.

Figura 52 - Cálculos de ângulos preferenciais para a liga AA2050-T84 (TL), ar laboratorial. Traços dos planos preferenciais {111} podem ser vistos em preto.

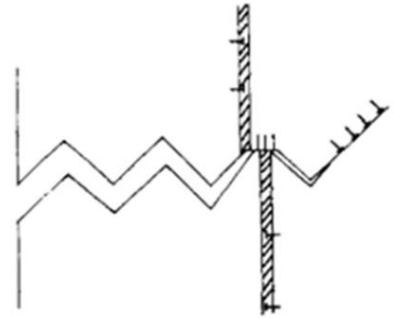
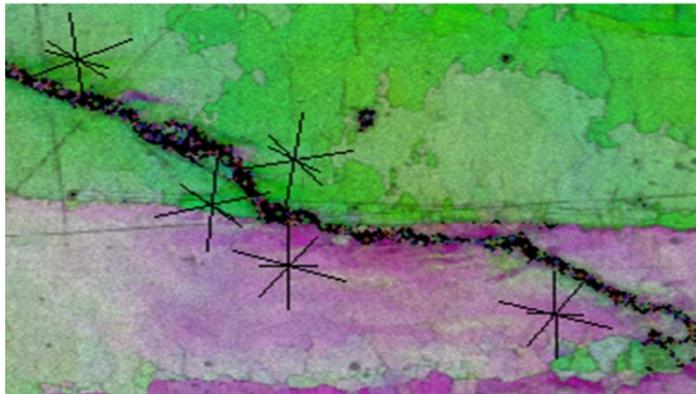


O crescimento de trinca mais lento em ligas subenvelhecidas pode ser explicado pelo fato de que os precipitados presentes nestas ligas, cisalháveis, são cortados pelas discordâncias, promovendo uma deformação heterogênea, o que favorece a deformação em um número menor de sistemas de escorregamento. Quando a deformação ocorre em poucos sistemas de escorregamento, uma fração pequena de discordâncias conseguirá se deslocar por escorregamento cruzado e um número significativo de discordâncias irá fazer o movimento reverso de volta para o mesmo plano de escorregamento, não contribuindo para a propagação. Conforme os valores de tensão aumentam, o tamanho da zona plástica aumenta e com isso ocorre a formação de empilhamentos de discordâncias maiores, limitadas pelo tamanho de grão, e o número de discordâncias reversíveis começa a diminuir com o aumento do escorregamento cruzado, contribuindo mais para o crescimento de trinca. Deste modo, a deformação tende a se tornar mais homogênea com o aumento da tensão.

Outro fator que retarda o crescimento de trincas em ligas subenvelhecidas são os contornos de grão. A propagação de trincas por deformação heterogênea acontece com aberturas pequenas da ponta de trinca. Quando a trinca se aproxima de um contorno de grão, ocorre a formação de uma grande zona de deformação plástica, o que acarreta no “travamento” desta trinca até que uma nova trinca seja formada no grão vizinho mais próximo. Um esquema deste fator pode ser visto na Figura 53. No

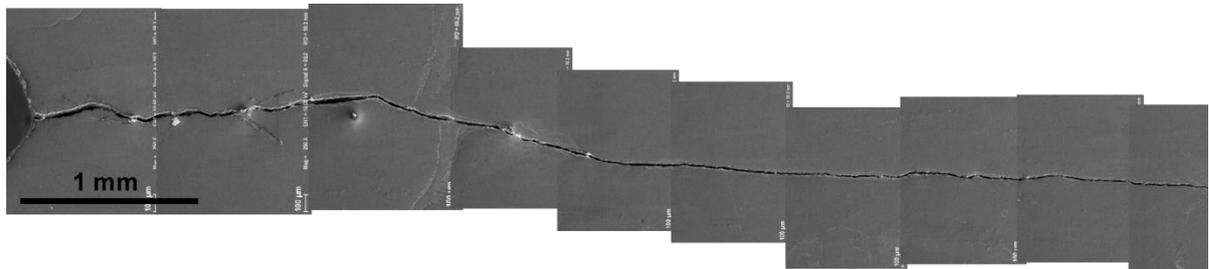
caso das ligas com deformação homogênea, este efeito no contorno de grão não ocorre.

Figura 53 - Demonstrativo do comportamento de ligas com deformação heterogênea em regiões de transição entre grãos. Adaptado de [63]. À esquerda, IPF da liga AA2050-T84 com traços dos planos preferenciais {111} da liga AA2050-T84 em preto.



