UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS
PROGRAMA DE PÓS GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

CARLA ISABEL DOS SANTOS MACIEL

**Estudo de fadiga e tenacidade de ligas de alumínio e alumínio-lítio soldadas por fricção-
mistura (FSW) submetidas a atmosferas corrosivas e criogênicas.**

São Carlos
2018

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS
PROGRAMA DE PÓS GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

CARLA ISABEL DOS SANTOS MACIEL

Estudo de fadiga e tenacidade de ligas de alumínio e alumínio-lítio soldadas por fricção-mistura (FSW) submetidas a atmosferas corrosivas e criogênicas.

Tese apresentada à Escola de Engenharia de São Carlos da
Universidade de São Paulo para obtenção do título de
Doutora em Ciências.

Área de Concentração: Ciência e Engenharia de Materiais

Orientador: Prof. Associado Cassius Olívio Figueiredo
Terra Ruchert.

Versão Corrigida

São Carlos
2018

AUTORIZO A REPRODUÇÃO 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).

M152e Maciel, Carla Isabel dos Santos
 Estudo de fadiga e tenacidade de ligas de alumínio
 e alumínio-lítio soldadas por fricção-mistura (FSW)
 submetidas a atmosferas corrosivas e criogênicas. /
 Carla Isabel dos Santos Maciel; orientadora Cassius
 Olívio Figueiredo Terra Ruchert. São Carlos, 2018.

 Tese (Doutorado) - 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, 2018.

 1. FSW. 2. Materiais Dissimilares. 3. Ligas de
 Alumínio. 4. Tenacidade. 5. Propagação de Trinca por
 Fadiga. 6. Corrosão Fadiga. I. Título.

Eduardo Graziosi Silva - CRB - 8/8907

FOLHA DE AVALIAÇÃO

Candidata: Tecnóloga **CARLA ISABEL DOS SANTOS MACIEL**.

Título da tese: "Estudo de fadiga e tenacidade de ligas de alumínio e alumínio-lítio soldadas por fricção-mistura (FSW) submetidas a atmosferas corrosivas e criogênicas".

Data da defesa: 23/08/2018.

Comissão Julgadora:

Prof. Associado **Cassius Olívio Figueiredo Terra Ruchert**
(Orientador)
(Escola de Engenharia de Lorena/EEL-USP)

Prof. Associado **Gilmar Ferreira Batalha**
(Escola Politécnica/EP-USP)

Prof. Dr. **Julian Arnaldo Avila Diaz**
(Universidade Estadual Paulista "Júlio de Mesquita Filho"/UNESP – São João da Boa Vista)

Prof. Dr. **Vitor Luiz Sordi**
(Universidade Federal de São Carlos/UFSCar)

Prof. Dr. **José Benedito Marcomini**
(Escola de Engenharia de São Carlos/EESC)

Resultado:

APROVADO

APROVADO

APROVADO

APROVADO

APROVADO

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

Prof. Titular **Antonio José Felix de Carvalho**

Presidente da Comissão de Pós-Graduação:

Prof. Associado **Luís Fernando Costa Alberto**

*À minha mãe, meu pai, meu irmão e meus filhos
com amor, admiração,
carinho, presença e eterna gratidão.*

AGRADECIMENTOS

A Deus por me proporcionar a oportunidade de realizar este trabalho tão digno e próspero com suas bênçãos e proteção e com muita alegria e satisfação.

Aos meus pais Carlos e Izabel e ao meu irmão Eduardo pelo apoio incondicional e por mais uma vez terem deixado de viverem suas próprias vidas para viverem a minha com paciência, apoio e incentivo nos momentos mais difíceis deste trabalho.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Cassius Olívio Figueiredo Terra Ruchert, pela oportunidade de trabalho, confiança, disposição constante em me orientar e esclarecer e principalmente pela amizade desenvolvida ao longo destes anos de trabalho.

Ao Prof. Dr. Dirceu Spinelli (*in memoriam*) e ao Prof. Waldek Wladimir Bose Filho pelas preciosas discussões e ajuda incondicional.

Aos alunos que tive a honra de co-orientar em suas pesquisas de iniciação científica e trabalhos de conclusão de curso Eng. José Francisco Leonelli Júnior, Eng. Alexandre Caselatto Lourenção, Eng. José Eduardo Passarin, Eng. Lucas Gouvea Silva, Wesley Gustavo Takaessu Domingos e Evanandro Menassi Siqueira pelo companheirismo, dedicação e alegria ao finalizarem seus trabalhos.

Aos técnicos de laboratório Douglas Bon, João Jerônimo Bernardi, Ricardo Gomes Pereira, Eliezer Dias Francisco, José Silvano Cerqueira Lima e Suzete pela ajuda nos trabalhos experimentais e pela amizade.

Ao Vitor Luiz Barioto, Ana Maria Fabrício, Priscila Granato, Suzete pela amizade, paciência e disposição de estarem sempre prontas a ajudar.

Ao Engenheiro Victor Ferrinho Pereira e ao técnico Rafael Arthur Reghine Giorjão do Laboratório Nacional de Nano Tecnologia (LNNano) localizado no Centro Nacional de Pesquisa em Energia e Materiais (CNPEM) pelo apoio e prontidão na soldagem por FSW dos materiais de estudo.

Aos meus queridos amigos do grupo NEMAF pelo companheirismo e parceria ao longo de todos esses anos.

A EMBRAER por fornecer o material utilizado neste estudo e a CAPES pelo financiamento da bolsa de doutorado.

*Cada sonho que você deixa pra trás,
é um pedaço do seu futuro que deixa de existir.*

Steve Jobs.

RESUMO

MACIEL, Carla Isabel dos Santos. **Estudo de fadiga e tenacidade de ligas de alumínio e alumínio-lítio soldadas por fricção-mistura (FSW) submetidas a atmosferas corrosivas e criogênicas**. 2018. 193f. Tese (Doutorado em Ciências e Engenharia de Materiais) – Departamento de Engenharia de Materiais, Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2018.

A pesquisa por novos materiais e processos que possam garantir aeronaves mais leves e operacionalmente mais viáveis, tem-se dado praticamente em todos os componentes de uma aeronave, com consequência direta no menor consumo de combustível e benefícios para o fabricante, operadores e a população em geral com aplicação do conceito de ‘aeronave verde’. Nestes quesitos, materiais/processos, destacam-se as ligas de alumínio (2xxx e 7xxx) e a solda por fricção mistura (FSW- *Friction Stir Welding*) por sua relação custo/benefício. A soldagem por fricção de elementos estruturais aeronáuticos formados de materiais dissimilares que possuem propriedades mecânicas distintas é de grande interesse para a indústria aeronáutica, devido aos ganhos de peso e de custo de operação que esse tipo de junção pode gerar. Sendo assim foram avaliadas as principais propriedades mecânicas de interesse e correlacionar com a microestrutura de ligas dissimilares e similares soldadas pelo processo de FSW e a interação destas com os meios ambiente, criogênico e corrosivo aos quais, aeronaves podem ser sujeitas durante os voos. Para tal desenvolvimento a solda dissimilar foi realizada com as ligas de alumínio-lítio 2050-T84 e alumínio 7050-T7451, enquanto que a solda similar foi realizada com a liga de alumínio-lítio 2198-T851. Foram feitas análises de ciclo térmico durante a soldagem e ambas juntas foram classificadas como solda quente, que prevê intensa variação microestrutural e afetam as propriedades mecânicas de dureza, a tenacidade fadiga e corrosão fadiga. A caracterização microestrutural realizada pela técnica de EBSD evidenciou alta quantidade de CAA que resultou na redução da dureza e aumento da tenacidade à fratura na região de contato entre a peça de trabalho e o ombro da ferramenta. De contra partida, a taxa de propagação de trinca por fadiga aumentou ligeiramente no meio salino.

Palavras chave: Alumínio; Fadiga; Soldagem; FSW; Tenacidade; Corrosão; 2050-T84; 7050-T7451; 2198-T851.

ABSTRACT

MACIEL, Carla Isabel dos Santos. **Study of fatigue and toughness of friction stir welded (FSW) aluminum and lithium-aluminum alloys subjected to corrosive and cryogenic atmospheres.** 2018. 193f. Tese (Doutorado em Ciências e Engenharia de Materiais) – Departamento de Engenharia de Materiais, Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2018.

The research for new materials and processes that produce light materials and operationally viable, has occurred in almost all the components of an aircraft, with a direct consequence in the lower fuel consumption and benefits for the manufacturing, operators and the population in application of the concept of 'green aircraft'. In these questions, materials / processes, the most important are aluminum alloys (2xxx and 7xxx) and friction stir welding for their cost / benefit ratio. Friction stir welding of aeronautical structural elements made of dissimilar materials with distinct mechanical properties is of great interest to the aeronautical industry due to the weight and operating costs that this type of joint can result. Thus, the main mechanical properties of interest and correlate with the microstructure of dissimilar and similar alloys welded by the FSW and their interaction with the ambient, cryogenic and corrosive environments to which aircraft may be subject during flight. To development, the dissimilar weld performed with the lithium-aluminum alloys 2050-T84 and aluminum 7050-T7451, while the similar solder performed with the lithium-aluminum alloy 2198-T851. Thermal cycle analyzes were done during welding and both joints were classified as hot welding, which provides intense microstructural variation and affect the mechanical properties of hardness, fatigue toughness and fatigue corrosion. The microstructural characterization performed by the EBSD technique evidenced a high amount of CAA that resulted in low hardness and high fracture toughness in the region of contact between the workpiece and the tool shoulder. On the other hand, the rate of crack propagation by fatigue increased slightly in the saline atmosphere.

Keywords: Aluminum; Fatigue; Welding; FSW; Toughness; Corrosion; 2050-T84; 7050-T7451; 2198-T851.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1-1. Montagem dos revestimentos de cabines feitos por FSW. [1]	38
Figura 2-1. Diagrama representativo da curva de tratamento térmico de envelhecimento de ligas de alumínio da série 7xxx. [4] (Adaptada).....	42
Figura 2-2 Microestrutura da liga de alumínio 7050-T7451. Reagente Keller. Aumento 200x. [8;11]	44
Figura 2-3. Micrografia de microscopia eletrônica de transmissão (MET) mostrando, em sinal de campo claro, precipitados finos dentro dos grãos, e precipitados grosseiros nos contornos de grãos, e os respectivos mapeamentos elementares de raios-X através de EDX. (b) Zr, (c) Al, (d) Mg, (e) Cu e (d) Zn. [12]	45
Figura 2-4. Diagrama de fases de ligas Al-Li. [15].....	46
Figura 2-5. Microestruturas da liga de alumínio 2050-T84. Reagente Keller. Aumento 50x. [19]	49
Figura 2-6. Imagem de MET evidenciando a zona livre de precipitados da liga de alumínio-lítio 2050-T84. [12].....	50
Figura 2-7 Micrografia de microscopia eletrônica de transmissão (MET) da liga 2050-T84 mostrando, em sinal de campo claro, precipitados finos dentro dos grãos, e precipitados grosseiros nos contornos de grãos, e os respectivos mapeamentos elementares de raios-X através de EDX. (b) Al, (c) Mn, (d) Mg, (e) Cu e (d) Zn. [12]	51
Figura 2-8. Visão tridimensional da microestrutura da liga 2198-T851. Reagente Keller. Aumento 200x. [8;11]	52
Figura 2-9. Ilustração do processo FSW. [32] (Adaptado).	54
Figura 2-10. Ferramentas para FSW. [35] (Adaptado)	55
Figura 2-11. Diferentes perfis de suportes para FSW. (a) suporte de espiral. (b) superfície plana ou côncava. (c) . (d) suporte em hélice. (e) superfície escalonada. [29].....	57
Figura 2-12. Exemplos de pinos com rosca. [40]	58
Figura 2-13. Cônico roscado para soldagem por FSW. [40]	59
Figura 2-14. Distribuição de temperatura na seção transversal da peça de trabalho durante o processo de FSW. [43] (Adaptado)	60
Figura 2-15. Ciclo térmico obtido por experimentos e por modelos numéricos com diferentes velocidades. [45].....	61
Figura 2-16. Representação esquemática típica de uma seção transversal soldada por FSW mostrando as regiões metal base (MB). Zona Termicamente afetada (ZTA). Zona termomecanicamente afetada (ZTMA). Zona Misturada (ZM). [48] (Adaptada).....	63
Figura 2-17. Imagem por EBSD do Zona Misturada da liga 6063-T3. [56]	66
Figura 2-18. Região de transição entre a região do centro da solda e da zona termomecanicamente afetada. [54].....	67
Figura 2-19. Mapas de orientação de imagem por ângulos de Euler da ZTA Al em duas regiões na junta: a) a 1,4 mm e b) a 1,0 mm do topo da junta. As imagens revelam a diferença no tamanho de grão entre ambas as regiões. [56].....	68

Figura 2-20. Perfis de dureza das juntas da liga de Al-Cu-Li 2050 com tratamentos térmicos T3 e T8. [53]	70
Figura 2-21. Perfil de dureza de diferentes juntas soldadas por FSW. Medidas a partir do topo. [59]	71
Figura 2-22. Perfis de dureza das juntas dissimilares de alumínio 2024-T3 e 7075-T6 soldadas por FSW. [60]	71
Figura 2-23. Representação dos campos de zona plástica. (a) representação das deformações plástica e elástica na frente da trinca. (b) representação gráfica dos limites entre a deformação plástica e elástica na frente da trinca. [67]	75
Figura 2-24. Abertura da ponta da trinca como resultado do embotamento de trincas inicialmente agudas. [69]	76
Figura 2-25. Representação do método de definição de $\delta 90$. [69]	77
Figura 2-26. Definição da área para cálculo de J. [70]	78
Figura 2-27. Especificações para cálculo de dimensões do corpo de prova do tipo SE(B). [70]	78
Figura 2-28. Curva Carga vs COD para diferentes corpos de prova da liga de alumínio 2024. [75]	82
Figura 2-29. Esquema de propagação de trinca por fadiga no estágio II pelo modelo de Laird (1978). [78]	85
Figura 2-30. Curva da/dN em função da variação da intensidade de tensão, mostrando os estágios do fenômeno de fadiga. [65]	87
Figura 2-31. Curva de propagação de trinca por fadiga em ligas de alumínio de alta resistência. [8;19]	88
Figura 2-32. Curva de propagação de trinca por fadiga da liga de alumínio 7050-T7451. [8;81]	89
Figura 2-33. Resultados dos ensaios de propagação de trinca por fadiga na região II das ligas de alumínio da série 2xxx. [8;20]	90
Figura 2-34. Correlação de propagação da trinca com a microestrutura envelhecida para evidenciar o retardamento em contornos de grãos. G: grãos; GB: contorno de grão. [84]	92
Figura 2-35 Correlação de propagação da trinca com a microestrutura superenvelhecida sem efeito nos contornos de grãos. G: grãos; GB: contorno de grão. [84]	92
Figura 2-36. Modelo cristalográfico de retardo da trinca nos contornos de grãos. [85]	93
Figura 2-37. Microtrinca de fadiga na liga Al-Li 8090 com deflexão nos contornos de grão. [85]	94
Figura 2-38. Resultados de EBSD mostrando a relação entre a orientação dos grãos e a propagação de trinca por fadiga em três chapas envelhecidas naturalmente. (a) Material A, (b) Material B, (c) Material C. (a1) material com granulação grosseira, (b1) material com granulação media, (c1) material com grãos refinados. [83]	95
Figura 2-39. Curvas de propagação de trinca por fadiga de uma liga de Al-Cu-Mg com diferentes tamanhos de grãos. [83]	96
Figura 2-40. Curvas de PTF em juntas de alumínio 2024 soldadas por FSW com diferentes parâmetros. [75]	96

Figura 2-41. Ilustração esquemática da dissolução anódica. [86]	97
Figura 2-42. Ilustração esquemática de fragilização por hidrogênio em meio aquoso. (1) Difusão líquida. (2) Descarregamento e redução. (3) Recombinação de átomos de hidrogênio. (5) Absorção do hidrogênio no metal. (6) Difusão do hidrogênio absorvido. [86]	98
Figura 2-43. Efeito do fechamento de trinca em meio corrosivo. [91]	99
Figura 2-44. Representação esquemática das combinações de fadiga mecânica e ambiente assistido na propagação de trinca. (a) propagação de trinca por fadiga em ambiente inerte. (b) corrosão sob tensão com carregamento contínuo. (c) corrosão-fadiga verdadeira decorrente dos efeitos de sinergia de carga cíclicas e ambientes agressivos. (d) corrosão-fadiga sob tensão obtido pela superposição da fadiga mecânica e corrosão sob tensão. (e) mistura de comportamento corrosivo obtido a partir da combinação de (c) e (d). [86]	101
Figura 2-45. Modelo de ruptura do filme, onde a deformação plástica na ponta da trinca quebra o filme óxido protetor, resultando na corrosão preferencial na ponta da trinca. [65]	102
Figura 2-46. Dados do ensaio e curva de regressão da taxa propagação de trinca por fadiga em meio corrosivo de ligas de alumínio em ambiente com 3,5% NaCl com frequência de carregamento de 10Hz. [88]	103
Figura 2-47. Curva da taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN) em função do fator de intensidade de tensão aplicado ΔK na região próxima ao limiar com razão de carga $R=0,1$. [19]	104
Figura 2-48. Curva de propagação de trinca por fadiga na região II da liga 2198-T851. [8]	105
Figura 2-49. Curva de propagação de trinca por fadiga na região II da liga 7050-T7451. [8]	105
Figura 2-50. Curvas de ensaios de PTF em atmosfera ambiente e em solução salina na liga 7050-T7451 soldada por FSW. [62]	106
Figura 3-1. Fluxograma de desenvolvimento de projeto e de ensaios.	109
Figura 3-2. Propriedades mecânicas das ligas de alumínio utilizadas no processo de soldagem por FSW. [8; 11; 19; 20]	110
Figura 3-3. Ferramenta para soldagem por FSW das juntas dissimilares.	111
Figura 3-4 Ferramenta para soldagem das juntas dissimilares após sucessivos testes para determinação da janela de soldagem.	112
Figura 3-5. Ferramentas para soldagem por FSW das juntas similares. (a) Ferramenta 1. (b) Ferramenta 2.	112
Figura 3-6. Imagem referente ao último teste, destacando a presença de uma grande trinca (linha vermelha) e um poro.	113
Figura 3-7 Soldagem da junta similar sobreposta. (a) Nesta imagem destaca-se a completa penetração da chapa em contato direto com o ombro da ferramenta (chapa superior), além da ausência de poros. (b) Detalhe da trinca próximo à interface das chapas.	114
Figura 3-8. Preparo da junta de topo a ser soldada. (1) Ferramenta. (2) Base do dispositivo. (3) Grapas. (4) Parafusos de ajuste e fixação lateral da junta. (5) Apoios de fixação das grapas. (6) Junta de topo. (7) Apoio de alinhamento.	115

Figura 3-9. Representação das posições dos termopares na junta dissimilar.	116
Figura 3-10. Posições dos termopares na junta similar 2198-T851.	116
Figura 3-11. Geometria e dimensões (em mm) do corpo de prova de tração da junta soldada.	119
Figura 3-12. Representação de extração dos copos de prova de tração nas juntas soldadas.	119
Figura 3-13. Corpo de prova do tipo SE(B) posicionado em flexão três pontos pronto para ensaio em criogenia. Em (1) corpo de prova; (2) extensômetro e (3) termopar.	120
Figura 3-14. Geometria e dimensões dos corpos de prova do tipo SE(B) para ensaio de CTOD com flexão três pontos.	121
Figura 3-15. Representação da extração de corpos de prova do tipo SE(B) da junta dissimilar.	121
Figura 3-16. Exemplo da técnica de medição do comprimento da trinca inicial em corpos de prova do tipo SE(B) fraturado após o ensaio de CTOD.	122
Figura 3-17. Curva carga <i>vs</i> deslocamento do ensaio realizado em corpos de prova extraído na ZTMA do lado de retrocesso da junta dissimilar soldada por FSW.	122
Figura 3-18. Representação de corpos de prova de propagação de trinca extraídos de chapas soldadas por FSW. Em (a) corpo de prova do tipo C(T) da junta de topo dissimilar. Em (b) corpos de prova do tipo M(T) extraídos da junta similar.	124
Figura 3-19. Geometria e dimensões dos corpos de prova do tipo C(T).	125
Figura 3-20. Geometria e dimensões dos corpos de prova do tipo M(T), com detalhe A do furo e dos entalhes.	125
Figura 3-21. Geometria e dimensões dos corpos de prova do tipo M(T) da liga 2198-T851 soldada por FSW, com detalhe A do furo e dos entalhes.	126
Figura 3-22. Câmara de acrílico utilizada para ensaiar copos de prova de propagação de trinca por fadiga em solução salina.	127
Figura 3-23. Corpo de prova do Tipo M(T) instrumentado e pronto para execução de ensaio de propagação de trinca por fadiga em solução salina a 3,5%NaCl. Em (1) garras superior e inferior; (2) extensômetro; (3) corpo de prova; (4) câmara de acrílico; (5) entrada e saída de solução salina no sistema.	127
Figura 3-24. Representação da extração das amostras dos corpos de prova ensaiados em propagação de trinca por fadiga.	128
Figura 4-1. Curvas de avaliação térmica da junta dissimilar.	129
Figura 4-2. Gráficos com valores de pico de temperaturas durante o processo de soldagem da junta dissimilar.	130
Figura 4-3. Curvas de avaliação térmica da junta similar.	132
Figura 4-4. Gráficos com valores de pico de temperaturas durante o processo de soldagem da junta dissimilar.	132
Figura 4-5. Características macrográficas da junta dissimilar soldada por FSW. (a) junta soldada, (b) aumento da zona misturada no detalhe A, (c) detalhe da superfície no lado de avanço, (d) detalhe da interface no lado de avanço, (e) detalhe da superfície no lado de retrocesso, (f) detalhe de descontinuidade na superfície no lado de retrocesso.	134

Figura 4-6. Seção transversal da junta dissimilar 2050-T84 com 7050-T7451 soldada por FSW.	135
Figura 4-7. Detalhamento da microestrutura da junta dissimilar.	136
Figura 4-8. Microscopia ótica da zona misturada da junta dissimilar (a) Detalhe A, (b) Detalhe B.	137
Figura 4-9. Microscopia ótica da junta dissimilar, Detalhe C.	138
Figura 4-10. Microscopia ótica da junta dissimilar. (a) Detalhe D, (b) Detalhe E.	139
Figura 4-11 Microscopia ótica da junta dissimilar, Detalhe F.	140
Figura 4-12. Microscopia ótica da junta dissimilar, Detalhe G.	141
Figura 4-13. Características macrográficas da junta similar soldada por FSW. (a) junta soldada, (b) detalhe da B da junta soldada (c) detalhe da superfície no lado de avanço, (d) detalhe da superfície no lado de retrocesso, (e) aumento da zona misturada.	142
Figura 4-14. Seção transversal da junta similar 2198-T851 soldada por FSW.	143
Figura 4-15. Microscopia ótica da zona misturada da junta de topo similar 2198-T851 soldada por FSW.	143
Figura 4-16. Microscopia ótica das regiões de interface da ZTMA e ZTA no lado de avanço da junta de topo similar 2198-T851 soldada por FSW. Aumento 20x.	144
Figura 4-17. Microscopia ótica das regiões de interface da ZTMA e ZTA no lado de retrocesso da junta de topo similar 2198-T851 soldada por FSW. Aumento 20x.	144
Figura 4-18. Região de análise de EBSD na junta dissimilar.	145
Figura 4-19. Análise de EBSD na zona misturada da junta dissimilar.	146
Figura 4-20. Análise de relação entre o contorno de grão no Zona Misturada da junta dissimilar	146
Figura 4-21. Análise de EBSD nas regiões de ZTA e ZTMA no lado de avanço da junta dissimilar	147
Figura 4-22. Análise de relação entre o contorno de grão nas regiões de ZTA e ZTMA no lado de avanço da junta dissimilar.	147
Figura 4-23. Análise de EBSD nas regiões de ZTA e ZTMA no lado de retrocesso da junta dissimilar	148
Figura 4-24. Análise de relação entre o contorno de grão nas regiões de ZTA e ZTMA no lado de retrocesso da junta dissimilar.	148
Figura 4-25. Análise de EBSD na zona misturada da junta similar.	149
Figura 4-26. Análise de relação entre o contorno de grão na zona misturada no lado de retrocesso da junta similar	150
Figura 4-27. Análise de EBSD nas regiões de ZTA e ZTMA da junta similar.	150
Figura 4-28. Análise de relação entre o contorno de grão nas regiões de ZTA e ZTMA no lado de retrocesso da junta dissimilar.	151
Figura 4-29. Perfil de Dureza da junta dissimilar soldada por FSW	152
Figura 4-30. Mapa de dureza da seção transversal da junta dissimilar soldada por FSW	152

Figura 4-31. Perfil de Dureza da junta dissimilar soldada por FSW	154
Figura 4-32. Mapa de dureza da seção transversal da junta similar soldada por FSW	154
Figura 4-33. Curvas de ensaios de tração nos metais base e na junta dissimilar.	155
Figura 4-34. Propriedades mecânicas dos metais base e da junta dissimilar soldadas por FSW.....	155
Figura 4-35. Detalhamento da fratura nos corpos de prova de ensaio de tração da junta dissimilar	157
Figura 4-36. Superfície de fratura dos corpos de prova da junta dissimilar. (a) retrocesso. (b) avanço.....	158
Figura 4-37 Curvas de ensaios de tração da junta similar soldada por FSW.	158
Figura 4-38. Propriedades mecânicas dos metais base e da junta dissimilar soldadas por FSW.....	159
Figura 4-39. Detalhamento da fratura nos corpos de prova de ensaio de tração da junta dissimilar.	160
Figura 4-40. Curvas dos ensaios de tenacidade a fratura δ nos metais base 7050-T7451 e 2050-T84 em temperatura ambiente e criogenia.	162
Figura 4-41. Curvas dos ensaios de tenacidade a fratura δ na ZTMA nos lados de retrocesso e avanço e na zona misturada em temperatura ambiente.	163
Figura 4-42. Gráfico para comparação da tenacidade à fratura nos metais base e nas regiões da junta soldada.	164
Figura 4-43. Fraturas dos corpos de prova do metal base para ensaio de CTOD. (a) CP7050-CP 2 ensaiado a 23°C. (b) CP 7050-CP4 ensaiado a -54 °C.....	164
Figura 4-44. Fraturas dos corpos de prova do metal base para ensaio de CTOD. (a) CP2050-1 ensaiado a 23°C. (b) CP2050-4 ensaiado a -54 °C.....	165
Figura 4-45. Fraturas do corpo de prova do lado de retrocesso para ensaio de CTOD.....	166
Figura 4-46. Fraturas do corpo de prova do Zona Misturada para ensaio de CTOD.	166
Figura 4-47. Fraturas do corpo de prova do lado de retrocesso para ensaio de CTOD.....	167
Figura 4-48. Curvas de propagação de trinca por fadiga em ar e meio corrosivo do MB 2050-T84 e do lado de avanço da junta soldada	168
Figura 4-49. Curvas de propagação de trinca por fadiga em ar e meio corrosivo do MB 7050-T7451 e do lado de retrocesso da junta soldada.	169
Figura 4-50. Curvas de propagação de trinca por fadiga e ar e em meio corrosivo dos metais base e da junta dissimilar.....	170
Figura 4-51. Curvas de propagação de trinca por fadiga em ar e meio corrosivo do MB 2198-T851 e da junta soldada.	171
Figura 4-52. Avaliação do sentido preferencial de propagação da trinca no MB da liga 2050-T84 em atmosfera salina. (a) MEV, (b) EBSD, (c) Fator Schmid.	173
Figura 4-53. Avaliação do sentido preferencial de propagação da trinca no MB da liga 7050-T7451 em atmosfera salina. (a) MEV, (b) EBSD, (c) Fator Schmid.	175

Figura 4-54. Avaliação do sentido preferencial de propagação da trinca no MB da liga 2198-T851 em atmosfera ambiente. (a) MEV, (b) EBSD, (c) detalhes do EBSD.	176
Figura 4-55. Avaliação do sentido preferencial de propagação da trinca no MB da liga 2198-T851 em atmosfera ambiente usando a técnica de Fator Schmid.	177
Figura 4-56. Avaliação do sentido preferencial de propagação da trinca no Zona Misturada da junta similar em atmosfera ambiente. (a) trinca, (b) Detalhe D, (c) Detalhe E.	178
Figura 4-57. Avaliação do sentido preferencial de propagação da trinca no Zona Misturada da junta similar em atmosfera salina. (a) MEV, (b) EBSD, (c) MEV IQ, (d) Fator Schmid.	179

LISTA DE TABELAS

Tabela 2-1 Composição química da liga de alumínio aeronáuticas de alta resistência 7050-T7451. [8;10;11].....	43
Tabela 2-2. Composição química da liga de alumínio aeronáutica de alta resistência 2050-T84. *ppm (parte por milhão). [19;20].....	49
Tabela 2-3 Composição química da liga de alumínio aeronáuticas de alta resistência 2198-T78451. ND - não detectado. [8;11].....	52
Tabela 2-4. Relações dimensionais da ferramenta FSW com espessura da chapa para ferramenta convencional. [33].....	56
Tabela 2-5. Propriedades do aço H13 utilizado na fabricação da ferramenta para soldagem por FSW de ligas de alumínio. [33].....	57
Tabela 2-6. Condições de soldagem quanto a temperatura gerada pelo processo. [46]	61
Tabela 2-7. Valores de dureza para diferentes regiões de juntas de alumínio soldadas por FSW.....	69
Tabela 2-8 – Valores para avaliação em porcentagem da resistência de juntas soldadas por FSW em relação ao metal base.....	72
Tabela 2-9. Resultados de tenacidade à fratura <i>KIC</i> em ligas de alumínio de alta resistência. [12; 19]	81
Tabela 2-10. Resultados da região de Paris para os ensaios de propagação de trinca por fadiga no material base da liga de alumínio 7050-T7451 em atmosfera ambiente. [12]	89
Tabela 2-11. Resultados da região de Paris para os ensaios de propagação de trinca por fadiga no material base da liga de alumínio AA2198-851 em atmosfera ambiente. [8]	89
Tabela 2-12. Resultados da região de Paris para os ensaios de propagação de trinca por fadiga no material base da liga de alumínio 2050-T84 em atmosfera ambiente. [20]	90
Tabela 3-1. Composições químicas das ligas de alumínio de grau aeronáutico soldadas por FSW. [8; 11; 19; 20]	110
Tabela 3-2. Principais dimensões da ferramenta para soldagem da junta dissimilar por FSW.	111
Tabela 3-3. Janela de soldagem das juntas dissimilares.	112
Tabela 3-4. Principais dimensões das ferramentas 1 e 2 para soldagem por FSW.	113
Tabela 3-5. Parâmetros para soldagem das juntas de topo de alumínio.	115
Tabela 3-6. Descrição da posição dos termopares para avaliação do ciclo térmico nas chapas soldadas.	116
Tabela 4-1. Parâmetros de influência de temperatura durante a soldagem da junta dissimilar.	131
Tabela 4-2 Parâmetros de influência de temperatura durante a soldagem da junta dissimilar.	132
Tabela 4-3. Características das juntas dissimilares e similares soldadas por FSW.....	133
Tabela 4-4. Resultados da região de Paris para os ensaios de propagação de trinca por fadiga no material base e na junta dissimilar referente à da liga de alumínio 2050-T84.	168

Tabela 4-5. Resultados da região de Paris para os ensaios de propagação de trinca por fadiga no material base e na junta dissimilar referente à da liga de alumínio 7050-T7451. 169

Tabela 4-6. Resultados da região de Paris para os ensaios de propagação de trinca por fadiga no material base e na junta soldada da liga de alumínio 2198-851. 171

LISTA DE QUADROS

Quadro 2-1. Condições das fases de equilíbrio das ligas de alumínio da série 7xxx. [5]	42
Quadro 2-2. Condições das fases de equilíbrio das ligas de alumínio da série 7xxx. [17]	47
Quadro 4-1. Resultados dos ensaios de tenacidade a fratura δ no metal base 7050-T7451 em temperatura ambiente.	161
Quadro 4-2. Resultados dos ensaios de tenacidade a fratura δ no metal base 7050-T7451 em criogenia.	161
Quadro 4-3. Resultados dos ensaios de tenacidade a fratura δ no metal base 2050-T848 em temperatura ambiente.	161
Quadro 4-4. Resultados dos ensaios de tenacidade a fratura δ no metal base 2050-T848 em criogenia.	161
Quadro 4-5. Resultados dos ensaios de tenacidade a fratura δ na ZTMA no lado de retrocesso.	162
Quadro 4-6. Resultados dos ensaios de tenacidade a fratura δ na ZTMA no lado de avanço.	163
Quadro 4-7. Resultados dos ensaios de tenacidade a fratura δ na zona misturada.	163

LISTA DE SÍMBOLOS

a – comprimento de trinca
 a_n – comprimento de trinca nominal
 $2a$ – comprimento total de uma trinca interna em uma chapa plana
 A_{pl} – área plástica
 b_0 – ligamento remanescente do corpo de prova
 B – espessura do corpo de prova
 BN – espessura efetiva do corpo de prova
 C – constante de Paris
 μ – coeficiente de atrito
 da/dN – taxa de propagação de trinca por fadiga (função do número de ciclos)
 da/dt – taxa de variação do crescimento de trinca pelo tempo
 Δ – tenacidade à fratura elasto-plástica CTOD
 ΔK – variação do fator intensidade de tensão
 ΔK_I – variação do fator de intensidade de tensão no modo de carregamento I
 ΔK_0 – variação do fator de intensidade de tensão limite
 ΔK_{0ap} – variação do fator de intensidade de tensão limite aplicado
 $\Delta K_{0ap(3,5\%)}$ – variação do fator de intensidade de tensão limite aplicado em névoa salina de 3,5% de NaCl
 $\Delta\sigma$ – variação de tensão uniaxial perpendicular ao plano da trinca
 E – módulo de elasticidade
 E_T – aporte térmico (J/m)
 $f(\theta)$ – fator geométrico ou de forma
 J – Componente de energia de tenacidade à fratura
 J_{el} – componente de tenacidade elástica
 J_{pl} – componente de tenacidade plástica
 K – fator intensidade de tensão
 K_c – fator de intensidade de tensão crítico em tensão plana
 K_{IC} – fator intensidade de tensão crítico em deformação plana
 K_I – fator intensidade de tensão no modo I de abertura da trinca
 K_{ICST} – fator de intensidade de corrosão sob tensão
 K_{II} – fator intensidade de tensão no modo II de abertura da trinca
 K_{III} – fator intensidade de tensão no modo III de abertura da trinca
 K_Q – valor provisório de tenacidade a fratura
 K_{MAX} – fator de intensidade de tensão máximo
 K_{MIN} – fator de intensidade de tensão mínimo
 K_{Op} – fator de intensidade de tensão de abertura da trinca
 K_t – fator de entalhe
 m – expoente de Paris
 N_i – número de ciclos para iniciar a trinca
 N_p – número de ciclos para propagar a trinca
 η_{pl} – fator adimensional eta plástico
 P – carga
 $P_{Máx}$ – carga máxima
 P_Q – carga de ruptura
 r – raio da ponta da trinca

