

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS

PROPRIEDADES MECÂNICAS E CORRELAÇÃO DOS
PARÂMETROS DE FSW E DS-FSW EM ALTA VELOCIDADE NA
LIGA AA2050-T84, PARA A INDÚSTRIA AERONÁUTICA

Felipe Santini Ferreira

São Carlos
2018

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS

PROPRIEDADES MECÂNICAS E CORRELAÇÃO DOS
PARÂMETROS DE FSW E DS-FSW EM ALTA VELOCIDADE NA
LIGA AA2050-T84, PARA A INDÚSTRIA AERONÁUTICA

Felipe Santini Ferreira

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-
Graduação em Ciência e Engenharia de
Materiais como requisito parcial à obtenção do
título de MESTRE EM CIÊNCIA E ENGENHARIA
DE MATERIAIS

Orientador: Prof. Dr. Nelson Guedes de Alcântara

Coorientador: Dr. Athos Henrique Plaine

Agência Financiadora: CAPES

São Carlos

2018

DEDICATÓRIA

Aos meus pais, Adriana e Luiz Henrique com todo amor.

VITAE DO CANDIDATO

Bacharel Engenharia de Materiais pela UFSCar (2016).

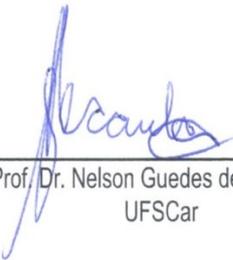


UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS

Centro de Ciências Exatas e de Tecnologia
Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais

Folha de Aprovação

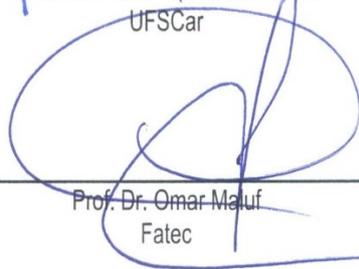
Assinaturas dos membros da comissão examinadora que avaliou e aprovou a Defesa de Dissertação de Mestrado do candidato Felipe Santini Ferreira, realizada em 19/11/2018:



Prof. Dr. Nelson Guedes de Alcântara
UFSCar



Prof. Dr. Tomaz Toshimi Ishikawa
UFSCar



Prof. Dr. Omar Mauf
Fatec

AGRADECIMENTOS

Agradeço primeiramente ao professor Dr. Nelson Guedes de Alcântara e ao Dr. Athos Henrique Plaine pela orientação, persistência e pelo esforço em me aconselhar durante o desenvolvimento do trabalho.

Ao Dr. Jorge dos Santos e ao Luciano Bergmann pela orientação e suporte durante o trabalho desenvolvido na Alemanha.

Ao professor Dr. Conrado R. M. Afonso por todas as discussões, ensinamentos e contribuições técnicas que enriqueceram esse trabalho.

Agradeço a toda minha família, por todo o suporte emocional e financeiro durante todas as dificuldades encontradas nesse período.

Ao DEMa e ao PPGCEM pela excelente infraestrutura e ensino oferecidos aos alunos.

À CAPES pela concessão da bolsa de estudos.

O presente trabalho foi realizado com apoio da Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior - Brasil (CAPES) - Código de Financiamento 001.

RESUMO

Os processos de soldagem por fricção e mistura (*Friction Stir Welding FSW*) e FSW em duplo passe (Double Sided - DS-FSW) foram empregados na união de chapas de alumínio AA 2050 T-84 com o objetivo de viabilizar o aumento da velocidade de soldagem acima de 5 mm/s, obter soldas com propriedades otimizadas para aplicações aeroespaciais e estudar os efeitos do processamento na microestrutura final. A microestrutura das juntas soldadas foi analisada por microscopia ótica e pela técnica de EBSD, para verificar a evolução da microestrutura e encontrar a formação de defeitos do processamento. As propriedades mecânicas das soldas foram avaliadas através de ensaios de microdureza e de tração, cujos resultados foram utilizados procurando encontrar as condições dentro da janela de parâmetros de soldagem. As superfícies de fratura foram analisadas por microscopia eletrônica de varredura. As análises térmicas foram medidas por meio de termopares para correlacionar os picos de temperatura com as transformações microestruturais. Ensaios de fadiga foram realizados para verificar a aplicabilidade em estruturas aeronáuticas. Finalmente, foram realizadas soldas por FSW com resfriamento por água (WC-FSW) para se amenizar o efeito dos ciclos térmico. Os resultados obtidos pelas soldagens por FSW e por DS-FSW mostraram um desempenho satisfatório em altas velocidades e recomendado para a produção de juntas similares da liga AA 2050-T84 com aplicação para a indústria aeronáutica. Não foi observada grande diferença entre o desempenho mecânico de FSW, DS-FSW e WC-FSW. A condição otimizada para FSW (condição 3: 0,84 mm/rev; 500 rpm; 7 mm/s) e DS-FSW (condição 2: 0,90 mm/rev; 400 rpm; 6 mm/s) resultaram, respectivamente, em limite de escoamento, limite de resistência à tração e ductilidade de 62%, 77% e 44% e 67%, 77% e 38%, em relação ao material de base.

Palavras chave: FSW; DS-FSW; soldagem por fricção e mistura; soldagem em alta velocidade; AA 2050-T84.

ABSTRACT

MECHANICAL PROPERTIES AND CORRELATION OF FSW AND DS-FSW PARAMETERS AT HIGH SPEED IN ALLOY AA2050-T84, FOR THE AERONAUTICAL INDUSTRY

Friction Stir Welding (FSW) and DS-FSW (double pass FSW) processes were employed in the aluminum AA 2050 T-84 plate joints aiming to make possible to increase the welding speed above 5 mm / s, to obtain welds with optimized properties in relation to the base metal and to study the effects of the final microstructure. Microstructures of the welded joints were analyzed by optical microscopy and EBSD technique, to verify microstructure evolution and to find process defects formations. Mechanical properties were evaluated by microhardness and tensile tests, the results were used to find the conditions within the optimized welding parameters window. Fracture surfaces were analyzed by scanning electron microscopy. Thermal analyzes were measured by thermocouples to correlate the temperature peaks with the microstructural transformations. Fatigue tests were performed to verify the applicability in aeronautical structures. Finally, were performed welding by FSW with water cooling (WC-FSW) to reduce thermal cycle effects. The results obtained in this work showed satisfactory performance for FSW and DS-FSW, at high welding speeds were found to be suitable for the production of similar joints of the AA 2050-T84 alloy, with applications for the aeronautical industry. No significant difference was observed between the mechanical performance of FSW, DS-FSW and WC-FSW. The optimized condition for FSW (condition 3: 0,84 mm / s, 500 rpm, 7 mm/s) and DS-FSW (condition 2: 0,90 mm / rev, 400 rpm, 6 mm/s) resulted, respectively, yield limit, tensile strength limit and elongation of 62%, 77% and 44% and 67%, 77% and 38%, relative to that of the base material.

Key words: FSW; DS-FSW; Friction Stir Welding; high-speed welding; AA 2050-T84.

ÍNDICE DE ASSUNTOS

FOLHA DE APROVAÇÃO	i
AGRADECIMENTOS	iii
RESUMO	v
ABSTRACT	vii
ÍNDICE DE ASSUNTOS	ix
ÍNDICE DE TABELAS	xi
ÍNDICE DE FIGURAS	xiii
SÍMBOLOS E ABREVIATURAS	xvii
1. INTRODUÇÃO	1
1.1 MOTIVAÇÃO	1
1.2 OBJETIVOS	3
2. REVISÃO DA LITERATURA	5
2.1 SOLDAGEM POR FRICÇÃO E MISTURA (FSW)	5
2.2 MICROESTRUTURA DE LIGAS DE ALUMÍNIO PROCESSADAS POR FSW	9
2.3 ZONA DE MISTURA (ZM)	11
2.4 ZONA TERMO MECANICAMENTE AFETADA (ZTMA)	11
2.5 ZONA TERMICAMENTE AFETADA (ZTA)	12
2.6 LIGAS DE ALUMÍNIO ENDURECÍVEIS POR PRECIPITAÇÃO	13
2.7 LIGAS DE ALUMÍNIO-LÍTIO	14
2.8 LIGAS DE ALUMÍNIO-COBRE-LÍTIO	15
2.9 SOLDAGEM PRO FRICÇÃO E MISTURA EM DUPLO PASSE (DS-FSW)	20
2.10 FSW COM RESFRIAMENTO DE ÁGUA (WC-FSW)	22
3. MATERIAIS E MÉTODOS	25
3.1 A LIGA DE ALUMÍNIO AA 2050-T84	25
3.2 EQUIPAMENTOS DE SOLDAGEM	26
3.3 FERRAMENTAS	27
3.4 SISTEMA DE FIXAÇÃO	27
3.5 PROCEDIMENTOS DE SOLDAGEM	28
3.6 VERIFICAÇÃO DA PROFUNDIDADE DE PENETRAÇÃO DAS SOLDAS	30
3.7 ANÁLISES MICROESTRUTURAIS E FRATOGRÁFICAS DAS JUNTAS SOLDADAS	30

3.8	ENSAIOS DE MICRODUREZA.....	31
3.9	ENSAIOS TRAÇÃO DAS JUNTAS SOLDADAS	32
3.10	ENSAIOS DE FADIGA.....	33
3.10.1	Curvas S-N através do método de Weibull	34
3.11	SOLDAGEM COM RESFRIAMENTO POR ÁGUA NAS CHAPAS	35
3.12	MEDIÇÃO DO CICLO TÉRMICO DURANTE A SOLDAGEM.....	36
4.	RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	39
4.1	TORQUE E APORTE TÉRMICO.....	39
4.2	MEDIÇÃO DE TEMPERATURA.....	41
4.3	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	43
4.4	PROPRIEDADES MECÂNICAS.....	57
4.4.1	Microdureza	57
4.4.2	Ensaio de tração	63
4.5	ENSAIOS DE FADIGA	66
4.6	ANÁLISE DE FRATURA EM ENSAIOS DE TRAÇÃO	71
5.	CONCLUSÕES.....	79
6.	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	81
7.	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	83