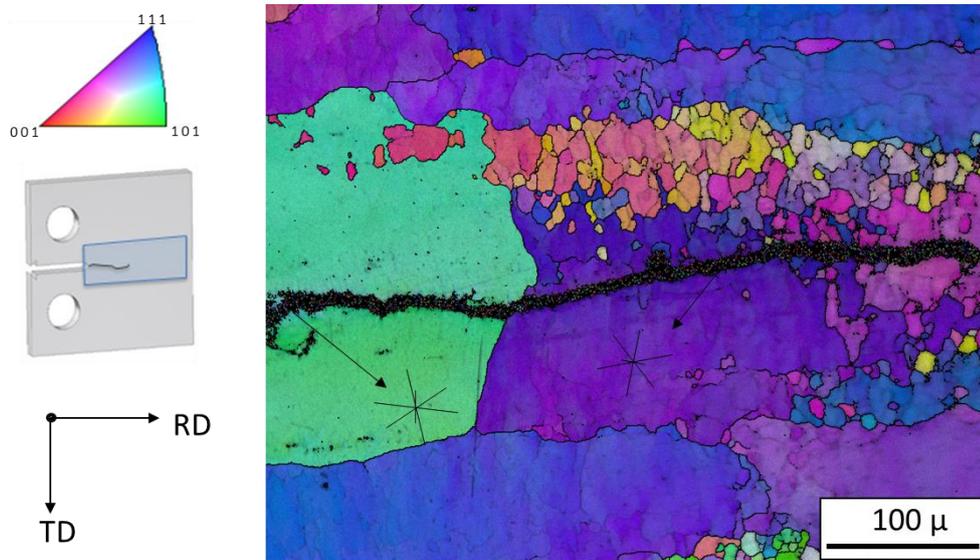
O caminho de propagação de trincas em solução salina pode ser visto na Figura 54.

Figura 54 - Caminho de trinca da liga AA2050-T84 obtido por MEV. Meio salino 3,5% em peso de NaCl.



Em solução salina, a liga AA2050-T84 apresenta indícios de escorregamento planar, como pode ser observado pela análise do mapa de polo inverso da Figura 55. Pode ser observado um caminho menos tortuoso de propagação de trinca, porém com pequenos desvios durante a propagação.

Figura 55 - Figura de polo inverso (IPF) da liga AA2050-T84 (TL) em meio salino 3,5% em peso de NaCl. Traços dos planos preferenciais {111} podem ser vistos em preto.



A possível presença de escorregamento planar pode ser associada à fragilização por hidrogênio, conhecida por promover trincamento por bandas de escorregamento mesmo em ambientes agressivos [5], [60], [61].

Estudos em corrosão-fadiga e química de superfícies sugerem que, em ligas de alumínio de alta resistência mecânica, o contato do hidrogênio (do meio aquoso ou vapor de água) com a recém-formada superfície de fratura é responsável pela fragilização do material por um mecanismo de dissolução anódica [5], [61].

6. CONCLUSÕES

Ensaio de PTF revelaram que a liga AA2050-T84 apresenta um comportamento em fadiga superior ao da liga AA7050-T7451 tanto em ar quanto em meio salino. Em ar, as taxas de PTF foram similares independentemente do valor de tensão aplicada na região de Paris (estágio II). Em meio salino, a liga AA2050-T84 apresentou desempenho muito superior em relação à liga AA7050-T7451, desempenho provavelmente associado a maior presença de ramificações, desvios no caminho de trinca e possivelmente escorregamento planar. Estes fatos podem ser atribuídos à presença de precipitados coerentes e cisalháveis na liga AA2050-T84, que podem promover deformação não-homogênea e escorregamento planar.

Os tratamentos térmicos aparentam ter grande influência no comportamento em fadiga das ligas estudadas. O superenvelhecimento na liga AA7050-T7451, utilizado para melhorar a resistência a corrosão sob tensão, apresentou efeitos negativos em corrosão-fadiga, uma vez que o padrão de trincamento mudou de intergranular para transgranular. Ligas na condição de pico (“peak aged”) apresentaram comportamento superior em corrosão-fadiga. Estudos em ponta de trinca mostram que para a liga AA7050, algumas têmperas aceleraram a PTF quando associadas a meios clorados, pois ocorre a fragilização do filme de óxidos protetor na ponta da trinca, aumentando as taxas de propagação.