R – razão de carga ou razão de tensão ou razão de fator de intensidade de tensão

σ - tensão

σ_a - tensão aplicada

σ_{ij} - componente de tensão

σ_{MAX} - tensão máxima

σ_n - tensão nominal

σ_y - limite de escoamento

v_c - deslocamento

V_r – velocidade de rotação

V_s – velocidade de soldagem

W – largura do corpo de prova

LISTA DE ABREVIACÕES

ABNT – Associação Brasileira de Normas Técnicas
ASTM – American Society for Testing and Materials
AWS - American Welding Society Standard
CFC – estrutura cúbica de face centrada
CMOD – crack opening displacement
CNC – comando numérico por computador
CST – corrosão sob tensão
C(T) – compact tension specimen
EBSD - *electron back scatter diffraction*
EDX – energia dispersiva de raio X
EMBRAER - Empresa Brasileira de Aeronáutica
FSW – *Friction Stir Welding*
MB – metal base
MEV – microscópio eletrônico de varredura
METV – microscopia eletrônica de transmissão por varredura
MFLE – mecânica da fratura linear elástica
MFEP – mecânica da fratura elasto-plástica
MIG - *metal inert gas*
PI – Partículas Intermetálicas
PS – pico de soldagem
PTF – propagação de trinca por fadiga
Rpm – rotação por minuto
RV - Razão de Velocidade
SE(B) – single edge bending
TC – taxa de corrosão
TIG - *tungsten inert gas*
ZGP - zona de Guiner-Preston
ZM – Zona Misturada
ZTA – zona termicamente afetada
ZTMA – zona termomecanicamente afetada

SUMÁRIO

RESUMO	13
ABSTRACT	15
LISTA DE FIGURAS	17
LISTA DE TABELAS	25
LISTA DE QUADROS	27
LISTA DE SÍMBOLOS	29
LISTA DE ABREVIACÕES	31
1. INTRODUÇÃO	37
1.1 MOTIVAÇÃO PARA DESENVOLVIMENTO DO PROJETO	40
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	41
2.1 LIGAS DE ALUMÍNIO	41
2.1.1 Ligas de Alumínio da Série 7xxx	41
2.1.2 Liga de alumínio 7050-T7451 (Al-Zn-Mg-Cu-Zr)	43
2.1.3 Ligas de Alumínio-Lítio	45
2.1.4 Sistema Ternário Al-Cu-Li.....	47
2.1.5 Liga de Alumínio-Lítio 2050- T84 (Al-Cu-Li)	48
2.2 SOLDAGEM POR FSW EM LIGAS DE ALUMÍNIO	52
2.2.3 Parâmetros de Soldagem por FSW	54
2.2.4 Ferramentas para Soldagem por FSW	55
2.3 INFLUÊNCIA DOS CICLOS TÉRMICOS EM FSW	59
2.4 CARACTERÍSTICAS MICROESTRUTURAIS DE LIGAS DE ALUMÍNIO SOLDADAS POR FSW	62
2.5 COMPORTAMENTO MECÂNICO DE LIGAS DE ALUMÍNIO SOLADAS POR FSW.....	68
2.5.1 Perfil de Dureza.....	69
2.5.2 Ensaio de tração em ligas de alumínio soldadas por FSW	72
2.6 MECÂNICA DA FRATURA.....	73
2.6.1 Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP)	75
2.6.2 Tenacidade à Fratura CTOD (Crack Tip Opening Displacement).....	76
2.6.3 Metodologia experimental do ensaios de (δ) definida pela norma ASTM E1820-18 77	
1.6.3 Tratamento de dados dos ensaios de CTOD	78
2.6.4 Tenacidade a fratura em ligas de aluminio soldadas por FSW	80
2.7 PROPAGAÇÃO DE TRINCAS POR FADIGA (PTF) EM LIGAS DE ALUMÍNIO	83

2.7.1	Detalhamento da Região I – Região Limiar ΔK_0	87
2.7.2	Detalhamento da Região II- Propagação da trinca (Curva de Paris).....	88
2.7.3	Propagação de Trinca por Fadiga (PTF) em Ligas de Alumínio Soldadas por FSW 90	
2.8	CORROSÃO FADIGA.....	97
2.8.1	Corrosão Fadiga em Ligas de Alumínio	102
2.8.2	Corrosão Fadiga em Ligas de Alumínio Soldadas por FSW	106
3.	METODOLOGIA	109
3.1	MATERIAIS	109
3.2	DETERMINAÇÃO DA JANELA DE SOLDAGEM	110
3.2.3	Procedimento de Soldagem.....	115
3.3	AValiação Térmica Durante o Processo de Soldagem	116
3.4	CARACTERIZAÇÃO MATERIALOGRÁFICA DA REGIÃO DE SOLDA	117
3.4.1	Microscopia Ótica	117
3.4.2	Avaliação Microestrutural por EBSD (Electron Back Scatter Diffraction)	117
3.5	PERFIL DE DUREZA.....	118
3.6	ENSAIOS DE TRAÇÃO	118
3.7	ENSAIO DE TENACIDADE À FRATURA (CTOD).....	119
3.7.1	Procedimento de Ensaio	119
3.7.2	Método de Cálculo de CTOD	122
3.8	PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA (da $\sqrt{dN}$) E CORROSÃO-FADIGA	123
3.8.1	Propagação de Trinca por Fadiga (da $\sqrt{dN}$) em Atmosfera Ambiente.....	124
3.8.2	Propagação de Trinca por Fadiga (da $\sqrt{dN}$) em Solução Salina.....	126
3.9	ANÁLISE DO CAMINHO PREFERENCIAL DE PROPAGAÇÃO DA TRINCA POR FADIGA NO ESTÁGIO II.	128
4.	RESULTADOS E DISCUSSÕES	129
4.1	AValiação DO CICLO Térmico DO Processo de Soldagem	129
4.1.1	Avaliação Térmica da Junta Dissimilar	129
4.1.2	Avaliação Térmica da Junta Similar	131
4.2	AValiação MACRO E MICROESTRUTURAL DAS JUNTAS SOLDADAS.....	133
4.2.1	Avaliação Microestrutural da Junta Dissimilar	133
4.2.2	Avaliação Microestrutural da Junta Similar.....	141
4.3	AValiação MICROESTRUTURAL POR EBSD (<i>ELECTRON BACK SCATTER DIFFRACTION</i>)	145
4.3.1	Avaliação por EBSD da Junta Dissimilar	145

4.3.1	Avaliação por EBSD da Junta Similar	149
4.4	COMPORTAMENTO MECÂNICO	151
4.4.1	Perfil de Dureza da Junta Dissimilar	151
4.4.2	Perfil de Dureza da Junta Similar	153
4.4.3	Ensaio de Tração na Junta Dissimilar	154
4.4.4	Ensaio de Tração na Junta Similar	158
4.5	TENACIDADE A FRATURA CTOD (CRACK TIP OPENING DISPLACEMENT)	160
4.6	PROPAGAÇÃO DE TRINCAS POR FADIGA	167
4.6.1	Propagação de trincas por fadiga e corrosão fadiga nos metais base e na junta dissimilar	167
4.6.2	Propagação de trincas por fadiga e corrosão fadiga nos metais base e na junta similar	170
4.7	ANÁLISE DO CAMINHO PREFERENCIAL DE PROPAGAÇÃO DA TRINCA POR FADIGA	172
4.7.1	Avaliação da propagação de trinca no metal base 2050-T84 em solução salina	172
4.7.2	Avaliação da propagação de trinca no metal base 7050-T7451 em solução salina	174
4.7.3	Avaliação da propagação de trinca no metal base 2198 e na junta similar em ar solução salina	175
5.	CONCLUSÕES	181
5.1	Procedimento de Soldagem	181
5.2	Conclusões sobre a junta dissimilar	181
5.3	Conclusões sobre a junta similar	182
	TRABALHOS FUTUROS	183
	REFERENCIAS	185

1. INTRODUÇÃO

O desenvolvimento de novas tecnologias para o aperfeiçoamento das linhas de produção aprimora diversos ramos da Indústria Metalmeccânica, tornando o mercado altamente competitivo e dinâmico. No que se diz respeito à indústria aeronáutica, somente o desenvolvimento de novas tecnologias podem permitir a concepção de aeronaves mais modernas. Para tais benefícios uma das atuais alternativas é a aplicação do processo de soldagem por fricção e mistura (FSW- *Friction Stir Welding*). Essa técnica consiste na união de juntas metálicas ainda no estado sólido, cujos materiais podem ser dissimilares, ou seja, de classes ou famílias diferentes, de difícil soldagem por fusão, possuir propriedades mecânicas distintas, espessuras variadas e que resultam em junções que combinem as melhores propriedades dos dois materiais para em uma única peça. Nesse sentido, um material de alta resistência estática, com relativamente baixa tenacidade e resistência à fadiga pode ser soldado a um material de alta resistência à propagação de trinca por fadiga, o que é de grande interesse para a indústria aeronáutica devido aos ganhos de peso e de custo de operação que esse tipo de junção pode gerar.

Atualmente diversas estruturas são unidas à fuselagem através de rebites onde os furos da rebitagem são concentradores de tensão críticos, principalmente para os cantos, onde a concentração de tensão é naturalmente mais intensa. Além disso, a produção de juntas com rebites é onerosa e introduz aumento de peso causado pelo material sobreposto, utilização de reforços, rebites, selantes e interruptores de trinca. Em contraste ao método de rebitagem a junta soldada é realizada na configuração de topo e o resultado é uma junta de alta qualidade e de difícil reconhecimento após a pintura dos painéis.

Portanto, verifica-se que o método de soldagem por FSW tornou-se interessante na execução de projetos de aeronaves militares e comerciais e apresentou excelentes resultados na fabricação de pisos de aviões de carga, portas de trem de pouso, carenagens. A fabricação por FSW de tanques criogênicos em escala reduzida apresentou propriedades da solda superiores às técnicas de soldagem por fusão e na cabine da aeronave *Eclipse 500*, **Figura 1.1**, inicialmente foram substituídos mais de 7000 prendedores por reforçadores da liga de alumínio da série 7xxx soldados aos revestimentos de liga 2xxx e depois o processo foi estendido para a fuselagem e asas. [1]

Figura 1-1. Montagem dos revestimentos de cabines feitos por FSW. [1]

Além de eliminar os concentradores de tensão provenientes da rebitagem, o processo por FSW proporciona uma melhora na eficiência estrutural, aumento da vida em fadiga, aumento dos intervalos de inspeção nessa região específica, menor susceptibilidade à corrosão, outras vantagens são a redução de número de partes em um conjunto, ou seja, um produto mais integral (*monolitização*), redução de custos de montagem, de projeto e de manutenção, com possíveis reduções de gastos de “não qualidade”, uma vez que o processo é automatizado.

Um dos grandes problemas que surgem, da aplicação dos processos de soldagem em geral, é a introdução mudanças nas propriedades nas peças e componentes soldados. Quanto aos processos de soldagem convencionais já existe extensa literatura relatando o problema bem como sua influência no comportamento das estruturas soldadas e muitas metodologias para a solução dos mesmos. Em se tratando de novos e recentes processos de soldagem por FSW, o assunto tenacidade, fadiga e corrosão-fadiga ainda é bastante obscuro, necessitando de estudos criteriosos no intuito esclarecer a influência destes comportamentos nos componentes, principalmente quanto à vida e propagação de trincas por fadiga nas condições reais de operação dos mesmos.

O princípio do processo FSW tem início na difícil determinação da janela de soldagem a partir do projeto de uma ferramenta cuja geometria, dimensões e propriedades do material que é usinada são específicas para o tipo de material e de junta a se soldar. Essa ferramenta é composta basicamente por um ombro e um pino que têm a função de aquecer e misturar as bordas das juntas. Para esse fim, faz-se necessária a determinação da janela de soldagem com testes sucessivos e subsequentes, cujo objetivo é estabelecer os parâmetros pertinentes que possibilitem a movimentação e a deformação plástica dos metais e que garantam a penetração adequada do pino, resultando em um cordão de solda com boa integridade.

Nesse contexto, o objetivo principal desse trabalho foi de determinar a janela de soldagem por fricção e mistura de juntas de topo dissimilares compostas pelas ligas de alumínio-lítio 2050-T84 posicionada no lado de avanço e liga de alumínio 7050-T7451 no lado de retrocesso e da junta similar 2198-T851. As ligas que compõem a junta dissimilar foram escolhidas com cunho meramente investigativo, de tal forma que os resultados aqui obtidos poderão abrir uma série de possibilidades de aplicações nas junções de partes estruturais à fuselagem das aeronaves. Enquanto que a liga 2198-T851 é utilizada na fuselagem das aeronaves, e a possibilidade de trocar o processo de rebiteagem entre as placas pelo processo de soldagem torna-se muito interessante como já mencionado.

Após a efetivação de ambas janelas de soldagem foram realizadas análises térmicas cujas curvas de temperatura indicaram picos de soldagem elevados caracterizando ambas condições de soldagem a quente. Isso resulta em intensa movimentação do material no estado visco-plástico e por consequência na intensa variação microestrutural.

A validação e certificação das juntas soldadas tiveram início com a avaliação metalográfica da juntas soldadas, e para tanto foram extraídas amostras da seção transversal para a realização de avaliações microestruturais por microscopia ótica (MO) para identificar as regiões de metal base (MB), zona termicamente afetada (ZTA), zona termomecânica afetada (ZTMA) e zona misturada (ZM) e, a análise por EBSD (*Electron Back Scatter Diffraction*) que identificou diferentes orientações cristalográficas e de contornos de grão em cada região. Os ensaios de perfil de dureza apresentaram curvas em “W” típicas de ligas de alumínio nessas condições e os ensaios de tração mostraram queda de propriedades como esperado, uma vez que os melhores resultados encontrados na literatura foram em juntas soldadas com tratamento térmico posterior. Devido à espessura de 6mm da junta dissimilar foi possível avaliar a tenacidade a fratura por CTOD (*Crack Tip Opening Displacement*), que apresentou resultados excelentes com aumento de até 11 vezes quando comparados com os metais base.

Para encerrar a campanha de ensaios também foram realizadas análises de propagação de trinca por fadiga e corrosão fadiga. Os ensaios foram conduzidos em distintos meios como, atmosfera ambiente e solução salina aquosa a 3,5% de NaCl. A partir desses ensaios foram levantadas curvas $da/dN \times \Delta K$ e apresentadas as condições mais críticas tanto pelo comportamento da curva e pelos valores das constantes de Paris quanto pelo Fator de Schmid que indicou o sentido preferencial de crescimento da trinca em Contornos de Alto Ângulo (CAA) e portanto desaceleram a propagação da trinca por fadiga.

1.1 MOTIVAÇÃO PARA DESENVOLVIMENTO DO PROJETO

Em Agosto do ano de 2103 o projeto de pesquisa inicial para o desenvolvimento deste doutoramento consistia em na investigação das propriedades microestruturais, mecânicas, fadiga, corrosão-fadiga e corrosão sob tensão de juntas de topo dissimilares compostas pelas ligas de alumínio 2024-T3 e 7475-T7351 soldadas por fricção e mistura (FSW), cujo mote principal deste estudo referia-se à ideia da substituição do processo de rebiteagem hoje utilizado na região da estrutura da janela da aeronave para processo de FSW onde economizaria com esta alteração de processo. No entanto com a falta de entendimento entre os setores jurídicos da Escola de Engenharia de São Carlos (EESC-USP) e da Empresa Brasileira de Aeronáutica (Embraer) o projeto foi cancelado depois de aproximadamente dois anos de negociações e a situação agravada com a crise econômica e política no país.

Em meio a tantos dissabores decidimos trabalhar com os materiais disponíveis a partir de então, foram feitas pesquisas na literatura sobre o desenvolvimento do processo e da ferramenta ideal para cada tipo de junta e com auxílio da equipe de soldagem por FSW no Laboratório Nacional de Nano Tecnologia (LNNano) localizado no Centro Nacional de Pesquisa em Energia e Materiais (CNPEM). Foram determinadas todas as janelas de soldagem das juntas de topo dissimilares com as ligas 2050-T84 e 7050-T7451 e similares 2198-T851 e 2524-T3. Em seguida, para validação e certificação das juntas soldadas foram feitos a avaliação metalográfica e os ensaios de tenacidade, fadiga e corrosão fadiga.

Todo esse desenvolvimento resultou até o momento neste doutoramento, um mestrado, sete trabalhos de iniciação científica, dois trabalhos de conclusão de curso, parceria com projeto temático da FAPESP 2013-13235-6 em andamento sob coordenação da Prof.^a Dr.^a Isolda Costa da Escola Politécnica da USP, intitulado Estudo da Corrosão localizada e caracterização da resistência a corrosão associada a fadiga na região de solda em ligas de alumínio de elevada resistência soldadas por fricção (FSW).

Além de trazer essa nova perspectiva de desenvolvimento do projeto das ferramentas adequadas e da janela de processo de soldagem por FSW para o Núcleo de Ensaios Mecânicos e Análises de Falhas (NEMAF), essa pesquisa possibilitou o aprofundamento de investigação microestrutura como recebida e da região da solda com o auxílio da técnica de EBSD, cujo principal objetivo foi de identificar, de forma detalhada, os planos de escorregamento da trinca usando Fator de Schmid em corpos de prova ensaiados em atmosfera ambiente e em solução salina.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 LIGAS DE ALUMÍNIO

O alumínio é o metal não-ferroso que excelentes condutividades térmica e elétrica, é resistente a corrosão atmosférica em meio aquoso e sistemas químicos e oleosos. As características mais importantes das ligas de alumínio são: a baixa densidade de $2,7g/cm^3$ e versatilidade de obtenção de propriedades físicas e mecânicas específicas, com a adição de elementos de liga e aplicação de tratamentos térmicos. [2]

Quando não há adição de elementos de liga sua resistência mecânica é baixa e sua resistência a corrosão depende da persistência do filme natural isolante de alumina que se forma rapidamente quando há exposição ao oxigênio. Esse filme protege o metal contra a corrosão em atmosferas neutras pois, os elétrons produzidos por reações de oxidação não atingem a interface entre o óxido e o meio, protegendo o metal da ação de reações catódicas e barrando a ação corrosiva [2]. A quebra do filme expõe o material ao ataque de agentes corrosivos, determinando assim, o prosseguimento sucessivo da corrosão.

A escolha da liga de alumínio para um determinado produto depende das propriedades químicas, físicas e mecânicas necessárias para sua utilização, associada ao menor custo. Em vista disso um grande número de ligas foi desenvolvido como resposta. Na indústria aeronáutica esse material é empregado com o objetivo de reduzir o peso estrutural, no entanto devem exibir bom comportamento mecânico de tenacidade associado à resistência à fadiga e corrosão-fadiga garantindo excelentes propriedades químicas e mecânicas.

2.1.1 *Ligas de Alumínio da Série 7xxx*

As ligas de alumínio da série 7xxx são compostas pelo sistema Alumínio-Zinco-Cobre (Al-Zn-Cu), onde o Zn é o elemento de liga principal, e apresenta teores entre 1% e 8%. Adições de Mg, Cr e Cu são comuns e resultam em ligas tratáveis termicamente de elevada resistência mecânica, apesar de possuírem elevados valores de resistência também são caracterizadas pela baixa resistência à corrosão sob tensão. [3]

Nessas ligas são realizados tratamentos térmicos de envelhecimento com objetivo de favorecer uma nucleação estável de precipitados finos e uniformemente distribuídos na matriz de alumínio [3]. A curva da **Figura 2.1** representa as etapas do processo de envelhecimento onde inicialmente é realizada em temperaturas mais baixas priorizando uma elevada taxa de

nucleação e na etapa seguinte, com temperaturas mais altas, é priorizada a cinética da reação de crescimento dos precipitados.

Figura 2-1. Diagrama representativo da curva de tratamento térmico de envelhecimento de ligas de alumínio da série 7xxx. [4] (Adaptada)

A alta resistência mecânica pode ser atribuída a formação de precipitados coerentes e semi-coerentes das fases θ' (Al_2Cu) e η' (Zn_2Mg) no entanto, a grande densidade de partículas intermetálicas (PIs) que comprometem a resistência à corrosão, resultando em corrosão localizada, que é um precursor de iniciação de trincas por fadiga [5;6;7]. Essa família de ligas é basicamente dividida em quatro grupos de acordo com as fases de equilíbrio, condicionadas pela relação Zn/Mg , como mostrado no **Quadro 2.1**.

Quadro 2-1. Condições das fases de equilíbrio das ligas de alumínio da série 7xxx. [5]

Relação	Zn/Mg	Fase de Equilíbrio
1	$\text{Zn}/\text{Mg} \leq 1/6$	Mg_5Al_8
2	$1/6 \leq \text{Zn}/\text{Mg} \leq 7/3$	$\text{Mg}_{23}\text{Zn}_2\text{Al}_{12}$
3	$7/3 \leq \text{Zn}/\text{Mg} \leq 7/11$	MgZn_2 e $(\text{AlZn}_2)_{49}\text{Mg}_{32}$
4	$\text{Zn}/\text{Mg} > 10:1$	MgZn_{11}

Segundo Moreto [8], os limites indicados referem-se ao Zn e Mg livres, sendo modificados pela adição de outros elementos que os estabilizem. A adição de Cu promove o aparecimento de outras fases como AlCuMg , Al_2Cu , AlCuMg_2 e Al_6CuMg_4 , que são dependentes da concentração dos elementos base do sistema. Vale a pena ressaltar que na relação 3, em temperaturas inferiores a 200°C , a fase de equilíbrio é MgZn_2 (η) e acima de 300°C a fase de equilíbrio predominante é $(\text{AlZn}_2)_{49}\text{Mg}_{32}$.

O tratamento térmico das ligas dessa família consiste basicamente no desenvolvimento do mecanismo de endurecimento por precipitação. Para ligas sujeitas ao tratamento térmico T7451 há formação de precipitados de segunda fase como:

- ✓ Al_7Cu_2Fe - Sua presença é prejudicial aos estágios subsequentes de processamento, devido a partículas grosseiras de Fe que podem agir como concentradores de tensões, resultando em trincas nas regiões adjacentes. [8]
- ✓ Mg_2Si - Esta partícula produz precipitados refinados e favorecem o endurecimento por precipitação, aumentando a resistência mecânica da liga. [8]
- ✓ Al_2CuMg - O Cu e o Mg aumentam a resistência e reduzem a densidade.

Ruchert [9] evidenciou a presença de precipitados comuns para ligas da série 7475 além da fase η ($MgZn_2$) e $Mg_3Zn_3Al_2$, geralmente encontrados nos contornos de grãos.

2.1.2 Liga de alumínio 7050-T7451 (Al-Zn-Mg-Cu-Zr)

Esta liga é produzida em placas laminadas ou extrudadas e são utilizadas em estruturas de aeronaves. Suas principais características mecânicas envolvem excelente tenacidade, boa resistência à fadiga e à corrosão. Foi desenvolvida pela Alcoa em 1970, baseada nos elementos Al, Zn, Mg e Cu. Sua composição química delineada pela Norma AMS 4341 [10] está mostrada na **Tabela 2.1**.

Tabela 2-1 Composição química da liga de alumínio aeronáuticas de alta resistência 7050-T7451. [8;10;11].

Elemento Químico	Máximo	Mínimo	7050-T7451 (AMS 4341)
Cu	2,0	2,6	2,25
Mg	1,9	2,6	1,89
Mn	0,1	-	0,01
Zr	0,8	0,15	0,10
Si	0,12	-	0,12
Ti	0,06	-	0,0
Cr	0,04	-	0,01
Fe	0,15	-	0,05
Zn	5,7	6,7	6,02
Al	Restante	Restante	Restante

A **Figura 2.2** apresenta sua característica microestrutural, onde é possível observar grãos alongados provenientes do processo de laminação e a presença de pequenas inclusões não metálicas distribuídas uniformemente. Segundo Moreto [8], essa liga apresenta possíveis precipitados de Al_7Cu_2Fe . Também foram detectadas as presenças de partículas incoerentes com Al, Fe e Cu e inclusões com Al, Silício (Si), Oxigênio (O), Magnésio (Mg) e Sódio (Na).

Figura 2-2 Microestrutura da liga de alumínio 7050-T7451. Reagente Keller. Aumento 200x. [8;11]

Pascoal [12] utilizou a técnica de Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET), evidenciou a existência da fase η e precipitados nanométricos alongados da fase η' formados pela nucleação homogênea na solução sólida supersaturada, tanto na microestrutura quanto nas interfaces metaestáveis coerentes com a matriz chamadas Zonas Guinier-Preston (ZGP).

Analisando a **Figura 2.3 (a)**, autor identificou a presença de precipitados finos dentro do grão e grosseiros nos contornos de grãos. As **Figuras 2.3 (b) a (e)** apresentam o mapeamento por energia dispersiva de raios-x (EDX) dos elementos químicos presentes no material, onde na **Figura 2.3 (b)** é possível identificar precipitados esféricos da fase Al_3Zr , que inibem a recristalização e melhoram a tenacidade do material.

Figura 2-3. Micrografia de microscopia eletrônica de transmissão (MET) mostrando, em sinal de campo claro, precipitados finos dentro dos grãos, e precipitados grosseiros nos contornos de grãos, e os respectivos mapeamentos elementares de raios-X através de EDX. (b) Zr, (c) Al, (d) Mg, (e) Cu e (f) Zn. [12]

2.1.3 Ligas de Alumínio-Lítio

O Lítio (Li) é o elemento metálico mais leve existente, com densidade de $0,54g/cm^3$ e alta solubilidade no alumínio, com cerca de 4% a $610^{\circ}C$. Em ligas de alumínio o Li aumenta simultaneamente o módulo elástico e diminui a densidade, pois a cada 1% de Li reduz a densidade cerca de 3% e aumenta o módulo de elasticidade em 6%. Essas ligas são empregadas em partes estruturais de aeronaves como fuselagem, recobrimento das asas devido sua alta resistência mecânica e baixo peso e, também em partes que necessitem de boa resistência mecânica associada a temperaturas abaixo de $150^{\circ}C$. [13]

Segundo Fendoni [13], a constante necessidade de aprimorar as ligas e produzir materiais com cada vez menos densidade e melhor resistência mecânica levou ao surgimento das primeiras ligas de alumínio-cobre-lítio. A primeira geração das ligas de Al-Cu-Li, 2020, foi produzida nos Estados Unidos na década de 1950, sua produção foi abandonada devido ao baixo nível de alongamento e péssima tenacidade à fratura. A segunda geração composta pelas ligas 2090, 2091 e 8090, foi criada com a proposta de melhorar a resistência à corrosão e aumentar suas propriedades mecânicas, no entanto resultou em ligas com excessiva anisotropia e baixa resistência a tensão corrosiva.

Recentemente a terceira geração, composta pelas ligas 2094, 2097, 2099, 2196, AA2197 e 2050, foi desenvolvida para aplicações militares e aeroespaciais e quando comparadas as ligas de Al-Cu-Li das gerações anteriores apresenta alta resistência às solicitações estáticas e tolerância ao dano [13]. Para garantir melhor desempenho durante sua aplicação, a liga base Al-Cu-Li é sujeita à adição de outros elementos resultando numa diversidade de ligas para as mais variadas aplicações e solicitações.

O tratamento térmico tem por finalidade aquecer e resfriar o material com o propósito de mudar as propriedades mecânicas, a estrutura metalúrgica ou aliviar tensões residuais existentes no material, no entanto, quando a liga Al-Cu-Li é tratada termicamente os elementos de liga formam precipitados que podem agir como concentradores de tensão e levar o material a falha [14]. A **Figura 2.4** mostra o diagrama de fases de ligas de Al-Li, estabelecido por McAlister [15] onde observa-se que entre 20 e 40% de Li, há transformações de fases a partir de 177°C.

Figura 2-4. Diagrama de fases de ligas Al-Li. [15]
Percentual de Lítio (em peso)

As fases presentes em ligas de Al-Cu-Li envolvem partículas intermetálicas como Al_2Cu , Mg_2Si e Al_2CuMg que são formadas durante a solidificação e dissolvidos por tratamentos térmicos subsequentes, dispersóides que são provenientes da homogeneização e usualmente contém partículas de Mn, Zr ou Cr como, $Al_{20}Cu_2Mn_3$, Al_3Zr e $Al_{12}Mg_2Cr$ e precipitados. Outras fases como Al_7Cu_2Fe , $Al_{12}Fe_2Si$ e Al_3Fe não são modificadas e têm menor efeito na resistência, ao contrário da tenacidade a fratura e da ductilidade. [14]

A formação das partículas de precipitados é dependente da concentração dos elementos presentes e claro, das condições do tratamento térmico aplicado. O início do envelhecimento artificial em ligas de Al-Cu pode formar as Zonas Guinier-Preston (ZGP) que formam precipitados das fases de transição coerente θ'' (Al-Cu (Mg) e semi-coerente θ' (Al_2Cu) resultando em tensões locais e alta dureza. [14]

2.1.4 Sistema Ternário Al-Cu-Li

As ligas da família 2xxx possuem o Cobre (Cu) e o Lítio (Li) como principais elementos de liga e necessitam de tratamentos térmicos de solubilização, precipitação e envelhecimento para melhorar suas propriedades mecânicas. Sob ponto de vista de corrosão, suas propriedades não são tão adequadas quanto outras ligas de alumínio, pois em determinadas condições podem favorecer a corrosão intergranular. [16]

Essas ligas ternárias dividem-se em grupos de acordo com o precipitado de equilíbrio que é condicionado pela relação Cu/Li, como mostrado no **Quadro 1.2**.

Quadro 2-2. Condições das fases de equilíbrio das ligas de alumínio da série 7xxx. [17]

Relação	Cu/Li	Fase de Equilíbrio
1	$Cu/Li > 4$	$ZGP \rightarrow \theta'' \rightarrow \theta'$
2	$Cu/Li = 2,5 - 4$	$ZGP + \delta' \rightarrow \theta'' + \theta' + \delta' \rightarrow \delta' + T_1 \rightarrow T_1$
3	$Cu/Li = 1 - 2,5$	$ZGP + \delta' \rightarrow \theta' + \delta' \rightarrow \delta' + T_1 \rightarrow T_1$
4	$Cu/Li < 1$	$\delta' + T_1 \rightarrow T_1$

Segundo Fendoni [13] ligas de Al-Cu-Li com o tratamento térmico T8 mostram alterações nas propriedades do material após o envelhecimento artificial devido aos principais precipitados presentes como:

- ✓ δ (AlLi) – Precipitados provenientes da matriz. A fragilização e a susceptibilidade de corrosão sob tensão (CST) estão associadas a esse precipitado.
- ✓ δ' (Al_3Li) – precipita-se antes do resfriamento rápido a partir da solubilização diminui a tenacidade e a ductilidade devido à presença do Li que limita o deslizamento dos grãos e é passivo ao cisalhamento.
- ✓ θ (AlCu) – É o precipitado de equilíbrio termodinâmico proveniente de θ' e θ'' e possui acentuada queda de dureza.
- ✓ β' (Al_3Zr) – Devido à presença do Zircônio (Zr) possui microestrutura fina dispersa uniformemente na matriz, melhora as propriedades de fadiga do material.

- ✓ $S'(Al_2CuMg)$ – Assim como δ' possui alta fração volumétrica na matriz. Como não é afetado pelo Li sua nucleação é difícil e ocorre preferencialmente nas discordâncias. A presença do Magnésio (Mg) reduz a densidade e melhora a resistência.
- ✓ $T_1(Al_2CuLi)$ – Esta fase é estável e sua nucleação ocorre nas ZGPs ou em discordâncias. O aumento desse precipitado aumenta a resistência da liga.
- ✓ $T_2(Al_6CuLi_3)$ – Rico em Cu é responsável pelas zonas livres de precipitados (ZLP) e pela fragilização do contorno de grão.
- ✓ Pequenas partículas dispersas de $MnAl_6$ – O Manganês (Mn) tende a produzir fases intermetálicas onde somente 0,2-0,3% são solubilizados. Este componente pode nuclear partículas de precipitados δ' .

A adição de Magnésio (Mg) e Prata (Ag) em igual proporção tem grande efeito no surgimento dos demais precipitados e no aperfeiçoamento das propriedades de tensão e dobra a resistência ao escoamento do material. Quando há adição independente destes elementos o Mg auxilia na formação de precipitados T_1 enquanto o Ag auxilia na formação de precipitados θ' .

2.1.5 Liga de Alumínio-Lítio 2050- T84 (Al-Cu-Li)

A liga ternária de Al-Cu-Li 2050 possui densidade de 2,71 g/cm³ e passou pelo tratamento térmico T84 que segundo Kaufman [18], é obtido pelas etapas de solubilização com temperatura entre 480⁰C a 540⁰C, encruamento com laminação a frio, alívio de tensões e envelhecimento natural. A **Figura 2.5**, mostra a microestrutura bandada, típica do processo de laminação, com forte texturização na direção L e em menor escala na direção T.

Segundo Maciel [19] e Bonazzi [20], este material apresenta possível presença de precipitados responsáveis pelo aumento da resistência mecânica como $S'(Al_2CuMg)$, $T_1(Al_2CuLi)$, $\theta'(Al_2Cu)$ e a formação de pequenas partículas de $MnAl_6$. Sua composição química, de acordo com a norma AMS 4413 [21] está descrita na **Tabela 2.2**.

Figura 2-5. Microestruturas da liga de alumínio 2050-T84. Reagente Keller. Aumento 50x. [19] **Tabela 2-2.** Composição química da liga de alumínio aeronáutica de alta resistência 2050-T84. *ppm (parte por milhão). [19;20]

Elemento Químico	Máximo	Mínimo	2050-T84 (AMS 4413)
Li	0,1	1,83	0,87
Cu	3,2	3,9	3,54
Mg	0,2	0,6	0,31
Mn	0,2	0,5	0,37
Zr	0,06	0,14	0,08
Ag	0,2	0,7	0,37
Si	0,08	-	0,03
Ti	0,1	-	0,03
Cr	0,1	-	0,06
Fe	0,05	-	30*
Ni	0,25	-	0,02
Zn	-	-	<1*
Al	Restante	Restante	Restante

Pascoal [12] analisou por MET da liga em questão e evidenciou a formação do precipitado intermetálico S' e T_1 , além de partículas de $MnAl_6$. A presença de S' restringe os movimentos de discordâncias, promovendo uma deformação homogênea aumentando a resistência da liga. A **Figura 2.6** apresenta ZLP devido a presença do Li, segundo Deng [22] elemento reduz o número de vacâncias móveis dificultando a formação de precipitados nos contornos de grãos.