ÍNDICE DE TABELAS

TABELA 2.1 - DEFEITOS QUE PODEM ESTAR PRESENTES EM SOLDAS POR FSW E SUAS CAUSAS [15].	9
TABELA 2.2 - ESTEQUIOMETRIA E CARACTERÍSTICAS DOS PRECIPITADOS EM LIGAS AL-CU-LI [20].	17
TABELA 3.1 - COMPOSIÇÃO DA LIGA AA 2050-T84, SEGUNDO A NORMA ASM 4413A [64].	25
TABELA 3.2 - PROPRIEDADES MECÂNICAS DA LIGA AA 2050-T84, SEGUNDO A NORMA ASM 4413A [64].	26
TABELA 3.3 - PARÂMETROS DE ESTUDO PARA FSW PASSE ÚNICO.	29
TABELA 3.4 - PARÂMETROS DE ESTUDO PARA DS-FSW.	29
TABELA 3.5 - PARÂMETROS UTILIZADOS NO ENSAIO DE FADIGA.	34
TABELA 3.6 - POSIÇÃO DOS TERMOPARES NA CHAPAS E SEUS NÚMEROS DE REFERÊNCIA.	37
TABELA 4.1 - PICOS DE TEMPERATURA MEDIDOS E ESTIMADOS, POR PROCESSO E POR DISTÂNCIA TRANSVERSAL DO CENTRO DA SOLDA.	42
TABELA 4.2 - TAMANHO DO GRÃO MÉDIO DE DIFERENTES ZONAS DE SOLDAGEM, PARA A CONDIÇÃO 4, FABRICADA POR DS-FSW.	49
TABELA 4.3 - VALORES DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS OBTIDAS COM O ENSAIO DE TRAÇÃO RELATIVA AO MB.	66
TABELA 4.4 - RESULTADOS DOS ENSAIOS DE FADIGA PARA FSW E DS-FSW.	67
TABELA 4.5 - PARÂMETROS A E B E TEMPO MÉDIO PARA FRATURA DE WEIBULL.	69

ÍNDICE DE FIGURAS

FIGURA 2.1 – REPRESENTAÇÃO DO PROCESSO DE SOLDAGEM POR FSW, SEUS COMPONENTES E DEFINIÇÕES [24].....	6
FIGURA 2.2 – ESQUEMA DOS PRINCIPAIS PARÂMETROS DE SOLDAGEM POR FRICÇÃO E MISTURA [28].....	7
FIGURA 2.3 - JANELA OPERACIONAL DE PARÂMETROS DE SOLDAGEM POR FSW [29]. .	8
FIGURA 2.4 - OBSERVAÇÕES POR MICROSCÓPIO ÓTICO DA JUNTA DE AA 2050 SOLDADA POR FSW (A) REGIÃO DA JUNTA SOLDADA, (B) REGIÃO DO METAL DE BASE (MB), (C) ZTA E ZONA DE MISTURA (ADJACENTES AO LADO DE AVANÇO) E (D) ZONA DE MISTURA [38].....	10
FIGURA 2.5 - ZLP NA ZTA MOSTRADO POR MET NA LIGA AA7050 T651 SOLDADAS POR FSW [4].....	12
FIGURA 2.6 - SEÇÃO ISOTÉRMICA DO DIAGRAMA TERNÁRIO DO SISTEMA AL-CU-LI (A) 500°C (B) 350°C [51].	16
FIGURA 2.7 - SEQUÊNCIA DE PRECIPITAÇÃO EM LIGAS COMERCIAIS DE AL-CU-LI SEGUNDA A PROPORÇÃO CU/LI = 3.5 [52].	17
FIGURA 2.8 - MAPEAMENTO DE SAXS DO PRECIPITADO T1. (A) ESPESURA EM Å E (B) FRAÇÃO VOLUMÉTRICA (A.U.). O CONTORNO DA ZONA DE MISTURA DINAMICAMENTE RECRISTALIZADA É MOSTRADO COMO UMA LINHA TRACEJADA. (C) CORRELAÇÃO ENTRE A FRAÇÃO VOLUMÉTRICA DE PRECIPITADOS T1 (PONTOS PRETOS) E A MICRODUREZA (CÍRCULO VERMELHO) AO LONGO DE UMA LINHA DE IDENTIFICAÇÃO, SITUADA NA MEIA ESPESURA DAS CHAPAS [40].....	18
FIGURA 2.9 - CURVAS DSC PARA VÁRIAS AMOSTRAS DE MATERIAL DE BASE AA 2050 E ZM DE DIFERENTES SOLDAS FABRICADAS PARA O ESTADO T-3, COMPARANDO-SE COM OS FENÔMENOS NO ESTADO T8 [53].....	19
FIGURA 2.10 - PROCESSO DE FRICÇÃO E MISTURA POR PASSE DUPLO ESQUEMATICAMENTE (DS-FSW).....	20
FIGURA 3.1 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DA FERRAMENTA DE FSW: A) OMBRO DO PINO VISTO DE BAIXO E B) PINO VISTO DE LADO.	27
FIGURA 3.2 - SISTEMA DE FIXAÇÃO DE CHAPAS PARA O PROCESSO DE FSW.	28
FIGURA 3.3 - CORPOS DE PROVA DE TRAÇÃO E SUAS DIMENSÕES [66].....	33

FIGURA 3.4 - SISTEMA DE RESFRIAMENTO DAS CHAPAS. A) POR JATO DE ÁGUA B) POSICIONAMENTO DOS TERMOPARES PARA O SISTEMA JATO DE ÁGUA C) SUBMERSO EM ÁGUA D) POSIÇÃO DOS TERMOPARES PARA O SISTEMA SUBMERSO EM ÁGUA.....	36
FIGURA 3.5 - POSICIONAMENTO DOS TERMOPARES PARA A MEDIÇÃO DE TEMPERATURA DURANTE O RESFRIAMENTO AO AR.	37
FIGURA 4.1 - VARIAÇÃO DO TORQUE AO LONGO DO PROCESSO DE FSW.	39
FIGURA 4.2 APORTE TÉRMICO (KJ/MM) VERSUS WELD PITCH (MM/REV). NOTA-SE A CORRELAÇÃO INVERSA ENTRE AS DUAS GRANDEZAS	40
FIGURA 4.3 - MACROGRAFIA DAS SOLDA POR FSW PARA AS CONDIÇÕES (A) 1 (500 RPM; 5 MM / S; 0,60 MM / REV) (B) 2 (400 RPM; 5 MM / S; 0,75 MM / REV) (C) 3 (500 RPM; 7 MM / S; 0,84 MM / REV) (D) 4 (500 RPM; 9 MM / S; 1,08 MM / REV).....	44
FIGURA 4.4 - MACROGRAFIA DAS SOLDA POR DS-FSW PARA AS CONDIÇÕES (A) 1 (400 RPM; 4 MM / S; 0,60 MM / REV) (B) 2 (400 RPM; 6 MM / S; 0,90 MM / REV) (C) 3 (500 RPM; 10 MM / S; 1,00 MM / REV) (D) 4 (600 RPM; 10 MM / S; 1,00 MM / REV) (E) 6 (400 RPM; 7 MM / S; 1,05 MM / REV) (F) 5 (700 RPM; 12 MM / S; 1,03 MM / REV). 44	
FIGURA 4.5 - ANÁLISE MICROESTRUTURAL DA CONDIÇÃO 3 (500 RPM; 7 MM / S; 0,84 MM / REV) EM SOLDA POR FSW. (A) MACROGRAFIA; ZTA E ZTMA PARA O PRIMEIRO PASSE EM (B) LR (C) LA; (D) ZM. NOTA-SE O REFINAMENTO NA ZM E MUDANÇA NA ORIENTAÇÃO DOS GRÃOS NA ZTA.	47
FIGURA 4.6 - ANÁLISE MICROESTRUTURAL DA CONDIÇÃO 2 (400 RPM; 6 MM / S; 0,90 MM / REV) EM SOLDA POR DS-FSW (A) MACROGRAFIA; ZTA E ZTMA PARA O PRIMEIRO PASSE EM (B) LR (C) LA; PARA O SEGUNDO PASSE EM (D) LA (E) LR; ZM PARA (F) PRIMEIRO PASSE (G) SEGUNDO PASSE.	48
FIGURA 4.7 - MAPAS DE ORIENTAÇÃO CRISTALOGRÁFICA (A) MB (B) ZM (C) ZTA (D) CONTRASTE DE BANDA PRETO E BRANCO PARA ZTA. EM LINHAS PONTILHADAS ESTÁ O ENFOQUE PARA OS CONTORNOS DE SUB-GRÃOS.	50

FIGURA 4.8 - ESPECTROSCOPIA DE RAIOS X POR DISPERSÃO EM ENERGIA (EDS) DE DIFERENTES ELEMENTOS E EM DIFERENTES REGIÕES DA CONDIÇÃO 4 EM SOLDA POR DS-FSW (A) MN-ZTA (B) FE-ZTA (C) CU-ZTA (D) CU-MB (E) CU-ZM (F) MN-ZM. A FIGURA MOSTRA A UMA VARIAÇÃO NOS TAMANHOS DE PARTÍCULAS DEPENDENDO DA ZONA NA QUAL SE ENCONTRA E TAMBÉM CORRELAÇÃO ENTRE OS ELEMENTOS ANÁLISADOS PARA UM MESMO COMPOSTO INTERMETÁLICO.....	52
FIGURA 4.9 - DEFEITOS VOLUMÉTRICOS (VAZIOS) DEVIDO AO BAIXO APORTE TÉRMICO PARA A CONDIÇÃO 5 (700 RPM; 12 MM / S; 1,03 MM / REV), EM SOLDA POR DS-FSW.	54
FIGURA 4.10 - DEFEITO VOLUMÉTRICO PARA A CONDIÇÃO 1 (500 RPM; 5 MM / S; 0,60 MM / REV) EM SOLDA POR FSW, DEVIDO AO ALTO APORTE TÉRMICO.	55
FIGURA 4.11 - MICROESTRUTURA DA CONDIÇÃO 3 (500 RPM; 7 MM / S; 0,84 MM / REV), DAS SOLDAS FEITAS SOB RESFRIAMENTO (WC-FSW) (A) SUBMERSO EM ÁGUA (B) POR JATO DE ÁGUA (C) FORMAÇÃO DE VAZIOS MACROSCÓPICOS PELA IMAGEM DE MEV NA REGIÃO ESCURA DA ZM, DEVIDO À REDUÇÃO DOS PICOS TÉRMICOS E A REDUÇÃO DO CALOR NECESSÁRIO PARA A REALIZAÇÃO DA SOLDAGEM.	56
FIGURA 4.12 - PERFIL DE MICRODUREZA (A) DA CONDIÇÃO 3 (500 RPM; 7 MM / S; 0,84 MM / REV; FSW) E (B) 4 (600 RPM; 10 MM / S; 1,00 MM / REV; DS-FSW). MOSTRA O PERFIL EM W PARA AS REGIÕES ANALISADAS, COM EXCEÇÃO DA DZM, A ZONA MAIS AFETADA PELO CALOR.....	58
FIGURA 4.13 - PERFIL DE MICRODUREZA PARA DIFERENTES <i>WELD PITCHS</i> NA MEIA ESPESSURA (A) FSW (B) DS-FSW. A FIGURA APRESENTA A RELAÇÃO ENTRE <i>WELD PITCHS</i> E RMDD. QUANDO MENOR O <i>WELD PITCH</i> MAIOR A RMDD.	61
FIGURA 4.14 - PERFIS DE MICRODUREZA COMPARANDO-SE DIFERENTES FORMAS DE RESFRIAMENTO, PARA A CONDIÇÃO 3 DE FSW. NOTA-SE A REDUÇÃO DA RMDD PARA SOLDAGENS QUE UTILIZARAM-SE DO RESFRIAMENTO EXTERNO.	63
FIGURA 4.15 - PROPRIEDADES MECÂNICAS OBTIDAS ATRAVÉS DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO PARA CADA <i>WELD PITCH</i>	64
FIGURA 4.16 - DISTRIBUIÇÃO DE WEIBULL PARA DIFERENTES NÍVEIS DE TENSÃO, PARA FSW E DS-FSW.....	69