O desempenho superior em PTF das ligas Al-Li na presença de umidade é provavelmente controlado por dois fatores: fechamento de trinca e uma menor fragilização devido ao meio. O efeito do fechamento de trinca pode ser associado com escorregamento planar e características de escorregamento reverso presentes nas ligas Al-Li com precipitados na forma “peak aged”, ou seja, coerentes e ordenados. Este tipo de precipitado induz um tipo de deformação mais heterogênea que por sua vez promove fechamento de trinca, deflexões no caminho de trinca e trincas facetadas.

O ambiente promoveu grande aumento na taxa de PTF na liga AA7050-T7451 e pequeno aumento na taxa de PTF da liga AA2050-T84, quase similar ao comportamento em ar. Em meio aquoso, os mecanismos que promovem propagação de trincas nas ligas Al-Li podem ser a fragilização por hidrogênio e formação/ruptura/dissolução de camada passiva. O mecanismo atuante principal é de difícil determinação uma vez que todos estes fatores atuam de maneira simultânea e

concorrentes. A maior resistência em meio agressivo da liga AA2050 pode estar associada ao maior tempo que a liga leva para ter seu filme protetor (passivo) rompido quando comparada a liga AA7050. O tipo de produto de corrosão pode também ter influência na maior resistência em meio salino, uma vez que produtos de corrosão mais densos impõe dificuldades à propagação de trincas.

Também foi observado que a orientação do corpo-de-prova tem pequena ou nenhuma influência em meios mais agressivos. Isto provavelmente se deve ao fato de que o efeito do meio tem maior impacto que as diferenças microestruturais entre diferentes orientações. Fatores ambientais, particularmente umidade e cloretos, são mais efetivos na propagação de trincas que diferentes orientações.

Em suma, o melhor desempenho da liga AA2050-T84 pode ser atribuído provavelmente aos seguintes fatores:

- Escorregamento planar
- Precipitados coerentes
- Deformação não-homogênea (heterogênea)
- Escorregamento reversível
- Possível formação de produtos de corrosão protetores

7. REFERÊNCIAS

- [1] F. V. Antunes, S. Serrano, R. Branco, and P. Prates, "Fatigue crack growth in the 2050-T8 aluminium alloy," *Int. J. Fatigue*, vol. 115, pp. 79–88, Oct. 2018, doi: 10.1016/J.IJFATIGUE.2018.03.020.
- [2] A. Abd El-Aty, Y. Xu, X. Guo, S. H. Zhang, Y. Ma, and D. Chen, "Strengthening mechanisms, deformation behavior, and anisotropic mechanical properties of Al-Li alloys: A review," *J. Adv. Res.*, vol. 10, pp. 49–67, 2018, doi: 10.1016/j.jare.2017.12.004.
- [3] W. Wu, Z. Liu, S. Bai, F. Li, M. Liu, and A. Wang, "Anisotropy in fatigue crack propagation behavior of Al-Cu-Li alloy thick plate," *Mater. Charact.*, vol. 131, pp. 440–449, Sep. 2017, doi: 10.1016/J.MATCHAR.2017.07.025.
- [4] T. Dursun and C. Soutis, "Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys," *Mater. Des.*, vol. 56, pp. 862–871, 2014, doi: 10.1016/j.matdes.2013.12.002.
- [5] J. A. Moreto *et al.*, "Environmentally-assisted Fatigue Crack Growth in AA7050-T73511 Al Alloy and AA2050-T84 Al-Cu-Li Alloy," *Mater. Res.*, vol. 18, no. 6, pp. 1291–1297, Dec. 2015, doi: 10.1590/1516-1439.018915.
- [6] J. A. Moreto, "Estudo da corrosão e corrosão-fadiga em ligas de Al e Al - Li de alta resistência para aplicação aeronáutica," Universidade de São Paulo, São Carlos, 2012.
- [7] A. E. A. Chemin, C. M. Afonso, F. A. Pascoal, C. I. dos S. Maciel, C. O. F. T. Ruchert, and W. W. Bose Filho, "Characterization of phases, tensile properties, and fracture toughness in aircraft-grade aluminum alloys," *Mater. Des. Process. Commun.*, vol. 1, no. 4, pp. 1–13, 2019, doi: 10.1002/mdp2.79.
- [8] C. I. dos S. Maciel, "Estudo da tenacidade e fadiga em meio assistido da liga de Al-Li de grau aeronáutico AA2050-T84," Universidade de São Paulo, São Carlos, 2017.
- [9] M. Carla Isabel dos Santos, B. Filho Waldek Wladimir, and R. Cassius Olívio Figueiredo Terra, "Corrosion Fatigue of Aluminum-Copper-Lithium Alloy 2050-T84 Submitted at Salt Spray and Aqueous Saline Solution," in *Strength of Materials*, H. E. Jaramillo, J. A. Avila, and C. Chen, Eds. IntechOpen, 2020, pp. 119–136.
- [10] A. S. R. C. Moura Branco, J. Martins Ferreira, J. Domingos da Costa, *Projecto*