As Zonas Livres de Precipitados (ZLPs) afetam as propriedades de fratura aumentando a ductilidade. Durante a solicitação de esforços mecânicos podem ocorrer deformações localizadas que por sua vez, ocasionarão deslocamentos acumulados nos contornos de grãos, resultando em alta concentração de tensão que levará a nucleação da trinca [22; 23]. Por outro lado, a presença de precipitados intergranulares oferecem maior resistência ao crescimento da trinca. [24]

Figura 2-6. Imagem de MET evidenciando a zona livre de precipitados da liga de alumínio-lítio 2050-T84. [12]

A **Figura 2.7** mostra a micrografia Microscopia Eletrônica de Transmissão realizada por Pascoal [12], com o mapeamento da região pontilhada na **Figura 2.7 (a)**. Foi possível analisar a composição dos precipitados no interior e nos contornos de grãos com escala manométrica. O autor verificou a existência do precipitado intermetálico S' e de alguns dispersóides como $Al_{20}Cu_2Mn_3$ e $Al_{12}Mg_2Cr$.

Figura 2-7 Micrografia de microscopia eletrônica de transmissão (MET) da liga 2050-T84 mostrando, em sinal de campo claro, precipitados finos dentro dos grãos, e precipitados grosseiros nos contornos de grãos, e os respectivos mapeamentos elementares de raios-X através de EDX. (b) Al, (c) Mn, (d) Mg, (e) Cu e (f) Zn. [12]

2.1.6 Sistema Quaternário Al-Cu-Li-Mg

Muitas ligas da terceira geração fazem parte deste sistema de equilíbrio, algumas tem pequenas adições de Ag ($\leq 0,5\%$) que contribui para o aumento da resistência e estabilidade térmica. A presença dos elementos Li e Mg também contribuem para o aumento da resistência e redução do peso, por isso são ligas altamente empregadas na indústria aeronáutica.

As fases de equilíbrio deste sistema são δ (AlLi), θ (AlCu), S' (Al_2CuMg), (Al_2LiMg), T_B ($Al_{7.5}Cu_4Li$), T_1 (Al_2CuLi), T_2 (Al_6CuLi_3). A presença das fases T_1 e a presença de Ag e Mg aumentam a resistência, entretanto caso estes elementos estejam ausentes, os precipitados se formarão nos contornos de grãos. Para ligas com alto teor de Cu e quantidade suficiente de Mg, a precipitação da fase T_1 ocorrerá de forma homogênea e formará a ZGP entretanto, e de maneira adversa, ao retardar a formação da ZGP a formação dos precipitados T_1 é estimulada.

2.1.7 Liga de Alumínio-Lítio 2198-T851(Al-Cu-Li-Mg)

Devido a presença do lítio (Li), sua densidade é de $2,69 \text{ g/cm}^3$. Sua composição química especificada pela norma AMS 4412 [25] é mostrada na **Tabela 2.3**. A microestrutura típica

apresenta grãos alongados e empanquecados principalmente na direção longitudinal (L), como mostra a **Figura 2.8**. Segundo Moreto [8], esta microestrutura apresenta dispersão de precipitados incoerentes contendo Cobre (Cu) e Ferro (Fe) e dispersão de precipitados coerentes T_1 (Al_2CuLi), θ' (Al_2Cu) e S' (Al_3LiMg) e semi-coerentes.

Figura 2-8. Visão tridimensional da microestrutura da liga 2198-T851. Reagente Keller. Aumento 200x. [8;11]

Tabela 2-3 Composição química da liga de alumínio aeronáuticas de alta resistência 2198-T78451. ND - não detectado. [8;11]

Elemento Químico	Máximo	Mínimo	2198-T851 (AMS 4412)
Li	0,8	1,1	1,01
Cu	3,5	2,9	3,68
Mg	0,8	0,25	0,305
Mn	0,5	0,1	ND
Zr	0,06	0,14	0,08
Ag	0,05	0,1	ND
Si	0,08	-	0,03
Ti	0,1	-	0,027
Fe	0,10	-	0,08
Zn	0,035	-	0,01
Al	Restante	Restante	Restante

2.2 SOLDAGEM POR FSW EM LIGAS DE ALUMÍNIO

Soldagem por fricção-mistura (FSW) é uma técnica de união de dois materiais metálicos ainda no estado sólido que consiste na penetração de uma ferramenta rotativa, composta por um pino não consumível e de elevada resistência, em uma junta metálica fixada em um

dispositivo de apoio [26]. No momento em que o pino da ferramenta inicia a penetração na superfície da junta, este é rapidamente aquecido, diminuindo sua resistência mecânica e transformando o metal a ser soldado em um estado plástico maleável. Aplica-se, então, uma força compressiva no pino, fazendo-o forjar e extrudar o material, até que o ombro da ferramenta tenha total contato com a superfície da junta, assim o metal é comprimido pela parte frontal do perfil da ferramenta e transportado para a linha de arraste do pino e do ombro. [27]

Na soldagem de ligas de alumínio, a ferramenta irá comprimir a região da junta quebrando o filme óxido com uma temperatura de trabalho de até 80% da temperatura de fusão da liga, misturando e recombinando o material no lado anterior, formando a zona misturada no estado sólido [28; 29;30]. O resultado é uma solda com grande variação microestrutural pois o aquecimento e a movimentação gerados pelo processo podem provocar o crescimento e/ou a dissolução de precipitados responsáveis pelo aumento da resistência mecânica e consequentemente, sua reprecipitação. [31]

A **Figura 2.9**, representa a técnica de soldagem por FSW em uma junta de topo, onde é possível verificar seu desenvolvimento e identificar o lado de avanço e o lado de retrocesso. O lado da junta que a velocidade rotação da ferramenta tem a mesma direção e sentido do seu deslocamento linear é denominado lado de avanço. As partículas aquecidas do metal base situada nesse lado tendem a se movimentar no sentido do deslocamento linear da ferramenta. Em contrapartida, o lado oposto da junta, em que a velocidade rotação tem a mesma direção, mas o sentido oposto ao deslocamento linear da ferramenta, é denominado lado de retrocesso onde as partículas do metal base em contato com a ferramenta tendem a se movimentar em sentido oposto ao seu deslocamento linear. [32]

Figura 2-9. Ilustração do processo FSW. [32] (Adaptado).

Esse processo de soldagem apresenta uma série de vantagens diretamente relacionadas aos custos de processamento e comportamento mecânico resultante da junta soldada. Em primeiro nível, quando se trata da comparação com processos de solda convencionais por fusão como MIG (*Metal Inert Gas*) ou TIG (*Tungsten Inert Gas*), a soldagem por FSW resulta em boa resistência mecânica e a fadiga, alta qualidade estrutural, baixa distorção pós-soldagem, ausência de porosidade, microestrutura refinada, ausência de fuligem e gases e não há necessidade de metal de adição. [33]

Entretanto, suas limitações envolvem equipamentos de alto custo, ferramentas específicas para cada tipo de material e espessura das juntas, tempo elevado de preparação da máquina e da junta, determinação dos parâmetros, furo no final da zona misturada e fixação com alta rigidez da junta devido à alta velocidade de rotação da ferramenta. [31]

2.2.3 Parâmetros de Soldagem por FSW

Um dos objetivos do processo de soldagem por FSW é otimizar o processo de produção com características parametrizadas que resultem na junta soldada com excelente integridade e propriedades mecânicas satisfatórias. Sendo assim, tal procedimento só é realizado com a seleção dos parâmetros de soldagem adequados para o equipamento disponível. São utilizadas máquinas com programação CNC tanto próprias para soldagem FSW como fresadoras adaptadas que possuam estrutura rígida, com um cabeçote para a ferramenta rotativa que se desloca sobre a junta a ser soldada. [34]

Em suma, são determinados quatro parâmetros básicos de operação: velocidade de avanço, carga a ser aplicada, rotação e inclinação da ferramenta. Estes valores são escolhidos após sucessivas soldagens preliminares que, obviamente, só podem ser determinados após a fabricação da ferramenta.

O projeto da ferramenta é desenvolvido a partir do material da junta pois, esta deve apresentar maior dureza que o material a ser soldado. Em seguida são determinados o tipo de junta que pode ser de topo, sobreposta, filete, tubos entre outros e finalmente a espessura do material. Todavia, ambas têm influência direta nas dimensões mais importantes da ferramenta que são o ombro e o comprimento do pino.

2.2.4 Ferramentas para Soldagem por FSW

As ferramentas utilizadas para a soldagem por FSW são consideradas como não consumíveis, são responsáveis pela geração de calor e mistura do material. A combinação entre a velocidade de rotação e a velocidade de avanço determinam o fluxo de aquecimento aplicado na junta durante o processo [26]. Essa ferramenta é composta geometricamente por três partes: haste de fixação a qual é necessária para montagem em um cone padronizado na máquina-ferramenta, suporte conhecido como ombro e um pino como mostra a **Figura 2.10**.

Figura 2-10. Ferramentas para FSW. [35] (Adaptado)

O ombro é a parte que entra em contato direto com a superfície da junta por meio da ação de uma força de contato, responsável pela geração de calor através de atrito e atua na retenção do material plastificado na zona de impedindo a formação de defeitos conhecidos como “vazios” [32]. Durante o processo de extrusão, para ferramentas com pinos cônicos e

rosca helicoidal, o material tende a subir na frente do pino devido as forças geradas no processo [26; 365], porém o suporte restringe a expulsão deste material [37], realizando o trabalho de forjamento contínuo.

O pino é a parte que se interpõe às peças por quase toda a espessura de soldagem, que tem a função de trabalhar mecanicamente o material plastificado, levando-o para trás e para baixo da ferramenta, conforme seu movimento de translação. Sendo assim, o suporte e o pino atuam como elementos diretamente responsáveis pela deformação mecânica, associada ao aumento da temperatura, que facilitam a deformação e a união autógena entre as partes. [38]

Conforme especificações encontradas na literatura as dimensões e proporções características das ferramentas devem ser projetadas de tal forma que se correlacione a espessura da junta com o diâmetro do pino [32; 33; 39], conforme os critérios descritos no **Tabela 2.4**.

Tabela 2-4. Relações dimensionais da ferramenta FSW com espessura da chapa para ferramenta convencional. [33].

Região da Ferramenta	Relação com a espessura da chapa
Diâmetro do suporte	Três vezes a espessura
Diâmetro do pino	Igual a espessura
Comprimento do pino	Menor que a espessura

O aumento da espessura da junta demanda maior intensidade de calor e para que se obtenha uma união com a melhor qualidade possível é necessário que se altere as dimensões da ferramenta. Entretanto, segundo Capelari e Mazzaferro [35], o comprimento do pino deve ser um pouco inferior à dimensão da espessura da chapa, já que a região soldada abaixo da ponta do pino estende-se por uma pequena região.

A qualidade da junta soldada depende da vida da ferramenta e de sua estabilidade dimensional em altas temperaturas. Para tal controle são necessários, o prévio conhecimento das propriedades mecânicas do material a ser soldado e realizar a seleção correta do material da ferramenta.

Durante o processo de soldagem a mesma estará sujeita a carregamentos compressivos em alta temperatura e o material estará recristalizando e sua microestrutura será modificada sendo assim para a soldagem de ligas de alumínio são utilizadas ferramentas de aço AISI H13 pois, apresenta estabilidade em altas temperaturas, elevada resistência a fadiga térmica e excelente resistência ao desgaste [40]. A **Tabela 2.5** mostra as propriedades adequadas para a utilização desse material como ferramenta de soldagem.

Tabela 2-5. Propriedades do aço H13 utilizado na fabricação da ferramenta para soldagem por FSW de ligas de alumínio. [33]

Propriedade	Valor
Dureza após têmpera (HRC)	51 - 53
Módulo de Elasticidade (GPa)	210
Impacto Charpy (J) – ASTM E23	22
Abrasão – ASTM G65 (mm ³)	460

Segundo Fuller [40], ferramentas como nitreto de boro cúbico policristalino, aço rápido, aço com médio teor de carbono e metais refratários como Tungstênio (W), Molibdênio (Mo), Nióbio (Nb) e Tântalo (Ta) também são utilizados pois, possuem excelente estabilidade mecânica em altas temperaturas, mas de contrapartida apresentam baixa usinabilidade e alto custo. As ligas a base de Níquel (Ni) e Cobalto (Co) também são utilizadas para soldar ligas de alumínio e apresentam excelente ductilidade, resistência à fluência e à corrosão.

Segundo Mishra e Mahoney [29] a geometria da ferramenta é o aspecto mais influente no desenvolvimento do processo FSW pois, desempenha um papel importante no aquecimento e confinamento do volume de material aquecido e pode ser plana, côncava ou convexa, lisa ou estriada. O suporte côncavo possui um pequeno ângulo entre a periferia da base e o pino que favorece a redução de pressão na região da solda, permitindo maior confinamento do material aquecido e atuando como escape ou reservatório do metal base ejetado pelo pino. Dessa forma há controle do volume de material expelido e da produção de rebarbas, resultando em uma solda de boa qualidade. [33]

O suporte plano tem maior eficiência quando são produzidas estrias concêntricas ou em espiral direcionadas desde a extremidade até o centro. As referidas estrias encaminham o material desde a periferia da base até ao pino, eliminando assim a necessidade de um ângulo de ataque da ferramenta [9; 41]. Mishra e Mahoney [29] descreveram cinco perfis de suportes planos que atendem diversas condições de união de materiais cujas representações estão mostradas na **Figura 2.11**.

Figura 2-11. Diferentes perfis de suportes para FSW. (a) suporte de espiral. (b) superfície plana ou côncava. (c) . (d) suporte em hélice. (e) superfície escalonada. [29].

Na **Figura 2.11 (a)** está representado o suporte em forma de espiral que possui uma superfície plana e reentrâncias negativas [29]. Essa ferramenta absorve o volume de material que seria expelido para fora da região do suporte formando uma pequena rebarba [33]. A **Figura 2.11 (b)** representa uma superfície lisa, que pode ser plana ou côncava, cujas características já foram mencionadas anteriormente, entretanto, na **Figura 2.11 (c)** está representada uma ferramenta que possui uma série de planos escalonados e que formam um volume negativo no suporte. Essa geometria também tem o objetivo de reduzir a quantidade de material expulso do suporte.

A geometria mostrada na **Figura 2.11 (d)** representa a ferramenta com uma série de platôs na forma de hélice, formando reentrâncias negativas cujo objetivo é de reter o material que seria expelido para fora da região do suporte. Finalmente, a **Figura 2.11 (e)** representa uma geometria de ferramenta com superfície escalonada e concêntrica que formam um volume negativo no suporte que também tem a função de reduzir a quantidade de material que seria expulso da parte inferior do suporte.

A profundidade de deformação e a velocidade de avanço são parâmetros de soldagem definidos a partir da geometria e dimensões do pino. No que se diz respeito a geometria o pino, pode ser cilíndrico ou cônico, liso ou roscado de extremidade plana ou convexa. Pinos cilíndricos foram projetados para soldagem de placas de alumínio de até 12 mm de espessura. Quando roscados podem ser usinados com extremidade convexa ou plana, como mostram as **Figuras 2.12 (a) e (b)** respectivamente.

Figura 2-12. Exemplos de pinos com rosca. [40]

Uma extremidade arredondada reduz o desgaste da ferramenta durante a penetração aumentando sua vida útil, reduz a concentração de tensão e melhora a qualidade da raiz da solda. À medida que o raio da ponta da ferramenta diminui, maior é a probabilidade de uma solda de baixa qualidade ser produzida. [40;41]

Os pinos cônicos permitem a soldagem de espessuras acima de 12mm com maior velocidade e estão sujeitos a menores esforços transversais pois a base do cone recebe o maior momento de carga, justamente onde o pino apresenta maior resistência. Quando roscados, (**Figura 2.13**), são utilizados em procedimentos que necessitem de um aumento do volume de material deformado e transportado pelo pino e que atinjam a temperatura de cerca de 1000°C.

Figura 2-13. Cônico roscado para soldagem por FSW. [40]

2.3 INFLUÊNCIA DOS CICLOS TÉRMICOS EM FSW

O calor resultante do atrito gerado pela interface entre a ferramenta e a peça de trabalho é o elemento chave na evolução eficiente do processo FSW. Esse aquecimento atua como uma força motriz para o processo e, a quantidade de calor gerado na ferramenta dita a sua vida e a sua capacidade para efetuar a junção. Em situações onde não seja criado calor suficiente, o material apresentará fluxo inadequado do metal no estado visco-plástico e o atrito excessivo levará à quebra do pino. [42]

Shi e Wu [43], desenvolveram um modelo transiente para avaliar a transferência de calor e verificar o fluxo visco-plástico da liga de alumínio 2024 em diferentes estágios durante o processo de FSW. Os autores estabeleceram quatro estágios de penetração, de permanência, de soldagem e de resfriamento, que podem ocorrer variação de temperatura. O aquecimento inicial é gerado no instante que a ferramenta se movimenta e penetra o material. Durante o estágio de penetração a ferramenta está em movimento rotativo e o aquecimento gerado pelo atrito ocorre progressivamente a partir do pino e segue com o aumento da área de contato na peça de trabalho assim, a temperatura nas regiões próximas a ferramenta aumenta.

Ao final desse estágio a região aquecida apresenta formato cônico com uma pequena diferença de temperatura entre as partes superior e inferior da peça de trabalho [43], como

representa a **Figura 2.14 (a)**. No estágio de permanência a temperatura na ponta do pino aumenta com o tempo, como está representado na **Figura 2.14 (b)**, isso causa decréscimo no valor de tensão de cisalhamento nessa região, favorecendo a deformação plástica.

A temperatura gerada durante o estágio de soldagem deve ter no máximo de 80% a 90% da temperatura de fusão do material a ser soldado [42], favorecendo a ausência de defeitos típicos dos processos de solda por fusão [44]. Durante esse estágio a temperatura na região logo abaixo do ombro aumenta até atingir seu valor máximo, **Figura 2.14 (c) e (d)**, a partir de então o calor gerado permanece constante aumentando a condição visco-plástica do metal [43]. O estágio de resfriamento corresponde ao momento que a soldagem é finalizada e a ferramenta é retirada da junta soldada.

Figura 2-14. Distribuição de temperatura na seção transversal da peça de trabalho durante o processo de FSW. [43] (Adaptado)

A temperatura máxima deve ser mantida tempo o suficiente para que a mistura do material seja feita pelo pino. Pesquisas recentes avaliam ciclos térmicos durante o processo de soldagem com curvas de Temperatura x Tempo que indicam o aquecimento e o resfriamento de pontos estratégicos com o objetivo de avaliar tal influência. Buglioni, Tufaro e Svoboda [45] liga 7075-T651 tanto por modelos numéricos como por medidas experimentais. Ao verificar as curvas mostradas na **Figura 2.15**, os autores concluíram que para a mesma velocidade de rotação, 514 rpm, o aumento da velocidade de soldagem resulta na redução na temperatura.

Isso ocorre porque na interface de contato entre o ombro da ferramenta e a peça de trabalho, a zona de cisalhamento sob o ombro se expande acentuadamente e o calor é difundido em uma região relativamente grande. [43]

Figura 2-15. Ciclo térmico obtido por experimentos e por modelos numéricos com diferentes velocidades. [45]

O nível de influência da temperatura nas condições de soldagem denomina solda como quente, morna ou fria através da resolução da razão de “*Razão de Velocidade (RV)*” proposta por Vilaça et al. [46]. A definição desse parâmetro consiste na razão entre as variáveis de velocidade de rotação (V_r) pela velocidade de soldagem (V_s) como mostra a **Tabela 2.6**, quanto maior for a razão RV , mais quente é a solda.

Tabela 2-6. Condições de soldagem quanto a temperatura gerada pelo processo. [46]

Condição de Soldagem	Razão de Velocidade (RV)
Quente	$\frac{V_r}{V_s} \geq 4$
Morna	$2 \leq \frac{V_r}{V_s} \leq 4$
Fria	$\frac{V_r}{V_s} \geq 2$

Chao, Qui e Tang [42] avaliaram dois processos de FSW na liga AA2195-T8, denominados como solda normal com velocidade (V_s) de 2,36 mm/s e a solda fria com 3,32 mm/s, ambas com velocidade de rotação (V_r) de 240 rpm. Ao converter as unidades de (V_s) obtém-se valores de RV de 1,70 e 1,20 e ambas são consideradas soldas frias, entretanto, os autores concluíram que com velocidade de soldagem mais alta, a quantidade de calor gerado é menor porque, para um período fixo de tempo o calor é absorvido por um volume maior de material.

O tempo de permanência à uma certa temperatura ou à taxa de resfriamento são fatores influenciados pela velocidade de soldagem, que afetam a formação microestrutural e resultam

em diferentes propriedades mecânicas da junta, uma vez que em baixas velocidades de soldagem, há maior tempo para a radiação do calor resultando na zona misturada ou zona termicamente afetada (ZTA) maiores.

A quantidade de calor gerada é prevista através da determinação do aporte térmico, E (J/m), onde é feita uma relação direta com os parâmetros de usinagem e o coeficiente de atrito (μ) do material durante o processo de soldagem como descreve a **Equação 2.1.** proposta por Hamilton, Dymek e Sommers [44], que é utilizada apenas para fazer uma previsão da quantidade de calor gerado ou fornecido pela junta.

$$E_T = \pi \cdot \mu \cdot F \cdot V_r \cdot \frac{D^2 + (D \cdot d) + d^2}{45 \cdot (D + d)} \quad (1)$$

Onde:

E_T – aporte térmico (J/m)

μ - coeficiente de atrito na soldagem

F – carga aplicada na soldagem (N)

V_r – velocidade de rotação (rad/s)

D – diâmetro do ombro (m)

d - diâmetro do pino (m)

Segundo Hamilton, Dymek e Sommers [44] o coeficiente de atrito (μ) depende da temperatura produzida pelas condições de soldagem devido a fricção entre o alumínio e o aço. Quando se trata da inteiração entre a peça de trabalho de alumínio e a ferramenta de aço pode ser atribuído à essa variável valores entre 0,5 e 0,25 para deslizamento seco. No entanto, quando se trata de soldagem a quente utiliza-se coeficiente de atrito de 0,45 para aporte térmico de até 3000 J/mm e se o nível de energia exceder 3000 J/mm seu valor é de 0,4.

2.4 CARACTERÍSTICAS MICROESTRUTURAIS DE LIGAS DE ALUMÍNIO SOLDADAS POR FSW

Os efeitos dos parâmetros de soldagem na evolução microestrutural são variados e relacionados com a história térmica do metal soldado por FSW. Quando a junta é submetida a condições que resultam em uma textura típica de estruturas severamente deformadas em alta

temperatura, são criados novos grãos em regiões com características diferentes. O surgimento de novos grãos se dá com a movimentação dos átomos através ou ao longo dos contornos com bastante facilidade. A velocidade com a qual os contornos se movem dependem da temperatura, pois a energia que torna possível um átomo se mover de uma posição de equilíbrio no contorno de grão para outra provém das vibrações térmicas. [47]

De maneira geral, contornos de grãos são regiões de desajuste ou desarranjo entre os cristais e são considerados como obstáculos ao escorregamento das discordâncias. A energia presente no contorno é relativa com o espaçamento entre as discordâncias, o que determina se o contorno é de alto ângulo (CAA) ou baixo ângulo (CBA). Em contornos de alto ângulo quanto menor é o espaçamento, maior é a inclinação dos planos de discordâncias e maior é a energia de contorno. [47]

Outra característica importante é a energia de falha de empilhamento que determina a tendência do metal de recrystalizar ou recuperar dinamicamente [48]. Isso ocorre em materiais sujeitos às operações que envolvem altos índices de deformação e aquecimento, como por exemplo ligas de alumínio soldadas por FSW. A **Figura 2.17** mostra a microestrutura resultante de um material soldado por FSW, com as regiões designadas como metal base (MB), zona misturada (ZM), zona termicamente (ZTA) e termomecânicamente afetadas (ZTMA).

Figura 2-16. Representação esquemática típica de uma seção transversal soldada por FSW mostrando as regiões metal base (MB). Zona Termicamente afetada (ZTA). Zona termomecânicamente afetada (ZTMA). Zona Misturada (ZM). [48] (Adaptada)

A microestrutura de cada região é anisotrópica, possui propriedades mecânicas relativamente distintas e suas características dependem do tipo de liga, tratamento térmico e da deformação plástica gerada pelo processo. O metal base (MB) é o material remoto que não sofre

deformação, alteração microestrutural ou de propriedade mecânica devido ao processo de soldagem.

O Zona Misturada (ZM) ou “*nugget*” é a região localizada logo abaixo da ferramenta e por isso é sujeita ao aumento de temperatura e às maiores deformações devido ao intenso contato do pino da ferramenta com a peça de trabalho. Em ligas de alumínio, o fluxo do metal ao redor da ferramenta pode elevar a temperatura a valores entre 360°C a 450°C [44;50], favorecendo a recristalização e a recuperação dinâmicas que resultam na subdivisão dos grãos e no aumento da texturização microestrutural. [51]

A força motriz, para o início desta transformação, envolve a redução da energia acumulada durante o processo e a redução de tamanho do grão decorrente do rearranjo das discordâncias. A medida que a deformação aumenta, a distância entre as discordâncias diminui formando uma microestrutura com CAA alinhados [50] com ângulos $\theta > 15^\circ$ [50;51]. A partir de então, há quebra dos contornos subdividindo os grãos e levando à recristalização completa do material [52], resultando na formação de CBA reticulados com $\theta < 15^\circ$ [50], grãos equiaxiais finamente distribuídos e no coalescimento dos precipitados que diminuem localmente as propriedades mecânicas.

Estudos sobre ligas Al-Cu-Li soldadas por FSW tem início na avaliação da microestrutura do metal de trabalho que posteriormente é comparada com o material soldado. Em princípio, é importante salientar que o endurecimento dessas ligas pode ser atribuído a presença de precipitados intermetálicos como $\Omega(Al_2Cu)$, $T_1(Al_2CuLi)$, $\delta'(Al_3Li)$ cuja contribuição depende do teor de Cu e Li nas ligas e em menor quantidade precipitados como $\theta'(Al_2Cu)$, $S'(Al_2CuMg)$, $T_2(Al_5Li_3Cu)$ e $T_B(Al_7Cu_4Li)$. [53;54]

Em condições comuns, a nucleação e o crescimento dos precipitados do tipo T_1 ocorre nos contornos de grãos e sua fração volumétrica é maior em ligas que foram tratadas termicamente após serem sujeitas a deformação plástica. Entretanto, Próton et al. [53] evidenciaram redução da fração volumétrica desse precipitado na ZTMA da liga 2050-T3 soldada por FSW quando comparada ao metal base.

Segundo Cai et al. [54] a ausência de precipitados endurecedores na zona misturada pode ser atribuída ao aumento da temperatura durante o processo de soldagem, favorecendo a dissolução dos mesmos. Adicionalmente Próton et al. [53] defendem que durante o processo de soldagem devido à recristalização ocorrida na zona misturada, a densidade de deslocamento

não é alta o suficiente para favorecer a precipitação da fase T_1 nos grãos resultando na queda significativa da dureza nessa região.

Em geral a precipitação e dissolução de precipitados de aumento de resistência são semelhantes em muitas ligas de alumínio da série 7xxx compostas basicamente por elementos de liga Al-Zn-Mg-Cu, onde o Zinco (Zn) é o elemento com teores entre 1 e 8% em peso. As fases de equilíbrio nessa ligas são $\eta(MgZn_2)$, $T(Mg_3Zn_3Al_2)$ e $S(Al_2CuMg)$.

Quando o teor de zinco é superior ao de magnésio (Mg), a sequência de precipitação tende a formação da fase estável η , e se o teor de Mg for superior ao Zn a fase resultante será T, para situações onde o teor de Cobre (Cu) é maior que de Mg a precipitação resultará na fase S [3]. Em ligas endurecidas por precipitação o aumento de resistência também pode ser atribuído aos campos de tensão que antecedem a formação precipitados e dos aglomerados, conhecidos como Zonas Guinier-Preston (ZGP) que atuam como obstáculos para a movimentação de discordâncias.

Ao soldar por FSW a liga 7075-T651, Fuller et al. [40] atingiram temperaturas entre 400 e 480°C, que associadas aos esforços gerados, resultaram na formação de fases grosseiras e na redução da quantidade das ZGP (II), indicando que a temperatura de dissolução de precipitação não foi mantida por um período suficiente. Na avaliação da zona misturada dessas juntas, os autores constataram a microestrutura típica do processo e que os precipitados de aumento de resistência solubilizaram, devido ao aquecimento e, em seguida se reprecipitaram durante o resfriamento.

Em materiais laminados, aqui considerados Metais Base (MB), pode ocorrer a chamada textura de chapa ou de laminação, onde a maioria dos grãos está orientado em um determinado plano cristalográfico $\{hkl\}$ aproximadamente paralelo ao plano da superfície da chapa e com um determinada direção $\langle uvw \rangle$ com referência no plano cristalográfico. [47]

Essas texturas tornam-se mais pronunciadas com o aumento da deformação, mais frequentes em ligas de alumínio são: tipo cubo (W) $\{100\}\langle 001 \rangle$, tipo Cobre (C) com componentes predominantes $\{112\}\langle 111 \rangle$, tipo Latão (Brass-B) $\{110\}\langle 112 \rangle$, eventualmente tipo Goss $\{011\}\langle 110 \rangle$ e tipo Alumínio (S) $\{123\}\langle 634 \rangle$. [55]

Para o estudo dessas texturas utiliza-se a função de distribuição de orientação (ODF) dos grãos, que especifica a frequência da ocorrência de determinadas orientações em um espaço tridimensional definido pelos ângulos de Euler $(\varphi_1, \varphi, \varphi_2)$. [34]

Uma técnica muito eficaz para avaliar a microestrutura de materiais soldados é por “*Electron Back Scatter Diffraction*” (EBSD) que possibilita a avaliação de orientação

preferencial dos cristais em microestruturas ou seja, define microtexturas em áreas específicas do material com alto nível de detalhes estatísticos. A **Figura 2.18**, mostra a imagem da zona misturada da liga 6063-T3 soldada por FSW, através da técnica por EBSD feita por López [56]. O autor evidenciou a microestrutura típica dessa região com recristalização dinâmica e a estrutura heterogênea com diferenças no tamanho de grão, na densidade de discordâncias e nos tipos de contornos de grão.

Figura 2-17. Imagem por EBSD do Zona Misturada da liga 6063-T3. [56]

Em análises feitas por microscopia eletrônica de transmissão (MET) na zona misturada da liga, 2060 Cai et al. [54] evidenciaram que os precipitados da fase T_1 (Al_2CuLi) encontram-se dissolvidos e refinados no plano [111]. Essa fase é considerada estável na matriz de alumínio envelhecida artificialmente e sua nucleação ocorre nas ZGP's ou em discordâncias. Os autores também evidenciaram pequenas quantidades de precipitados finos da fase θ' (Al_2Cu), que favorecem a acentuada queda na dureza ao longo dos planos [100] no metal base e [001] na zona misturada. O precipitado da fase S' (Al_2CuMg) tem sua nucleação preferencialmente nas discordâncias foi encontrado no plano [210] no metal base e [420] após soldado.

O aumento da densidade de deslocamento na microestrutura indica grande quantidade de partículas grosseiras e dispersas nos contornos ou dentro dos grãos, que durante o processo de recristalização agem como fator efetivo de impedimento do crescimento dos grãos, favorecem o aumento da resistência local e reduzindo a densidade do material. Em todas as condições de soldagem, a ZTMA consiste na região adjacente à zona misturada com deformação e rotação severa dos grãos. A deformação plástica associada com o calor gerado pelo processo ativa fenômenos de recuperação dos grãos e recristalização dinâmica parcial da matriz, formando uma microestrutura cada vez mais heterogênea à medida que se aproxima da interface com a zona misturada.

A **Figura 2.19** mostra os resultados da região de transição entre a ZTMA e a zona misturada da liga 2060-T8 estudada por Cai et. al. [54]. É possível observar a presença de grãos distorcidos devido a deformação ocasionada pelo movimento rápido da ferramenta e grãos refinados próximos ao centro da solda. Essas características deixam claro que houve efeito da rotação da ferramenta e, conseqüentemente, resultou no desprendimento do contorno de grão.

Figura 2-18. Região de transição entre a região do centro da solda e da zona termomecânicamente afetada. [54]

Nas ligas 7075-T651 e 7050-T7651 estudadas por Fuller et al. [40], a ZTMA apresentou zona livre de precipitados grandes, aumento na quantidade de fases grosseiras, maior densidade de deslocamento dos grãos, redução na densidade das ZGPs (II) e pouca evidencia de recristalização.

Por último, mas não menos importante, a ZTA é a região que sofre aquecimento e resfriamento rápidos durante o processo de soldagem e pode resultar na instabilidade de precipitados e apenas o crescimento de grão. Isso ocorre porque em situações onde há apenas ação de temperaturas elevadas os efeitos de recuperação dinâmica naturalmente se tornam maiores, pois a mobilidade das discordâncias aumenta com o aumento da temperatura e como resultado, as células tendem a se formarem com menores deformações, as suas paredes se tornam mais delgadas, com maior nitidez e o seu tamanho aumenta. [47]

Esse fenômeno é muito evidente na ZTA, pois a geometria e o tamanho dos grãos são semelhantes ao metal base, por isso essa região só pode ser evidenciada após ataque químico e pela alteração da dureza. Em imagens feitas por EBSD López [56] mostrou crescimento heterogêneo de grãos da raiz à superfície da junta 6063-T3, sendo maiores os grãos na raiz (**Figura 2.20 a**) que aquelas no topo (**Figura 2.20 b**).

Figura 2-19. Mapas de orientação de imagem por ângulos de Euler da ZTA Al em duas regiões na junta: a) a 1,4 mm e b) a 1,0 mm do topo da junta. As imagens revelam a diferença no tamanho de grão entre ambas as regiões. [56]

Dependendo da severidade dos ciclos térmicos, esses fenômenos resultam em diferentes características metalúrgicas e na alteração nas propriedades mecânicas, favorecendo a fragilização proveniente do coalescimento dos precipitados e assim a dureza pode mostrar uma significativa deterioração quando comparada com o metal de base.