FIGURA 4.17 - CURVA S-N PARA AS JUNTAS DE AA 2050-T8 SOLDADAS POR FSW E DS-FSW, MOSTRANDO A QUANTIDADE DE CICLOS NECESSÁRIOS PARA A FRATURA DEPENDENDO DO NÍVEL DE TENSÃO MÉDIO APLICADO.....	70
FIGURA 4.18 - CORPOS DE PROVA PÓS-ENSAIO DE TRAÇÃO PARA FSW DAS CONDIÇÕES (A) CONDIÇÃO DENTRO DA JANELA OPERACIONAL (NÃO APRESENTADA NO TRABALHO) (B) 2 (400 RPM; 5 MM / S; 0,75 MM / REV) (C) 3 (500 RPM; 7 MM / S; 0,84 MM / REV) (D) 4 (500 RPM; 9 MM / S; 1,08 MM / REV) (E) 1 (500 RPM; 5 MM / S; 0,60 MM / REV). À ESQUERDA É MOSTRADO A VISÃO SUPERIOR; À DIREITA, A VISÃO LATERAL DO CORPO.	72
FIGURA 4.19 - PROPAGAÇÃO DOS CAMINHOS DE FRATURA PARA FSW (A) CONDIÇÃO 3 (500 RPM; 7 MM / S; 0,84 MM / REV)) E (B) CONDIÇÃO 4 (500 RPM; 9 MM / S; 1,08 MM / REV)).	74
FIGURA 4.20 - CORPOS DE PROVA PÓS-ENSAIO DE TRAÇÃO PARA DS-FSW DAS CONDIÇÕES (A) 1 (400 RPM; 4 MM / S; 0,60 MM / REV) (B) 2 (400 RPM; 6 MM / S; 0,90 MM / REV) (C) 3 (500 RPM; 10 MM / S; 1,00 MM / REV) (D) 4 (600 RPM; 10 MM / S; 1,00 MM / REV) (E) 6 (400 RPM; 7 MM / S; 1,05 MM / REV). À ESQUERDA É MOSTRADO O 2º PASSE (B), NA VISTA SUPERIOR; À DIREITA, A VISÃO LATERAL DO CORPO, NO QUAL O 1º PASSE (A) ESTÁ ACIMA E O 2º PASSE (B) ESTÁ ABAIXO....	75
FIGURA 4.21 - CAMINHO DE FRATURA PARA DS-FSW (A) CONDIÇÃO 4 (600 RPM; 10 MM / S; 1,00 MM / REV) E (B) CONDIÇÃO 6 (400 RPM; 7 MM / S; 1,05 MM / REV).....	76
FIGURA 4.22 - FRACTOGRAFIA DA CONDIÇÃO 3 (500 RPM; 7 MM / S; 0,84 MM / REV) DE FSW, PÓS-ENSAIO DE TRAÇÃO. NOTA-SE DOIS TIPOS DE ALVÉOLOS: UM ESFÉRICO, QUE ACELERA A FRATURA E OUTRO MAIS LONGADO, ONDE SE INICIA A FRATURA.	77

SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

ASM *American Society for Metals*

ASTM *American Society for Testing and Materials*

DS-FSW Soldagem por Fricção e Mistura em Duplo Passe

DZM Dupla zona de mistura (*Double nugget zone*)

EDS *Energy dispersive x-ray detector*

EBSSD *Electron backscatter diffraction*

FSW Soldagem por Fricção e Mistura

GKSS *Gesellschaft für Kernenergieverwertung in Schiffbau und Schifffahrt*

HZG *Helmholtz-Zentrum Geesthacht*

LA (AS) Lado de avanço

LBW *Laser Beam Welding*

LR (RS) Lado de retrocesso

MB Metal de base

MEV Microscópio eletrônico de varredura

MO Microscópio ótico

PIR Penetração incompleta na raiz

RMDD Região com menor distribuição de dureza

US Limite de resistência à tração

VMD Valor mínimo de dureza

YS Tensão de escoamento

WC-FSW Soldagem por resfriamento de jato de água (*Water Cooling Friction Stir Welding*)

ZM (NZ) Zona de mistura

ZTA (TAZ) Zona térmicamente afetada

ZTMA (TMAZ) Zona termo-mecanicamente afetada

1. INTRODUÇÃO

1.1 Motivação

Ligas de alumínio de alto desempenho e baixo peso têm sido fortemente demandadas, em um cenário de constante preocupação com a segurança em aeronaves e com o meio ambiente. As ligas de Al-Li de terceira geração, termicamente tratáveis, se enquadram neste contexto, e podem ser de interesse da indústria aeronáutica em aplicações para componentes internos, substituindo as ligas aeronáuticas convencionais de alumínio.

Tal substituição é capaz de aumentar a rigidez da estrutura em 15-20% e, ao mesmo tempo, reduzir o peso em 10-15% [1]. A redução de peso está vinculada com o uso de estruturas soldadas em substituição aos processamentos mecânicos de união em estruturas metálicas, como a aplicação de rebites e de selantes.

A liga de alumínio-cobre-lítio AA 2050 foi projetada para melhorar a resistência, a dureza e o módulo de elasticidade e à resistência à propagação de trincas por fadiga; além de apresentarem menor densidade e excelente resistência à corrosão sob tensão em comparação às ligas convencionais sem a adição de lítio.

Contudo, as dificuldades de se efetuar soldagem em ligas de alumínio das séries 2XXX e 7XXX para aplicações aeronáuticas, vêm inibindo seu amplo uso em estruturas soldadas. Essas ligas de alumínio são, em geral, classificadas como *não soldáveis* quando utilizados processos de soldagem por fusão, como o processo de fusão a arco, em virtude da formação de uma microestrutura dendrítica típica de solidificação, porosidade, segundas fases e de trincas a frio e a quente [2]. Esses defeitos levam a perdas significantes nas propriedades mecânicas de resistência à tração, à flexão, à fadiga e à fratura em relação ao metal de base [3–5].

Neste cenário, as técnicas convencionais de soldagem por fusão têm sido substituídas por processos alternativos como: a soldagem a laser (LBW) e a soldagem por fricção e mistura (FSW) [6,7]. FSW é uma técnica de soldagem no estado sólido. Devido ao baixo aporte térmico, não ocorre fusão nem solidificação no material, assim permanecendo com baixa tensão residual, sem a formação de vazios, distorções ou quaisquer outros defeitos comuns aos processos de soldagem por fusão. Portanto, uma grande quantidade de materiais anteriormente considerados difíceis de serem unidos podem ser soldados de forma confiável, obtendo-se resultados relativamente satisfatórios com relação às propriedades mecânicas [4,8,9].

O presente trabalho visou desenvolver e caracterizar soldagens em altas velocidades de soldagem por FSW para liga AA 2050-T84 avaliadas em termos de propriedades mecânicas locais e globais, afim de se ter uma economia de material para o uso de ligas de alumínio em grande escala, utilizando-se o método por passe único e por duplo passe.

1.2 Objetivos

Refinar o conhecimento referente ao processo de soldagem por FSW aplicado em juntas de topo por passe único (FSW) e FSW por duplo passe (DS-FSW) em alta velocidade para aplicações aeronáuticas de ligas similares de alumínio 2050-T84, para chapas de 12,6 mm:

- Utilizar velocidades de soldagem superiores a 5 mm/s (300mm/min), dentro da janela nominal de parâmetros aplicáveis na indústria aeronáutica;
- Atingir 80% da ductilidade, limite de escoamento, resistência à tração, microdureza (HV) e resistência à fadiga da junta soldada em relação ao metal de base;

Objetivos secundários:

- Relacionar os resultados dos ensaios mecânicos de microdureza, de tração e de fadiga das juntas soldadas com as combinações dos parâmetros de soldagem utilizados e suas microestruturas finais;
- Avaliar e relacionar a combinação dos parâmetros de processamento com o modo de fratura resultante dos ensaios de tração;
- Comparar o desempenho dos dois processos (FSW e DS-FSW);
- Realizar e analisar o processamento de FSW com o auxílio de resfriamento externo por spray de água (WC-FSW) e por soldagem submersa em água. Comparar os resultados com os obtidos sem resfriamento;

2. REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Soldagem por fricção e mistura (FSW)

Soldagem por Fricção e Mistura (FSW) é uma técnica de soldagem no estado sólido a temperaturas de trabalho abaixo do ponto de fusão do material (aproximadamente 80% da temperatura de fusão). A tecnologia foi desenvolvida pelo instituto The Welding Institute (*TWI*) localizado no Reino Unido em 1991 e foi inicialmente aplicada a ligas de alumínio. O processo pode ser usado para produzir juntas similares e dissimilares em diferentes classes de materiais, tais como alumínio, magnésio e aço [4,10].

FSW produz uma microestrutura refinada com boas propriedades mecânicas. É considerada uma tecnologia verde por causa de sua eficiência energética e por ser ambientalmente amigável. FSW consome consideravelmente menores quantidades de energia, não utiliza gases de proteção, não produz poluentes associados à soldagem por fusão, não precisa de metais de adição e demonstra menores níveis de distorções dimensionais e de tensões residuais em juntas soldadas [4,8]. Por ser um processo automático, FSW apresenta uma maior confiabilidade quanto à reprodutibilidade e qualidade nas juntas soldadas [11].

O processo de FSW consiste no uso de uma ferramenta constituída por um ombro e um pino não consumíveis. A ferramenta é forçada para baixo e penetra na linha dos materiais a serem unidos. A ferramenta serve para produzir calor na peça de trabalho e misturar o material, de forma a produzir a junta soldada [4]. Durante o processamento, o material é submetido a severas deformações plásticas e à elevadas temperaturas. O calor produzido por atrito fornece um aumento de temperatura suficiente para que o material seja deformado plasticamente, provocando o amolecimento sem que o ponto de fusão seja atingido, permitindo que a ferramenta translade pelo cordão de solda. Em contato direto com a ferramenta, os materiais a serem unidos são forjados, extrudados e misturados, formando uma forte união entre as duas partes [12–17].