- de órgãos de máquinas*, 3rd ed. 2012.
- [11] U. Krupp, *Fatigue Crack Propagation in Metals and Alloys*, vol. 2. Weinheim, Germany: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2007.
- [12] N. Eswara Prasad, A. A. Gokhale, and R. J. H. Wanhill, *Aluminum À Lithium Alloys*, 1st ed. United Kingdom: Butterworth-Heinemann, 2013.
- [13] M. Guérin, J. Alexis, E. Andrieu, C. Blanc, and G. Odemer, "Corrosion-fatigue lifetime of Aluminium-Copper-Lithium alloy 2050 in chloride solution," *Mater. Des.*, vol. 87, pp. 681–692, 2015, doi: 10.1016/j.matdes.2015.08.003.
- [14] H. M. M. A. Rashed and A. K. M. Bazlur Rashid, "Heat Treatment of Aluminum Alloys," *Compr. Mater. Finish.*, vol. 2–3, no. December 2017, pp. 337–371, 2016, doi: 10.1016/B978-0-12-803581-8.09194-3.
- [15] P. A. Rometsch, Y. Zhang, and S. Knight, "Heat treatment of 7xxx series aluminium alloys - Some recent developments," *Trans. Nonferrous Met. Soc. China (English Ed.)*, vol. 24, no. 7, pp. 2003–2017, 2014, doi: 10.1016/S1003-6326(14)63306-9.
- [16] W. F. G. and T. C. Totemeir, *Smithell Metals Reference Book*, 8th ed. Amsterdam, 2004.
- [17] H. Li, D. Huang, W. Kang, J. Liu, Y. Ou, and D. Li, "Effect of Different Aging Processes on the Microstructure and Mechanical Properties of a Novel Al–Cu–Li Alloy," *J. Mater. Sci. Technol.*, vol. 32, no. 10, pp. 1049–1053, 2016, doi: 10.1016/j.jmst.2016.01.018.
- [18] S. C. Jacumasso, "Caracterização microestrutural das partículas de segunda fase de uma liga de alumínio AA7050 nas condições T7451, T6 e T6I4-65," Universidade Estadual de Ponta Grossa, 2014.
- [19] J. E. Hatch, *Aluminum: Properties and Physical Metallurgy*. Ohio: American Society for Metals, 1984.
- [20] J. C. Williams and E. A. Starke, "Progress in structural materials for aerospace systems," *Acta Mater.*, vol. 51, no. 19, pp. 5775–5799, 2003, doi: 10.1016/j.actamat.2003.08.023.
- [21] S. Yang, "Corrosion Fatigue Behavior of 7050 Aluminum," *Eng. Fract. Mech.*, vol. 59, no. 6, 1998.
- [22] C. O. F. T. Ruchert, "Estudo da inferência de carregamento em histórias de vôos simulados na liga de Al aeronáutico SAE-AMS 7475 T7351," Universidade de São Paulo, 2007.