2.5 COMPORTAMENTO MECÂNICO DE LIGAS DE ALUMÍNIO SOLADAS POR FSW

Dependendo da composição e das condições de tratamento térmico, precipitados coerentes e incoerentes estão presentes nas ligas de alumínio e desempenham um papel notável nas propriedades mecânicas. Os valores médios dessas variáveis são tomados como referência no cálculo de eficiência mecânica de juntas soldadas que é dada pelo valor da propriedade após a soldagem e o valor obtido no metal base. [35]

As variações microestruturais resultantes desse processo determinam as propriedades mecânicas, de fadiga e de corrosão das juntas. Para tanto, em ligas de alumínio, essas propriedades são fundamentadas a partir da análise do ciclo térmico, devido à dissolução, crescimento dos precipitados, recristalização e/ou formação de novas fases [49]. Portanto, ensaios de microdureza, tração, tenacidade e fadiga são essenciais para a caracterização das juntas soldadas.

2.5.1 Perfil de Dureza

A distinta distribuição de dureza em forma de “W” é típica em ligas de alta resistência, soldadas por FSW [29] para tanto, é comum utilizar amostras extraídas na seção transversal da zona misturada, para que possam ser inferidos valores de microdureza no MB, ZTA, ZTMA e ZM nos lados de avanço e retrocesso, cujo ponto de referência inicial é o centro da junta.

Essa avaliação é encontrada na literatura para as mais diversas ligas de alta resistência soldadas por FSW, como mostra a **Tabela 2.7**. Observa-se que para todas as ligas há heterogeneidade de valores ao longo do perfil, deveras, isso valida os conceitos sobre a influência dos fenômenos microestruturais, como a densidade de deslocamento de partículas grosseiras, rearranjo de discordâncias e aumento do tamanho de grão, nas propriedades mecânicas da junta soldada.

Observa-se também, que nas interfaces ZTA e ZTMA nos valores de dureza são maiores no lado de retrocesso devido ao fato de que o empilhamento de material no lado de avanço é mais severo que no lado de retrocesso, resultando em maior deformação dos grãos e maior encruamento.

Tabela 2-7. Valores de dureza para diferentes regiões de juntas de alumínio soldadas por FSW.

Liga	MB	ZTA	ZTMA(A)	ZTMA(R)	ZM	Fonte
2060-T8	165	145	124	125	132	[53]
2050-T3	95	83	70	78	82	
2198-T851	155	114	92	104	103	[57]
7050-T7651	155	142	143	159	160	[58]
7075-T651	164	128	138	163	151	

Os perfis de Dureza Vickers mostrados na **Figura 2.19** mostram que para a solda da liga 2050-T3, solubilizada e envelhecida naturalmente, os valores eram quase constantes ao longo da solda. De forma análoga, na liga 2050-T8, solubilizada, encruada e envelhecida artificialmente, o perfil de dureza mostrou o comportamento em forma de “W” com redução progressiva da dureza a medida que se aproxima da zona misturada. Isso ocorre devido à redução do tamanho médio dos grãos e da presença de precipitados endurecedores obtidos pelo tratamento térmico de envelhecimento artificial.

Figura 2-20. Perfis de dureza das juntas da liga de Al-Cu-Li 2050 com tratamentos térmicos T3 e T8. [53]

Os perfis de dureza das ligas da série 7xxx sujeitas a tratamentos térmicos de envelhecimento natural e artificial mostram aumento da dureza na zona misturada com valores muito próximos do metal base. Esse comportamento ocorre devido às temperaturas atingidas durante o processo de soldagem resultarem na dissolução dos precipitados endurecedores e, durante o resfriamento, devido reprecipitação dos mesmos [58]. Sendo assim, apesar da intensa variação microestrutural com grão refinados, a presença das partículas endurecedoras recupera as propriedades do material base.

Por outro lado nas ZTA e ZTMA há formação de uma região amolecida com propriedades mecânicas degradadas devido à presença de precipitados grosseiros, com menor intensidade das ZGPs (II) e da dissolução dos precipitados da fase $\eta(MgZn_2)$ [57].

A **Figura 2.22** mostra o perfil de dureza de uma junta dissimilar com as ligas de alumínio 2024-T3 posicionada no lado de avanço e 7050-T7651 no lado de retrocesso. Barbini, Carstensen e Santos [59], observaram que no lado de avanço a curva apresenta uma diminuição perceptível de dureza no centro da solda e atinge seu valor mínimo. Em seguida há uma recuperação da dureza em uma distância relativamente curta e sua redução na ZTA se torna menos evidente.

Figura 2-21. Perfil de dureza de diferentes juntas soldadas por FSW. Medidas a partir do topo. [59]

Khodir e Shibayanagi [60], levantaram o perfil de dureza da junta dissimilar 2024-T3 e 7075-T6 para duas velocidades de soldagem como mostra a **Figura 2.23** e preceberam uma dispersão dos valores na zona misturada, que podem ser atribuídos à formação do efeito anéis de cebola, cujos conceitos serão descritos mais adiante. Os altos valores de dureza da zona misturada foram atribuídos à grande quantidade de precipitados dissolvidos, que aumentaram a disponibilidade de elementos de liga disponíveis para a reprecipitação durante o envelhecimento natural.

Figura 2-22. Perfis de dureza das juntas dissimilares de alumínio 2024-T3 e 7075-T6 soldadas por FSW. [60]

Essa maior resistência está relacionada à presença de precipitados gerados pelo processo de endurecimento da liga que se tornam grosseiros e se transformam a partir de 200°C. [60]

2.5.2 Ensaio de tração em ligas de alumínio soldadas por FSW

Assim como as características de dureza, as propriedades de ductilidade e resistência a tração nas juntas soldadas são dependentes do histórico térmico do processo, dos tratamentos térmicos pós-soldagem, da composição das ligas e da heterogeneidade da região da solda pois, as diferentes partes que a compõem, incluindo suas interfaces, possuem propriedades mecânicas diferentes. Em situações onde o cordão é livre de defeitos, essas propriedades são relacionadas apenas com o perfil de dureza ou seja, se há degradação de dureza, as propriedades de tração são mais baixas que aquelas do metal base. [49]

Quando uma carga de tração é aplicada à junta, a concentração de tensão e de deformação ocorre na parte de menor resistência e, consequentemente, a fratura ocorre nessa região. No entanto, Chao, Qi e Tang [41] defendem que a junta é considerada boa se adquirir ao menos 66% do limite de resistência a tração (σ_{max}) do metal base.

A **Tabela 2.8** lista valores quantitativos em porcentagem de ligas de alumínio soldadas por FSW em relação ao metal base. Os dados colhidos mostram que as juntas são consideradas boas, segundo os critérios propostos. Em todos os ensaios pode-se considerar que as juntas são boas, segundo os critérios propostos. Vale a pena ressaltar que ambas as ligas discutidas sofreram tratamentos térmicos após a soldagem e que todos autores verificaram que os corpos de prova fraturavam na ZTMA do lado de avanço, corroborando as observações feitas no perfil de dureza e implicando que as propriedades de tração desse lado são mais fracas em relação ao retrocesso.

Tabela 2-8 – Valores para avaliação em porcentagem da resistência de juntas soldadas por FSW em relação ao metal base.

Liga	% ($\sigma_{max}()$)	%(σ_y)	(%Al)	Fonte
2024-T3	82	92	60	[59]
2060-T8	81	72	62,4	[54]
2198-T851	97	33>	300<	[57]
2050-T3	74,2	71	67	[61]
7050-T74	67	42	420<	[62]

Uma forma qualitativa de avaliar as propriedades de tração em juntas soldadas foi proposta por Lockwood, Tomaz e Reynolds [36] que usaram a terminologia de “*over-matched*” ou “*under-matched*” de definir a taxa de rendimento entre o metal soldado e o metal base pela

relação entre o limite de escoamento da junta soldada (σ_y^{FSW}) e o limite de escoamento do metal base (σ_y^{MB}) dada por:

$$\frac{\sigma_y^{FSW}}{\sigma_y^{MB}} < 1,00 \quad (2)$$

Quando os valores da relação são menores que 1. o rendimento é considerado “*under-matched*” e segundo Hao, SChwalbe e Cornec [63] essas soldas apresentam elevado nível de plasticidade nos primeiros estágios de crescimento da ponta da trinca e por isso tendem a crescer de maneira homogênea. Esse comportamento é favorável para o aumento da tenacidade a fratura do material pois as tensões na ponta da trinca eliminam qualquer vestígio de tensão residual.

Para soldas “*over-matched*”, onde o material é solicitado nos estados plano de tensão ou de deformação, a distribuição de carga é quase unitária e por isso a junta soldada tem comportamento semelhante ao metal base. [64]

2.6 MECÂNICA DA FRATURA

A Mecânica da Fratura possibilita a obtenção de informações quantitativas de problemas específicos relativos à presença de trincas em estruturas e componentes de engenharia. Esse método consiste na utilização de ferramentas matemáticas que predizem se o defeito tipo trinca, sujeito a tensões normais de serviço, resultará falha catastrófica mesmo quando submetido a carregamentos abaixo do limite de escoamento do material. [65]

Esses conceitos de mecânica da fratura podem ser aplicados de situações bem simples até situações de alta complexidade, que envolvam a análise de tolerância de defeitos, avaliação do comportamento em fadiga do material e da susceptibilidade a meios agressivos. [66]

A MFLE é empregada em situações onde a fratura dos componentes ocorrem ainda no regime elástico ou quando a zona plástica é pequena em relação ao tamanho da trinca e das dimensões da estrutura que a contém [65]. A presença de defeitos como trincas, microtrincas, inclusões, vazios, furos e rasgos é um fator negativo para a resistência a fratura do material, pois agem como concentradores de tensões, favorecem o crescimento e a propagação de trincas resultando na falha do componente. [67]

Os conceitos de MFLE partem do princípio de que as tensões na ponta da trinca são infinitas e caracterizadas por um fator de intensidade de tensão (K). Esse parâmetro determina a estabilidade de uma trinca na fratura e estima a propagação de trincas por fadiga. A magnitude

do campo de tensões próximo à ponta da trinca pode ser caracterizada pelo valor de (K) dado pela **Equação 3**. Onde (σ_y) corresponde ao limite de escoamento do material e (r) é a distância até a ponta da trinca.

$$K_I = \lim_{r, \theta \rightarrow 0} (\sigma_y \sqrt{2\pi r}) \quad (3)$$

Com o aumento da deformação a análise de tensões fica imprecisa, correções simples são disponíveis desde que a zona plástica seja pequena. Irwin propôs a teoria de que quando o plano da trinca está com ângulo $\Theta=0$, o limite entre o comportamento plástico e elástico ocorre quando a equação satisfaz o critério de escoamento (σ_y) dado pela **Equação 4**.

$$\sigma_y \cdot r_p = \int_0^{r_y} \sigma_{yy} dr = \int_0^{r_y} \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} dr \quad (4)$$

Onde (r_p) é o tamanho total da zona plástica e (r_y) o tamanho inicial da zona plástica, dadas por:

$$r_p = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_{ys}} \right)^2 = 2r_y \quad (5)$$

$$r_y = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K}{\sigma_{ys}} \right) \quad (6)$$

Sua teoria se baseia na premissa de que o material não pode suportar tensões infinitas na ponta da trinca, que dessa forma torna-se arredondada e forma uma região de escoamento. Quando o escoamento ocorre, as tensões são redistribuídas retomando o equilíbrio de tal forma que, a zona plástica aumente seu tamanho para acomodar as forças, como exemplificam as **Figuras 2.23 (a) e (b)**.

Figura 2-23. Representação dos campos de zona plástica. (a) representação das deformações plástica e elástica na frente da trinca. (b) representação gráfica dos limites entre a deformação plástica e elástica na frente da trinca. [67]

As componentes de tensões (σ_{ij}) na ponta da trinca correspondem ao nível da carregamento imposto associado à função configuração geométrica do componente trincado dado pela função geometria ($f(\theta)$). Para o Modo I de carregamento é podem ser calculadas pela **Equação 7**:

$$\sigma_{ij} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cdot f(\theta) \quad (7)$$

2.6.1 Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP)

A Mecânica da Fratura Elasto-Plástica (MFEP) é utilizada em caracterizar materiais com alta tenacidade e baixa triaxialidade de tensões ou seja, que apresentam comportamento não linear com deformação plástica excessiva e restrita à uma pequena região que e resulta no arredondamento na ponta da trinca antes da fratura. [65]

A avaliação quantitativa da integridade estrutural por meio de parâmetros elasto-plásticos para a determinação de parâmetros de tenacidade a fratura pode ser feita tanto pelo cálculo de CTOD do inglês Crack “*Tip Opening Displacement*” também conhecido como δ quanto de Integral J.

Os valores críticos destes parâmetros fornecem medidas de tenacidade a fratura são quase que independentemente do tamanho da trinca, mesmo quando grandes quantidades de deformação plástica estejam presentes. Tais parâmetros são determinados de acordo com os procedimentos normatizados pela ASTM E1820-18; ASTM E1290-08e1; BS-7448-2 (1997); ISO-12737:2010, cujos equacionamentos se baseiam no Estado Plano de Deformação (EPD). [68]

2.6.2 Tenacidade à Fratura CTOD (*Crack Tip Opening Displacement*)

Em 1961 Wells tentou avaliar a tenacidade a fratura de aços estruturais com o parâmetro K_{IC} e verificou que eram muito dúcteis para aplicar a MFLE. Ao examinar os corpos de prova observou que antes da fratura a deformação plástica causava o embotamento da ponta da trinca [65], como mostra a **Figura 2.24**.

Figura 2-24. Abertura da ponta da trinca como resultado do embotamento de trincas inicialmente agudas. [69]

Essa característica de elevada plasticidade, levou Wells a propor o método de avaliação da tenacidade à fratura de materiais através da determinação do deslocamento da abertura da ponta da trinca a partir de dois eventos:

- I. Pelo acúmulo de energia da ponta da trinca em um regime estável antes que a propagação se torne instável. Nesse método é considerado o deslocamento normal ao plano da trinca em relação a posição original da sua ponta, como mostra a Figura 2.24;
- II. Com avaliação da distância entre a interseção de duas retas ortogonais posicionadas na ponta da trinca com suas faces (δ_{90}), formando um ângulo de 90° , como mostra a **Figura 2.25**.

Figura 2-25. Representação do método de definição de (δ_{90}) . [69]

Os valores de CTOD podem ser usados como:

- ✓ Critério de falha quando associados com outros métodos como por exemplo, na avaliação do comportamento dúctil-frágil de materiais designados para a fabricação de componentes que serão solicitados mecânicamente em baixas ou altas temperaturas.
- ✓ Controle de qualidade de materiais soldados com ensaio no MB, ZTA, ZTMA e ZM, esse parâmetro mostra-se muito eficiente tanto para soldas por fusão, quanto mecânicas.
- ✓ Determinar a tenacidade a fratura em materiais que não possuam espssura o suficiente para que ocorra o EPD e que possa determinado o K_{IC} .

2.6.3 Metodologia experimental do ensaios de (δ) definida pela norma ASTM E1820-18

Ensaio experimentais para a medição de parâmetros elasto-plásticos de tenacidade utilizam corpos de prova padronizados de flexão três pontos SE(B) (*single edge bending*) ou compacto C(T) (*compact tension*), contendo trincas profundas conforme a relação $0,45 \leq \frac{a}{w} \leq 0,55$ onde (a) é o comprimento ou profundidade da trinca e (W) a largura do corpo de prova.

O ensaio de tenacidade à fratura (δ) consiste na aplicação de um carregamento monotônico em múltiplos corpos de prova enquanto o extensômetro registra a abertura da boca da trinca. Ao final do ensaio são geradas curvas de carga (P_c) versus deslocamento (v_c) e o valor de (δ) é calculado por intermédio da área plastica (A_{pl}) sob a curva como exemplifica a **Figura 2.26**.

Figura 2-26. Definição da área para cálculo de J. [70]

A **Figura 2.27**, mostra a geometria e as condições para projetar corpos de prova do tipo SE(B) que devem ser pré-trincados por fadiga com fator de intensidade de tensão máximo $K_{MAX} = 25MPa\sqrt{m}$ e razão de carga de $R = \frac{P_{MAX}}{P_{MIN}} = 0,1$.

Figura 2-27. Especificações para cálculo de dimensões do corpo de prova do tipo SE(B). [70]

Por se tratar de um ensaio de modelo articulado com flexão três pontos sugere-se que a relação de abertura para o apoio do corpo de prova seja $\frac{S}{W=4}$ portanto, o ideal é que seu comprimento total seja de $4,5W$.

2.6.3 Tratamento de dados dos ensaios de CTOD

As especificações da norma ASTM E1820-18 [70] definem métodos de medição experimental de (δ) fundamentados sobre a interpretação energética caracterizada pela taxa de liberação de energia para materiais lineares e não lineares, ou seja o procedimento atual para a

determinação experimental desse parâmetro baseia-se na aferição da *Integral J* através das componentes elásticas (J_{el}) e plásticas (J_{pl}) pelo equacionamento:

$$J = J_{el} + J_{pl} = \frac{K^2(1-\nu^2)}{E} + \frac{\eta_{pl}A_{pl}}{B_N b_0} \quad (8)$$

Onde E é o módulo de elasticidade do material, ν o coeficiente de Poisson, B_N é a espessura efetiva do corpo de prova. Segundo especificações da norma em questão para corpos de prova sem entalhe lateral $B_N = B$.

O fator de intensidade de tensão (K) para corpos de prova do tipo SE(B) é calculado pela **Equação 9** para a função geometria da **Equação 10** para o tamanho da trinca medido após o ensaio na superfície de fratura (a_0).

$$K = \frac{PS}{\sqrt{BB_N} \sqrt[3]{W}} \cdot f\left(\frac{a_0}{W}\right) \quad (9)$$

$$Y = f\left(\frac{a_0}{W}\right) = \frac{3\left(\frac{a_0}{W}\right)^{\frac{1}{2}} \left(1,99 - \left(\frac{a_0}{W}\right) \left[1 - \left(\frac{a_0}{W}\right)\right] \left[2,15 - 3,93\left(\frac{a_0}{W}\right) + 2,7\left(\frac{a_0}{W}\right)^2\right]\right)}{2\left(1 + 2\left(\frac{a_0}{W}\right)\right) \left(1 - \left(\frac{a_0}{W}\right)\right)^{\frac{3}{2}}} \quad (10)$$

O fator adimensional eta plástico (η_{pl}) permite a determinação mais acurada dos parâmetros de tenacidade à fratura e é determinado com a relação $\frac{a_0}{W}$ por:

$$\eta_{pl} = 3,667 - 2,199 \left(\frac{a_0}{W}\right) + 0,437 \left(\frac{a_0}{W}\right)^2 \quad (11)$$

Como já mencionado o valor da área plástica (A_{pl}) pode ser determinado pelo gráfico ou pela **Equação 12**, para simples conferência.

$$A_{pl} = A_{pl-1} + \left(\frac{[P_n + P_{n-1}][v_{pl} - v_{pl-1}]}{2}\right) \quad (12)$$

A distância inicial da trinca na é dada pelo ligamento (b_0) e corresponde a:

$$b_0 = W - a_0 \quad (13)$$

Para o calculo de CTOD é necessária a validação da relação $\frac{\sigma_y}{\sigma_r} \geq 0,5$ em seguida aplica-se a **Equação 14** onde o Limite de Escoamento (σ_y) é assumido como valor uniaxial de resistência de escoamento sobre a fratura.

$$\delta = \left(\frac{J}{m\sigma_y} \right) \quad (14)$$

O fator (m) é dado pela **Equação 15** onde há dependência entre a geometria, tamanho e trinca e propriedades do material.

$$m = A_0 - \left(A_1 \left(\frac{\sigma_y}{\sigma_r} \right) \right) + \left(A_2 \left(\frac{\sigma_y}{\sigma_r} \right)^2 \right) - \left(A_3 \left(\frac{\sigma_y}{\sigma_r} \right)^3 \right) \quad (15)$$

Onde:

$$A_0 = 3,18 - \left(0,22 \left(\frac{a_0}{W} \right) \right) \quad (16a)$$

$$A_1 = 4,32 - \left(2,23 \left(\frac{a_0}{W} \right) \right) \quad (16b)$$

$$A_2 = 4,44 - \left(2,29 \left(\frac{a_0}{W} \right) \right) \quad (16c)$$

$$A_3 = 2,05 - \left(1,06 \left(\frac{a_0}{W} \right) \right) \quad (16d)$$

Após o tratamento de dados de todos os corpos de prova ensaiados determina-se a média e a margem de erro para a tenacidade à fratura (δ).

2.6.4 Tenacidade a fratura em ligas de aluminio soldadas por FSW

Ligas de alumínio de alta resistência são utilizadas em componentes solicitados mecanicamente em temperaturas ambiente ou criogênica, como por exemplo, estruturas de veículos, oleodutos, vasos de pressão, fuselagem de aeronaves e tanques capazes de armazenar hidrogênio e oxigênio líquido [71]. Tais aplicações são possíveis devido a sua baixa densidade, alta resistência específica, não magnetismo, microestrutura estável, alto módulo de elasticidade e retenção da ductilidade.

De fato, essas características predizem que a tenacidade à fratura não é um problema para ligas de aluminio pois, essa propriedade tende a permanecer constante ou aumentar

consideravelmente mesmo em atmosfera criogenica devido a sua estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) [72]. Com principio nesses conceitos observa-se que a microestrutura desempenha papel importante na tenacidade a fratura. [27]

É comum o desenvolvimento de pesquisas para a determinação desse parâmetro com ferramentas da MFLE para tanto, Maciel [19] e Pascoal [12] estudaram a influência da temperatura na tenacidade à fratura K_{IC} das ligas de alumínio 2050-T84 e 7050-T7451 respectivamente com corpos de prova extraídos nas direções LT e TL com ensaios realizados em temperatura ambiente e criogênica a -54°C , cujos resultados estão mostrados na **Tabela 2.9**. Para ambos materiais e temperaturas percebe-se que para direção LT, os valores de K_{IC} são maiores. Essa diferença revela anisotropia do material relacionada com as características dos grãos recristalizados.

Tabela 2-9. Resultados de tenacidade à fratura (K_{IC}) em ligas de alumínio de alta resistência. [12; 19]

Material	°C	LT	TL
		$K_{IC}(\text{MPa}\sqrt{\text{m}})$	$K_{IC}(\text{MPa}\sqrt{\text{m}})$
2050-T84	23	41,9	32,5
2050-T84	-54	42,2	33
7050-T7451	23	44,7	38
7050-T7451	-54	38,1	32,8

Segundo Dumont [73], outro fator que explica a anisotropia em relação à tenacidade à fratura é a textura cristalográfica e morfológica produzida pelo processo de laminação, associada com a ZLP e com a distribuição das partículas constituintes no material. Esses fatores determinam uma direção preferencial para a propagação de trinca intergranular e uma anisotropia plástica intrínseca do material.

Embora o processo de FSW tenha muitas características atraentes, identificar e verificar um parâmetro confiável de tenacidade à fratura requer enfrentar dificuldades significativas, devido a microestrutura heterogênea, proveniente do procedimento de soldagem [74] tornar a determinação desse parâmetro complexa em ligas de alumínio soldadas. [27]

Não há muita literatura a respeito da tenacidade a fratura em ligas de alumínio soldadas por FSW mas, em sua maioria, são encontradas pesquisas sobre o comportamento linear-elástico, uma vez que a MFEP é mais aplicado em aços. Sutton et al. [64] avaliaram a tenacidade no modo I de carregamento da liga de alumínio 2024-T3 soldada por FSW, com corpos de prova do tipo C(T) de soldas quentes, mornas e frias. Os ensaios foram conduzidos com cargas baixas o suficiente para manter o crescimento da trinca estável no regime linear-elástico.

Seus resultados mostraram que todas as soldas apresentam os valores de deslocamento de abertura da trinca (COD) menores que o metal base. Para Threadgill et al. [27] esse comportamento é atribuído às mudanças das características das inclusões e dos precipitados na matriz. Moghadam et al. [75] levantaram curvas de K_{IC} para a liga de alumínio 2024-T351 soldadas por FSW com diferentes parâmetros, como mostra a **Figura 2.28**. Os resultados apresentaram valores menores entre 51% a 82% do metal base. Ao avaliar as curvas observa-se que a propriedade K_{IC} diminui gradualmente com a redução da velocidade de rotação.

Esse comportamento pode ser atribuído ao aumento do aporte térmico durante a soldagem que dissolve os precipitados endurecedores reduzindo a dureza e os valores de P_Q . Adicionalmente, para amostras soldadas com maior velocidade transversal, há aumento da probabilidade de surgimento de defeitos internos que atuam como concentradores de tensões e antecipam a fratura do material.

Figura 2-28. Curva Carga vs COD para diferentes corpos de prova da liga de alumínio 2024. [75]

Pesquisas realizadas por Threadgill et al. [27] fundamentadas na MFEP, mostram que os resultados de (δ) das ligas 5082-H111 e 6082-T6 soldadas com 6 mm de espessura foram superiores aos seus respectivos metais base. Isso ocorre devido à microestrutura de grãos refinados e equiaxiais, aumentar a resistência ao crescimento de trincas com elevada plasticidade.

A avaliação da tenacidade à fratura na liga de alumínio 7449-TAF soldadas por FSW é fundamentada na mudança e na recuperação da microestrutura. O mecanismo típico de falha é

o intergranular e ocorre pela nucleação de vazios entre os intermetálicos grosseiros. Na zona misturada as temperaturas durante a soldagem são suficientes para causar a dissolução das zonas GP e de precipitados da fase η' , que após o resfriamento natural, estão refinados mas ainda resultam na falha pelo mesmo mecanismo do metal base. [27]

Segundo os autores precipitados η' são semicoerentes com a matriz e, portanto, permitem a movimentação homogênea das bandas de deslizamento até os contornos de grão, resultando no aumento da tenacidade. Nessas ligas aumento de resistência na ZTA é proveniente da presença do precipitado incoerente η , que restringe o deslocamento das bandas de deslizamento resultando em uma deformação homogênea.

Lei et al. [76] realizaram análises de elementos finitos para relacionar o comportamento elasto-plástico para materiais perfeitamente plásticos, com características “*over-matched*” ou “*under-matched*”. Os autores simularam corpos de prova do tipo SE(B) com entalhe posicionados na interface entre a ZTMA e a ZM. Seus resultados demonstraram que o valor da Integral J é consideravelmente maior para soldas “*under-matched*” do que para soldas “*over-matched*”. Essa característica está em contraste com o comportamento em fadiga onde as tensões residuais dominam presumivelmente, porque a tensão plástica elimina quaisquer tensões residuais armazenadas. [27]

2.7 PROPAGAÇÃO DE TRINCAS POR FADIGA (PTF) EM LIGAS DE ALUMÍNIO

Fadiga é o processo progressivo, localizado e permanente de falha em um material sujeito a carregamento cíclico. Para que haja iniciação e propagação da trinca, é necessário que o componente esteja simultaneamente sujeito a tensão cíclica, tensão trativa e deformação plástica [77]. O processo de falha por fadiga ocorre em três estágios para propagação da trinca: nucleação de uma ou mais microtrincas, propagação destas nos planos de alta tensão de tração formando bandas de deslizamento e fratura final.

A nucleação ou estágio I, na superfície se deve ao fato de os grãos superficiais não serem sustentados mutuamente como os grãos do interior assim, a deformação plástica localizada ocorre facilmente [77]. Se não há aumento ou concentradores de tensão, pequenas microtrincas surgem pela variação da amplitude de deformação plástica. Quando há um deslocamento emergente na superfície bandas de deslizamento são criadas em diversos planos resultando em uma superfície rugosa. [65]

A transição do estágio I para o estágio II de propagação ocorre devido à redução da tensão de cisalhamento e aumento na tensão de tração na ponta da trinca. O crescimento da trinca nos planos de alta tensão de tração corresponde à sua propagação em um plano perpendicular a direção de máxima tensão de tração. Quando a intensidade de tensão cresce devido ao crescimento da trinca e/ou aumento de tensão aplicada, escorregamentos começam a ocorrer em planos diferentes do estágio I, próximo à ponta da trinca, iniciando o estágio II de propagação. [65]

A propagação de trinca por fadiga no estágio II produz estrias na superfície de fratura. Essas estrias são pequenas curvas perpendiculares a direção de propagação da trinca. Contudo, variações na tensão local e na microestrutura podem mudar a orientação do plano da fratura e alterar a direção de alinhamento das estrias, que são claramente vistas em metais dúcteis sujeitos a carregamentos cíclicos. O mecanismo mais aceito para sua formação consiste em sucessivos arredondamentos e reaguçamentos (embotamento) na ponta da trinca [65;78] como mostra a **Figura 2.29** com as seguintes etapas:

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

Figura 2-29. Esquema de propagação de trinca por fadiga no estágio II pelo modelo de Laird (1978). [78]

A fratura final ocorre onde o modo de formação das estrias de fadiga é deslocado para o modo de fratura estático, tal como ruptura dúctil ou por clivagem. A norma ASTM E647-13 [79] determina a taxa de propagação de trinca por fadiga a partir da região limite (ΔK_0) até a região de instabilidade sob ação do K_{MAX} . Esse método busca estabilizar a influência da propagação de trinca por fadiga na vida de componentes sujeitos a carregamentos cíclicos, fornecer dados gerados em condições representativas e associar seus resultados com o fator intensidade de tensão crítico (K_{crit}) do material.

Dessa forma, para avaliar a propagação da trinca de fadiga é utilizada a relação onde a taxa de crescimento da trinca é associada à variação do fator de intensidade de tensão na ponta da trinca:

$$\Delta K = K_{Max} - K_{Min} \quad (17)$$

Considerando um corpo de prova submetido a carregamentos cíclicos, com tensões remotas no modo I de carregamento e submetido a uma variação de tensão constante, a variação do fator de intensidade de tensão ΔK_I é definida como:

$$\Delta K_I = f\left(\frac{a}{W}\right) (\sigma_{IMAX} - \sigma_{IMIN}) \sqrt{\pi a} \quad (18)$$

$$\Delta K_I = f\left(\frac{a}{W}\right) \Delta \sigma \sqrt{\pi a} \quad (19)$$

Onde:

$f(a/W)$ - Fator geometria

W - Largura do corpo de prova

a - Tamanho da trinca

$\Delta\sigma$ - Tensão uniaxial perpendicular ao plano da trinca

A relação funcional do crescimento da trinca pode ser dada como:

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, R) \quad (20)$$

Onde R é dado por:

$$R = \frac{\sigma_{MIN}}{\sigma_{MAX}} = \frac{K_{MIN}}{K_{MAX}} = \frac{P_{MIN}}{P_{MAX}} = \frac{K_{MAX} - \Delta K}{K_{MAX}} \quad (21)$$

Assim obtém-se a relação conhecida como lei de Paris onde da/dN é a taxa de propagação da trinca, C e m são constantes que dependem do material e do nível de tensão:

$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K)^m \quad (22)$$

Os dados de propagação da trinca são obtidos monitorando o seu tamanho durante o ensaio e traçando a curva de crescimento. A **Figura 2.30** representa esquematicamente a curva logarítmica da taxa de propagação da/dN relacionada à variação do fator de intensidade de tensão (ΔK).

Figura 2-30. Curva da/dN em função da variação da intensidade de tensão, mostrando os estágios do fenômeno de fadiga. [65]

2.7.1 Detalhamento da Região I – Região Limiar(ΔK_0)

Segundo a norma ASTM E647-13 [78] a taxa de propagação da trinca no limiar deve ser da ordem de 10^{-10} m/ciclo. Nessa região a taxa de propagação da trinca tende a ser cada vez menor com o decréscimo da variação do fator de intensidade de tensão (ΔK) e a propagação da trinca ocorre de maneira muito lenta e abaixo do qual as trincas tendem a não propagar. Se a aplicação da tensão cíclica for insuficiente para causar a propagação é evidente que a trinca simplesmente abrirá e fechará e não crescerá, ocasionado o efeito limiar. [65]

Moreto [8] levantou curvas de propagação de trinca por fadiga e estimou valores de limiar utilizando razão de carregamento $R=0,1$, com corpos de prova do tipo C(T) e M(T), extraídos na orientação TL para as ligas 7050-T7451 e 2198-T851 respectivamente. Para a liga 2050-T84 os resultados foram obtidos por Maciel (2013) [18] com razões de carregamento $R=0,1$ e $0,5$, corpos de prova do Tipo C(T) extraídos na mesma orientação.

O gráfico da **Figura 2.31**, mostra os valores cedidos por Moreto [8] e Maciel [19] e por convenção esse valor pode ser considerado nulo quando a taxa de crescimento de trinca tiver próximo de 10^{-7} mm/ciclo. Sendo assim a determinação do limiar segundo a Norma da ASTM E647-13 [79] é que este valor pode ser estimado a partir de uma regressão linear da curva da/dN vs ΔK , utilizando no mínimo 5 pontos igualmente espaçados entre as taxas de 10^{-6} e 10^{-7} mm/ciclo.

Figura 2-31. Curva de propagação de trinca por fadiga em ligas de alumínio de alta resistência. [8;19]

De maneira geral é possível concluir que, para efeito de carregamento, quanto maior é a razão de carga, menor é o limiar da variação do fator de intensidade de tensão aplicado (ΔK_0). Para razão de carga $R=0,1$, a liga de alumínio 7050-T7451 apresentou o menor valor, quando comparado às ligas de alumínio-lítio.

2.7.2 Detalhamento da Região II- Propagação da trinca (Curva de Paris)

Muitos conceitos que descrevem a Mecânica da Fratura Linear Elástica (MFLE) estão associados à região II mostrada na **Figura 2.30**. Nessa região a curva logarítmica da taxa de propagação de trinca por fadiga em função da variação fator de intensidade de tensão ($da/dN \times \Delta K$) é linear e está compreendida entre 10^{-6} e 10^{-3} mm/ciclo [80]. A taxa de propagação é influenciada pela microestrutura ou propriedades monotônicas.

Foram levantadas curvas de $da/dN \times \Delta K$ para as ligas de Al e Al-Li onde os valores de m representam o coeficiente angular da reta de regressão linear da equação de Paris e Erdogan e C é o coeficiente encontrado pela extensão da linha reta para $\Delta K = 1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Moreto [8] e Barbosa [81] obtiveram os resultados para a liga de alumínio 7050-T7451 mostrados na **Tabela 2.10** e as curvas estão mostradas na **Figura 2.32**.