O ombro é o principal responsável pela geração de calor por atrito e, por impedir a formação de rebarba durante a soldagem. Fornece confinamento para o volume de material aquecido em conjunto com um sistema de fixação externo e com a barra de apoio (*backing bar*). A partir desse confinamento, um fluxo de material plastificado é formado em torno da ferramenta e preenche a cavidade formada, após a passagem da ferramenta ao longo do cordão de solda [4,18,19]. O material plastificado é extrudado a partir do lado de avanço (LA) e transferido para o lado de recuo (LR), formando um fluxo de material enquanto está constantemente se movendo ao longo em direção ao lado de avanço do cordão de solda [8,16,20–22]. A diferença entre os fluxos de materiais dos diferentes lados resulta usualmente em microestruturas diferentes na seção transversal. Por conseguinte, a solda produzida é assimétrica quanto à microestrutura e às propriedades [14,23]. A representação deste processo de soldagem por FSW é mostrado na Figura 2.1.

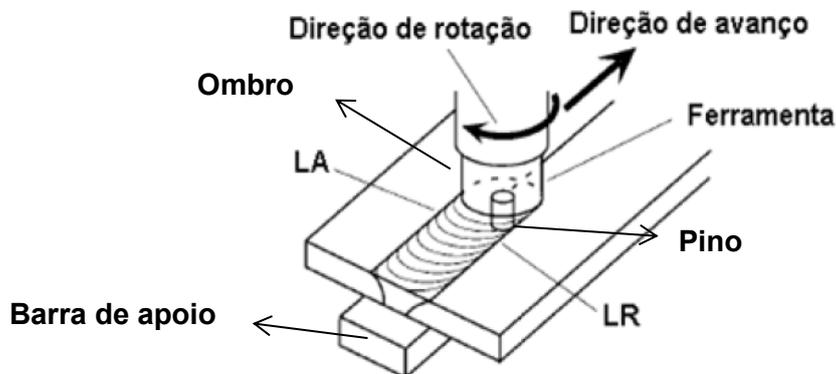


Figura 2.1 – Representação do processo de soldagem por FSW, seus componentes e definições [24].

Figura 2.2 indica esquematicamente os principais parâmetros de soldagem do processo FSW. Os principais parâmetros que controlam a qualidade de solda, o movimento de material dentro desta, a microestrutura e as propriedades finais do material consolidado são a velocidade de rotação da ferramenta e a velocidade de soldagem (velocidade da ferramenta ao longo do cordão de solda). Outros fatores também importantes são: a geometria da ferramenta, responsável pelo correto fluxo de material ao redor da ferramenta e do cordão de solda; a força axial, controlando a profundidade de penetração e garantindo a mistura ao longo de toda a espessura do cordão de solda; e o ângulo de inclinação da ferramenta em relação ao seu eixo longitudinal [2,25–28].

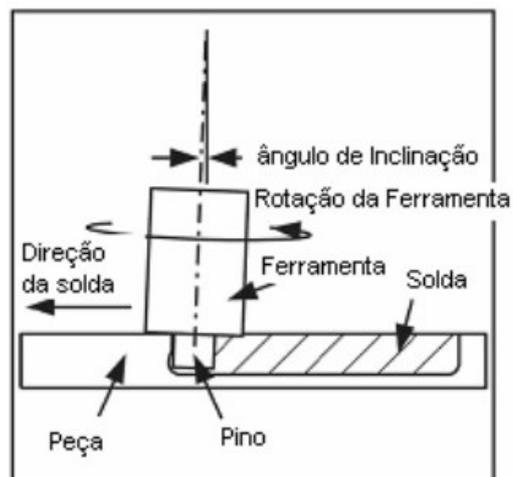


Figura 2.2 – Esquema dos principais parâmetros de soldagem por fricção e mistura [28].

Uma janela operacional de parâmetros de soldagem por FSW foi estudada e desenvolvida, para a obtenção de uma qualidade microestrutural e dimensional aceitável na junta soldada (Figura 2.3). Nesta janela são relacionadas a velocidade de soldagem e a velocidade de rotação da ferramenta, fixando-se o valor da força axial. Os parâmetros operacionais nominais dependem do material a ser soldado e do critério específico adotado para a avaliação da qualidade da solda [29].

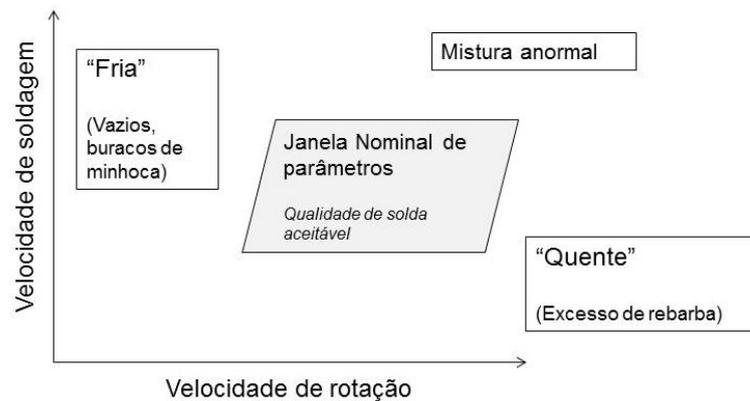


Figura 2.3 - Janela operacional de parâmetros de soldagem por FSW [29].

Os defeitos relacionados ao fluxo de material que se formam fora da janela operacional são: à esquerda, o lado frio é a área de combinação de parâmetros em que os defeitos volumétricos são formados. Esta área é caracterizada por velocidades de rotação menores e por velocidades de soldagem maiores do que a janela operacional de parâmetros. Por outro lado, à direita da janela operacional, o lado quente é a área de combinação de parâmetros em que ocorre a geração excessiva de rebarba em virtude da maior plastificação de material da solda, causando a formação de vazios. Esta região é caracterizada por maiores velocidades de rotação e por velocidades de soldagem menores do que a janela nominal de parâmetros [29].

Diversos estudos relataram as causas dos diferentes tipos de defeitos em soldagem por FSW. A Tabela 2.1 traz um resumo dos principais defeitos decorrentes da soldagem por FSW, os quais podem ser classificados como defeitos geométricos e metalúrgicos [15]. Caetano et al [30] determinaram em seu estudo uma combinação otimizada entre força axial e velocidade de rotação para a liga de aço AISI 410S, que previne a formação de defeitos para determinadas combinações de parâmetros de soldagem, a qual garante a aplicação de pressão de forjamento suficiente. Dessa forma, os defeitos geométricos podem ser suplantados pela aplicação da força axial mais adequada.

Tabela 2.1 - Defeitos que podem estar presentes em soldas por FSW e suas causas [15].

Tipos de defeitos	Localização	Causas
Vazios	Lado de avanço na borda da zona de mistura	1. Redução da pressão de forjamento 2. Velocidade de soldagem muito alta 3. Fixação inadequada das chapas
Vazios	Abaixo da superfície superior	Velocidade de soldagem muito alta
Penetração incompleta na raiz (PIR)	Zona de mistura, estendendo-se da raiz da solda até o local original de junta das chapas	1. Pino muito curto 2. Profundidade de penetração incorreta da ferramenta

No presente trabalho, o critério adotado para se verificar a qualidade da junta soldada foi a ausência de defeitos, observados pelo ensaio de dobramento e pelas análises microestruturais utilizando avaliações visuais e microscopia ótica. O ensaio de dobramento é útil para serem detectados defeitos na raiz da solda, como a presença de penetração incompleta na raiz (PIR).

2.2 Microestrutura de ligas de alumínio processadas por FSW

A morfologia típica da seção transversal da junta soldada por FSW consiste no metal de base inalterado (MB), uma zona termicamente afetada (ZTA), uma zona termo mecanicamente afetada (ZTMA) e uma região recristalizada dinamicamente, a zona de mistura (ZM). A Figura 2.4 mostra essas regiões em uma liga AA2050 soldada por FSW, utilizando microscopia ótica e ataque químico pelo reagente Keller.

Segundo alguns autores estas regiões sofrem diferentes solicitações térmicas e mecânicas. Mahoney et al. [31] definem ZTA como a região que sofre ciclos térmicos acima 250°C e inferiores a 350°C, sem solicitação mecânica. Na ZTMA a temperatura de pico foi avaliada na faixa de 350-450°C, que são temperaturas suficientes para alguns tipos de precipitados se dissolverem na matriz, em ligas de alumínio endurecíveis por precipitação [32–37] e a zona de mistura (ZM) sofre deformações plásticas severas e calor elevado, que introduzem temperaturas de pico na faixa de 400-540°C [36,37].

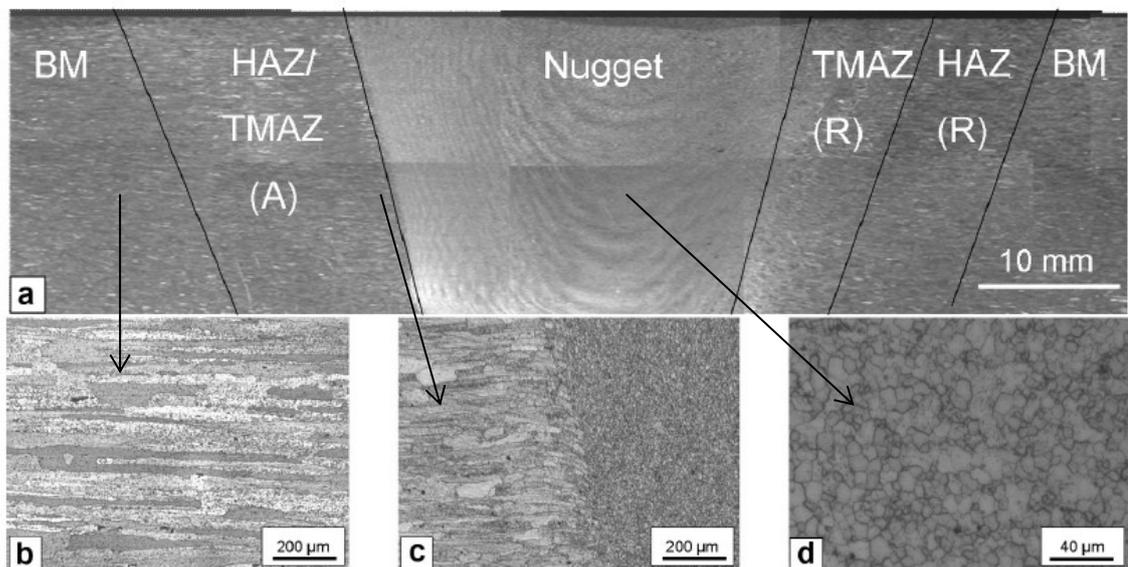


Figura 2.4 - Observações por microscópio óptico da junta de AA 2050 soldada por FSW (a) Região da junta soldada, (b) região do metal de base (MB), (c) ZTA e zona de mistura (adjacentes ao lado de avanço) e (d) Zona de mistura [38].