- [23] N. M. Han, X. M. Zhang, S. D. Liu, D. G. He, and R. Zhang, "Effect of solution treatment on the strength and fracture toughness of aluminum alloy 7050," *J. Alloys Compd.*, vol. 509, no. 10, pp. 4138–4145, Mar. 2011, doi: 10.1016/j.jallcom.2011.01.005.
- [24] R. J. Rioja and J. Liu, "The Evolution of Al-Li Base Products for Aerospace and Space Applications," *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 43, no. 9, pp. 3325–3337, Sep. 2012, doi: 10.1007/s11661-012-1155-z.
- [25] A. Fendoni, "The effect of post weld heat treatment on the corrosion behaviour of a AA2050T34-FSW," University of Birmingham, 2010.
- [26] P. Lequeu, K. P. Smith, and A. Daniélou, "Aluminum-copper-lithium alloy 2050 developed for medium to thick plate," *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 19, no. 6, pp. 841–847, 2010, doi: 10.1007/s11665-009-9554-z.
- [27] Constellium, "Airware® 2050-T84 PLATE," 2017. .
- [28] S. Richard, C. Gasquères, C. Sarrazin-Baudoux, and J. Petit, "Coupled influence of microstructure and atmosphere environment on fatigue crack path in new generation Al alloys," *Eng. Fract. Mech.*, vol. 77, no. 11, pp. 1941–1952, 2010, doi: 10.1016/j.engfracmech.2010.04.027.
- [29] H. Jian, F. Jiang, L. Wei, X. Zheng, and K. Wen, "Crystallographic mechanism for crack propagation in the T7451 Al-Zn-Mg-Cu alloy," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 527, no. 21–22, pp. 5879–5882, 2010, doi: 10.1016/j.msea.2010.05.063.
- [30] F. A. Pascoal Júnior, "Análise microestrutural, tenacidade à fratura e vida em fadiga das AA7050-T7451 e AA2050-T84 (Al-Li)," Universidade de São Paulo, São Carlos, 2015.
- [31] L. H. C. Bonazzi, "Comportamento em fadiga da liga Al-Li AA 2050," Universidade de São Paulo, São Carlos, 2017.
- [32] J. P. A. Pimenta, "Análise da propagação de fendas de fadiga nas ligas de alumínio 7050-T7451 e 2050-T8," Universidade de Coimbra, 2018.
- [33] C. I. dos S. Maciel, "Estudo de fadiga e tenacidade de ligas de alumínio e alumínio-lítio soldadas por fricção- mistura (FSW) submetidas a atmosferas corrosivas e criogênicas," Universidade de São Paulo, São Carlos, 2018.
- [34] G. E. Dieter, *Mechanical metallurgy*, SI Metric., vol. 1, no. 1. Singapore: McGraw-Hill, 1988.
- [35] L. G. de Oliveira, "DETERMINAÇÃO DA TAXA DE PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA DOS AÇOS SAE-1050 E SAE-4130 EMPREGADOS

- NA FABRICAÇÃO DE EIXOS FERROVIÁRIOS,” Universidade Estadual Paulista, 2008.
- [36] W. Cui, “Review article A state-of-the-art review on fatigue life prediction methods for,” *J. Mar. Sci. Technol.*, pp. 43–56, 2002.
- [37] J. Schijve, “Fatigue of structures and materials in the 20th century and the state of the art,” *Int. J. Fatigue*, vol. 25, no. 8, pp. 679–702, Aug. 2003, doi: 10.1016/S0142-1123(03)00051-3.
- [38] M. Meyers and K. Chawla, *Mechanical Behavior of Materials*, 2nd ed., vol. 1. United Kingdom: Cambridge University Press, 2009.
- [39] S. K. Das, S. Sivaprasad, S. Das, S. Chatterjee, and S. Tarafder, “The effect of variation of microstructure on fracture mechanics parameters of HSLA-100 steel,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 431, no. 1–2, pp. 68–79, 2006, doi: 10.1016/j.msea.2006.05.093.
- [40] V. Gerold and H. P. Karnthaler, “On the origin of planar slip in f.c.c. alloys,” *Acta Metall.*, vol. 37, no. 8, pp. 2177–2183, 1989, doi: 10.1016/0001-6160(89)90143-0.
- [41] A. K. Vasudevan, K. Sadananda, and K. Rajan, “Role of microstructures on the growth of long fatigue cracks,” vol. 19, no. 1, pp. 151–159, 1998.
- [42] S. Suresh, A. K. Vasudevan, and P. E. Bretz, “Mechanisms of Slow Fatigue Crack Growth in High Strength Aluminum Alloys: Role of Microstructure and Environment,” *Metall. Trans. A, Phys. Metall. Mater. Sci.*, vol. 15 A, no. 2, pp. 369–379, 1984, doi: 10.1007/BF02645122.
- [43] J. Lindigkeit, G. Terlinde, A. Gysler, and G. Lütjering, “The effect of grain size on the fatigue crack propagation behavior of age-hardened alloys in inert and corrosive environment,” *Acta Metall.*, vol. 27, no. 11, pp. 1717–1726, 1979, doi: 10.1016/0001-6160(79)90086-5.
- [44] E. A. Starke, “Heat-Treatable Aluminum Alloys,” 1989, pp. 35–63.
- [45] T. Zhai, A. J. Wilkinson, and J. W. Martin, “Crystallographic mechanism for fatigue crack propagation through grain boundaries,” *Acta Mater.*, vol. 48, no. 20, pp. 4917–4927, 2000, doi: 10.1016/S1359-6454(00)00214-7.
- [46] D. J. Duquette, “Corrosion Fatigue,” in *Encyclopedia of Materials: Science and Technology*, Elsevier, 2001, pp. 1686–1687.
- [47] S. Suresh, *Fatigue of Materials*. Cambridge University Press, 1998.
- [48] M. A. and S. R. Devereux OF, “Corrosion fatigue: chemistry, mechanic, and