Figura 2-32. Curva de propagação de trinca por fadiga da liga de alumínio 7050-T7451. [8;81] **Tabela 2-10.** Resultados da região de Paris para os ensaios de propagação de trinca por fadiga no material base da liga de alumínio 7050-T7451 em atmosfera ambiente. [12]

Direção	R	m	$C \left(\frac{mm/ciclo}{(MPa\sqrt{m})^m} \right)$	Paris	R ²
LT	0,1	2,72	1,89E-07	$da/dN = 1,89E - 07(\Delta K)^{2,72}$	0,996
TL		3,14	8,87E-08	$da/dN = 8,87E - 08(\Delta K)^{3,14}$	0,992
LT	0,5	2,98	1,689E-8	$da/dN = 1,68E - 08(\Delta K)^{2,98}$	0,997
TL		3,58	5,12E-8	$da/dN = 5,12E - 08(\Delta K)^{3,58}$	0,992

Para a liga de alumínio-lítio 2198-T85, Moreto [8] determinou os parâmetros mostrados na **Tabela 2.11** para corpo de prova extraído na direção TL com razão de carga R=0,1.

Tabela 2-11. Resultados da região de Paris para os ensaios de propagação de trinca por fadiga no material base da liga de alumínio AA2198-851 em atmosfera ambiente. [8]

Direção	R	m	$C \left(\frac{mm/ciclo}{(MPa\sqrt{m})^m} \right)$	Paris	R ²
TL	0,1	2,93	9,24E-08	$da/dN = 9,28E - 08(\Delta K)^{2,64}$	0,98

Os resultados para a liga Al-Cu-Li 2050-T84 foram obtidos por Bonazzi [20] que determinou a Região de Paris, com razões de carga R=0,1 e 0,5 para as direções LT e TL. A **Figura 2.33** mostra as curvas e a **Tabela 2.12** os valores extraídos das curvas.

Tabela 2-12. Resultados da região de Paris para os ensaios de propagação de trinca por fadiga no material base da liga de alumínio 2050-T84 em atmosfera ambiente. [20]

Direção	R	m	$C \left(\frac{\text{mm/ciclo}}{(\text{MPa}\sqrt{\text{m}})^m} \right)$	Paris	R ²
LT	0,1	2,9	1,28E-07	$da/dN = 1,28E - 07(\Delta K)^{2,9}$	0,98
TL		3,59	2,37E-08	$da/dN = 2,37E - 08(\Delta K)^{3,59}$	0,978
LT	0,5	3,38	5,70E-8	$da/dN = 5,70E - 08(\Delta K)^{3,38}$	0,985
TL		3,88	1,05E-8	$da/dN = 1,05E - 08(\Delta K)^{3,88}$	0,971

Figura 2-33. Resultados dos ensaios de propagação de trinca por fadiga na região II das ligas de alumínio da série 2xxx. [8;20]

A liga Al-Cu-Li 2050-T84 possui os valores de m maiores para a direção TL e para a razão de carga $R=0,5$ quando comparados com os resultados da liga de Al 7050-T7451. Isso indica que a velocidade de propagação de trinca na liga Al-Cu-Li é maior, o que confere a liga de Al maior resistência mecânica sob ponto de vista de propagação de trinca por fadiga. Adicionalmente a liga 2198-T851 indica maior resistência à propagação da trinca, em função do seu limiar menor com razão de carga $R=0,1$.

2.7.3 Propagação de Trinca por Fadiga (PTF) em Ligas de Alumínio Soldadas por FSW

A avaliação de tolerância ao dano em materiais soldados por fricção e mistura torna-se relevante, devido à mudança microestrutural na região da solda. Normalmente, os menores tamanhos de grãos tendem a formar as maiores áreas de contornos, apresentando um efeito de resistência mais evidente durante o crescimento da trinca devido aos mecanismos ativos na ponta da trinca que induzem a competição entre o embotamento, isso pode melhorar a resistência à propagação de trinca por fadiga, entretanto, esta não é a única condição que possibilita esse comportamento. Acredita-se que a orientação dos grãos e a condição dos seus contornos também influenciam no comportamento de fadiga. [82; 83]

A análise do crescimento da trinca sob aspecto microestrutural tem embasamento na teoria proposta por Hornbogen e Gahr [84], que sugerem uma descrição quantitativa baseada no cisalhamento na ponta da trinca, que ocorre sob condições em que a deformação plástica é limitada pelo escorregamento cristalográfico em um único grão. Com microestrutura envelhecida e/ou superenvelhecida, a avaliação torna-se mais complexa pois, para baixos níveis de ΔK , a dispersão de partículas no interior dos cristais e nos contornos de grãos determinam o sentido de movimentação das bandas de deslizamento e por consequência a velocidade de propagação.

A desaceleração da trinca por fadiga de materiais com microestrutura envelhecida pode ser explicado por dois fenômenos: (i) deformação plástica heterogênea, que induz a pequenos deslocamentos da abertura da ponta da trinca dentro dos cristais, resultando em microtincas adjacentes que reduzem a energia da trinca principal e (ii) quando a trinca se aproxima do contorno de grão o plano de escorregamento é bloqueado, aumentando o tamanho da zona plástica e seu crescimento é retardado até que uma nova trinca seja formada no grão vizinho.. Essa teoria foi ilustrada por Hornbogen e Gahr [84] na **Figura 2.34**, com dados de crescimento da trinca em um grão observado na superfície de um corpo de prova ensaiado em fadiga onde, G refere-se ao crescimento da trinca no grão e GB no contorno de grão.

Figura 2-34. Correlação de propagação da trinca com a microestrutura envelhecida para evidenciar o retardamento em contornos de grãos. G: grãos; GB: contorno de grão. [84]

A **Figura 2.35** representa o efeito da microestrutura na propagação de trinca em ligas superenvelhecidas. A presença de partículas incoerentes ou semi coerentes e a baixa energia de falha de empilhamento favorecem a formação do vetor de Burguer e a deformação plástica homogênea na ponta da trinca. Durante o crescimento da trinca as bandas de deslizamento se movimentam facilmente, favorecendo a ocorrência de dois fenômenos: a formação de uma zona plástica homogênea e de altos níveis de empilhamento ao redor dos grãos. Tais fatores são provenientes da ação da Tensão Máxima (σ_{max}) que induz o escorregamento cruzado em alta proporção que, assim como os contornos de grãos, são facilmente vencidos pela trinca e a propagação ocorre de maneira rápida e uniforme. [84]

Figura 2-35 Correlação de propagação da trinca com a microestrutura superenvelhecida sem efeito nos contornos de grãos. G: grãos; GB: contorno de grão. [84]

A movimentação de bandas de deslizamento que podem resultar em duas situações: (i) acúmulo das bandas nos contornos de grãos mais resistentes formação de contornos de alto ângulo (CAA); (ii) Coalescência de novos grãos resultando em contornos de baixo ângulo (CBA) [82;83]. Zhai et al. [85] propôs um modelo de avaliação do caminho da trinca nos planos cristalográficos de contornos de grãos para explicar seu retardo ou a aceleração durante a propagação de trinca por fadiga. Considerando uma trinca que segue um plano de deslizamento preferencial dentro de um grão em uma liga metálica, assumamos os conceitos da **Figura 2.36**.

Figura 2-36. Modelo cristalográfico de retardo da trinca nos contornos de grãos. [85]

O ângulo de torção α é o fator de controle dominante da propagação de trincas entre os grãos. Esse ângulo corresponde a intersecção dos dois planos de escorregamento que apresentam maior resistência à propagação de trinca de um grão para outro uma vez que, o contorno de grão referente à área dada por (abc) tem que ser fraturado para que a trinca cresça. O ângulo de inclinação β é o ângulo de intersecção entre dois planos de deslizamento na superfície da microestrutura e também contribui para a resistência ao crescimento e reduz a força motriz na ponta da trinca.

Esses conceitos enfatizam as definições de CAA e CBA pois, para que uma trinca cresça e passe pelo contorno de grão, tanto α quanto β precisam ser mínimos. A trinca tende a parar ou ser severamente retardada quando nenhum dos planos de deslizamento disponíveis nos próximos grãos for pequeno.

Usando a técnica de EBSD as orientações nos dois planos da trinca ao longo dos contornos de grão podem ser determinadas e avaliadas medindo as orientações dos grãos e a orientação do caminho da trinca nos três eixos de coordenadas como exemplifica a **Figura 2.37**. Segundo Zhai et al. [85] a trinca apresenta deflexão em quase todos os contornos de grãos de propagação, seu caminho foi preferencialmente ao longo do plano de deslizamento entre grãos

com orientações típicas Brass e Goss que formam o menor ângulo α com o grão adjacente e, portanto, a trinca é desacelerada.

Figura 2-37. Microtrinca de fadiga na liga Al-Li 8090 com deflexão nos contornos de grão. [85]

Em materiais base de ligas de alumínio o grau de recristalização depende do processo mecânico de fabricação e da temperatura a que são submetidas como por exemplo, laminação a quente, tratamentos térmicos associados à deformação plástica e procedimentos de soldagem. Tais procedimentos resultam na formação de texturas dos tipos Goss $\{011\}\langle 100\rangle$, Brass $\{011\}\langle 211\rangle$, Cube $\{001\}\langle 111\rangle$, Cobre $\{112\}\langle 211\rangle$, P $\{011\}\langle 122\rangle$, Q $\{013\}\langle 231\rangle$, S $\{123\}\langle 634\rangle$ e/ou R $\{124\}\langle 211\rangle$.

Li et al. [83] avaliaram a propagação de trinca por fadiga com diferentes texturas microestruturais e revelaram que a orientação dos grãos e dos contornos de grãos de ligas de Al-Cu-Mg podem influenciar no da/dN como mostra a **Figura 2.38**. Por definição os grãos Goss, P e Q possuem CAA de torção e inclinação em relação aos grãos vizinhos. Isso pode reduzir a deflexão da trinca durante a propagação e aumenta a resistência da taxa de propagação de trinca por fadiga no estágio II. Em contrapartida, os grãos R, S, Cobre possuem CBA que não induzem a deflexão da trinca que podem penetrar de maneira mais direta em defeitos na rede cristalina.

Observa-se que na **Figura 2.38 (c)** a deflexão da trinca é mais evidente pois é detectada principalmente nos contornos dos grãos 1, 2, 3 e 4, segundo os autores tratam-se de grãos Goss ou próximas de Goss com índices de Miller de $(012)[100]$ para o grão 1; $(012)[100]$ para o grão 2; $(012)[010]$ para 3; $(012)[100]$ para 4. Na **Figura 2.38 (a)** ocorre uma pequena deflexão da trinca no contorno do grão 2 do Material A, como indicam as setas vermelhas. Esse grão também está próximo a Goss com índices de Miller de $(101)[010]$.

Figura 2-38. Resultados de EBSD mostrando a relação entre a orientação dos grãos e a propagação de trinca por fadiga em três chapas envelhecidas naturalmente. (a) Material A, (b) Material B, (c) Material C. (a1) material com granulação grosseira, (b1) material com granulação media, (c1) material com grãos refinados. [83]

De contrapartida as trincas se propagam através dos grãos 1 próximo a Brass com índices de Miller de (012)[112], 4 próximo a R com (421)[014] e 5 próximo a S com (135)[211] no Material A e dos grãos 1 a 6 no Material B, **Figura 2.38 (b)**, próximos a Brass, Cobre, Se Cube. Os grãos Goss, P e Q possuem alta resistência à deformação e podem induzir deflexão evidente da trinca por fadiga. Por outro lado, grãos orientados no sentido de laminação, como Brass, Cobre, S, Cube e R têm fraca resistência à deformação e podem ser rapidamente cisalhados pelas trincas resultando em altas taxas de PTF.

As **Figura 2.38 (a₁), (b₁), (c₁)** representam o modelo de propagação de trincas em microestruturas com grãos posicionados em várias orientações. Quando a liga possui grãos grosseiros e pouca densidade de grãos Goss, (**Figura 2.38 (a₁)**) há pouca evidencia de deflexão da trinca e, portanto, menor resistência à fadiga como mostra a curva $da/dN \times \Delta K$ do Material A na **Figura 2.39**.

Com a redução do tamanho de grão à um nível intermediário sem a presença de grãos Goss como mostra a **Figura 2.38 (b₁)** a deflexão não é evidente e a resistência à fadiga diminui como mostra a curva $da/dN \times \Delta K$ do Material B.

Figura 2-39. Curvas de propagação de trinca por fadiga de uma liga de Al-Cu-Mg com diferentes tamanhos de grãos. [83]

Para situações onde a microestrutura recristalizada mostra a presença de inclusões esferoidizadas e grosseiras compostas por Fe e Si, a deformação plástica severa é favorecida e há redução da resistência à fadiga [82]. Em juntas de ligas de alumínio soldadas por FSW esses conceitos são bem aceitos, entretanto outros fatores devem ser levados em consideração para avaliação de propagação de trinca por fadiga como a presença de precipitados de aumento de resistência provenientes do tratamento térmico aplicado no material base, as tensões residuais, influência dos parâmetros de soldagem, presença de defeitos, fechamento de trinca, razão de carga entre outros.

Moghadam e Farhangdoost [75] realizaram ensaios no material base e em juntas da liga 2024-T351 soldadas com diferentes velocidades de rotação e de soldagem. As curvas mostradas na **Figura 2.40** mostram que as condições de soldagem influenciam nas curvas $da/dN \times \Delta K$.

Figura 2-40. Curvas de PTF em juntas de alumínio 2024 soldadas por FSW com diferentes parâmetros. [75]

Em altas velocidades de rotação e de soldagem a taxa de propagação de trinca por fadiga na zona misturada acelera pois, há uma tendência ao surgimento de descontinuidades e alta concentração de tensão residual na zona misturada, em baixos valores de ΔK , as tensões residuais internas reduzem a taxa de propagação de trinca e, em altos valores de ΔK os defeitos metalúrgicos a aumentam até o nível ainda mais alto que o de metal base.

2.8 CORROSÃO FADIGA

Corrosão fadiga é o termo utilizado para denotar o dano e a falha de componentes sujeitos a carregamentos cíclicos em um meio fragilizante [86]. Os processos de corrosão sob fadiga são resultados da interação entre deformação plástica e reações químicas ou eletroquímicas localizadas [87]. Quando o material está sujeito a carregamento cíclico o processo de propagação de trinca por fadiga em meios corrosivos é controlado por três fatores, deslizamento dos grãos do material, corrosão da superfície livre na ponta da trinca e fechamento de trinca. [88]

A interpretação da fragilização de ligas metálicas sujeitas a carregamentos monotônicos ou cíclicos em meio aquoso envolve dois mecanismos: a dissolução anódica e/ou a fragilização por hidrogênio. O avanço da dissolução anódica, **Figura 2.41**, ocorre através das seguintes etapas [86]:

1. Difusão de partículas ativas como moléculas de água ou ânions de haletos;
2. Ruptura do filme óxido protetor nas bandas de deslizamento ou na ponta da trinca devido a concentração de tensões ou “*fretting*” entre as faces da trinca;
3. A dissolução da superfície exposta;
4. Nucleação e propagação do óxido na superfície livre;

Figura 2-41. Ilustração esquemática da dissolução anódica. [86]

Os átomos de hidrogênio, mesmo em temperatura ambiente, podem se alojar intersticialmente no cristal metálico ou até nos contornos de grãos reduzindo drasticamente a tenacidade e a ductilidade do material. Segundo Perns e Altstetter [89] o hidrogênio induz o surgimento de fraturas retardadas como consequência do aparecimento de numerosas trincas superficiais, que são nucleadas ao longo do processo de saída do hidrogênio sob forma gasosa do material.

Os passos críticos para os mecanismos de fragilização por hidrogênio estão representados na **Figura 2.42** são:

1. Difusão das moléculas de água ou íons de hidrogênio entre as paredes da trinca em direção a ponta da trinca;
2. A redução destas partículas para criar átomos de hidrogênio na superfície da ponta da trinca;
3. Difusão superficial da absorção de átomos em localizações preferenciais;
4. Absorção de átomos em localizações críticas como contornos de grão ou vazios.

Figura 2-42. Ilustração esquemática de fragilização por hidrogênio em meio aquoso. (1) Difusão líquida. (2) Descarregamento e redução. (3) Recombinação de adatomos de hidrogênio. (5) Absorção do hidrogênio no metal. (6) Difusão do hidrogênio absorvido. [86]

Segundo Dieter [90] quando o ataque corrosivo ocorre simultaneamente ao carregamento em fadiga há redução nas propriedades de fadiga do material, pois com a ação da fragilização por hidrogênio a taxa de propagação é acelerada. De contra partida, a presença de óxidos altera o mecanismo de fechamento de trinca e consequentemente a taxa de propagação de trinca por fadiga. Segundo Komai [91] e Gangloff [92] existe a possibilidade que algum residuo de óxido provocado pela corrosão ou cristais de sal depositados na frente da trinca deformam plasticamente a ponta da trinca.

A **Figura 2.43** representa esse mecanismo e portanto conclui-se que o resultado final da taxa de propagação de trinca deve-se a competição entre todos esse fatores discutidos. Com o decrescimento da carga ciclica a ponta da trinca não se desloca, fica muito fina e fechada com raio muito pequeno. Com aumento do carregamento estático a trinca se abre elasticamente e fica embotada e nessas condições se a tensão na ponta da trinca for menor ou igual a tensão de fratura, a trinca não propagará.

Figura 2-43. Efeito do fechamento de trinca em meio corrosivo. [91]

Nos ensaios de corrosão fadiga a propagação da trinca é controlada pelo fator de intensidade de tensões máxima (K_{MAX}) e pela razão de carga (R) no entanto, uma vez que o ataque corrosivo é um fenômeno dependente do tempo, a corrosão é mais evidente a baixas frequências devido a maior interação entre o meio e o material. aumentando a fragilização da trinca.

Rong [88] defende que o mecanismo de propagação de trinca por fadiga é similar ao mecanismo proposto na corrosão sob tensão como mostra Suresh [86] com a **Figura 2.44**. É conveniente caracterizar os efeitos do ambiente nas taxas de propagação de trinca por fadiga considerando diferentes combinações de comportamento de puramente mecânico e sobre aplicações de corrosão sob tensão. O esquema ilustrado na **Figura 2.44 (a)** mostra a variação sigmoidal em escala log-log, da taxa de propagação de trinca por fadiga em função da variação do fator de intensidade de tensão ($da/dN \times \Delta K$) de um material metálico sujeito a carregamento cíclico.

A variação típica da velocidade (da/dt) em função da aplicação do fator de intensidade de tensão ΔK de um material metálico sujeito a propagação de trinca em ambiente assistido é

mostrada na **Figura 2.44 (b)**, onde a presença do ambiente não tem efeito no comportamento da fratura do material para valores abaixo do fator de intensidade de tensão de corrosão sob tensão (K_{ISCC}). Acima desse valor a velocidade da trinca exhibe crescimento ígreme com o aumento do fator de intensidade de tensão (K) (região I). A região seguinte (região II) é a região de propagação com incremento do tempo que é essencialmente independente do K aplicado e a região III apresenta valores de K referentes a tenacidade a fratura (K_{IC}) do material e aumento acentuado da velocidade da trinca.

A propagação de trinca por corrosão fadiga em materiais metálicos pode ser esquematizado de três formas diferentes, a **Figura 2.44 (c)** ilustra a chamada corrosão fadiga que exerce influência no ciclo de fratura mesmo para valores de fator de intensidade de tensão máxima (K_{MAX}) menores que fator de intensidade de tensão de corrosão sob tensão (K_{ISCC}).

Nessas condições apenas o ambiente sem ação corrosiva não exerce efeito sobre a propagação da trinca por fadiga e não acelera a taxa de propagação de trinca pois, mesmo sob carregamento cíclico a fragilização do material é dependente não só do tempo mas também da temperatura ou de processo eletroquímico.

A corrosão fadiga associada a corrosão sob tensão é mostrada na **Figura 2.44 (d)**, se resume a sobreposição da fadiga mecânica mostrada na **Figura 2.44 (a)** e a corrosão sob tensão mostrada na **Figura 2.44 (b)**, note que a corrosão-fadiga sob tensão ocorre quando $K_{MAX} > K_{ISCC}$. A combinação entre a corrosão fadiga e a corrosão sob tensão resulta na mistura de comportamento corrosivo esquematizado na **Figura 2.44 (e)**.

Figura 2-44. Representação esquemática das combinações de fadiga mecânica e ambiente assistido na propagação de trinca. (a) propagação de trinca por fadiga em ambiente inerte. (b) corrosão sob tensão com carregamento contínuo. (c) corrosão-fadiga verdadeira decorrente dos efeitos de sinergia de carga cíclicas e ambientes agressivos. (d) corrosão-fadiga sob tensão obtido pela superposição da fadiga mecânica e corrosão sob tensão. (e) mistura de comportamento corrosivo obtido a partir da combinação de (c) e (d). [86]

Ligas de alumínio possuem resistência a corrosão relativamente baixa e a formação de pites na superfície aumenta a tensão devido a concentradores diminuindo a vida em fadiga. Quando essas ligas são expostas a solução salina NaCl as reações do meio são intensas na ponta da trinca pois, a presença do íon Cl^- favorece a corrosão por pites enquanto a superfície ao longo da trinca é protegida pelo filme óxido, como mostra a **Figura 2.45**.

Figura 2-45. Modelo de ruptura do filme, onde a deformação plástica na ponta da trinca quebra o filme óxido protetor, resultando na corrosão preferencial na ponta da trinca. [65]

A deformação plástica na ponta da trinca causa a quebra do filme óxido expondo a superfície livre ao meio corrosivo e permite a formação de pites. O interior do pite é mais anódico em relação ao restante do material e, desta forma a corrosão prossegue para o interior tornando o pite pontiagudo o bastante para produzir intensa concentração de tensão e iniciar uma trinca. Uma vez que o filme não é repassivado a propagação da trinca é contínua. [65]

2.8.1 Corrosão Fadiga em Ligas de Alumínio

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 monotônicas do material. [87]

Em ligas de Al-Cu tratadas termicamente, o cobre retido na microestrutura é mais resistente a corrosão, de modo que precipitados de segunda fase como $CuAl_2$ possam influenciar a corrosão intergranular. A presença de precipitados intermetálicos como $Al_6(Cu, Fe, Mn)$ e Al_2CuMg podem causar corrosão por pites, pois estas partículas possuem potenciais diferentes da matriz, formando células galvânicas localizadas.

A adição de lítio transforma as ligas da série 2xxx em materiais de alta resistência mecânica para aplicação em aeronaves, mas sob ponto de vista corrosivo sua adição é muito prejudicial. Como o Li é altamente reativo, adições de cerca de 3% no alumínio provoca mudanças no potencial de pite deixando o material mais vulnerável a meios corrosivos com solução salina de 3,5% de NaCl [87]. Quando o ataque corrosivo ocorre simultâneo ao

carregamento em fadiga há reduções nas propriedades de fadiga do material acelerando a nucleação e a taxa de propagação da trinca em regiões próximas ao limiar.

Jones et al. [93], pesquisaram o efeito da corrosão na nucleação de trincas da liga 2024-T3 em vários níveis de propagação de trinca por fadiga e identificaram a nucleação de trincas a partir de pites que surgiram durante o processo de corrosão e concluíram que a corrosão acelera a nucleação e a propagação da trinca em regiões próximas ao limiar.

Rong [88] estudou a ação de elementos químicos na ponta da trinca em ensaios de propagação de trinca por fadiga em meio corrosivo de 3,5% de NaCl em ligas de alumínio onde, a corrosão fadiga reduziu a variação do fator de intensidade de tensão no limiar e aumentou a taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN) como mostra a **Figura 2.46**. O autor concluiu ainda que a razão entre tensões tem forte influência na região próxima ao limiar e a medida que esta razão aumenta a variação do fator de intensidade de tensão ΔK diminui.

Figura 2-46. Dados do ensaio e curva de regressão da taxa propagação de trinca por fadiga em meio corrosivo de ligas de alumínio em ambiente com 3,5% NaCl com frequência de carregamento de 10Hz. [88]

Maciel [19] determinou a região limiar da propagação de trinca por fadiga na liga de Al-Li 2050-T84 em névoa salina a 3,5 e 5% NaCl, como mostra a **Figura 2.47**. Na região próxima ao limiar, com valores da variação do fator de intensidade de tensão (ΔK_0) entre 5 e 8 $MPa\sqrt{m}$ verifica-se que quanto maior o teor de NaCl, maior é a velocidade da trinca nesta região, possivelmente devido à ação fragilizante do hidrogênio. Segundo o autor é possível que resíduos óxidos ou cristais de sal depositados na frente da trinca tenham influenciado o

embotamento, evitado a ação fragilizante da névoa e desacelerando o crescimento da trinca e resultando num limiar maior.

Figura 2-47. Curva da taxa de propagação de trinca por fadiga (da/dN) em função do fator de intensidade de tensão aplicado (ΔK_{0ap}) na região próxima ao limiar com razão de carga $R=0,1$. [19]

Tendo em vista que as curvas dos ensaios a 5% de NaCl aceleram discretamente a partir da região próxima ao limiar, é possível que a fragilização por hidrogênio e a dissolução anódica agiram preferencialmente no processo de crescimento da trinca, formando de óxidos na superfície e aumentando a velocidade da taxa de propagação na região de Paris reduzindo os valores de limiar.

Moreto [8] avaliou o comportamento em corrosão fadiga das ligas de alumínio 2198-T851 e 7050-T7451 com névoa salina a 3,5% e frequências de 1Hz na região II de propagação. Para a liga de Al-Cu-Li 2198-T851, o autor relatou uma discreta influencia no da/dN , seu comportamento é muito similar à curva de ensaio em atmosfera ambiente como mostra a **Figura 2.48**.

Figura 2-48. Curva de propagação de trinca por fadiga na região II da liga 2198-T851. [8]

Em relação as curvas da liga 7050-T7451 em valores próximos de $\Delta K = 10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ há aceleração da taxa de propagação de trinca por fadiga, entretanto a medida que esse valor aumenta o comportamento em névoa salina se assemelha ao do comportamento em ar, como pode ser visto na **Figura 2.49**. Segundo o autor esse comportamento ocorre por dois motivos, o primeiro está relacionado com o processo de crescimento da trinca ser puramente mecânica pois há pouco tempo de interação com o meio.

Figura 2-49. Curva de propagação de trinca por fadiga na região II da liga 7050-T7451. [8]

O segundo motivo é fundamentado com base nos conceitos de fechamento de trinca, pois com a trinca completamente aberta no fator de intensidade tensão máximo e os produtos de corrosão formados dentro da trinca conduzem ao contato entre as superfícies da trinca elevando o fator de intensidade de tensão de fechamento de trinca.

2.8.2 Corrosão Fadiga em Ligas de Alumínio Soldadas por FSW

O severo processo de modificação da microestrutura resultante em juntas de alumínio soldadas por FSW altera a distribuição de precipitados e de contornos de grãos na região da solda e por consequência tem influência direta na resistência à corrosão. Nas juntas soldadas, basicamente três fatores desempenham papel dominante em condições de fadiga: a tensão residual, a microestrutura e defeitos mas, para corrosão fadiga a formação ou dissolução dos precipitados associados a atmosfera agressiva também são fatores de primeira ordem.

A corrosão fadiga em ligas de alumínio soldadas por FSW ainda é um assunto limitado, quando comparado aos aços, mas tem mostrado que a presença de elementos químicos como Cu e Zn deterioram os contornos de alto ângulo (CAA) na região recristalizada e resultam na corrosão intergranular. Pao et al. [62] realizaram ensaios de propagação de trinca por fadiga em solução salina a 3,5% NaCl na liga de alumínio 7050-T7451 soldada por FSW com espessura de 6,35 mm. Cujas curvas estão mostradas na **Figura 2.50**. A diferença de comportamento das curvas plotadas dos ensaios em ar pode ser atribuída à microestrutura heterogênea e/ou aos efeitos de fechamento de trinca. Verifica-se que a taxa de propagação de trinca por fadiga em ar a baixos e médios valores de ΔK é significativamente menor na ZTA do que no metal base e na zona misturada.

Figura 2-50. Curvas de ensaios de PTF em atmosfera ambiente e em solução salina na liga 7050-T7451 soldada por FSW. [62]

A partir de valores intermediários de ΔK , e aumentando, o $\frac{da}{dN}$ em solução salina, no metal base e na zona misturada, são duas vezes maiores que na ZTA, mas à medida que a curva se aproxima do limiar, para as duas primeiras condições, o ΔK_{th} é maior que em ar. Essa inconsistência tem sido observada em muitas ligas de alumínio, como já mostrado nos

resultados de Moreto [8] e Maciel [19], e é atribuído aos produtos de corrosão depositados no caminho da trinca, influenciando seu fechamento e favorecendo seu embotamento.

Adicionalmente, curvas com mesma tendência na ZTA indicam que o fechamento da trinca é influenciado principalmente pelas condições microestruturais na superfície rugosa da trinca e possivelmente pela distribuição de tensão residual mais intensa nessa região, que induz o micromecanismo de fechamento da trinca.

3. METODOLOGIA

As etapas experimentais desta pesquisa foram desenvolvidas segundo o fluxograma mostrado na **Figura 3.1**.

Figura 3-1. Fluxograma de desenvolvimento de projeto e de ensaios.

3.1 MATERIAIS

Devido à capacidade de unir uma larga variedade de materiais, incluindo ligas diferentes composições químicas, espessuras e tratamentos térmicos, foram soldadas juntas de topo dissimilares com as ligas com a liga de alumínio-lítio 2050-T84 posicionada no lado de avanço e a liga de alumínio 7050-T7451 no lado de retrocesso, ambas com dimensões de 300x90x6mm e, juntas de topo similares com a liga 2198-T851 com dimensões de 300x90x2mm. A **Tabela 3.1** apresenta a composição química de cada liga, que estão de acordo com suas respectivas normas e as principais propriedades mecânicas à tração estão mostradas no gráfico da **Figura 3.2**.

Tabela 3-1. Composições químicas das ligas de alumínio de grau aeronáutico soldadas por FSW. [8; 11; 19; 20]

Elemento Químico	7050-T7451 (AMS 4341)	2050-T84 (AMS 4413)	2198-T851 (AMS 4412)
Li	-	0,87	1,01
Cu	2,25	3,54	3,68
Mg	1,89	0,31	0,305
Mn	0,01	0,37	-
Zr	0,10	0,08	0,08
Ag	-	0,37	-
Si	0,12	0,03	0,03
Ti	0,0	0,03	0,027
Cr	0,01	0,06	-
Fe	0,05	30*	0,08
Ni	-	0,02	-
Zn	6,2	<1*	0,01
Al	Restante	Restante	Restante

Figura 3-2. Propriedades mecânicas das ligas de alumínio utilizadas no processo de soldagem por FSW. [8; 11; 19; 20]

3.2 DETERMINAÇÃO DA JANELA DE SOLDAGEM

As janelas de soldagem por FSW das ligas de alumínio de alta resistência foram determinadas no Laboratório Nacional de Nano Tecnologia (LNNano) localizado no Centro Nacional de Pesquisa em Energia e Materiais (CNPEM). A etapa inicial para a determinação da janela de soldagem por FSW consistiu no projeto da ferramenta, cujas dimensões principais foram inferidas a partir da espessura das juntas a serem soldadas. Em seguida foram feitos testes em chapas para a determinação inicial dos parâmetros e por fim foram realizadas as

soldagens nas juntas. Todas as ferramentas foram usinadas em aço AISI H13 e em seguida temperadas para atingir a dureza de 53HRC.

3.2.1 Determinação da janela de soldagem por FSW das juntas dissimilares

A **Figura 3.3** mostra a ferramenta para a soldagem da junta dissimilar, que foi usinada com pino não consumível e intercambiável que possibilita sua substituição e ajuste da altura do pino a partir da face do ombro, cujas dimensões estão na **Tabela 3.2**.

Figura 3-3. Ferramenta para soldagem por FSW das juntas dissimilares.

Tabela 3-2. Principais dimensões da ferramenta para soldagem da junta dissimilar por FSW.

Região da Ferramenta	Dimensões
Diâmetro do ombro (mm)	18
Diâmetro do pino (mm)	6
Altura do pino (mm)	5,95 / 6,68

A **Figura 3.4** mostra a ferramenta após sucessivos testes de soldagem das juntas de topo. A cada teste eram retiradas amostras e realizados ensaios de dobramento com objetivo de validar de forma empírica a integridade estrutural da solda e amostras da seção transversal para verificar a microestrutura das regiões da solda e a ocorrência de soldagem com penetração total

A **Tabela 3.3** mostra janela de soldagem definida e a partir de então foram soldadas diversas juntas de onde foram extraídas amostras para avaliação metalográfica, corpos de prova para ensaios mecânicos, de tenacidade e propagação de trinca por fadiga.

Figura 3-4 Ferramenta para soldagem das juntas dissimilares após sucessivos testes para determinação da janela de soldagem.

Tabela 3-3. Janela de soldagem das juntas dissimilares.

Parâmetros	Valores
Penetração (mm)	6,48
Ângulo de Inclinação da ferramenta (°)	3
Velocidade de rotação (rpm)	400
Velocidade de avanço (mm/m)	100
Força axial (KN)	20

3.2.2 Determinação da janela de soldagem por FSW das juntas dissimilares

Para a determinação da janela de soldagem da junta similar com a liga 2198-T851 de 2mm de espessura, foram necessários dois projetos de ferramentas mostradas nas **Figuras 3.5 (a) e (b)**, cujas principais dimensões estão listadas na **Tabela 3.4**.

Figura 3-5. Ferramentas para soldagem por FSW das juntas similares. (a) Ferramenta 1. (b) Ferramenta 2.

(a)

(b)

Tabela 3-4. Principais dimensões das ferramentas 1 e 2 para soldagem por FSW.

Região da Ferramenta	Ferramenta 1	Ferramenta 2
Diâmetro do ombro (mm)	6	10
Diâmetro do pino (mm)	2	3,8
Altura do pino (mm)	1,92	1,9

A Ferramenta 1 foi projetada com pino intercambiável e após sucessivos testes foi determinada a primeira janela de soldagem listada na **Tabela 3.5**. Para avaliação da integridade da junta foi retirada uma amostra e seção transversal da região da solda foi avaliada por microscopia ótica. Como resultado, ao avaliar a **Figura 3.6**, nota-se que não houve penetração total, a presença de trinca e a formação de poro de dimensões próximas a 150 μm .

Figura 3-6. Imagem referente ao último teste, destacando a presença de uma grande trinca (linha vermelha) e um poro.

Dentre todos os problemas apresentados, a falta de penetração foi considerada como prioritário, pois afetou diretamente o projeto da ferramenta, resultando na necessidade de usar a Ferramenta 2. Isso afetou drasticamente o andamento do trabalho, os custos iniciais previstos e, de certo modo, a qualidade dos resultados.