2.3 Zona de mistura (ZM)

A zona de mistura (em inglês: *nugget zone*) fica entre as zonas termo mecanicamente afetadas pelo calor e sua largura é semelhante ao diâmetro máximo do pino utilizado no processamento. É caracterizada por uma baixa densidade de discordâncias [2] e pela ausência de precipitados endurecedores primários [35]. Esta região é conhecida pela presença de grãos refinados, equiaxiais e recristalizados dinamicamente [2,4,12,20,21,22,31,38–41] e, aproximadamente, 80% de sua área é formada por contornos de alto ângulo [42,43].

Em ligas de alumínio de alta resistência, a ZM pode ter a estabilidade da estrutura do grão altamente influenciada pelo efeito de ancoragem dos contornos de grãos causado pela presença de segundas fases solúveis e insolúveis [31]. As variações nas deformações do grão são dependentes da variação local da deformação, da taxa de deformação, da geometria da ferramenta e da temperatura da região [43].

2.4 Zona termo mecanicamente afetada (ZTMA)

ZTMA é a zona de transição entre a zona de mistura e a zona afetada pelo calor, que é uma particularidade dos processos FSW. A zona é resultado das solicitações térmicas e mecânicas concomitantemente, resultando em grãos muito deformados em relação aos grãos do metal original e com uma orientação divergente. Apesar de a ZTMA ser submetida à deformação plástica, a recristalização não acontece, pois a tensão de deformação aplicada nessa região é baixa, para gerar a energia necessária para recristalização [4,19].

2.5 Zona termicamente afetada (ZTA)

A zona termicamente afetada é a região na qual o material é submetido apenas a ciclos térmicos (picos usualmente na faixa de 350-450°C) e não há qualquer solicitação mecânica. Durante o ciclo térmico nessa região há a formação e ampliação da zona livre de precipitados (ZLP) e um grande crescimento dos precipitados, próximos aos contornos de grão, observados após a soldagem por FSW da liga AA7050-T651 [20,31,44]. A Figura 2.5 mostra a região ZLP na ZTA após análise em microscópio eletrônico de transmissão (MET) na liga AA7050 T651 soldadas por FSW [4].

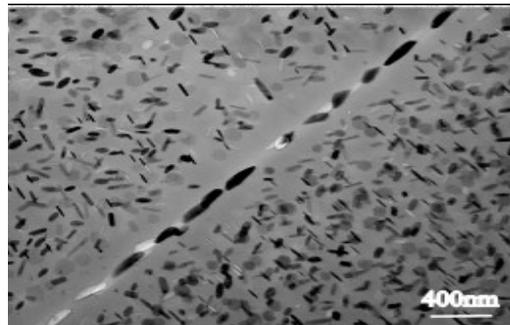


Figura 2.5 - ZLP na ZTA mostrado por MET na liga AA7050 T651 soldadas por FSW [4].

A ZLP é considerada uma região frágil e suscetível à propagação de fissuras, em virtude da tendência a originar concentradores de tensão, na qual não há precipitados que ancoram facilmente o deslizamento e o movimento de discordâncias [4]. A ZLP em colaboração com a redução na fração volumétrica e com o crescimento das partículas de precipitado δ' , contribuem para a redução da resistência mecânica nas ligas de Al-Li, ao serem envelhecidas acima de 200°C [45].

2.6 Ligas de alumínio endurecíveis por precipitação

A resistência mecânica aprimorada das ligas de alumínio endurecíveis por precipitação é resultado da precipitação de segundas fases, via envelhecimento natural ou artificial. Ao ser submetido a uma determinada faixa de temperatura, o material sofre um ciclo de recozimento, que causa crescimento e dissolução de precipitados na ZTA. Normalmente é a zona que sofre a maior perda de resistência mecânica resultante do fenômeno de super-envelhecimento [26,46,47]. Os processos de nucleação, crescimento e engrossamento dos precipitados endurecedores são funções do pico de temperatura atingido durante o processo de soldagem, o qual, por sua vez, é uma função em relação à distância da linha central da zona de mistura. Usualmente, as ligas de alumínio exibem perdas nos valores de limite de escoamento e limite de resistência à tração em 30 a 60 % [47].

O refino dos grãos dinamicamente recristalizados na zona de mistura é o principal fator responsável pelo endurecimento das juntas soldadas [48,49]. No entanto, esse refino de grão não consegue recuperar os efeitos causados pelos ciclos térmicos. Esses efeitos são reportados em muitos trabalhos apresentados na revisão realizada por Çam e Mistikoglu [26].

Os efeitos de processamento causados nessas ligas podem ser amenizados por meio da utilização das combinações otimizadas dos parâmetros do processamento. Maiores velocidades de soldagem a constantes velocidades de rotação ou menores velocidades de rotação a velocidades de soldagem constantes tendem a reduzir a faixa de temperatura aplicada ao material, pois há menor trabalho de fricção rotacional por comprimento de solda (maiores *weld pitches*) [46]. *Weld pitch* é um critério usado para se relacionar os parâmetros do processamento; é o quociente entre velocidade de soldagem e velocidade de rotação.

2.7 Ligas de alumínio-lítio

O lítio é um elemento que ao ser adicionado às ligas de alumínio reduz a densidade (~3% para cada porcentagem em peso) e aumenta o módulo elástico da liga (~6% para cada porcentagem em peso). O endurecimento das ligas Al-Li é proveniente da precipitação da fase metaestável δ' (Al_3Li , rede L12). As fases presentes nas ligas de alumínio podem ser classificadas em 3 grupos: partículas intermetálicas, dispersóides e precipitados.

A baixa ductilidade e tenacidade à fratura foram atribuídas à presença de Li nas ligas Al-Li, mas também foram associadas a outros elementos de liga considerados impurezas como o Na e o K, que se segregam nos contornos de grão. As fases intermetálicas sequestram solutos como o Cu, que é responsável pelo aumento na resistência mecânicas das ligas. O mesmo efeito é resultado de três principais eventos: a formação de compostos intermetálico grosseiro contendo Fe e Si durante a solidificação; deformações localizadas, que cisalham facilmente a fase metaestável δ' ; e a presença de zonas livres de precipitados δ' (ZLPs), próximas aos contornos de grão e próximas aos precipitados grosseiros [50].

As partículas de dispersóides se formam durante a homogeneização com tamanho entre 0.05-0.5 μm . Contém normalmente Mn-, Zr- ou Cr- em partículas como $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$, Al_3Zr e $\text{Al}_{12}\text{Mg}_2\text{Cr}$. As mesmas têm forte influência no crescimento de grão, tamanho de grão e retardam a recristalização [45].

Para minimizar os problemas intrínsecos às ligas Al-Li se adicionam elementos de ligas como Cu, Mg, Zr, Ag, etc, para introduzir novas fases e mudanças nas características de nucleação de δ' . As características das segundas fases tais como a estrutura, o tamanho, a distribuição e as propriedades da interface com a matriz são influenciadas pela composição e pelo tratamento térmico recebido. O controle microestrutural das segundas fases tem um efeito direto nas propriedades mecânicas [45].

2.8 Ligas de alumínio-cobre-lítio

A adição de cobre em ligas de Al-Li faz com que ocorra um decréscimo da solubilidade máxima de Li em solução sólida de Al, em todas as temperaturas, assim como decresce a facilidade de precipitação das zonas Guinier–Preston (G. P.) Θ (Al_2Cu). A precipitação é uma função da proporção de Li / Cu [20]. Dessa forma, o Cu participa do aumento da resistência mecânica da liga em solução sólida e do aumento da fração volumétrica do precipitado δ' .

Os precipitados formados em condições de equilíbrio são Θ (Al_2Cu , tetragonal), δ (AlLi , cúbica $\text{Fd}\bar{3}\text{m}$), T1 (Al_2CuLi , hexagonal), T2 (Al_6CuLi , icosaédrico) e TB ($\text{Al}_{7,5}\text{Cu}_4\text{Li}$, cúbica), que é a fase metaestável Θ' formada pela reposição dos átomos de Al pelo de Li. Estão presentes nessas ligas todas as fases metaestáveis δ' , Θ' , Θ'' . As fases endurecedoras são δ' , Θ e T1 [45]. É mostrado na Figura 2.6 - Seção isotérmica do diagrama ternário do sistema Al-Cu-Li (A) 500°C (B) 350°C [51]. Figura 2.6 e a Tabela 2.2 mostra as características e a estequiometria dos precipitados presentes em ligas de Al-Li-Cu.