- microstructure. Part VII. Aluminum alloys,” 1972.
- [49] *ASTM E8 / E8M-16ae1, Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*. West Conshohocken, PA: ASTM International, 2016.
- [50] N. E. Dowling, *Mechanical Behavior of Materials*, 4th ed. Prentice Hall, 2013.
- [51] A. American Society for Testing and Materials International, “E 647-15 Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates,” *ASTM B. Stand.*, pp. 1–49, 2016, doi: 10.1520/E0647-15E01.2.
- [52] T. B. Britton *et al.*, “Tutorial: Crystal orientations and EBSD - Or which way is up?,” *Mater. Charact.*, vol. 117, pp. 113–126, 2016, doi: 10.1016/j.matchar.2016.04.008.
- [53] A. Rollet, “Texture components and euler angles: Texture, Microstructure and Anisotropy,” *Notas de Aula. Slides.*, 2016. .
- [54] A. Rollet, “Texture components and euler angles: part 2,” *Notas de Aula. Slides.*, 2005. .
- [55] A. A. G. and R. J. H. W. N. Eswara Prasad, *Aluminum-lithium Alloys*, 1st ed. Elsevier, 2014.
- [56] B. P. Huang and Z. Q. Zheng, “Effects of Li content on precipitation in Al-Cu-(Li)-Mg-Ag-Zr alloys,” *Scr. Mater.*, vol. 38, no. 3, pp. 357–362, 1998, doi: 10.1016/S1359-6462(97)00503-4.
- [57] Y. Li, Y. L. Yang, Q. Rong, Z. Shi, J. Lin, and R. Said, “Effect of initial temper on mechanical properties of creep-aged Al-Cu-Li alloy AA2050,” *MATEC Web Conf.*, vol. 190, 2018, doi: 10.1051/mateconf/201819012006.
- [58] Y. Wang, Q. Pan, L. Wei, B. Li, and Y. Wang, “Fracture toughness and fatigue crack growth analysis of 7050-T7451 alloy thick plate with different thicknesses,” *J. Cent. South Univ.*, vol. 21, no. 8, pp. 2977–2983, Aug. 2014, doi: 10.1007/s11771-014-2265-0.
- [59] J. J. Schubbe, “Fatigue crack propagation in 7050-T7451 plate alloy,” *Eng. Fract. Mech.*, vol. 76, no. 8, pp. 1037–1048, 2009, doi: 10.1016/j.engfracmech.2009.01.006.
- [60] R. S. Piascik and R. P. Gangloff, “Environmental fatigue of an Al-Li-Cu alloy: part I. Intrinsic crack propagation kinetics in hydrogenous environments,” *Metall. Trans. A*, vol. 22, no. 10, pp. 2415–2428, 1991, doi: 10.1007/BF02665008.
- [61] R. S. Piascik and R. P. Gangloff, “Environmental fatigue of an Al-Li-Cu alloy:

- Part II. Microscopic hydrogen cracking processes," *Metall. Trans. A*, vol. 24, no. 12, pp. 2751–2762, 1993, doi: 10.1007/BF02659499.
- [62] D. Delafosse, J. P. Chateau, A. Chambreuil, and T. Magnin, "Dislocation-hydrogen interactions during stress corrosion cracking in FCC metals: Experiments on single crystals and numerical simulations," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 234–236, pp. 889–892, 1997, doi: 10.1016/s0921-5093(97)00414-0.
- [63] E. Hornbogen and K. H. Zum Gahr, "Microstructure and fatigue crack growth in a γ -Fe-Ni-Al alloy," *Acta Metall.*, vol. 24, no. 6, pp. 581–592, 1976, doi: 10.1016/0001-6160(76)90104-8.
- [64] Z. Shan *et al.*, "Mechanism of precipitate microstructure affecting fatigue behavior of 7020 aluminum alloy," *Materials (Basel)*., vol. 13, no. 15, pp. 1–17, 2020, doi: 10.3390/MA13153248.