Os demais defeitos, como poros e trincas, só poderão ser sanados quando houver boa penetração e, a partir disso, o devido ajuste nos parâmetros de soldagem. Pensando nisso, foi realizada uma soldagem teste com uma junta sobreposta, mostrada na **Figura 3.7 (a)**, utilizando uma ferramenta com rosca helicoidal disponível no CNPEM para verificar se a geometria da ferramenta resolveria o problema ocorrido.

Figura 3-7 Soldagem da junta similar sobreposta. (a) Nesta imagem destaca-se a completa penetração da chapa em contato direto com o ombro da ferramenta (chapa superior), além da ausência de poros. (b) Detalhe da trinca próximo à interface das chapas.

(a)

Apesar da junta apresentar uma descontinuidade na longitudinal, **Figura 3.7 (b)**, de maneira geral, a ideia de fazer uma nova ferramenta mostrou-se interessante e, portanto, a Ferramenta 2 foi usinada, temperada e juntas de topo foram soldadas. Após a verificação e validação da janela de soldagem listada na **Tabela 3.6**, foram soldadas diversas juntas de topo similares e foram extraídas amostras para avaliação metalográfica, corpos de prova para ensaios mecânicos e ensaios de propagação de trinca por fadiga.

Tabela 3-5. Parâmetros para soldagem das juntas de topo de alumínio.

Parâmetros	Janela de Soldagem para Ferramenta 1	Janela de Soldagem para Ferramenta 2
Penetração (mm)	1,55	1,90
Ângulo de Inclinação da ferramenta (°)	3	0
Velocidade de rotação (rpm)	800	800
Velocidade de avanço (mm/m)	300	150
Força axial (KN)	4	4

3.2.3 Procedimento de Soldagem.

Foram soldadas juntas de topo com chapas com comprimento de 300mm e largura de 90mm com suas respectivas espessuras como mostra o procedimento na **Figura 3.8**. Em (1) está indicada a ferramenta em movimento e soldando e (2) a base do dispositivo feita de cerâmica, onde o material a ser soldado é apoiado e posicionado. O item (3) corresponde às grapas que são fixadas por parafusos de ajuste (4) e posicionadas entre apoios de fixação (5). Como esse processo de soldagem envolve altos níveis de forças aplicadas, para evitar que a junta de topo (6) se movimente e resulte em descontinuidades, são fixadas entre as grapas apoios de alinhamento (7).

Figura 3-8. Preparo da junta de topo a ser soldada. (1) Ferramenta. (2) Base do dispositivo. (3) Grapas. (4) Parafusos de ajuste e fixação lateral da junta. (5) Apoios de fixação das grapas. (6) Junta de topo. (7) Apoio de alinhamento.

3.3 AVALIAÇÃO TÉRMICA DURANTE O PROCESSO DE SOLDAGEM

Foram feitas análises de temperatura durante a soldagem das juntas dissimilar e similar, por termopares do tipo K fixados em pontos estratégicos nos lados de avanço e retrocesso, sendo que a distância entre os termopares e a linha da junta para a junta dissimilar estão descritos na **Tabela 3.7** e representados na **Figura 3.9**.

Figura 3-9. Representação das posições dos termopares na junta dissimilar.

Tabela 3-6. Descrição da posição dos termopares para avaliação do ciclo térmico nas chapas soldadas.

Lado	Termopar	Distância do centro da Junta (mm)
Retrocesso	1 e 3	20
	2 e 4	40
Avanço	1 e 3	40
	2 e 4	20

Na junta similar os termopares foram posicionados à uma distância de 6mm do centro da solda, como mostra a **Figura 3.10**. Os termopares posicionados nas posições 2LE e 2LD apresentaram falhas na aquisição de dados e por isso suas curvas não foram plotadas.

Figura 3-10. Posições dos termopares na junta similar 2198-T851.

Os dados foram coletados com auxílio de um equipamento da National Instruments (NI CDAQ) e os cálculos para determinar a influência da temperatura nas condições de soldagem das juntas dissimilares e similares foram plotas curvas de Temperatura (°C) *vs* tempo (s) realizados a partir da Razão de Velocidade e pela **Equação 1** que determina o aporte térmico gerado no processo.

3.4 CARACTERIZAÇÃO MATERIALOGRÁFICA DA REGIÃO DE SOLDA

3.4.1 *Microscopia Ótica*

Foram extraídas, embutidas, lixadas e polidas amostras da seção transversal das juntas similares e dissimilares. O embutimento foi feito em baquelite e em seguida as amostras foram preparadas com lixas de granulometrias #800, #1200, #1500 e #2000 e polidas com pasta de diamante tipo S de granulometrias 6µm, 3µm, 1µm e 0,25 µm, conforme especificações da norma ASTM E3. [94]

A estrutura granular de cada amostra foi revelada com a imersão da superfície polida no reagente Keller diluído 10 vezes e fotografada em um microscópio da marca ZEISS, modelo Scope A1 com resolução máxima de 100 vezes.

3.4.2 *Avaliação Microestrutural por EBSD (Electron Back Scatter Diffraction)*

Para essa análise foram extraídas amostras da seção transversal das juntas soldadas, embutidas em baquelite condutora com carbono ativado. As amostras foram lixadas manualmente com lixas de granulometria e pasta de diamantes do tipo S, já mencionados na seção 3.3.1. O polimento final foi realizado com sílica coloidal de granulometria de 0,04µm com a qual foi alcançada a indexação de 97%.

Foi realizado o ataque eletrolítico para revelar a estrutura granular das amostras e as imagens de EBSD foram realizadas no Laboratório de Caracterização Estrutural (LCE) no Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Federal de São Carlos.

3.5 PERFIL DE DUREZA

Foram realizados dois métodos de medidas de Microdureza Vickers segundo as especificações das normas ASTM E384 [95] e ASTM E92 [96], em amostras extraídas da seção transversal da junta soldada, lixadas e polidas com pasta de diamante do tipo S 0,25 μm .

O primeiro ensaio foi realizado em um equipamento da marca NANOVEA (*Nano/Micro Hardness e Scratch Tester*), modelo CB500, onde foram feitas linhas de dureza ao longo da amostra. Para a junta de topo dissimilar 2050-T84 com 7050-T7451 as endentações foram aplicadas com carga de 300gf, à distância de 0,5mm por um tempo de 20 segundos enquanto que, para a junta similar 2198-T851 as endentações foram com carga de 100gf, distância de 140 μm e tempo de 10 segundos.

O segundo ensaio foi realizado no Laboratório Nacional de Nano Tecnologia (LNNano) localizado no Centro Nacional de Pesquisa em Energia e Materiais (CNPEM) com o microdurômetro Leco LM-100AT, onde foi feita uma varredura em toda superfície da amostra. As endentações foram realizadas com espaçadas de 150 μm , com tempo de 15s e carga de 200 gramas.

3.6 ENSAIOS DE TRAÇÃO

Os ensaios de tração foram conduzidos segundo as especificações da norma ASTM E8/E8M [97], na máquina EMIC modelo DL 10000 com extensometria e taxa de deslocamento de 1mm/min, em atmosfera ambiente. A geometria e dimensões dos corpos de prova estão mostradas na **Figura 3.11**, aqui vale a pena ressaltar que foram usadas as mesmas medidas e geometria para corpos de prova extraídos da junta dissimilar com a espessura de 6 mm da junta similar com espessura de 2mm. A **Figura 3.12** representa a extração desses corpos de prova.

A partir de então, foram obtidas propriedades mecânicas de tração como: o limite de escoamento a 0,2%, limite de resistência, módulo de elasticidade e percentual de alongamento.

Figura 3-11. Geometria e dimensões (em mm) do corpo de prova de tração da junta soldada. **Figura 3-12.** Representação de extração dos corpos de prova de tração nas juntas soldadas.

3.7 ENSAIO DE TENACIDADE À FRATURA (CTOD)

3.7.1 Procedimento de Ensaio

Para análise de tenacidade à fratura nos metais base das ligas 2050-T84; 7050-T7451 e da junta dissimilar soldada por FSW foi utilizada a técnica de abertura da ponta da trinca cujo modelo analítico relaciona as tensões e deformações em componentes estruturais sob regime elasto-plástico conhecido como CTOD (*Crack Tip Opening Displacement*) ou (δ).

Os ensaios foram realizados nos metais base e nas regiões da solda, segundo as especificações das Normas ASTM E1820 [70] e ASTM E1290 [98], na máquina servo-hidráulica MTS Landmark modelo 370.10 com capacidade de 100kN, com Modo I de carregamento, em atmosfera ambiente e criogênica à -54°C que corresponde a temperatura mínima que a aeronave pode ser sujeita durante voo.

Os ensaios em criogenia foram realizados apenas nos metais base com auxílio de uma câmara de resfriamento da marca MTS modelo 651 cuja temperatura foi controlada com um termopar acoplado ao corpo de prova do tipo SE(B) (*Single Edge Bend*), como mostra a **Figura 3.13**. Foi utilizada a técnica de carregamento em flexão três pontos com distância entre apoios (*Span*) de 54mm, taxa de $1 \frac{\text{MPa}\sqrt{\text{m}}}{\text{s}}$ e o crescimento da trinca monitorado por um extensômetro.

Figura 3-13. Corpo de prova do tipo SE(B) posicionado em flexão três pontos pronto para ensaio em criogenia. Em (1) corpo de prova; (2) extensômetro e (3) termopar.

A geometria e dimensões dos corpos de prova do tipo SE(B) estão mostradas na **Figura 3.14**. Todos foram lixados, polidos, riscados e pré-trincados por fadiga em atmosfera ambiente, com razão de carga $R = \frac{P_{MAX}}{P_{MIN}} = 0,1$, frequência de 15Hz e fator de intensidade de tensão $K_{MAX} = 25\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, garantindo que o tamanho de trinca inicial atenda a relação $0,45 \leq \frac{a}{W \leq 0,70}$ especificadas pelas normas em questão.

Figura 3-14. Geometria e dimensões dos corpos de prova do tipo SE(B) para ensaio de CTOD com flexão três pontos.

Nas juntas dissimilares foram extraídos corpos de prova com entalhes posicionados na zona misturada, na ZTMA dos lados de avanço e retrocesso como representa a **Figura 3.15**. Para garantir o posicionamento dos entalhes nessas regiões, os corpos de prova foram previamente lixados, polidos, atacados e por fim usinados.

Figura 3-15. Representação da extração de corpos de prova do tipo SE(B) da junta dissimilar.

Após os ensaios os corpos de prova foram fraturados e o tamanho de trinca inicial foi medido na superfície de fratura e calculado com o auxílio do programa Image Pro-Plus 4.5 como mostra a **Figura 3.16**.

Figura 3-16. Exemplo da técnica de medição do comprimento da trinca inicial em corpos de prova do tipo SE(B) fraturado após o ensaio de CTOD.

3.7.2 Método de Cálculo de CTOD

Os valores de CTOD (δ) foram determinados com a técnica de carga máxima a partir da curva Carga *vs* Deslocamento ($P \times v$) como exemplifica a curva do ensaio realizado com corpo de prova extraído a partir da ZTMA do lado de retrocesso da junta dissimilar mostrada na **Figura 3.17**. A partir dessa curva são determinados os valores da componente plástica correspondente ao valor da carga máxima (v_p).

Figura 3-17. Curva carga *vs* deslocamento do ensaio realizado em corpos de prova extraído na ZTMA do lado de retrocesso da junta dissimilar soldada por FSW.

Uma vez determinado (v_p) os valores geométricos do corpo de prova como largura (w), tamanho de trinca (a_0), espessura (B) e de propriedades do material como Limites de Escoamento (σ_y) e de Resistência (σ_r), Módulo de Elasticidade (E) e a Carga Máxima (P_m) são inseridos em planilhas de cálculos que de acordo com os esquacionamentos apresentados nas Normas ASTM E1820 [70] e ASTM E1290 [98], são determinados os valores das componentes de Integral (J_{pl}) e (J_{el}) e finalmente inferido o valor de CTOD (δ).

3.8 PROPAGAÇÃO DE TRINCA POR FADIGA (da /dN) E CORROSÃO-FADIGA

O objetivo deste ensaio é avaliar a taxa de propagação de trinca nos materiais base 2198-T851, 2050-T84 e 7050-T7451 com corpos de prova extraídos nas direções LT e TL e pré-trincados por fadiga, bem como nas juntas de topo soldadas por FSW, onde serão analisados os efeitos da propagação da trinca nas regiões da zona misturada.

Os ensaios em atmosfera ambiente e em solução salina foram realizados na máquina servo-hidráulica MTS Landmark modelo 370.10 com capacidade de 100kN, segundo as especificações da norma ASTM E647 [79], com carregamento constante, tipo de onda senoidal e nível de carregamento $R (K_{\min}/K_{\max}) = 0,1$. 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 região II (Paris).

As **Figuras 3.18 (a)** e **(b)** representam a extração dos corpos de prova nas chapas soldadas. Os corpos de prova do tipo C(T) (**Figuras 3.18 (a)**) foram usinados com entalhes em duas posições ainda na zona misturada, um no lado de avanço e outro no lado de retrocesso. Para os corpos de prova do tipo M(T) (**Figuras 3.18 (b)**) o entalhe foi posicionado no centro da solda. Para cada material ensaiado foram adotados seus parâmetros como Limite de Escoamento (σ_y), Tensão Máxima (σ_r), Módulo de Elasticidade (E), Coeficiente de Poisson ($\nu=0,33$).

Figura 3-18. Representação de corpos de prova de propagação de trinca extraídos de chapas soldadas por FSW. Em (a) corpo de prova do tipo C(T) da junta de topo dissimilar. Em (b) corpos de prova do tipo M(T) extraídos da junta similar.

3.8.1 Propagação de Trinca por Fadiga (da/dN) em Atmosfera Ambiente

Os ensaios de propagação de trinca por fadiga em atmosfera ambiente foram realizados com frequência de 15Hz e, para tanto, foram usinados corpos de prova do tipo C(T) (*Compact Tension*) das ligas 2050-T84 e da junta dissimilar. A geometria e dimensões estão mostradas na **Figura 3.19**.

Figura 3-19. Geometria e dimensões dos corpos de prova do tipo C(T).

A **Figura 3.20** mostra a geometria e dimensões dos corpos de prova do tipo M(T) (*Middle Tension*) do metal base da liga 2198-T851 e a **Figura 3.21** o corpo de prova do tipo M(T) para a junta de topo similar.

Figura 3-20. Geometria e dimensões dos corpos de prova do tipo M(T), com detalhe A do furo e dos entalhes.

Figura 3-21. Geometria e dimensões dos corpos de prova do tipo M(T) da liga 2198-T851 soldada por FSW, com detalhe A do furo e dos entalhes.

3.8.2 Propagação de Trinca por Fadiga (da/dN) em Solução Salina

Os ensaios de corrosão-fadiga foram realizados com solução salina a 3,5% de NaCl, frequência de 0,1 Hz, onda senoidal, razão de carga R ($K_{\min}/K_{\max}$) = 0,1 em corpos de prova de metal base extraídos na direção LT.

Foram projetadas câmaras de acrílico, mostradas na **Figura 3.22**, que garantem o contato constante da solução salina na área de crescimento da trinca. Um exemplo de preparação do sistema para tal ensaio está mostrado na **Figura 3.23** onde um corpo de prova do tipo M(T) (1) está acoplado às garras superior e inferior (2), inserido na câmara de acrílico (3) e pronto para ser ensaiado. O crescimento da trinca foi monitorado com o auxílio de um extensômetro (4) posicionado tal forma que foi garantida sua integridade e a livre circulação da solução salina pela entrada e saída do sistema (5).

Figura 3-22. Câmara de acrílico utilizada para ensaiar copos de prova de propagação de trinca por fadiga em solução salina.

Figura 3-23. Corpo de prova do Tipo M(T) instrumentado e pronto para execução de ensaio de propagação de trinca por fadiga em solução salina a 3,5%NaCl. Em (1) garras superior e inferior; (2) extensômetro; (3) corpo de prova; (4) câmara de acrílico; (5) entrada e saída de solução salina no sistema.

3.9 ANÁLISE DO CAMINHO PREFERENCIAL DE PROPAGAÇÃO DA TRINCA POR FADIGA NO ESTÁGIO II.

Foi utilizada a técnica de EBSD para avaliar os caminhos preferenciais de crescimento das trincas durante carregamento em fadiga em atmosferas ambiente e corrosiva. A extração das amostras dos corpos de prova ensaiados no estágio II de propagação de trinca por fadiga está representada na **Figura 3.24**.

Figura 3-24. Representação da extração das amostras dos corpos de prova ensaiados em propagação de trinca por fadiga.

O objetivo dessa análise foi de identificar de forma detalhada os planos de escorregamento da trinca usando Fator de Schmid nos Metais Base das ligas 2050-T84 e 7050-T7451 em solução salina à $\Delta K = 20 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, no metal base da liga 2198-T7451 em atmosfera ambiente e na junta similar em ambas atmosferas de ensaio com $\Delta K = 14 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$.

Para tanto as amostras foram embutidas, lixadas, polidas e sofreram ataque eletrolítico para a revelação da microestrutura. As imagens de EBSD foram tratadas com o software TSL OIM/EDAX para a determinação do Fator de Schmid.

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 AVALIAÇÃO DO CICLO TÉRMICO DO PROCESSO DE SOLDAGEM

O pico de temperatura experimentado em uma posição específica durante a soldagem é um dos fatores mais importantes para determinar a microestrutura do material e as propriedades mecânicas da junta soldada, para tanto foram levantadas curvas de ciclo térmico.

As condições de soldagem associadas aos esforços mecânicos gerados, resultaram em intensa movimentação do material no estado visco-plástico e por consequência em intensa variação microestrutural com formação de regiões heterogêneas como zona misturada com grãos refinados e equiaxiais, zona termomecânicamente afetada (ZTMA) com mudança de orientação dos grãos no sentido de rotação da ferramenta e zona termicamente afetada (ZTA) grandes e com aumento significativo de grãos e propriedades mecânicas características para todas as juntas.

4.1.1 Avaliação Térmica da Junta Dissimilar

A **Figura 4.1** mostra o ciclo térmico durante a soldagem da junta dissimilar 7050-T7451 no lado de retrocesso e 2050-T84 no lado de avanço, onde cada curva representa a temperatura medida à uma mesma distância a partir do centro da junta. O gráfico da **Figura 4.2** apresenta os valores de temperatura máxima para cada termopar posicionado.

Figura 4-2. Gráficos com valores de pico de temperaturas durante o processo de soldagem da junta dissimilar.

Os valores para o lado de retrocesso reportaram temperaturas até 22% mais elevadas, indicando que a deformação relativa de cisalhamento é maior do que no lado de avanço. A partir de 50s observa-se que para ambos os lados tendem à manter a temperatura constante, isso ocorre devido ao aumento da condição visco-plástica do metal. A zona de cisalhamento sob o ombro encontra-se acentuadamente expandida e, portanto, o calor é difundido em uma região relativamente grande.

A temperatura máxima durante a soldagem do lado de retrocesso, onde está posicionada a liga 7050-T7451 com 205,6°C e os demais termopares registraram valores próximos à faixa de temperatura da condição de tratamento térmico de superenvelhecimento entre 115°C a 170°C. No lado de avanço a temperatura máxima foi de 166,5 a cerca de 75s e, de acordo com diversas literaturas a liga 2050-T84 é aquecida até 155°C para o tratamento térmico de envelhecimento. De fato, é importante salientar que essa temperatura máxima foi registrada em um ponto estável onde a diferença térmica para ambos os lados chega ao mínimo de 0,6%. Essa diferença de temperatura entre os lados de avanço e retrocesso pode ser atribuída por duas condições:

(a) devido à movimentação do material amolecido para a parte de trás da ferramenta e dirigido ao lado de retrocesso ser relativamente mais quente do que transportado para frente e dirigido ao avanço. [43]

(b) a liga de alumínio 7050-T7451 possui maior resistência às deformações termomecânicas sendo assim, sua transformação para o estado visco-plástico só é possível maior absorção de energia térmica.

Essa variação de temperatura evidencia que durante o processo de soldagem os materiais mantiveram suas características próprias, pois a dissimilaridade associada aos efeitos termomecânicos resultaram na heterogeneidade microestrutural, e influenciou nas propriedades mecânicas, de fadiga e de corrosão-fadiga da junta tanto no lado de retrocesso como de avanço. Outro fenômeno importante proveniente dessa característica de individualidade dos materiais na junta foi a provável formação de defeitos de aderência ao longo de toda seção transversal no centro da junta. Sob ponto de vista de integridade estrutural, o lado de retrocesso tende a apresentar maiores deformações e quantidade de óxidos retidos na superfície, favorecendo o surgimento de efeitos tipo anéis de cebola e zonas escuras.

Para avaliar a influência da temperatura nas condições de soldagem foi utilizada a relação de Razão de Velocidade (RV) proposta por Vilaça et al. [46]. Para a junta dissimilar com velocidade de rotação de 400rpm e velocidade de soldagem de 100mm/min a relação indica uma solda a quente. Nesse sentido, a razão RV infere que ao aplicar a **Equação 1**, para cálculo do aporte térmico, o coeficiente de atrito (μ) deve ser de 0,45 como proposto por Hamilton, Dymek e Sommers [44] e portanto, foram obtidos os resultados mostrados na **Tabela 4.1**.

Tabela 4-1. Parâmetros de influência de temperatura durante a soldagem da junta dissimilar.

Junta	RV	F (KN)	Vr (rad/s)	D (mm)	d (mm)	E (J/m)
Dissimilar	4	20	42	18	6	463,13

Ao avaliar as curvas de ciclo térmico, os valores de RV e de aporte térmico, conclui-se que a houve intensa variação de temperatura indicando a condição de soldagem quente.

4.1.2 Avaliação Térmica da Junta Similar

A **Figura 4.3** apresenta as curvas de ciclo térmico da junta similar 2198-T851 com os maiores picos de temperatura para o lado de retrocesso. Ao avaliar o gráfico da **Figura 4.4** verifica-se que as temperaturas registradas nesses picos são até 33% maiores indicando que a deformação relativa de cisalhamento é mais intensa do que no lado de avanço.

Figura 4-3. Curvas de avaliação térmica da junta similar. **Figura 4-4.** Gráficos com valores de pico de temperaturas durante o processo de soldagem da junta dissimilar.

Os valores de aporte térmico e RV mostrados na **Tabela 4.2**, indicam o processo de soldagem a quente que resultou em uma junta com excelente integridade, sem empenamento e com regiões típicas da zona misturada.

Tabela 4-2 Parâmetros de influência de temperatura durante a soldagem da junta dissimilar.

Junta	RV	F (KN)	Vr (rad/s)	D (mm)	d (mm)	E (J/m)
Similar	5,33	4	83,8	10	3,8	116,32

Ao avaliar as curvas de ciclo térmico, os valores de RV e de aporte térmico, conclui-se que houve intensa variação de temperatura indicando também a condição de soldagem quente.

4.2 AVALIAÇÃO MACRO E MICROESTRUTURAL DAS JUNTAS SOLDADAS

Foram obtidas juntas de topo dissimilares das ligas 2050-T84 com 7050-T7451 e similares da liga 2198-T851 soldadas pelo processo de FSW, desenvolvido com alto nível de deformação associado a alta condutividade térmica nas chapas devido à geometria das ferramentas e seus respectivos parâmetros de soldagem.

4.2.1 Avaliação Microestrutural da Junta Dissimilar

O resultado dessa inteiração foi microestrutura heterogênea de regiões características que foram identificadas com técnicas de macro e microscopia. A **Figura 4.5 (a)** mostra a junta dissimilar soldada com a liga de alumínio-lítio 2050-T84 no lado de avanço e a liga de alumínio 7050-T7451 no lado de retrocesso, cujas característica estão descritas na **Tabela 4.3**.

Tabela 4-3. Características das juntas dissimilares e similares soldadas por FSW.

		Junta Dissimilar	Junta Similar
A	Largura do Zona Misturada (mm)	20	8
B	Sentido de laminação de cada chapa	LT	LT
C	Sentido e lado de retrocesso	7050-T7451	-
D	Comprimento da zona misturada (mm)	200	200

A **Figura 4.5 (b)** mostra a seção retirada para o detalhamento macroscópico da junta dissimilar que exhibe uma série de características típicas do processo no estado sólido. Nas **Figura 4.5 (c)** e **(d)** é mostrada a interface da zona misturada no lado de retrocesso, evidenciando que o fluxo do material impulsionado pela rotação da ferramenta.

Na interface do lado de avanço, mostrado na **Figura 4.5 (e)**, é possível observar um excesso de material transportado pela ferramenta. Segundo Tongne et al. [99] isso acontece devido ao gradiente de aumento de velocidade e das condições de deformação progressiva, indicando que a circulação de fluidos no lado de retrocesso é maior e o material arrastado para o lado de avanço.

Quando a ferramenta passa pelo metal ainda não deformado no lado de retrocesso, o pino em rotação remove uma camada de material pelo chamado efeito de “aragem”. Este fenômeno está na essência de desempenho das brocas. E assim, o material formará uma estrutura bandeada com característica de camadas alternadas, chamada camada-a-camada. Na **Figura 4.5 (f)** nota-se o aumento de rugosidade na superfície no lado de avanço, evidenciando a interface entre os diferentes materiais e a predominância da liga de maior resistência (7050-T7451) na composição da zona misturada.

Figura 4-5. Características macrográficas da junta dissimilar soldada por FSW. (a) junta soldada, (b) aumento da zona misturada no detalhe A, (c) detalhe da superfície no lado de avanço, (d) detalhe da interface no lado de avanço, (e) detalhe da superfície no lado de retrocesso, (f) detalhe de descontinuidade na superfície no lado de retrocesso.

A seção transversal da junta dissimilar, indicada pelo corte BB, é mostrada na **Figura 4.6** onde é possível identificar intensa variação microestrutural. Em (1) está o metal base (MB), (2) a interface ZTA e ZTMA do lado de retrocesso, (3) a zona misturada (ZM) com textura heterogênea, (4) observa-se a interface ZTMA e ZTA e (5) metal base do lado de avanço e a seta vermelha indica a falta de união na raiz da solda.

Segundo Threadgill et. al. [27] a técnica de soldagem por FSW forma uma cavidade atrás da ferramenta de solda que deve ser preenchida por material amolecido e arrastado pela parte frontal do pino, portanto, em caso de fluxo insuficiente pode haver a falta de união. Para Kim et. al. [100], este tipo de defeito age como concentradores de tensões e compromete as propriedades mecânicas da junta soldada.

As setas brancas evidenciam a interface entre os materiais da junta se limitam pela presença de zona escura que segundo Krishnan [101] possivelmente trata-se da formação de óxidos no metal limpo e extrudado.

Figura 4-6. Seção transversal da junta dissimilar 2050-T84 com 7050-T7451 soldada por FSW.

Para o detalhamento da intensa variação microestrutural nas regiões da solda foram obtidas imagens por microscopia ótica da zona misturada, a ZTMA e a ZTA. De maneira geral a **Figura 4.7** mostra essa região com microestrutura heterogênea, grãos equiaxiais refinados e recristalizados. Segundo Cai et. al. [54] essa microestrutura é resultante da intensa movimentação dos grãos devido ao alto índice de deformação, da redistribuição de partículas e da possível quebra de precipitados. Sua teoria se fundamenta que a alta densidade de

deslocamento dos grãos e das partículas grosseiras dispersas no material impedem o crescimento da partícula durante o processo de recristalização.

Também são observadas bandas microestruturais constituídas de círculos concêntricos claros e escuros chamados de efeito anéis de cebola que, segundo Krishnan [101], sua formação está associada ao movimento de avanço da ferramenta em uma única revolução, espaçamento entre um círculo e outro corresponde à distância de movimentação da ferramenta em uma única rotação. Durante o processo de soldagem o contato de curta duração com o ar produz uma ligeira quantidade de óxidos que se depositam na superfície de cada semicírculo resultando na zona escura.

Figura 4-7. Detalhamento da microestrutura da junta dissimilar.

Outra característica exibida na junta é a possível ocorrência de um tipo específico de defeito um chamado defeito de aderência. Esse fenômeno corresponde a um tipo específico de defeito de união de materiais no estado sólido onde os dois materiais a serem soldados estão em contato com pouca ou nenhuma mistura [99]. Essa teoria é corroborada com a imagem detalhada na raiz da solda e com o mapeamento do perfil de dureza discutido mais adiante.

Os detalhes A e B da seção transversal da junta são mostrados nas **Figura 4.8 (a)** e **(b)** e evidenciam a interface entre as ligas de alumínio na parte superior da zona misturada. Verifica-se a diferença de coloração e textura da microestrutura para cada material da junta entretanto, quando comparados aos seus respectivos metais base, ambos apresentam redução de tamanho de grão e aumento de texturização microestrutural devido às recristalização e recuperação dinâmicas.

Figura 4-8. Microscopia ótica da zona misturada da junta dissimilar (a) Detalhe A, (b) Detalhe B.

(a)

(b)

O detalhe C mostrado na **Figura 4.9** evidencia os fenômenos de defeito de aderência e de zona escura no centro da zona misturada indicando que a liga 2050-T84 é mais propensa à formação de óxidos na superfície do que a liga 7050-T7451.

Figura 4-9. Microscopia ótica da junta dissimilar, Detalhe C.

As **Figuras 4.10 (a) e (b)** mostram os detalhes D e E com intensa variação microestrutural no lado de avanço entre a zona misturada, ZTMA e ZTA. A ZTMA é caracterizada pela presença de grãos distorcidos devido a deformação ocasionada pelo movimento rápido da ferramenta e grãos cada vez mais refinados a medida que se aproxima da interface com a zona misturada.

A ZTA é afetada apenas pelo aporte térmico gerado no processo e apresenta, em ligas de alumínio, crescimento de grão e dissolução ou alteração de morfologia de precipitados [57;102] portanto, a morfologia dos grãos é similar ao metal base [54] e é identificada pela mudança de coloração após o ataque químico para revelação de microestrutura.

Figura 4-10. Microscopia ótica da junta dissimilar. (a) Detalhe D, (b) Detalhe E.

Na raiz da zona misturada mostrada detalhe E da **Figura 4.10 (b)** há aumento de texturização do material e redução dos espaçamentos entre os efeitos anéis de cebola indicando que o fluxo do material é resultado das deformações e do aporte térmico e gerados pelo pino.

Segundo Tongne et al. [99] nesse estágio o material preencher a região abaixo do pino de tal forma que esse mecanismo evite a formação de defeitos na raiz.

As ZTA, ZTMA e zona misturada do lado de retrocesso estão mostradas no detalhe F da **Figura 4.11**. Todas as regiões apresentam características típicas do processo com aumento de grãos na ZTA, deslocamento de grãos na ZTMA. Quando são comparadas com o lado de avanço, observa menor densidade da microestrutura devido ao sentido de fluxo do material gerado pela rotação da ferramenta que tende a movimentar o material no sentido de avanço.

Figura 4-11 Microscopia ótica da junta dissimilar, Detalhe F.

A raiz da solda, detalhada na **Figura 4.12**, mostra que não houve penetração total e a possível presença do defeito de aderência ao longo de toda seção transversal da junta. Essa teoria é corroborada pelo mapeamento de dureza e pelo leve deslocamento do defeito, em relação ao centro da junta, que se estende até a região logo abaixo da zona misturada.

Figura 4-12. Microscopia ótica da junta dissimilar, Detalhe G.

Para Tongne et al. [99] a presença do defeito de aderência na estrutura bandada caracteriza o depósito camada-a-camada do material na parte de trás da ferramenta.

4.2.2 Avaliação Microestrutural da Junta Similar

Foram soldadas juntas de topo da liga de alumínio-lítio 2198-T851, mostrada na **Figura 4.13 (a)**, cujas características estão listadas na **Tabela 4.4**. A **Figura 4.13 (b)** mostra a seção retirada para o detalhamento macroscópico da junta que exibe uma série de características típicas do processo no estado sólido e excelente acabamento. Ao avaliar as interfaces nos lados de avanço e retrocesso nas **Figura 4.13 (c) e (d)** respectivamente, observa-se uma pequena quantidade de rebarbas formadas no lado de avanço, resultante do fluxo material impulsionado pela ferramenta. A **Figura 4.13 (e)** detalha o centro da zona misturada e apresenta estrutura bandada com característica de deposição de camada-a-camada.

Figura 4-13. Características macrográficas da junta similar soldada por FSW. (a) junta soldada, (b) detalhe da B da junta soldada (c) detalhe da superfície no lado de avanço, (d) detalhe da superfície no lado de retrocesso, (e) aumento da zona misturada.

A **Figura 4.14** mostra a imagem da seção transversal da junta no corte CC. É possível identificar a variação microestrutural em (1) está identificado o Metal Base (MB) e (2) a interface ZTMA e ZTA do lado de retrocesso, em (3) zona misturada, (4) interface ZTMA e ZTA e, (5) Metal Base do lado de avanço. A solda foi realizada com penetração total e não

apresentou defeito evidentes, indicando que os parâmetros de soldagem estão adequados ao material de trabalho.

Figura 4-14. Seção transversal da junta similar 2198-T851 soldada por FSW.

A **Figura 4.15** mostra a zona misturada com estrutura homogênea formada de pequenos grãos refinados equiaxiais procedentes da recristalização produzida pelos altos níveis de deformações associadas a altas temperaturas.

Figura 4-15. Microscopia ótica da zona misturada da junta de topo similar 2198-T851 soldada por FSW.

Nas regiões adjacentes à zona misturada encontram-se a ZTMA e a ZTA, que para o lado de avanço estão mostradas na **Figura 4.16** e de retrocesso na **Figura 4.17**. É possível observar a presença de grãos distorcidos devido a deformação ocasionada pelo movimento rápido da ferramenta na ZTMA, deixando bem claro que houve efeito da rotação. Essa característica mostra-se mais intensa no lado de avanço.

Figura 4-16. Microscopia ótica das regiões de interface da ZTMA e ZTA no lado de avanço da junta de topo similar 2198-T851 soldada por FSW. Aumento 20x.

Figura 4-17. Microscopia ótica das regiões de interface da ZTMA e ZTA no lado de retrocesso da junta de topo similar 2198-T851 soldada por FSW. Aumento 20x.

Por sua vez, a ZTA é influenciada apenas pelo aquecimento, resultando no aumento de grãos, dissolução e alteração da morfologia dos precipitados.

4.3 AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL POR EBSD (*ELECTRON BACK SCATTER DIFFRACTION*)

4.3.1 Avaliação por EBSD da Junta Dissimilar

Por se tratar de uma técnica de análise em uma região pontual, na zona misturada da junta dissimilar foi avaliada a interface dos materiais que compõem a junta dissimilar, como mostra a **Figura 4.18**.