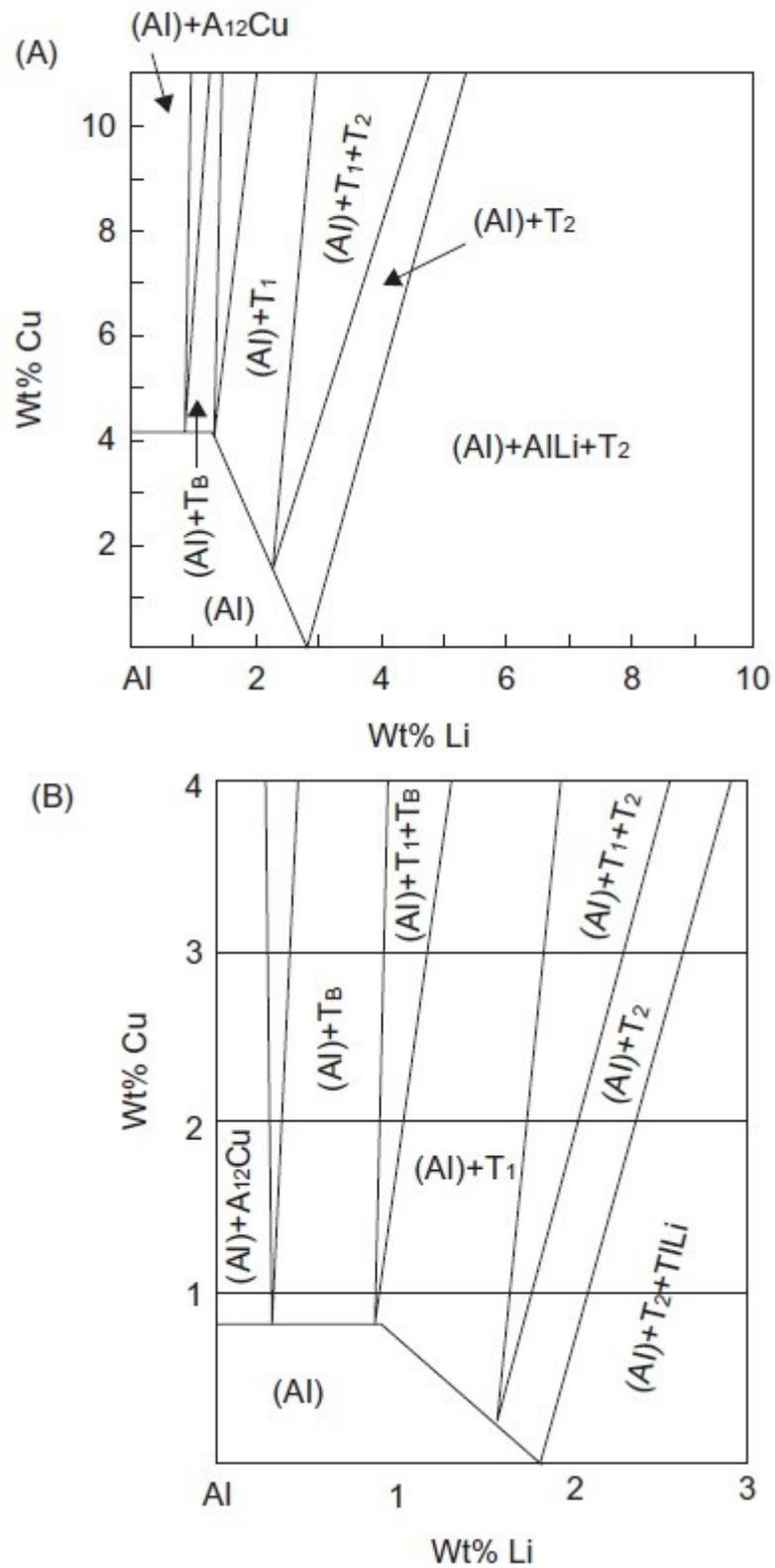


Figura 2.6 - Seção isotérmica do diagrama ternário do sistema Al-Cu-Li (A) 500°C (B) 350°C [51].

Tabela 2.2 - Estequiometria e características dos precipitados em ligas AL-Cu-Li [20].

Símbolo	Estequiometria	Considerações
δ	AlLi	Fases em equilíbrio, nucleação heterogênea, principalmente nos contornos de grão.
δ'	Al ₃ Li	Fases metaestáveis e coerentes com baixa incompatibilidade com a matriz. Principal fase endurecedora em ligas Al-Li e ligas Al-Cu-Li envelhecidas naturalmente.
θ	Al ₂ Cu	Fases incoerentes em equilíbrio.
θ'	Al ₂ Cu	Nucleação semi-coerente a partir das discordâncias, em forma de placas.
θ''	Al ₂ Cu	Fases coerentes.
T1	Al ₂ LiCu	Formação de placas finas nos planos {111}.
T2	Al ₅ Li ₂ Cu Al ₆ Li ₃ Cu	Fase de equilíbrio, precipitação preferencial nos contornos de grão após longos períodos de envelhecimento e a altas temperaturas.
TB	Al _{7,5} LiCu ₄	Fase de equilíbrio, precipitação preferencial na matriz e em contornos de grão, após longos períodos de envelhecimento e a altas temperaturas.
β	Al ₃ Zr	Dispersóides

Os precipitados T1 são difíceis de nuclear. Porém, as discordâncias agem como locais preferenciais de nucleação para a precipitação [39]. Portanto, ligas Al-Li-Cu são geralmente usadas em condições de têmpera T8 (realizado previamente um trabalho a frio). Os precipitados são formados a partir de uma solução sólida supersaturada, seguindo sequência de formação mostrada na Figura 2.7, para a proporção Cu/Li = 3.5 (AA2050-T8).

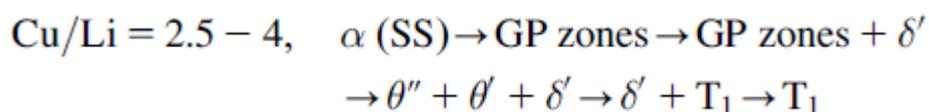


Figura 2.7 - Sequência de precipitação em ligas comerciais de Al-Cu-Li segunda a proporção Cu/Li = 3.5 [52].

O precipitado T1 é considerado o agente mais influente no aumento da resistência mecânica da liga AA2050. Foi apresentado por Geuser et al [40] o mapeamento de SAXS (espalhamento de raio-X em baixo ângulo) dos precipitados T1 em ligas 2050 Al-Li-Cu (Figura 2.8) (a) e (b)), no estado T8, pelo qual se observou a dissolução de todos os precipitados T1, na zona de mistura. Fora dessa região, os precipitados foram grosseiros e parcialmente dissolvidos, representando valores de microdureza menores e sendo, possivelmente, a região na qual fratura pode ser nucleada. A relação entre a fração volumétrica de T1 e os valores de microdureza é estritamente próxima (Figura 2.8(c)). Além disso, pequenos aglomerados e / ou zonas G.P. foram formados à temperatura ambiente, no cordão de soldagem, após o processamento.

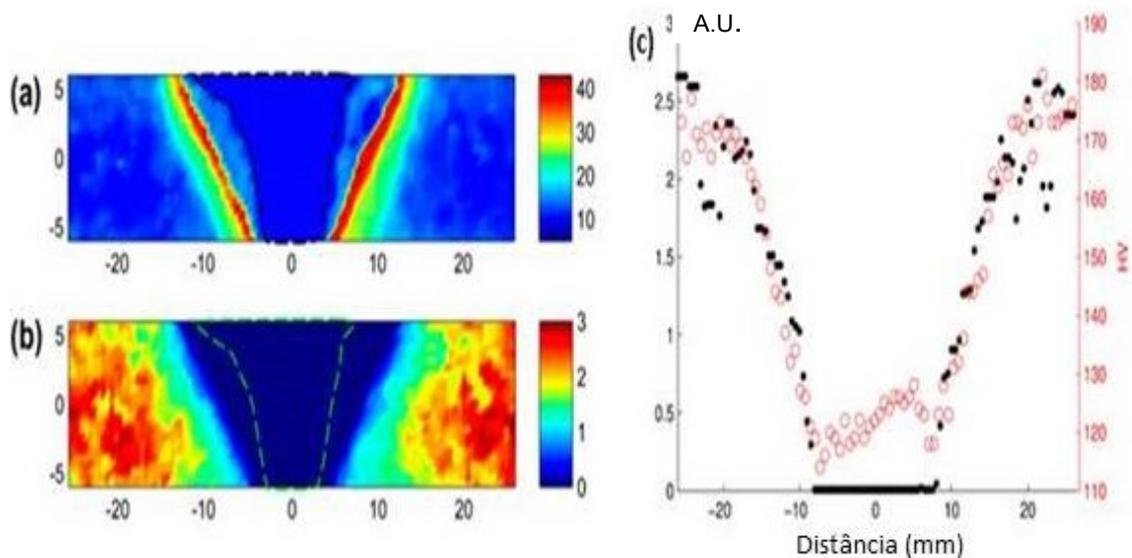


Figura 2.8 - Mapeamento de SAXS do precipitado T1. (a) Espessura em Å e (b) fração volumétrica (A.U.). O contorno da zona de mistura dinamicamente recristalizada é mostrado como uma linha tracejada. (c) correlação entre a fração volumétrica de precipitados T1 (pontos pretos) e a microdureza (círculo

vermelho) ao longo de uma linha de indentação, situada na meia espessura das chapas [40].

A Figura 2.9 feita por Sidhar et al. [53] apresenta as curvas DSC para várias amostras de diferentes soldas fabricadas para o estado T3, cujo material de base AA 2050, comparando-as com uma amostra do MB no estado T8. Observa-se na faixa entre 240 e 310 °C o pico exotérmico A representando a precipitação do precipitado T1 (Al_2CuLi), ausente para o estado inicial T8 por já ter sido envelhecida previamente, mas presente para estado T3. O evento exotérmico B em torno de 275°C é por conta do coalescimento dos precipitados T1, aumentando sua espessura média dos precipitados pré-existentes. O pico endotérmico C entre 370 e 460 °C representa a dissolução de precipitados, muito similar para ambos os materiais e as soldas.

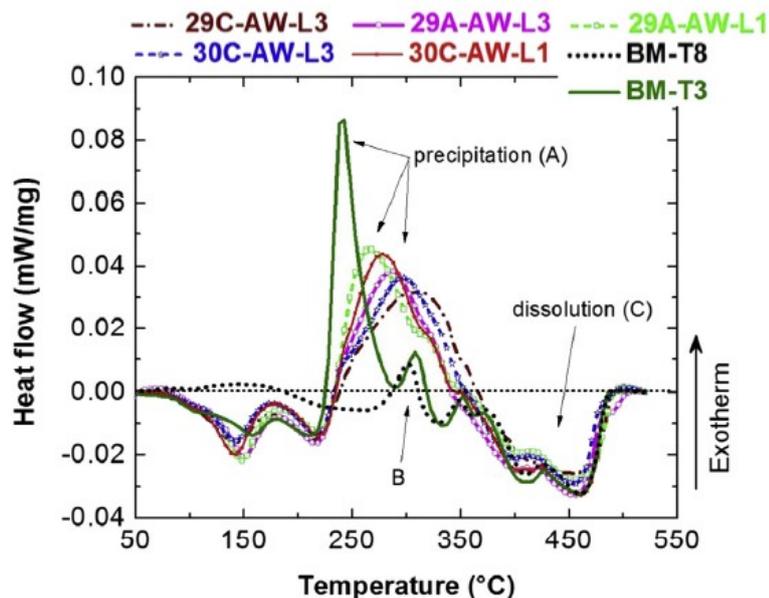


Figura 2.9 - Curvas DSC para várias amostras de material de base AA 2050 e ZM de diferentes soldas fabricadas para o estado T-3, comparando-se com os fenômenos no estado T8 [53].

2.9 Soldagem por fricção e mistura em duplo passe (DS-FSW)

Em FSW passe duplo (DS-FSW), há a passagem da ferramenta em ambas as superfícies das chapas. O primeiro passe solda metade da espessura das chapas; o segundo passe, a outra metade, após as chapas pré-soldadas serem rotacionadas a 180° em torno do cordão de solda (Figura 2.10).

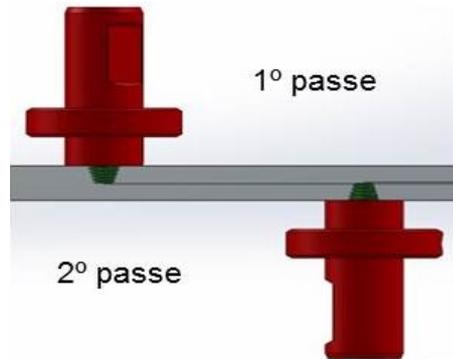


Figura 2.10 - Processo de fricção e mistura por passe duplo esquematicamente (DS-FSW).

O processo de FSW induz altos níveis de tensões localizadas que levam a não uniformidades na precipitação e no tamanho de grão da zona de mistura, atribuídos à falta de homogeneidade da temperatura. No processamento por DS-FSW, as temperaturas de pico são mais baixas, pois a quantidade de material friccionado pela ferramenta e logo o ciclo térmico são menores comparados aos do processamento por passe único, abrindo a possibilidade de se reduzirem as distorções nas chapas e as alterações microestruturais nas regiões afetadas pelo calor em relação ao processo por passe único [21].

Partindo desta premissa, em ligas de alumínio endurecíveis por precipitação processadas por DS-FSW, em teoria, conservar-se-iam mais efetivamente as propriedades mecânicas, tais como dureza, módulo de elasticidade, ductilidade, limite de escoamento e resistência à tração, mantendo-se os valores mais próximos dos do MB, como relatado em diversos estudos [21,54,55]. No entanto, foram verificadas melhores resistências à tração e valores de microdureza para FSW em passe único comparado ao DS-FSW para a liga AA 6061, no trabalho de Othman et al. [56]. A teoria do aprimoramento dessas propriedades por se soldar FSW em duplo passe não é garantia de vantagem frente ao FSW por passe único.

O comprimento do pino na ferramenta é de grande relevância para esse processamento. Hejazi e Mirsalehi [57] estudaram a influência de juntas de topo para a liga AA 6061, variando-se o comprimento do pino. Concluíram que para um maior comprimento do pino, o calor gerado é maior e da mesma forma será o tamanho de grão na zona de mistura. Pelo comprimento de 65% da espessura das chapas foi obtido o melhor limite de resistência à tração (226.6 MPa): 41% maior que por passe único e próximo ao dobro da resistência para 50% do comprimento do pino (120 MPa), causada por uma pior consolidação da solda entre os dois passes na dupla zona de mistura (DZM). Uma importante verificação foi o fato da fratura se iniciar na ZTMA e o local de nucleação se mover progressivamente para a zona de mistura, para comprimentos do pino maiores ou iguais a 65% da espessura das chapas.

A sobreposição entre passes na zona de mistura forma uma região que sofre duas vezes o ciclo térmico, e foi nomeada dupla zona de mistura (DZM). Muzvidziwa et al [58] realizaram ensaios de fadiga com entalhes nas diferentes regiões da seção transversal das soldas da liga AA6063-T5. Na DZM houve uma maior taxa de propagação de trincas por fadiga, em virtude do refinamento microestrutural causado pelo segundo passe ter sido mais acentuado do que o causado pelo primeiro passe. O efeito do refinamento do tamanho de grão foi o predominante na propagação de trincas por fadiga. O efeito do segundo passe provou ser mínimo para as outras regiões afetadas pelo calor.

A direção de soldagem do segundo passe pode ser igual ou diferente ao do primeiro passe. Para mesmas direções de soldagem dos passes, obtém-se uma configuração cruzada: o lado de avanço do primeiro passe é o lado de retrocesso do segundo. Para direções diferentes, o contrário é obtido. Kumar et al [12] observaram que, para a liga AA 1100-H14, passes em mesma direção são melhores quanto à resistência à tração, por deixarem os lados de avanço, que são mais frágeis, em localizações opostas, ou seja, na configuração cruzada. No entanto, a dureza não foi afetada pela configuração dos lados.

2.10 FSW com resfriamento de água (WC-FSW)

O resfriamento das chapas soldadas por FSW reduz o valor da temperatura de pico e a sua duração em todas as regiões, uma vez que a perda (condução) de calor é muito mais rápida pela água do que de pelo ar. Esta técnica tem como objetivo reduzir a dissolução e o crescimento de precipitados; e aumentar a taxa de resfriamento, em busca de um refinamento de grão superior ao resfriamento ao ar nas zonas afetadas pelo calor. Como consequência houve uma melhoria nas propriedades de tração [35,59–62].

Xue et al [61] concluíram que, para eliminar ou reduzir consideravelmente o efeito dos ciclos térmicos na ZTA, é necessária uma redução da temperatura de pico para se obter juntas com resistência mecânica semelhante à do MB. Estes autores notaram uma diminuição significativa na temperatura de pico, assim como a diminuição da permanência nas temperaturas mais elevadas na ZTA, após a aplicação de um resfriamento por fluxo de água.

Xu et al [34] estudaram a melhoria na resistência mecânica e na ductilidade em chapas com 20 mm de espessura da liga AA2219-T62 (endurecível por precipitação), por resfriamento rápido via jato de água. Verificou-se que a resistência mecânica de ZTA foi maior para soldas resfriadas, em virtude das diferenças entre as recuperações dinâmicas causadas por variações no tamanho, na distribuição e na fração volumétrica dos precipitados. Foi encontrado um refinamento de grão na zona de mistura. Dentro da ZM, o tamanho do grão na espessura média foi a maior da região, uma vez que o resfriamento era mais efetivo nas superfícies do que no centro da espessura. Foi concluído que o resfriamento melhorou o limite de escoamento, o limite de resistência à tração e a ductilidade em comparação com o resfriamento a ar.

Continuando o trabalho para a mesma liga, Xu et al em [35] encontraram partículas de segunda fase no centro da seção transversal, mostrando também uma nítida variação nos tamanhos de segundas fases. Os precipitados mais finos se situavam na parte superior e inferior da zona de mistura.

Em contraposição às vantagens observadas pelo resfriamento, Zhang e colaboradores [33] descobriram que o resfriamento pela água não exerceu um impacto relevante na região de menor dureza (RMDD) em juntas de AA 2219-T6. No entanto, o resfriamento aumentou os valores de limite de resistência à tração em juntas soldadas a baixas velocidades de soldagem.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 A liga de alumínio AA 2050-T84

Para o desenvolvimento do presente trabalho, foram utilizadas chapas laminadas da liga AA 2050-T84, com espessura de 12,6 mm fornecidas pela empresa EMBRAER. O tratamento térmico T-84 foi realizado a 120°C por 24 horas, após a solubilização [63]. A liga de alumínio-cobre-lítio 2050 foi projetada para fornecer melhores propriedades de resistência à tração, fadiga, ductilidade, dureza, módulo de elasticidade e resistência ao crescimento de trinca por fadiga, juntamente com uma redução na densidade, em comparação a ligas convencionais da série 2XXX, sem lítio. A liga apresenta excelente resistência à corrosão sob tensão [1]. A composição química nominal do material de base e as propriedades mecânicas nominais de limite de escoamento, limite de resistência à fratura e ductilidade são mostradas na Tabela 3.1 e Tabela 3.2, respectivamente [64].

Tabela 3.1 - Composição da liga AA 2050-T84, segundo a norma ASM 4413A [64].

Elemento	Mín	Máx
Si	--	0.08
Fe	--	0.10
Cu	3.20	3.90
Mn	0.20	0.50
Mg	0.20	0.60
Cr	--	0.05
Zn	--	0.25
Ti	--	0.10
Zr	0.06	0.14
Ag	0.20	0.70
Li	0.70	1.30

Tabela 3.2 - Propriedades mecânicas da liga AA 2050-T84, segundo a norma ASM 4413A [64].

Espessura nominal (mm)	Orientação das amostras	Resistência à tração (MPa)	Ponto de escoamento ao offset 0.2% (MPa)	Elongação em 50.8 m, 5D ou 5.65 \sqrt{A} %
12.7 to 38.1	Longitudinal	503	476	8
incl	Long. Trans.	510	462	6

3.2 Equipamentos de soldagem

As chapas foram soldadas na configuração de junta de topo em um equipamento *Gantry* de soldagem por fricção e mistura, no instituto de pesquisa alemão *Helmholtz-Zentrum Geesthacht Gmb (HZG, antiga GKSS)*, projetado para ligas metálicas de alta resistência mecânica.

Os principais parâmetros de FSW como a força axial, velocidade de rotação e velocidade de soldagem, foram controlados durante o processo. O equipamento fornece o controle de força axial e o controle computacional da posição espacial da unidade de soldagem, durante seu funcionamento. Os principais parâmetros de soldagem foram registrados em um visor durante a soldagem.

A mesa é o local na qual as chapas estão fixadas. A unidade de soldagem é fixa e a mesa móvel, durante o processo de soldagem. Isto é o contrário do que ocorre com os robôs de FSW, em que a mesa é fixa e a cabeça é capaz de se movimentar.

A máquina *Gantry* utilizada é capaz de aplicar forças axiais até 80KN e forças paralelas à direção da soldagem em até 30KN. A variação de velocidade de soldagem situa-se entre 0,1-160 mm/s, sendo possível produzir soldas com um comprimento máximo de 2,5 metros. As velocidades de rotação que podem ser usadas estão entre -5000 a + 5000rpm.

3.3 Ferramentas

A geometria da ferramenta é um dos fatores que mais influenciam o processo de FSW. A ferramenta utilizada nesse experimento para ambos os processos de FSW e de DS-FSW tem o formato de pino cônico *triflat* de aço ferramenta e um ombro com ranhuras em espiral (Figura 3.1). Esta ferramenta tem 30 mm de diâmetro do ombro e 12 mm de altura do pino, enquanto que a ferramenta DS-FSW tem 20 mm de diâmetro do ombro e 8 mm de altura do pino. Toda a ferramenta gira no sentido horário, quando vista por cima.

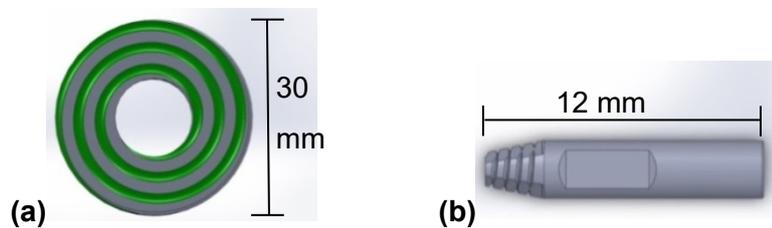


Figura 3.1 - Representação esquemática da ferramenta de FSW: a) ombro do pino visto de baixo e b) pino visto de lado.

3.4 Sistema de fixação

O sistema de fixação é extremamente importante durante o desenvolvimento da solda para garantir o alinhamento das chapas, evitar distorções e variações de pressão que podem produzir vazios no cordão de solda [61] e [15]. As braçadeiras pretas executam as forças de retenção laterais e as braçadeiras brancas executam as forças verticais, conforme pode ser visto na Figura 3.2.