Figura 4-18. Região de análise de EBSD na junta dissimilar.

A **Figura 4.19** apresenta o mapa de orientação para a zona misturada. É possível identificar grãos finos e equiaxiais da ordem de $2\mu\text{m}$ e sem orientação definida provenientes do processo de soldagem a quente. Durante processo de soldagem os grãos originais do material são reorientados pelo fluxo de deformação gerado ao redor da ferramenta, movimentando os contornos de baixo ângulo (CBA com $\theta < 15^\circ$) e dando início ao estágio de subdivisão dos grãos. A medida que a deformação aumenta, a desorientação dos contornos de grãos se intensifica e a distância entre esses contornos diminui, formando eventualmente uma microestrutura do tipo lamelar que consiste em contornos de alto ângulo (CAA com $\theta > 15^\circ$) alinhados em direção comum e CBA reticulados.

Figura 4-19. Análise de EBSD na zona misturada da junta dissimilar.

A **Figura 4.20** apresenta preferencialmente CAA em azul, provenientes do processo termomecânico com recristalização total, e uma baixa fração de CBA em vermelho. Os grãos refinados e a alta fração de CAA com diferenças de orientação sugerem recristalização dinâmica desta região. A fração de CBA pode ter sido obtida por recuperação dinâmica, tendo os dois mecanismos atuantes durante a soldagem do cordão para reduzir a energia armazenada da deformação à quente.

Figura 4-20. Análise de relação entre o contorno de grão no Zona Misturada da junta dissimilar

As **Figuras 4.21** e **4.22** são imagens da interface entre a zona misturada e a ZTMA e ZTA no lado de avanço. Nas regiões adjacentes à zona misturada, **Figura 4.21**, observa-se a estrutura típica de metal base com grãos alongados provenientes do processo de laminação com orientação predominante no plano [001].

Figura 4-21. Análise de EBSD nas regiões de ZTA e ZTMA no lado de avanço da junta dissimilar

Na **Figura 4.22** verifica-se a presença predominante de CAA na zona misturada e nas regiões de ZTMA e ZTA maior quantidade de CBA com uma pequena fração de CAA retido. Isso indica uma tendência ao aumento da dureza a partir da interface entre a zona misturada e a ZTMA.

Figura 4-22. Análise de relação entre o contorno de grão nas regiões de ZTA e ZTMA no lado de avanço da junta dissimilar

Imagens da interface entre a zona misturada, ZTMA e ZTA no lado de retrocesso é mostrada nas **Figuras 4.23 e 4.24**. À medida que se aproxima da zona misturada observa-se a presença de uma microestrutura com grãos alongados e deslocados em diferentes orientações, mas também composta por uma baixa proporção de grãos recrystalizados.

Figura 4-23. Análise de EBSD nas regiões de ZTA e ZTMA no lado de retrocesso da junta dissimilar

Nessa região observa-se maior quantidade de CBA, como mostrado na **Figura 4.24** entretanto quando comparada ao lado de avanço, também apresenta alta fração de CAA possivelmente provenientes do fluxo do material amolecido mais intenso nesse sentido, sugerindo maior intensidade das recrystalização e recuperação dinâmicas.

Figura 4-24. Análise de relação entre o contorno de grão nas regiões de ZTA e ZTMA no lado de retrocesso da junta dissimilar

4.3.1 Avaliação por EBSD da Junta Similar

O mapa de orientação da zona misturada da junta similar 2198-T851 é mostrado na **Figura 4.25**. É verificada uma microestrutura grosseira com grãos recristalizados sem orientação definida da ordem de $3\mu\text{m}$ característicos de um processo de soldagem a quente.

Figura 4-25. Análise de EBSD na zona misturada da junta similar.

Ao avaliar a **Figura 4.26** evidencia-se uma microestrutura com presença predominante de CAA, com baixa fração de CBA, evidenciando a recristalização e recuperação dinâmicas provenientes do processo de soldagem.

Figura 4-26. Análise de relação entre o contorno de grão na zona misturada no lado de retrocesso da junta similar

A textura da interface entre a zona misturada, ZTA e ZTMA é mostrada na **Figura 4.27**. A medida que a ZTMA se aproxima da zona misturada observa-se redução do tamanho de grão e alto índice de deslocamento da microestrutura e orientações preferenciais [001] e [111]. Na ZTA observa-se estrutura bandeadada com aumento do tamanho de grão e orientação preferencial [101]. A **Figura 4.28** evidencia a presença de CAA e CBA tanto na ZTMA quanto na ZTA.

Figura 4-27. Análise de EBSD nas regiões de ZTA e ZTMA da junta similar

Figura 4-28. Análise de relação entre o contorno de grão nas regiões de ZTA e ZTMA no lado de retrocesso da junta dissimilar

4.4 COMPORTAMENTO MECÂNICO

4.4.1 Perfil de Dureza da Junta Dissimilar

O perfil de microdureza determinado na linha média da seção transversal da solda dissimilar está mostrado na **Figura 4.29**. Observa-se a distribuição típica de dureza em forma de “W” indicando heterogeneidade de valores ao longo do perfil provenientes dos fenômenos microestruturais já discutidos. De maneira geral, verifica-se que nas regiões de ZTA, ZTMA e zona misturada há aumento da ductilidade no material.

Segundo Khodir e Shibayanagi [60] dispersão dos valores na zona misturada, que podem ser atribuídos ao surgimento do efeito anéis de cebola. No lado de avanço com a liga 2050-T84 os valores de dureza caem progressivamente de $173HV_{0.1}$ no metal para $120HV_{0.1}$ na zona misturada.

Para o lado de retrocesso, onde está posicionada a liga 7050-T7451, a dureza diminui de $207HV_{0.1}$ do metal base para $117HV_{0.1}$ na região de contato com o ombro e na região de contato com o pino aumenta para $192HV_{0.1}$. Esse aumento dos valores de dureza na região central é atribuído à quantidade de precipitados dissolvidos da liga 7050-T7451 devido à intensa deformação na região central da junta, que aumentaram a quantidade de elementos de liga disponíveis para a reprecipitação e recuperação das propriedades do material base.

Figura 4-30. Mapa de dureza da seção transversal da junta dissimilar soldada por FSW

Esse comportamento é fundamentado a partir dos fenômenos microestruturais como a densidade de deslocamento de partículas grosseiras, rearranjo de discordâncias, aumento do tamanho de grão e surgimento de contornos de alto ângulo (CAA), derivados da interação entre o aporte térmico e os esforços mecânicos gerados durante o processo de soldagem. As maiores temperaturas atingidas na região de contato com o pino resultaram na solubilização e dissolução dos precipitados endurecedores da liga 7050-T7451, além da possível redução de ZGP (II) na zona misturada, como sugerido por Kumar; Reddy; Rao [58].

Isso resulta na recuperação das propriedades mecânicas durante o resfriamento natural da junta, como sugere a faixa de dureza azul clara bem ao centro e ao longo de toda seção transversal da junta. Por outro lado, nas regiões de ZTA e ZTMA há formação de uma região amolecida com propriedades mecânicas degradadas devido a presença de precipitados grosseiros, com menor intensidade das ZGP (II) e da dissolução dos precipitados $\eta(MgZn_2)$. [58]

4.4.2 Perfil de Dureza da Junta Similar

Os valores do perfil de dureza da junta similar 2198-T851 mostrados no gráfico da **Figura 4.31**, mostram que a dureza diminui progressivamente do metal base com $188HV_{0.1}$ chegando ao seu valor mínimo na zona misturada $108HV_{0.1}$ no lado de avanço. Os valores de dureza no lado de retrocesso são ligeiramente maiores e isso ocorre devido ao empilhamento do material no lado de avanço ser mais severo, contribuindo para maiores índices de deformação e encruamento nessa região. Essas características também são evidenciadas no mapeamento de dureza na **Figura 4.32**. A redução da dureza na zona misturada ocorre devido microestrutura recristalizada, com grãos equiaxiais da ordem de $3\mu m$ e a presença de contornos de alto ângulo.

Figura 4-31. Perfil de Dureza da junta dissimilar soldada por FSW **Figura 4-32.** Mapa de dureza da seção transversal da junta similar soldada por FSW

Segundo Cai et. al. [54]; Moroz; Alcântara e Santos [57] em ligas de alumínio-lítio a associação entre as influências mecânica e térmica, pode desencadear processos de recuperação e recristalização e a formação de precipitados típicos da matriz como θ' (Al_2Cu), δ' (Al_3Li) e T_1 (Al_2CuLi). Segundo os autores, a fase de equilíbrio T_1 , que atua como um dos principais endurecedores no metal base dessa liga, são dissolvidos na matriz durante o processo de soldagem e por isso não são encontrados na zona misturada.

4.4.3 Ensaio de Tração na Junta Dissimilar

Foram levantadas curvas de Tensão-Deformação para avaliar o comportamento mecânico sob tração da junta dissimilar soldada por FSW. Para representação, na **Figura 4.33** estão plotadas curvas dos metais base 2050-T84 e 7050-T7451, que foram gentilmente cedidas por Maciel [19] e Moreto [8] respectivamente, e uma da junta dissimilar.

Figura 4-33. Curvas de ensaios de tração nos metais base e na junta dissimilar.

A partir das curvas obtidas foram determinados os parâmetros de limite de escoamento, tensão máxima, ductilidade e módulo de elasticidade, cujos valores médios estão mostrados no gráfico da **Figura 4.34**. Comparando os resultados da junta dissimilar observa-se que os valores de Tensão máxima e limite de escoamento estão aproximadamente 50% menores que os metais base. Segundo Moroz, Alcântara e Santos [57] a redução da ductilidade (%AL) é inerente ao processo pois a região da junta soldada é uma interrupção da rede cristalina do metal base e portanto, a junta apresentará menor tenacidade em comportamento trativo.

Figura 4-34. Propriedades mecânicas dos metais base e da junta dissimilar soldadas por FSW.

Seguindo as teorias propostas por Chao, Qi e Tang [42] sob ponto de vista de tração essa junta dissimilar não é considerada boa apresentou tensão máxima menor que 66% do metal base. Ao aplicar a avaliação qualitativa proposta por Lockwood; Tomaz e Reynolds [36] verifica-se que a taxa de rendimento dessa junta soldada é “*under-matched*”. Isso corrobora a redução de dureza e prediz uma provável melhora na tenacidade a fratura no regime elasto-plástico.

$$\frac{\sigma_y^{FSW}}{\sigma_y^{MB}} < 1,00 \therefore \frac{235(MPa)}{472(MPa)} \approx 0,50$$

Durante os ensaios de tração, observou-se que os corpos de prova fraturaram no centro da zona misturada e sem evidencia de empescoamento, como mostra a **Figura 4.35 (a)**, justificando o baixo valor de ductilidade (%AL). O detalhe C na **Figura 4.35 (b)** evidencia uma fratura heterogênea, ao longo de toda a seção transversal da zona misturada, com tendência de propagação na região de menor dureza na interface dos materiais e no sentido de formação dos efeitos anéis de cebola.

Ao avaliar a **Figura 4.35 (c)** verifica-se intensa deformação plástica nas bordas da trinca, fratura final por cisalhamento em ângulo de 45° em relação à direção de tração na raiz da solda, alto grau de encruamento na superfície adjacente indicando intensa movimentação das bandas de deslizamento na microestrutura refinada. Essas características são indicadores de falha em materiais dúcteis entretanto, a ausência de empescoamento indica que a fratura ocorreu na região menor resistência da zona misturada devido presença de algum tipo de descontinuidade.

Figura 4-35. Detalhamento da fratura nos corpos de prova de ensaio de tração da junta dissimilar

As **Figuras 4.36 (a) e (b)** mostram a fratura do corpo de prova 2. Verifica-se que na região próxima à superfície, a fratura possui um aspecto liso e facetado com destacamento de grãos. Nas regiões logo abaixo verifica-se aumento na rugosidade, com intensa deformação plástica e a presença de óxidos retidos na zona misturada (ZM) identificados como zonas escuras que deterioram as propriedades do metal resultando nas baixas propriedades mecânicas apesar a microestrutura refinada.

Figura 4-36. Superfície de fratura dos corpos de prova da junta dissimilar. (a) retrocesso. (b) avanço.

4.4.4 Ensaio de Tração na Junta Similar

As propriedades da junta similar 2198-T851 foram levantadas e indicam excelente comportamento mecânico como mostram as curvas na **Figura 4.37**. O gráfico da **Figura 4.38** mostra que foram obtidos valores de 76,6% da tensão máxima, 54% do limite de escoamento e aumento de 6% no módulo de elasticidade.

Figura 4-37 Curvas de ensaios de tração da junta similar soldada por FSW.

Figura 4-38. Propriedades mecânicas dos metais base e da junta dissimilar soldada por FSW.

Moroz, Alcântara e Santos [57] verificaram comportamento semelhante na junta 2198-T851 soldada por FSW. Os autores obtiveram propriedades de tração iguais ou superiores com tensão máxima de 97% do metal base e excederam o limite de escoamento. A taxa de rendimento dessa junta soldada é “*under-matched*” o que indica a redução de dureza na região da solda.

$$\frac{\sigma_y^{FSW}}{\sigma_y^{MB}} < 1,00 \therefore \frac{236,7(MPa)}{438,9(MPa)} \approx 0,54$$

A **Figura 4.39 (a)** mostra os corpos de prova da junta similar utilizados nos ensaios de tração a fraturados que evidenciam leve empescoamento na região de fratura. A **Figura 4.39 (b)** mostra a seção transversal fratura do corpo de prova 1, com fratura por cisalhamento em ângulo de 45° em relação à direção de tração na raiz da solda.

Figura 4-39. Detalhamento da fratura nos corpos de prova de ensaio de tração da junta dissimilar.

A **Figura 4.39 (c)** mostra que a fratura ocorreu mais próximo ao lado de avanço, implicando que as propriedades desse lado são mais fracas em relação ao retrocesso e assim como na **Figura 4.9 (d)** observa a superfície de fratura lisa e facetada, característica de fratura frágil.

4.5 TENACIDADE A FRATURA CTOD (CRACK TIP OPENING DISPLACEMENT).

Nesta seção serão apresentados os resultados dos ensaios de tenacidade a fratura (δ) dos metais base 7050-T7451 e 2050-T84 e da junta dissimilar soldada por FSW. As tabelas e os gráficos contém informações sobre variáveis importantes para a determinação do parâmetro em questão como, carga máxima (P_m), tempo que o corpo de prova atingiu essa carga (TP_m), deslocamento plástico (V_p), fator de intensidade de tensão na carga máxima (K_m), componentes de energia elástica (J_{el}) e plástica (J_{pl}) e valores médio de desvio padrão de δ .

Nos metais base foram realizados ensaios em temperatura ambiente (23°C) e criogênicas (-54°C) cujas variáveis e resultados estão mostrados nos **Quadros 4.1 a 4.4**. Para ambas as ligas os resultados médios de δ não apresentaram mudanças significativas apesar da dispersão dos dados diminuir com o decréscimo da temperatura.

Para a liga 7050-T7451 foram obtidos valores de δ de 0,0278 mm a 23°C e 0,0195mm a -54°C e para a liga 2050-T84 os resultados foram de 0,0193 mm e 0,0178 mm respectivamente. Essa pequena variação em função da temperatura pode ser atribuída à retenção

de ductilidade em baixas temperaturas devido a estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) das ligas de alumínio e do congelamento das impurezas com baixo ponto de fusão e ricas em hidrogênio (H), sódio (Na) e potássio (K) que elevam a homogeneidade de precipitados dispersos na matriz [65]. No entanto, quando as tensões na ponta da trinca são elevadas, a resistência a deformação é menor e proporciona a fratura intergranular. Com menor ductilidade e carga elevada a trinca se propaga de maneira rápida e a tenacidade à fratura do material diminui.

Quadro 4-1. Resultados dos ensaios de tenacidade a fratura δ no metal base 7050-T7451 em temperatura ambiente.

7050-T7451 (23°)								
CDP	P _m (kN)	TP _m (s)	V _p (mm)	K _m (MPa*m ^{1/2})	J _{el} (J/m ²)	J _{pl} (J/m ²)	J (J/m ²)	δ _m (mm)
CP7050-1	2,11	25,5	0,0163	35,78	17823,66	15244,52	33068,18	0,0369
CP7050-2	2,09	25,4	0,0193	32,81	14991,88	4550,01	19541,89	0,0220
CP7050-3	2,12	25,3	0,0312	34,10	16192,96	5741,32	21934,28	0,0246
							Average	0,0278
							DP	0,0080

Quadro 4-2. Resultados dos ensaios de tenacidade a fratura δ no metal base 7050-T7451 em criogenia.

7050-T7451 (-54°)								
CDP	P _m (kN)	TP _m (s)	V _p (mm)	K _m (MPa*m ^{1/2})	J _{el} (J/m ²)	J _{pl} (J/m ²)	J (J/m ²)	δ _m (mm)
CP7050-4	2,22	39,0	0,0446	33,38	13982,79	5647,65	19630,443	0,0201
CP7050-5	2,07	23,0	0,0722	33,20	13835,63	7240,48	21076,115	0,0215
CP7050-6	2,27	24,5	0,0071	32,44	13206,44	3299,48	16505,914	0,0169
							Average	0,0195
							DP	0,0024

Quadro 4-3. Resultados dos ensaios de tenacidade a fratura δ no metal base 2050-T848 em temperatura ambiente.

2050-T84 (23°)								
CDP	P _m (kN)	TP _m (s)	V _p (mm)	K _m (MPa*m ^{1/2})	J _{el} (J/m ²)	J _{pl} (J/m ²)	J (J/m ²)	δ _m (mm)
CP2050-1	2,094	23,41	0,0083	39,42	18466,10	3066,49	21532,58	0,0248
CP2050-2	1,797	23,41	0,0348	26,14	8120,66	1667,17	9787,82	0,0117
CP2050-3	1,797	21,51	0,0291	33,15	13056,21	5545,04	18601,24	0,0215
							Average	0,0193
							DP	0,0068

Quadro 4-4. Resultados dos ensaios de tenacidade a fratura δ no metal base 2050-T848 em criogenia.

2050-T84 (-54°)								
CDP	P _m (kN)	TP _m (s)	V _p (mm)	K _m (MPa*m ^{1/2})	J _{el} (J/m ²)	J _{pl} (J/m ²)	J (J/m ²)	δ _m (mm)
CP2050-4	1,96	21,41	0,0108	32,73	13074,54	4270,99	17345,53	0,0183
CP2050-5	1,83	20,22	0,0002	33,79	13933,45	4747,05	18680,50	0,0195
CP2050-6	1,80	22,61	0,0270	31,57	12169,45	2498,66	14668,12	0,0154
							Average	0,0178
							DP	0,0008

A **Figura 4.40** mostra as curvas dos ensaios nos corpos de prova CP 7050-1, CP 7050-4, CP 2050-1e CP 2050-4. Verifica-se que para a liga da série 7xxx as cargas (P_m) são maiores que para a liga da série 2xxx, pois a primeira série trata-se de uma família com maior resistência mecânica.

Figura 4-40. Curvas dos ensaios de tenacidade a fratura δ nos metais base 7050-T7451 e 2050-T84 em temperatura ambiente e criogenia.

Os **Quadros 4.5 a 4.7** mostram os resultados médios dos ensaios realizados em corpos de prova das ZTMAs nos lados de retrocesso e avanço e na zona misturada em temperatura ambiente. Para todas as situações verifica-se aumento da tenacidade presumivelmente devido a presença de grãos refinados. Esse comportamento também é previsto a partir da taxa de rendimento da junta “*under-matched*”, assumindo que a tenacidade a fratura seja inversamente proporcional à dureza. O maior valor foi determinado na ZTMA do lado da liga 7050-T7451 com δ de 0,2148 mm, enquanto que no lado da liga 2050-T84 o resultado foi de 0,2050 mm e no corão de solda 0,1568mm.

Quadro 4-5. Resultados dos ensaios de tenacidade a fratura δ na ZTMA no lado de retrocesso.

ZTMA Retrocesso								
CDP	P_m (kN)	TP_m (s)	V_p (mm)	K_m (MPa $\cdot$ m $^{1/2}$)	J_{e1} (J/m 2)	J_{pl} (J/m 2)	J (J/m 2)	δ_m (mm)
FSW7050-1	1,88	61,46	0,551	36,01	16990,15	73510,07	90500,22	0,2202
FSW7050-2	2,19	58,97	0,449	38,39	19313,57	68014,83	87328,40	0,2168
FSW7050-3	2,09	55,48	0,455	37,94	18858,67	65700,00	84558,68	0,2075
Average								0,2148
DP								0,0066

Quadro 4-6. Resultados dos ensaios de tenacidade a fratura δ na ZTMA no lado de avanço.

ZTMA Avanço								
CDP	P _m (kN)	TP _m (s)	V _p (mm)	K _m (MPa*m ^{1/2})	J _{el} (J/m ²)	J _{pl} (J/m ²)	J (J/m ²)	δ _m (mm)
FSW2050-3	2,04	60,06	0,5100	37,37	18295,76	73591,68	91887,43	0,2251
FSW2050-1	2,27	48,71	0,3770	36,51	17470,81	56645,22	74116,03	0,1849
							Average	0,2050
							DP	0,0284

Quadro 4-7. Resultados dos ensaios de tenacidade a fratura δ na zona misturada.

Zona Misturada								
CDP	P _m (kN)	TP _m (s)	V _p (mm)	K _m (MPa*m ^{1/2})	J _{el} (J/m ²)	J _{pl} (J/m ²)	J (J/m ²)	δ _m (mm)
FSW-S2	2,23	38,95	0,198	41,01	22038,96	34552,37	56591,33	0,1388
FSW-S3	2,65	44,42	0,290	38,86	19791,00	49243,68	69034,68	0,1749
							Average	0,1568
							DP	0,0255

As curvas dos corpos de prova FSW7050-2, FSW2050-1 e FSW-S3 estão plotadas na **Figura 4.41** onde se torna evidente que a zona misturada absorve mais energia, no entanto, o deslocamento da trinca é pequeno quando comparado às curvas de ZTMAs de retrocesso e avanço.

Figura 4-41. Curvas dos ensaios de tenacidade a fratura δ na ZTMA nos lados de retrocesso e avanço e na zona misturada em temperatura ambiente.

A **Figura 4.42** mostra graficamente o comportamento de cada condição de ensaio. Comparando a ZTMA do lado de retrocesso com os metais base da liga 7050-T7451 ensaiadas em ar e criogenia e da ZTMA do lado de avanço com o metal base da 2050-T84 verifica-se aumento de tenacidade à fratura de até 11 vezes para ambas situações.

Segundo Threadgill et al. [27] nas ligas de alumínio da série 7xxx isso acontece porque os precipitados η' são semicoerentes com a matriz e permitem que durante o processo de deformação plástica as bandas de deslizamento passem através dos mesmos, resultando em concentração de tensão homogênea. Nas ligas da série 2xxx Sutton et al. [64] atribuem o aumento de tenacidade à fratura à dissolução dos precipitados endurecedores da fase de equilíbrio T_1 na região da solda.

Figura 4-42. Gráfico para comparação da tenacidade à fratura nos metais base e nas regiões da junta soldada.

As **Figuras 4.43 (a) e (b)** mostram as fraturas dos corpos de prova CP7050-1, CP7050-4 respectivamente. Ambas superfícies se apresentam semelhantes, texturizadas, com pouca deformação plástica e fratura homogênea, corroborando os valores aproximados de CTOD em ambas condições. O mesmo comportamento é identificado nas fraturas dos corpos de prova CP2050-1 e CP2050-4 mostradas nas **Figuras 4.44 (a) e (b)**.

Figura 4-43. Fraturas dos corpos de prova do metal base para ensaio de CTOD. (a) CP7050-CP 2 ensaiado a 23°C. (b) CP 7050-CP4 ensaiado a -54 °C.

Figura 4-44. Fraturas dos corpos de prova do metal base para ensaio de CTOD. (a) CP2050-1 ensaiado a 23°C. (b) CP2050-4 ensaiado a -54 °C.

A seguir serão mostras superfícies de fratura dos corpos de prova extraídos da região da solda e ensaiados. Dentro de todo contexto, é importante enfatizar que solda com $RV \geq 4$ a as propriedades microestruturais e mecânicas junta foram afetadas tanto pelos esforços gerados quanto pelas altas temperaturas de soldagem.

Como já descrito, essa condição resulta em uma solda “*under-matched*” com grandes reduções das partículas microestruturais e no parâmetro de dureza que, de contrapartida, influencia as condições primárias para o crescimento da trinca, que é restringida pela dificuldade de movimentação das bandas de deslizamento. Assim, a falha ocorre por nucleação convencional entre os vazios entre os intermetálicos grosseiros ao invés de nuclearem contornos de grãos e, consequentemente, resulta no aumento da tenacidade à fratura.

A **Figura 4.45** mostra as superfícies de fratura do corpo de prova FSW7050-2 pré-trincado por fadiga e com intensa heterogeneidade de fratura. Observa-se que o corpo de prova foi retirado na interface com a zona misturada devido à pequena quantidade de óxidos retidos nos efeitos anéis de cebola formando a zona escura. De fato, observa-se na região de propagação uma fratura homogênea proveniente da microestrutura com grãos recristalizados e finos que, segundo Threadgill et al. [27] as zonas GPII e η' levam à falha intergranular.

Figura 4-45. Fraturas do corpo de prova do lado de retrocesso para ensaio de CTOD.

A **Figura 4.46** mostra a fratura do corpo de prova FSW-S3 extraído na zona misturada. Observa intensa deformação plástica proveniente da presença de defeitos de aderências e zona escura. As maiores deformações plásticas são identificadas nas regiões mais macias ao redor da ponta da trinca, indicando que o crescimento de trinca estável ocorreu ao longo de trajetos onde houve o destacamento do material por cisalhamento puro. [64]

Figura 4-46. Fraturas do corpo de prova do Zona Misturada para ensaio de CTOD.

As **Figuras 4.47 (a) e (b)** mostram as superfícies de fratura do corpo de prova FSW2050-1 extraído na ZTMA no lado de avanço. Esta fratura apresenta intensa deformação plástica proveniente da microestrutura heterogênea dessa região. Observa-se destacamento do

material e a presença de fissuras com características de fratura frágil nos campos de deformação adjacente à região de maior dureza.

Figura 4-47. Fraturas do corpo de prova do lado de retrocesso para ensaio de CTOD.

4.6 PROPAGAÇÃO DE TRINCAS POR FADIGA

4.6.1 *Propagação de trincas por fadiga e corrosão fadiga nos metais base e na junta dissimilar.*

Foram levantadas curvas $da/dN \times \Delta K$ para os metais base 2050-T84 e 7050-T7451 e para as regiões de avanço e retrocesso da junta dissimilar soldada por FSW. A partir de cada curva foram determinados os valores do coeficiente angular (m) da reta de regressão linear da equação de Paris e Edorgan e o coeficiente encontrado pela extensão da linha reta para $\Delta K = 1\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$.

As curvas dos ensaios em atmosfera ambiente e em solução salina aquosa a 3,5% de NaCl para o metal base 2050-T84 e para o lado de avanço da junta soldada estão mostradas na **Figura 4.48** e seus resultados na **Tabela 4.4**. As curvas obtidas apresentam taxa de propagação muito próximas, mas, a pior condição obtida foi para o lado de avanço da junta dissimilar ensaiada em meio corrosivo, que apresentou um ligeiro aumento na taxa de propagação de trinca por fadiga.

Figura 4-48. Curvas de propagação de trinca por fadiga em ar e meio corrosivo do MB 2050-T84 e do lado de avanço da junta soldada

Tabela 4-4. Resultados da região de Paris para os ensaios de propagação de trinca por fadiga no material base e na junta dissimilar referente à da liga de alumínio 2050-T84.

Material	Condição	m	$C \left(\frac{\text{mm/ciclo}}{(\text{MPa}\sqrt{\text{m}})^m} \right)$	Paris	R ²
MB	Ar	2,89	5,04E-08	$da/dN = 5,04E - 08 (\Delta K)^{2,89}$	0,99
MB	Solução NaCl	2,41	7,19E-08	$da/dN = 7,19E - 08 (\Delta K)^{2,41}$	0,97
FSW	Ar	3,19	1,25E-08	$da/dN = 1,25E - 08 (\Delta K)^{3,19}$	0,94
FSW	Solução NaCl	2,41	7,10E-07	$da/dN = 7,10E - 07 (\Delta K)^{2,41}$	0,97

Os ensaios conduzidos em atmosfera ambiente possuem maiores valores para o coeficiente angular (m) indicando que a resistência a propagação de trinca é maior principalmente na condição de material soldado. Isso ocorre devido à fatores diretamente relacionados à microestrutura como (i) redução de tamanho de grãos devido a recristalização dinâmica, (ii) movimentação das bandas de deslizamento nos contornos de grãos que aumentam a quantidade de contornos de alto ângulo que favorecem a deflexão da trinca, (iii) diferentes ângulos de rotação entre grãos adjacentes sentidos e orientações diferentes e (iv) embotamento na ponta da trinca.

As curvas dos ensaios em atmosfera ambiente e em solução salina aquosa a 3,5% para o metal base 7050-T7451 e para o lado de retrocesso da junta soldada estão mostradas na **Figura 4.49** e seus resultados na **Tabela 4.5**. O metal base apresentou o melhor resultado com os ensaios conduzidos em ar e de forma adversa, a pior condição foi em solução salina, como pode ser observado nas curvas e nas constantes de Paris e Edorgan.

Para a junta soldada ensaiada em ar observa-se aumento da taxa de propagação de trinca quando comparada com o metal base nessa mesma condição. Para a junta soldada em solução salina verifica-se aumento na taxa de propagação para $\Delta K \approx 12 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ com o maior coeficiente angular registrado, $m = 3,85$. Esses resultados apresentam-se diferentes aos encontrados por Pao et al. [62] na junta similar e no metal base da liga 7050 devido a dissimilaridade e ausência do tratamento térmico pós-soldagem, que exerce forte influência na tensão residual, o que não foi objeto de estudo dessa pesquisa.

Figura 4-49. Curvas de propagação de trinca por fadiga em ar e meio corrosivo do MB 7050-T7451 e do lado de retrocesso da junta soldada.

Nos ensaios em solução salina verifica-se que a taxa de propagação de trinca desacelera rapidamente para ΔK abaixo de $8 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ indicando uma tendência ao aumento do limiar indicando que a ação do meio corrosivo com os mecanismos de fechamento de trinca age de maneira semelhante aos resultados discutidos anteriormente.

Tabela 4-5. Resultados da região de Paris para os ensaios de propagação de trinca por fadiga no material base e na junta dissimilar referente à da liga de alumínio 7050-T7451.

Material	Condição	m	$C \left(\frac{\text{mm/ciclo}}{(\text{MPa}\sqrt{\text{m}})^m} \right)$	Paris	R ²
MB	Ar	3,41	1,17E-08	$da/dN = 1,17E - 08(\Delta K)^{3,41}$	0,99
MB	Solução NaCl	2,36	7,04E-07	$da/dN = 7,04E - 07(\Delta K)^{2,36}$	0,97
FSW	Ar	2,77	8,10E-08	$da/dN = 8,10E - 08(\Delta K)^{2,77}$	0,99
FSW	Solução NaCl	3,85	1,49E-08	$da/dN = 1,49E - 08(\Delta K)^{3,85}$	0,99

Ao comparar as curvas de $da/dN \times \Delta K$ dos metais base e da junta dissimilar, mostradas na **Figura 4.50**, verifica-se que a liga 2050-T84 e a solda no lado de avanço apresentam maior resistência à propagação de trinca, quando comparados com a liga 7050-T7451 e a solda no lado de retrocesso.

Figura 4-50. Curvas de propagação de trinca por fadiga e ar e em meio corrosivo dos metais base e da junta dissimilar.

Esse comportamento pode estar associado ao fato de que os precipitados de fortalecimento da liga 2050-T84 são coerentes com a matriz e os deslocamentos na rede cristalina promoverem deslocamento planar grosseiro resultando na deformação heterogênea.

4.6.2 Propagação de trincas por fadiga e corrosão fadiga nos metais base e na junta similar.

A **Figura 4.51** mostra as curvas para o metal base 2198-T851 e a junta similar. Para os ensaios em ar observa-se que o metal base e a junta solda apresentam o comportamento semelhante, e para os ensaios em solução salina há um ligeiro aumento na taxa de propagação de trinca por fadiga na junta soldada. Em valores próximos a $\Delta K = 7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ a taxa de propagação desacelera e a junta soldada apresenta comportamento semelhante ao metal base. Isso indica que o fechamento da trinca é influenciado principalmente pelas condições

microestruturais na superfície rugosa da trinca e possivelmente pela distribuição de tensão residual mais intensa nessa região que induz o micromecanismo de fechamento da trinca.

Figura 4-51. Curvas de propagação de trinca por fadiga em ar e meio corrosivo do MB 2198-T851 e da junta soldada.

Os resultados das constantes de Paris e Edorgan estão mostrados na **Tabela 4.6** onde verifica-se que o coeficiente angular do metal base em ar infere melhor comportamento nessa condição.

Tabela 4-6. Resultados da região de Paris para os ensaios de propagação de trinca por fadiga no material base e na junta soldada da liga de alumínio 2198-851.

Material	Condição	m	C $\left(\frac{\text{mm/ciclo}}{(\text{MPa}\sqrt{\text{m}})^m}\right)$	Paris	R ²
MB	Ar	5,51	7,66E-11	$da/dN = 7,66E - 11(\Delta K)^{5,51}$	0,97
MB	Solução NaCl	2,62	1,48E-07	$da/dN = 1,48E - 07(\Delta K)^{2,64}$	0,91
FSW	Ar	3,60	7,48E-09	$da/dN = 7,48E - 09(\Delta K)^{3,60}$	0,96
FSW	Solução NaCl	3,52	1,52E-08	$da/dN = 1,52E - 08(\Delta K)^{3,52}$	0,92

4.7 ANÁLISE DO CAMINHO PREFERENCIAL DE PROPAGAÇÃO DA TRINCA POR FADIGA.

A avaliação da propagação de trinca por fadiga em materiais metálicos torna-se relevante no sentido de que o crescimento da trinca pode ser comandado tanto pelo carregamento cíclico quanto pela presença de precipitados, orientação dos grãos, condição dos contornos de grãos que beneficiam a formação de bandas de deslizamentos e ação do meio a que está exposta.

4.7.1 Avaliação da propagação de trinca no metal base 2050-T84 em solução salina.

A **Figura 4.52 (a)** mostra a imagem de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) da amostra retirada do corpo de prova de metal base da liga 2050-T84, ensaiada em solução salina com frequência de 1Hz. A medida que a trinca se propaga verifica-se que a propagação foi transcrystalina com características de deformação plástica heterogênea devido a indução de pequenos deslocamentos da abertura da trinca dentro dos grãos, resultando em microtrincas adjacentes. Segundo Hornbogen e Gahr [84], quando a trinca se aproxima do contorno de grão o plano de escorregamento é bloqueado, aumentando o tamanho da zona plástica e seu crescimento é retardado até que uma nova trinca seja formada no grão vizinho. A **Figura 4.52 (b)** evidencia que o escorregamento principal da trinca é no plano $\{111\} \langle 110 \rangle$ típico de estrutura cristalina cúbica de face centrada com texturas Brass e Goss [84;103]. A **Figura 4.52 (c)** apresenta cores de diferentes intensidades do Fator Schmid na região próxima à propagação da trinca. Do azul ao vermelho são indicados os grãos com menor à maior dureza respectivamente.

Figura 4-52. Avaliação do sentido preferencial de propagação da trinca no MB da liga 2050-T84 em atmosfera salina. (a) MEV, (b) EBSD, (c) Fator Schmid.

4.7.2 Avaliação da propagação de trinca no metal base 7050-T7451 em solução salina.

A **Figura 4.53 (a)** mostra a imagem de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) da amostra retirada do corpo de prova de metal base da liga 7050-T7451, ensaiada em solução salina com frequência de 1Hz. A análise por EBSD, mostrada na **Figura 4.53 (b)**, apresenta a microestrutura parcialmente recristalizada com grãos grosseiros preferencialmente nos planos $\{111\} \langle 110 \rangle$ com texturas Brass e Goss, caracterizando a presença de subgrãos internos, CAA e grãos menores com CBA nos planos 001. O Fator de Schmid, **Figura 4.53 (c)**, determina aumento de dureza para os grãos e baixo ângulo e evidencia a formação de pites nas regiões próximas aos contornos de grãos de alto ângulo.

O crescimento da trinca foi homogêneo e transgranular indicando propagação rápida e uniforme típica de microestrutura superenvelhecida. Segundo Hornbogen e Gahr [84], nessas microestruturas as bandas de deslizamento se movimentam facilmente, favorecendo a ocorrência de dois fenômenos: a formação de uma zona plástica homogênea e de altos níveis de empilhamento ao redor dos grãos. Tais fatores são provenientes da ação da Tensão Máxima (σ_{max}) que induz o escorregamento cruzado em alta proporção. Portanto, verifica-se que nesse material a trinca se propaga com maior grau de liberdade do que na liga 2050-T84 e ao analisar sua curva de $da/dN \times \Delta K$ comprova-se essa teoria.

Figura 4-53. Avaliação do sentido preferencial de propagação da trinca no MB da liga 7050-T7451 em atmosfera salina. (a) MEV, (b) EBSD, (c) Fator Schmid.

4.7.3 Avaliação da propagação de trinca no metal base 2198 e na junta similar em ar solução salina.

A **Figura 4.54 (a)** mostra a superfície de propagação de trinca por fadiga do metal base da liga 2198-T851 ensaiada em atmosfera ambiente. A partir dessa imagem foi realizada a análise por EBSD da microestrutura Brass e Goss, que evidenciou a presença de grãos recristalizados nos três planos de orientação típicos de ligas de alumínio como mostra a **Figura 4.54 (b)**.

Ao avaliar as imagens detalhadas do caminho da trinca na **Figura 4.54 (c)** é possível identificar que a trinca tem comportamento essencialmente transgranular quando passa por grãos de baixo ângulo e muda para intergranular quando passa entre grãos de CAA e com diferença significativa de dureza como mostram os detalhes de Fator Schmid da **Figura 4.55**. Essa tendência de comportamento de propagação por planos rotacionais, justifica deflexão sempre que a trinca muda de plano tornando-se sinuosa e indicando aumento a resistência à fadiga do material.

Figura 4-54. Avaliação do sentido preferencial de propagação da trinca no MB da liga 2198-T851 em atmosfera ambiente. (a) MEV, (b) EBSD, (c) detalhes do EBSD.

Figura 4-55. Avaliação do sentido preferencial de propagação da trinca no MB da liga 2198-T851 em atmosfera ambiente usando a técnica de Fator Schmid.

A falha por fadiga em materiais com microestrutura refinada pode ser atribuída deslizamento intergranular e deslocamentos de contornos de grãos cujas características afetam muito a resposta a fadiga do material [103]. Os menores tamanhos de grãos tendem a formar maiores áreas de contornos, que em ligas de alumínio apresentam-se como contornos de alto ângulo e atua com influência evidente durante a propagação de trinca.

Esses aspectos são evidentes na **Figura 4.56 (a)** que mostra a imagem por MEV e a análise por EBS do corpo de prova da junta similar, soldada por FSW e ensaiada em atmosfera ambiente. Os detalhes D e E das **Figura 4. 56 (b) e (c)** a microestrutura da zona misturada com grãos recristalizados, equiaxiais e com deformação plástica acentuada nas bordas da trinca. Esse material apresenta propagação da trinca com comportamento semelhante ao metal base, com mudança de transgranular para intergranular quando passa por grãos de diferentes planos de orientação e dureza. Devido a redução dos tamanhos de grãos essa trinca apresenta maior índice de deflexão e intensa sinuosidade justificando sua taxa de propagação de trinca por fadiga tão próxima ao do metal base.

Figura 4-56. Avaliação do sentido preferencial de propagação da trinca no Zona Misturada da junta similar em atmosfera ambiente. (a) trinca, (b) Detalhe D, (c) Detalhe E.

A **Figura 4.57** mostra a avaliação da propagação da trinca da junta similar ensaiada em meio salino. A **Figura 4.57 (a)** mostra a imagem de MEV da junta soldada com intensa deformação plástica nas bordas da trinca e de planos de deslizamento que favoreceram a ramificação de microtrincas em todo seu comprimento devido à ação da corrosiva associada aos esforços de fadiga.

Figura 4-57. Avaliação do sentido preferencial de propagação da trinca no Zona Misturada da junta similar em atmosfera salina. (a) MEV, (b) EBSD, (c) MEV IQ, (d) Fator Schmid.

Quando o material está sujeito a carregamento cíclico o processo de propagação de trinca por fadiga em meios corrosivos a propagação da trinca é controlada pelos deslizamentos de grãos, corrosão da superfície e a presença dos cristais de sal. Nesse caso a relação correspondente entre a taxa de propagação da trinca e o tamanho de grão aparentemente não pode ser feita sob circunstâncias corrosivas.

O modelo proposto por Suresh [86], a presença das microtrincas ramificadas ocorre devido à fragilização do material durante o carregamento cíclico associado à dissolução anódica e a fragilização por hidrogênio. Esse mecanismo de corrosão fadiga envolve a difusão de partículas ativas seguida da ruptura do filme óxido, dissolução da superfície exposta nas bandas

de deslizamento ou na ponta da trinca, nucleação e propagação de trincas ao longo dos planos de grãos com orientações diferentes menor ângulo adjacente. O resultando é deflexão em quase todos os todos os contornos de grãos de propagação tanto na trinca principal como nas microtrincas ramificadas e desaceleração da propagação da trinca principal.

5. CONCLUSÕES

5.1 PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM

Juntas de topo dissimilares com as ligas 2050-T84 com 7050-T7451 e similares com a liga 2198-T851 foram devidamente soldadas com as ferramentas de soldagem adequadas e determinação dos parâmetros para cada junta. Após esses procedimentos foram feitas análises do ciclo térmico, da microestrutura, das propriedades mecânicas, do comportamento em fadiga e corrosão fadiga de ambas as juntas mas, devido à espessura a tenacidade à fratura foi avaliada apenas na junta dissimilar e nos seus respectivos metais base.

5.2 CONCLUSÕES SOBRE A JUNTA DISSIMILAR

Durante o procedimento de soldagem a avaliação do ciclo térmico indicou que os lados de avanço e retrocesso apresentaram temperaturas diferentes para a mesma posição de termopar. O lado de retrocesso, onde foi posicionada a liga 7050-T7451, recebeu maior aporte térmico devido a movimentação do material amolecido impulsionado pela ferramenta. Ao avaliar as curvas de ciclo térmico, o pico de soldagem e o aporte térmico mostraram que a condição de soldagem da junta é quente, que resultou em juntas com excelente integridade estrutural e intensa variação microestrutural que influenciam nas propriedades mecânicas e de fadiga.

A microestrutura resultante apresentou as regiões de solda típicas do processo com ZTA, ZTMA e zona misturada. A microestrutura da ZTA é semelhante ao metal base, a ZTMA apresentou grãos distorcidos a zona misturada apresentou estrutura homogênea formada de pequenos grãos refinados equiaxiais e a formação de efeitos anéis de cebola e de aderência nessa região, que possivelmente influenciaram as propriedades das juntas. O mapeamento microestrutural por EBSD evidenciou grande quantidade de contornos de alto ângulo na zona misturada e, em menor quantidade na ZTA e ZTMA.

Quanto às propriedades mecânicas foi verificada queda de dureza na região de contato entre o ombro e a ferramenta, no entanto, na interface entre as duas ligas, bem ao centro da junta verifica-se aumento dos valores de dureza atribuído à quantidade de precipitados dissolvidos da liga 7050-T7451.

A eficiência mecânica, determinada pelas propriedades de tração, alcançou valores abaixo dos metais base e, portanto, a taxa de rendimento dessa junta soldada é “*under-matched*”.

A tenacidade a fratura nos metais base ensaiados em temperatura ambiente (23°C) e criogênicas (-54°C), apresentaram resultados médios de δ similares mas na junta soldada verifica-se aumento de tenacidade à fratura de até 11 vezes.

As curvas dos ensaios de fadiga e corrosão fadiga nos metais base e na junta dissimilar nos lados de retrocesso e avanço, mostraram que o metal base da liga 2050-T84 e a zona misturada no lado de avanço apresentam maior resistência à propagação de trinca, quando comparados com a liga 7050-T7451 e a solda no lado de retrocesso em ambas condições de ensaio.

5.3 CONCLUSÕES SOBRE A JUNTA SIMILAR

A avaliação do ciclo térmico indicou que os lados de avanço e retrocesso indicam que o lado e retrocesso recebeu maior aporte térmico devido a movimentação do material amolecido impulsionado pela ferramenta e a condição de soldagem da junta foi determinada a quente.

A microestrutura resultante apresentou a região de ZTA apresentou-se semelhante ao metal base e foi influenciada apenas pelo aquecimento, resultando no aumento de grãos, dissolução e alteração da morfologia dos precipitados. A ZTMA apresentou grãos distorcidos e a zona misturada apresentou estrutura homogênea formada de grãos refinados equiaxiais.

Análises macro e micrográficas identificaram o surgimento de efeitos anéis de cebola evidenciados pela técnica de EBSD assim como, grande quantidade de contornos de alto ângulo na zona misturada e, em menor quantidade na ZTA e ZTMA. Quanto às propriedades mecânicas foi verificada queda de dureza na região de contato entre o ombro e a ferramenta e as propriedades de tração indicaram taxa de rendimento “*under-matched*”.

As curvas de propagação de trinca por fadiga mostraram que o metal base e a junta solda apresentam o comportamento semelhante, e para os ensaios em solução salina há um ligeiro aumento na taxa de propagação de trinca por fadiga na junta soldada.

TRABALHOS FUTUROS

- * Avaliar por EBSD o caminho da trinca em corpos de prova de metais base ensaiados em propagação de trinca por fadiga em atmosfera ambiente;
- * Realizar a Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET) nas regiões da solda avaliando a zona misturada e averiguar a presença de descontinuidades detectadas como a possível presença de óxidos retidos na zona escura e o defeito de aderência;
- * Realizar Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET) nos corpos de prova ensaiados em solução salina;
- * Realizar tratamentos térmicos T7 e T8 na junta dissimilar e T8 na junta similar e investigar as propriedades microestruturais, mecânicas e fadiga e corrosão-fadiga;
- * Aprofundar o conhecimento sobre o papel da corrosão nos intermetálicos presentes na zona misturada durante a propagação de trinca por fadiga.

REFERENCIAS

-
- [1] CRUZ, Fernando Marcio; MOURA NETO, Carlos. (2009). **Friction stir welding – review. Potencial de aplicação na indústria aeroespacial**. XI simpósio de Aplicações Operacionais em Áreas de Defesa.
- [2] HOLLINGSWORTH, E. H.; HUNSICKER, H.Y. (1987). **Corrosion of aluminum and aluminum alloys**. In.: AMERICAN SOCIETY FOR METALS. Metal Handbook. 9 ed. Ohio: ASM International. P.583-609.
- [3] JACUMASSO, Sheila Cristina. (2014). **Caracterização microestrutural das partículas de segunda fase de uma liga de alumínio AA7050 nas condições T7451, T6 e T6I4-65**. Dissertação (Mestrado). Universidade Estadual de Ponta Grossa. Ponta Grossa, Brasil, 2014.
- [4] CALLISTER JUNIOR, W.D. (2012). **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 8.ed. Tradução de Sergio Murilo Stamile Soares. Rio de Janeiro: LTC.
- [5] BUCHHEIT, R.G. (1995). A Compilation of corrosion potentials reported for intermetallic phases in aluminum alloys. **Journal Electrochemical Society**, v.142, n.11, p.3994-3996, Nov.
- [6] BUCHHEIT, R.G. et al. (2001). The Electrochemistry of intermetallic particles and localized corrosion in al alloys. **JOM – Journal of the Minerals Metal & Material Society**, v.53, n.7, p.29-36, July.
- [7] GINGELL, A.D.B.; KING, J.E. (1997). **The Effect of frequency and microstructure on corrosion fatigue crack propagation in high strength aluminum alloys**. Acta Materiala, v.45, n.9, p.3855-3870, Sept.
- [8] MORETO, J. A (2012). **Study behaviour of corrosion and corrosion fatigue in high strength Al and Al – Li alloys for aeronautic application**. São Carlos. Tese (Doutorado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, 2012.
- [9] RUCHERT, C.O.F.T. (2007). **Estudo da inferência de carregamento em histórias de vôos simulados na liga de Al aeronáutico SAE-AMS 7475 T7351**. 207p. Tese (Doutorado) –Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2007.
- [10] SAE ASM (2011). AMS 4341E - 2011-11: **Aluminum alloy, plate 7050-T73511**. Aerospace material specification.
- [11] GAMBONI, O.C. (2011). **Estudo do efeito do ambiente no comportamento em fadiga de novas ligas de ‘AL’ de grau aeronáutico**. 164p. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, (2011).
- [12] PASCOAL JUNIOR, F.A. (2014). **Análise microestrutural, tenacidade à fratura e vida em fadiga das ligas AA7050-T7451 e AA2050-T84 (Al-Li)**. Tese (Doutorado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo.
-

-
- [13] FENDONI, A. (2009). **The Effect of post weld heat treatment on the corrosion behavior of a AA2050T34-FSW**. Thesis (MRes) - University of Bermingham, Bermingham. p. 4-13.
- [14] ASM Handbook. (1991). Ohio: ASM International. v.4.
- [15] McALISTER, A. J. (1982). **The Al-Li (Aluminum-Lithium) System**. By Bulletin of Alloy Phase Diagram. National Bureau of Standards. Vol. 3. N°2, P. 177-183.
- [16] ASM Handbook. (1990). Ohio: ASM International. v.2.
- [17] PRASAD, N. ESWARA; RAMACHANDRAN, T.R. (2014). **Phase diagrams and phase reactions in Al-Li alloys**. Part II Physical Metallurgy. In. Aluminum-lithium alloys – processing, properties ans applications. Elsevier, USA.
- [18] KAUFMAN, J. G. (2001). **Fracture resistance of aluminum alloys-notch toughness, tear resistance and fracture toughness**. Washington: ASM International.
- [19] MACIEL, C. I. S. (2013). **Estudo da tenacidade e fadiga em meio assistido da liga de Al-Li de grau aeronáutico AA2050-T84**. 208f. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, Brasil (2013).
- [20] BONAZZI, L. H. C. (2013). **Fatigue Behavior of Al-Li alloy AA 2050**. p.132. Dissertação de Mestrado em Ciências & Engenharia de Materiais da Universidade de São Paulo – Instituto de Física de São Carlos, Instituto de Química de São Carlos, Escola de Engenharia de São Carlos, São Carlos – SP.
- [21] SAE ASM (2007). AMS 4413-2007-10: **Aluminum alloy, plate 2050-T84**. Aerospace material specification.
- [22] DENG. Y. et. al. (2014). **Influence of Li addition on mechanical property and aging precipitation behavior of Al-3,5Cu-1,5Mg alloy**. School of materials Science and Engineering. China.
- [23] RADMILOVIC, V. et. al. (1988). **Lithium depletion in precipitate free zones (pfz's) in Al-Li base alloys**. University of California, Berkeley, California, 94720, USA.
- [24] JUN-ZOU, C. et. al. (2010). **Effects of precipitates on fatigue crack growth rate of AA 7055 aluminum alloy**. Beijing Institute of Aeronautical Materials. Beijing 100095, China.
- [25] SAE ASM (2007). AMS 4413-2007-10: **Aluminum alloy, plate 2198-T851**. Aerospace material specification.
- [26] GUPTA, R et. al. (2013). **Friction Stir Welding: A Review**. Journal of Engineering, Computers & Applied Sciences. Volume 2. N°7. ISSN N° 2319-5606, Haryana.
-

-
- [27] THREADGILL, P L. LEONARD, A. J. SHERCLIFF, H. R. WITHERS, P. J. (2009). **Friction stir welding of aluminum alloys**. International Materials Reviews, vol.54. no.2. p. 49-93.
- [28] DAWES, C. G; THOMAS, WAYNE M. (1996). **Friction Stir Process Welds Aluminum Alloys**. Welding journal, V 78, No 5, p: 41 – 43, May 1996.
- [29] MISHRA, R. S.; MAHONEY, M. W. (2007). **Friction Stir Welding and Processing**. p. 368.
- [30] PAIVA, G. A P. (2009). **Caracterização de junta soldada por atrito linear com mistura (FSW) da liga al-mg-si aa 6063**. Dissertação (Mestrado) – Escola Politécnica, Universidade de São Paulo, São Paulo, Brasil, 2009.
- [31] BERTONCELLO, J. C. B. (2014). **Avaliação da corrosão da junta dissimilar sobreposta das ligas AA7050-T76511 e AA2024-T3 soldadas por fricção linear com mistura**. 93p. Dissertação (Mestrado). Escola de Engenharia. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, 2014.
- [32] THOMAS, W. M.; NICHOLAS, E. D.; SMITH, S. D. (2009). **Friction stir welding of aluminum alloys**. TMS Annual Meeting, p1-10. Disponível em: <http://www.twi-global.com/technical-knowledge/published-papers/friction-stir-welding-of-aluminium-alloys/>. Acessado em 20 fev. 2016.
- [33] SOUZA, G. S. (2010). **Influência da geometria da ferramenta na soldagem da liga de alumínio 5052 pelo processo Friction Stir Welding**. 142 p. Dissertação (Mestrado). Universidade Tecnológica do Paraná. Curitiba, 2010.
- [34] POETSCHER, F. (2009). **Efeito do número de passes e do tratamento térmico pós-soldagem de liga de alumínio AA 6063 soldada por atrito linear com mistura (FSW)**. São Paulo. Tese (Doutorado) – Escola Politécnica de São Paulo – Universidade de São Paulo, 2009.
- [35] CAPELARI, T.V.; MAZZAFERRO, J.A. E. (2009). **Avaliação da geometria de ferramenta e parâmetros do processo FSW na soldagem da liga de alumínio AA 5052**. Soldagem & Inspeção, v. 14, n. 3, p. 215-227.
- [36] LOCKWOOD, W.D.; REYNOLDS, A.P. (2003). **Simulation of the global response of a friction stir weld using local constitutive behavior**. Materials Science and Engineering A339, p. 35–42.
- [37] BUFFA, G.; HUAA, J.; SHIVPURI, R.; FRATINI, L. (2006). **Design of the friction stir welding tool using the continuum based FEM model**. Materials Science & Engineering A, 419, p. 381-388.
- [38] LEONARD, A. J. (2000). **Microstructure and ageing behaviour of fsw in aluminium alloys 2014a – t651 and 7075-t651**. TWI UK, p.14.
-

-
- [39] ZHAO, Y.; LIN, S.; QU, F. (2005). **The influence of pin geometry on bonding and mechanical properties in friction stir weld 2014 Al alloy**. Materials Letters, v.59, 2948-2952.
- [40] FULLER, C. B. MAHONEY, Murray W.; CALABRESE, Mike; MICONA, Leanna. (2010). **Evolution of microstructure and mechanical properties in naturally aged 7050 and 7075 Al friction stir welds**. MATERIALS Science and Engineering A. pp. 2233-2240.
- [41] KHALED, T. (2005). **An Outsider looks at friction stir welding**. Federal Aviation Administration.
- [42] CHAO, Yuh J.; QI, X.; TANG, W. (2003). **Heat transfer in friction stir welding – experimental and numerical studies**. Journal of Manufacturing Science and Engineering, v125, p.138-145.
- [43] SHI, L.; WU, C.S. (2017). **Transiente modelo of heat transfer and material flow at diferente stages of friction stir welding process**. Journal of Manufacturing Processes, v.25, p. 323-339.
- [44] HAMILTON, C.; DYMEK, S.; SOMMERS, A. (2008) **Thermal model of friction stir welding in aluminum alloys**. International Journal Machine Tools & Manufacture, v.48, p.1120-1130.
- [45] BUGLIONI, Luciano; TUFARO, Leonardo N.; SVOBODA, Hermán G. (2015). **Thermal cycles and residual stresses in FSW alloys: experimental measurements and numerical models**. International Congress of Science and Technology of Metallurgy and Materials, v9, p.87-96.
- [46] VILAÇA, P; QUINTINI, L. SANTOS, J.F.D. (2005). **iSTIR – Analytical thermal model for friction stir welding**. Journal of materials processing technology, n. 169, p. 452-465.
- [47] REED-HILL, Robert E. (1982). **Princípios da metalurgia física**. Editora Guanabara Dois S.A. Rio de Janeiro.
- [48] SACCON, V. T. (2011). **Investigação microestrutural e estudo das propriedades mecânicas da liga de alumínio AA2139 T3 e T8 soldadas por friction stir welding – FSW**. 113 p. Dissertação (Mestrado). Universidade Federal de São Carlos, 2011.
- [49] AYDIN, Hakanb; BAYRAM, Ali; UGUZ, Agah; KEMAL, Sertan Akay. (2009). **Tensile properties of friction stir welded joints of 2024 aluminum alloys in different heat-treated- state**. Materials and Design, 30, p. 2211-2221.
- [50] MIRONOV, Sergey; SATO, Yutaka S.; KOKAWA, Hiroyuki. (2009). **Applications of EBSD to Microstructural Control in Friction Stir Welding/Processing**. Springer, 2ª edição. Capítulo 21, p. 291-299.
-

-
- [51] DE, P.S.; MISHRA, R.S. (2010). **Microstructural evolution during fatigue of ultrafine grained aluminum alloy**. Materials Science and Engineering A (527), p. 7719-7730.
- [52] SACCON, V. T.; PARRA, B. S.; OLEA, C. W.; SANTOS, J. F.; ALCANTARA, N. G. (2010). **Caracterização Microestrutural e Comportamento Mecânico das Ligas de Alumínio AA2139 T3 e T8 Soldadas por Fricção Rotativa com Mistura**. Soldag. insp. São Paulo, Vol. 15, No. 4, p.289-297.
- [53] PROTON, Vicent; ALEXIS, Joël; ANDRIEU, Eric; BLANC, Christine; DELFOSSE, Jérôme; LACROIX, Loïc; ODEMER, Grégory. (2011). **Influence of post-welding heat treatment on the corrosion behaviour of a 2050-T3 aluminum-copper-lithium alloy friction stir welding joint**. Journal of the Electrochemical Society, 158 (5), p. 139-147.
- [54] CAI, B.; ZENG, Z.Q.; HE, D.Q.; LI, S.C.; LI, H.P. (2015). **Friction stir weld of 2060 Al-Cu-Li alloy: microstructure and mechanical properties**. Journal of Alloys and Compounds. p. 19-27.
- [55] FRAGA, Francisco Edson Nogueira. (2009). **Proposta de modelo para caracterizar susceptibilidade a distorção devido à soldagem em chapas de alumínio**. 159p. Tese (doutorado) – Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, Campinas (2009).
- [56] LÓPEZ, E. A. T. (2012). **Soldagem por atrito com pino não consumível de chapas finas do aço 1020 e da liga de alumínio 6063-T5**. Tese (Doutorado). Universidade Estadual de Campinas, 186 p. Campinas, 2012.
- [57] MOROZ, I.; ALCÂNTARA, N. G.; SANTOS, J.F. (2012). **Caracterização Microestrutural da Liga de Alumínio 2198-T851 em configuração tailored blank soldada por FSW- friction stir welding**. Soldag. Insp. São Paulo. Vol 17. Nº1, p.019-025.
- [58] KUMAR, P. Vijaya; REDDY, G. Madhusudham; RAO, K. Srinivasa. (2015). **Microstructure, machanical and corrosion behavior of high strength AA7075 aluminum alloy friction stir welds – Effect of post weld heat treatment**. Defence Technology (11), p. 362-369.
- [59] BARBINI, Alessandro; CARSTENSEN, Jan; SANTOS, Jorge F. (2018). **Influence of a non-rotating shoulder on heat generation, microstructure and mechanical properties of dissimilar AA2024/AA7050 FSW joints**. Journal of Materials Science & Technology (34), p. 119-127.
- [60] KHODIR, Saad Ahmed; SHIBAYANAGI, Toshya. (2008). **Friction stir welding of dissimilar AA2024 and AA7075 aluminum alloys**. Materials Science & Engineering B (148), p. 82-87.
-

-
- [61] DHONDT, Matthieu; AUBERT, Isabelle; SAINTIER, Nicolas; OLIV, Jean-Marc. (2015). **Mechanical behavior os periodical microstructure induced by friction stir welding on Al-Cu-Li 2050 alloy**. Materials Science & Engineering A. (644), p. 69-75.
- [62] PAO, P.S.; GILL, S.J.; FENG, C.R.; SANKARAN, K.K. (2001). **Corrosion-fatigue crack growth in friction stir welded Al 7050**. Scripta Materialia (45), p. 605-612.
- [63] HAO, S.; SCHWALBE, K. H.; CORNEC, A. (2000). **The effect of yield strength mis-match on fracture analysis of welded joints: slip-line field solutions for pure bending**. International Journal of Solids and Structures, (37). P. 5384-5411,
- [64] SUTTON, Michael A.; REYNOLDS, Anthony P.; YANG, Bangcheng; TAYLOR, Robert. (2003). **Mixed mode I/II fracture of 2024-T3 friction stir welds**. Engineering Fracture Mechanics (70), p. 2215-2234.
- [65] ANDERSON, T.L. (2005). **Fracture mechanics: fundamentals and applications**. 3 ed. Boca Raton: CRC Press.
- [66] STROHAECKER, T. R. (2012). **Mecânica da fratura**. Porto Alegre: Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Apostila. Disponível em:<ftp://ftp.feq.ufu.br/Claudio/1.pdf>. Acesso em: 10 mar. 2018.
- [67] SANFORD, R.J. (2003). **Principles of fracture mechanics**. New Jersey: Prentice-Hall.
- [68] DONATO, Gustavo H. B.; CRAVERO, Sebastian; RUGGIERI, Claudio. (2006). **Avaliação experimental dos parâmetros de tenacidade CTOD e Integral J em espécimes de flexão SE(B) utilizando o método eta**. Tecnologia em Metalurgia e Materiais, v.3, n.2, p.29-33.
- [69] CHIODO, Mario Sergio Giancoli. (2009). **Procedimento de avaliação da Integral J e CTOD para dutos com trincas circunferenciais submetidos à flexão e aplicações à instalação de risers pelo método carretel**. Dissertação (Mestrado). Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo, 2009.
- [70] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. (2018). E1820-18: **Standard test method for measurement of fracture toughness**. West Conshohocken.
- [71] HAFLEY, R.A. et al. (2011). **Evaluation of aluminum alloy 2050-T84. Microstructure and mechanical properties at ambient and cryogenic temperatures**. Hampton: NASA.
- [72] KAUFMAN, J. G. (2001). **Fracture resistance of aluminum alloys-notch toughness, tear resistance and fracture toughness**. Washington: ASM International.
- [73] DUMONT, D. et. al. (2003). **A model for predicting fracture mode and toughness in 7000 series aluminum alloys**. Domanine Universitaire de Grenoble, INPG, BP75, France.
-

-
- [74] SUTTON, Michael A.; REYNOLDS, Anthony P.; YANG, Bangcheng; TAYLOR, Robert. (2001). **Mode I fracture for 2024-T3 friction stir welds**. Materials Science and Engineering A (354), p. 6-16
- [75] MOGHADAM, Danial Ghahremani; FARHANGDOOST, Khalil. (2016). **Influence of welding parameters on fracture toughness and fatigue crack growth rate in friction stir welded nugget of 2024-T351 aluminum alloy joints**. Transactions of nonferrous Metals Society of China. (26), p. 2567-2585.
- [76] LEI, Y. P.; SHI, Y. W.; MURAKAWA, H.; LUO, Y. (1998). **The effect of mechanical heterogeneity on limit load of a weld joint with longitudinal weld crack on the J-integral and failure assessment curve**. Int J Pres Ves Pip (75), p.625–632.
- [77] ASM Handbook. (1990). Ohio: ASM International. v.2.
- [78] ASM Handbook. (1996). Ohio: ASM International. v.19.
- [79] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. (2013). **E647-13^{e1}: Standard test methods for measurement of fatigue crack growth rates**. West Conshohocken.
- [80] HANDROCK, J. L.; COMER, J. J.; BANNANTINE, J. A. (1990). **Fundamentals of metal fatigue analysis**. Prentice-Hall, Inc: Englewood Cliffs.
- [81] BARBOSA, José Fernando C. (2017). **Propagação de trinca por fadiga na liga AA7050-T7451 considerando o efeito do meio ambiente, razão de tensões, direção de laminação e forma de onda**. 136f. Dissertação (Mestrado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, Brasil (2017)
- [82] SANGID, Michael D.; PATAKY, Garrett J.; SEHITOGLU, Huseyin; RATEICK, Richard G.; NIENDORF, Thomas; MAIER, Hans J. (2011). **Superior fatigue crack growth resistance, irreversibility and fatigue crack growth-microstructure relationship of nanocrystalline alloys**. Acta materialia (59), p. 7340-7355.
- [83] LI, Fudong; LIU, Zhiyi; WU, Wenting; XIA, Peng; ZHOU, Yaru; LIU, Wenjuan; LU, Luqing; WANG, An. (2017). **Enhanced fatigue crack propagation resistance of Al-Cu-Mg alloy by intensifying goss texture and refining goss grains**. Materials Science and Engineering A (679), p. 204-214.
- [84] HORNBOGEN, Erhard; GAHR, Karl-Heinz Zum. (1976). **Microstructure and Fatigue crack growth in a γ -Fe-Ni-Al alloy**. Acta metallurgica. Vol.24, pp. 581-592.
- [85] ZHAI, T.; JIANG, X. P.; LI, J. X.; GARRATT, M. D.; BRAY, G. H. (2005). **The grain boundary for optimum resistance to growth of short fatigue cracks in high strength Al-alloys**. International Journal of Fatigue (27), p.1202-1209.
- [86] SURESH, S. (1998). **Fatigue of Materials**. 2.ed. New York: Cambridge University Press.
-

-
- [87] GHALI, E. (2010). **Corrosion resistance of aluminum and magnesium alloys: Understanding, performance and testing**. New Jersey: Wiley.
- [88] RONG, W. (2008). A Fracture model of corrosion fatigue crack propagation of aluminum alloys based on the material elements fracture ahead of a crack tip. **International Journal of Fatigue**, v.30, n.8, p. 1376-1386.
- [89] PERNS, T. P.; ALSTETTER, C. J. (1990). **Hydrogen effects in austenitic stainless steels**. Materials Science and Engineering A, v. 129, n.1, p. 99-107, Oct.
- [90] DIETER, G.E. (1981). Fadiga dos metais. In: DIETER, G.E. **Metalurgia mecânica**. 2 ed. Rio de Janeiro: Guanabara. Cap.12, p.344-484.
- [91] KOMAI, K. (2003). Corrosion fatigue. In: RITCHIE, R. O.; MURAKAMI, Y. (Ed.). **Comprehensive structural integrity: fracture of materials from nano to macro**. Amsterdam: Elsevier. V.4, p.345-3458.
- [92] GANGLOFF, R. P. (2005). **Environmental cracking – corrosion fatigue**. Corrosion Tests and Standards: Application and Interpretation-Second Edition, ASTM. p. 1-20.
- [93] JONES, K. et al. (2007). Effect of prior corrosion on short crack behavior in 2024-T3 aluminum alloy. **Corrosion Science**, v.50, n.9, p.2588-2595.
- [94] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING MATERIALS. (2017). **E3-11: Standard guide for preparation of metallographic specimens**. West Conshohockem.
- [95] _____. (2016). E384-16: Standard test methods for rockwell hardness of metallic materials. West Conshohockem.
- [96] _____. (2016). E92-16: Standard test methods for vickers hardness of metallic materials. West Conshohockem.
- [97] _____. (2013). E8/E8M-13: Standard test methods for tension testing of metallic materials. West Conshohockem.
- [98] _____. (2013). 1290: Standard test methods for crack tip opening displacement (CTOD) fracture toughness measurement. West Conshohockem.
- [99] TONGNE, A.; DESRAYAUD, C.; JAHAZI, M.; FEULVARCH, E. (2017). **On material flow in friction stir welded Al alloys**. Journal of Materials Processing Technology (239), p. 284-296.
- [100] KIM, Y.G; et. al. (2006). **Three defect. Types in friction stir welding of aluminum die casting alloy**. Materials Science and engineering A, v415, issue:9, p.3460-3467. 2009.
- [101] KRISHNAN, K.N. (2002). **On the formation of onion rings in friction stir welds**. Materials Science and Engineering A (327), p. 246-251.
-

- [102] CAVALIERE, P. et. al. (2009). **Effect of anisotropy on fatigue properties of 2198 Al-Li plates joined by friction stir welding**. Engineering Failure Analysis, p.1856-1865.

- [103] HAIGEN, Jian; ZHIMIN, Yin; FENG, Jiang; XUE, Li. (2014). **EBSD analysis of fatigue crack growth of 2124 aluminum alloy for aviation**. Rare Metal materials and Engineering, 43(6), p. 1332-1336.