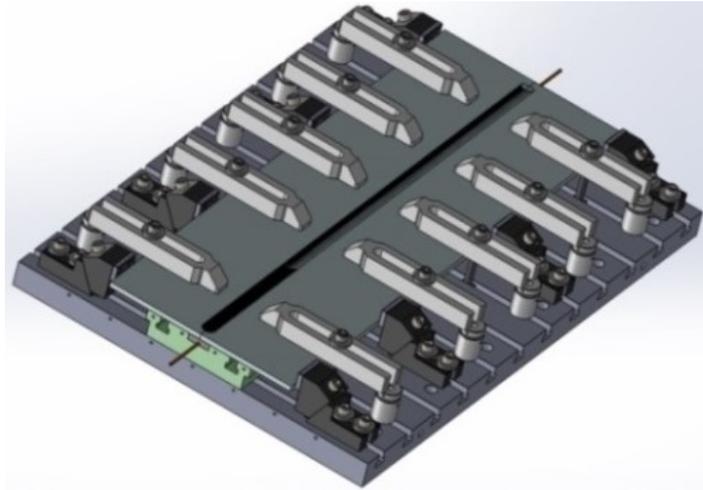


Figura 3.2 - Sistema de fixação de chapas para o processo de FSW.

3.5 Procedimentos de soldagem

As superfícies das chapas soldadas foram lixadas por uma lixa de granulação 80 mash e limpas com etanol para reduzir-se a camada de óxido superficial. As chapas foram presas ao longo de todo o seu comprimento a fim de evitar deslocamentos indesejáveis. Uma preparação inadequada anterior à soldagem poderia produzir alguma dispersão de óxidos na junta soldada. Evidências mostram que uma linha de óxidos pode ser tolerada até certa faixa de quantidade, embora o melhor é ser evitada [15].

Foram produzidas soldas de 400 mm com diferentes parâmetros de soldagem conforme apresentado na Tabela 3.3 para FSW e na Tabela 3.4 para DS-FSW. Estes parâmetros foram inspirados a partir de dados presentes na literatura [20,38–40], específicos para os processamentos e para a liga AA 2050. Uma combinação de parâmetros útil para fins de análise é o *weld pitch* (mm / rev), que é o quociente entre velocidade de soldagem (mm/s) e velocidade de rotação (rpm).

Tabela 3.3 - Parâmetros de estudo para FSW passe único.

FSW				
Condição	rpm	kN	mm/s	Weld pitch (mm / rev)
1	500	35	5	0,60
2	400		5	0,75
3	500		7	0,84
4			9	1,08
5*			10	1.2

Tabela 3.4 - Parâmetros de estudo para DS-FSW.

DS-FSW				
Condição	rpm	kN	mm/s	Weld pitch (mm/rev)
1	400	25	4	0,60
2			6	0,90
3	500		8	0,96
4	600		10	1,00
5	700		12	1.03
6	400		7	1,05
7*			8	1.2
8*	500		10	

*Houve quebras do pino durante as soldagens e os nomes dessas combinações de parâmetros de soldagem estão destacados com asterisco nas tabelas.

3.6 Verificação da profundidade de penetração das soldas

Em uma etapa inicial, foi realizada a verificação se a solda obteve penetração completa, por meio de ensaio de flexão, utilizando-se a norma DIN EN ISO 5173 [66]. Os corpos de prova foram retirados transversalmente à direção de soldagem. O ensaio consiste em um apoio de dois pontos fixos, igualmente espaçados, na qual a carga é aplicada na distância média entre os mesmos por um ponto móvel, promovendo a flexão do corpo de prova.

3.7 Análises microestruturais e fractográficas das juntas soldadas

As amostras para análise microestrutural foram seccionadas em cortes transversais a 5 cm do início e do final da solda, no instituto HZG. Foram preparadas seguindo procedimentos padrões de metalografia (corte, embutimento, lixamento e polimento), sendo embutidas de modo que o lado de avanço e o lado de retrocesso sempre ficassem na mesma posição para todas as amostras, facilitando as comparações. As amostras foram atacadas eletroliticamente em solução de Baker (10% de ácido oxálico e 90% de água destilada) durante 60 segundos e 30 V. Em seguida, foram analisadas em um microscópio ótico (MO) usando o recurso de luz polarizada.

As análises macroscópicas preliminares foram realizadas com a intenção de verificar a qualidade da junta soldada, principalmente em relação à presença de defeitos de processamento, como a penetração incompleta na raiz e formação de vazios. Por essas análises ainda puderam ser verificadas as diferentes zonas da junta soldada.

A microscopia eletrônica de varredura (MEV) FEI Quanta 650 FEG foi utilizada para verificar as superfícies de fratura dos corpos de tração.

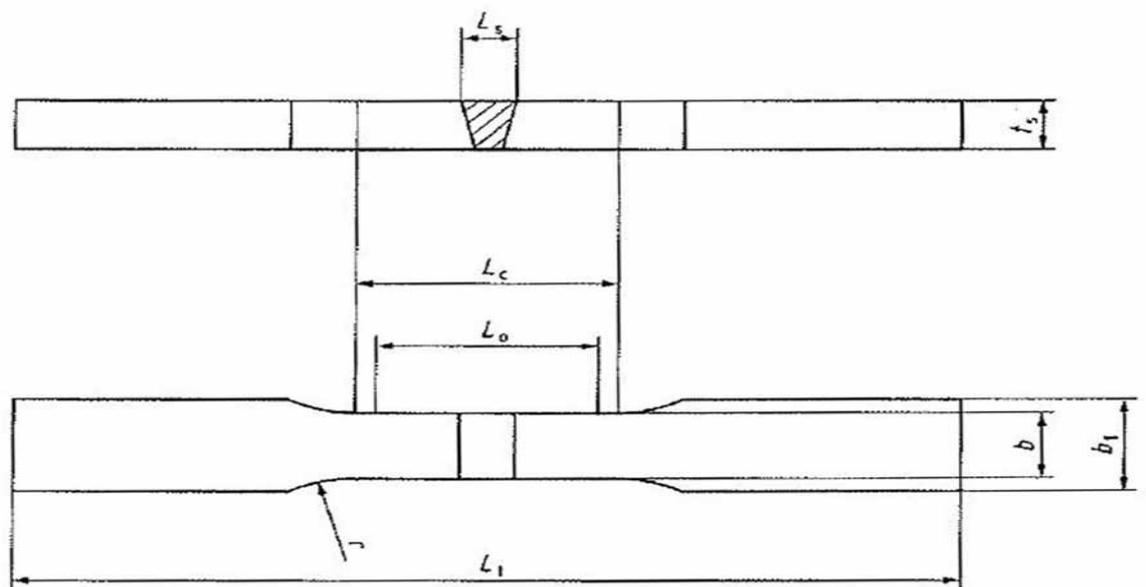
As transformações ocorridas pelos precipitados na liga de Al-Cu-Li foram avaliadas pelo Microscópio Eletrônica de Varredura (MEV). As análises microestruturais utilizando MEV foram conduzidas no modo de elétrons retroespalhados, a fim de observar aspectos microestruturais que requerem maior magnificação, como estruturas particulares de grãos e de precipitados. A preparação das amostras foi semelhante à descrita anteriormente para caracterização microestrutural, mas as amostras não foram condicionadas e uma resina de montagem condutiva foi utilizada para obter um contato elétrico adequado entre a amostra e o porta-amostra do MEV. A fração de área da segunda fase e o tamanho dos grãos foram determinados por software de análise de imagens. A técnica de EDS foi utilizada para a identificação das segundas fases presentes nas diferentes zonas.

3.8 Ensaios de microdureza

O mapeamento de microdureza Vickers, segundo a norma ASTM E384 – 17 [67], foi utilizado para delimitar as diferentes zonas afetadas pelo calor na junta soldada, bem como os valores de microdureza e suas variações ao longo da seção transversal das juntas soldadas. O experimento foi realizado pelo equipamento Zwick Roell (ZHV), usando um indentador convencional com uma carga de 0.2 kg durante 10 segundos. Neste projeto foram analisados apenas os 8 mm centrais da espessura, pois usinou-se 2 mm de material de cada superfície das chapas. O mapeamento foi feito a partir de linhas horizontais de indentação com três linhas de indentação englobando todas as zonas da junta soldada, com o propósito de analisar: para FSW, o topo, a metade da espessura e a raiz; e para DS-FSW, o encontro entre passes (ou dupla zona de mistura DZM) e seus dois topos.

3.9 Ensaios tração das juntas soldadas

Foram preparados três corpos de prova de cada combinação de parâmetros ensaiados, os quais foram retirados perpendicularmente à direção de soldagem, e que continham todas as quatro zonas da junta soldada. Os cortes foram realizados pelo equipamento de corte por descarga elétrica. Ensaios de tração foram realizados para avaliar as uniões com respeito à ductilidade, à resistência à tração e ao limite de escoamento. Os ensaios foram realizados unidirecionalmente com a velocidade de 1,0 mm/min, com o auxílio do equipamento de tração Zwick-Roell (limite de força 200 kN), seguindo a norma DIN EN ISO 4136 [66]. As dimensões dos corpos de prova são mostrados na Figura 3.3.



Dimensão	FSW (mm)	DS-FSW (mm)
ts	12	6
b	25	25
b1	37	37
Ls	12	6
Lc	≥ 112	≥ 106
Lo	30	15
r	≥ 25	≥ 25
L1	De acordo com o teste	De acordo com o teste

Figura 3.3 - Corpos de prova de tração e suas dimensões [66].

3.10 Ensaio de fadiga

Os ensaios de fadiga fornecem informações quantitativas do comportamento mecânico de um material, quando submetido à solicitações cíclicas abaixo de seu limite de escoamento, por longos períodos. Neste trabalho os ensaios de fadiga foram realizados com o objetivo de comparar o desempenho da resistência à fadiga do material de base e das juntas soldadas. Todos os corpos de prova foram retirados transversalmente à direção de soldagem. Foram construídas curvas S-N e comparadas entre as condições investigadas, pela aplicação de tensões cíclicas trativas até à ruptura dos corpos de prova. Para se determinar os limites mínimo e máximo de tensão aplicada foram utilizados os limites de escoamento resultado dos ensaios de tração. Os ensaios foram conduzidos em um equipamento servo-hidráulica da marca SCHENK, pertencente ao instituto de pesquisa HZG. Os parâmetros do ensaio utilizados estão mostrados na Tabela 3.5.

Tabela 3.5 - Parâmetros utilizados no ensaio de fadiga.

Razão de carga	Frequência (Hz)	Largura (mm)	Espessura (mm)	Área (mm ²)
0.1	10	30	6.55	197

3.10.1 Curvas S-N através do método de Weibull

Através da distribuição de Weibull, foram levantadas as curvas S-N para cada nível de tensão provenientes dos resultados dos ensaios de fadiga. Weibull é a distribuição que melhor descreve o comportamento em fadiga em níveis de tensões baixo, próximo ao limite de fadiga [68].

Utiliza-se a função probabilidade acumulada $P(x)$ de Weibull, que é a probabilidade de um elemento da população assumir um valor menor ou igual a um dado x . Devido à dificuldade em determiná-la experimentalmente, estimam-se os valores que indicam a porcentagem de falha associada a cada resultado $P(x)$, chamado de ranque médio estimado, dado pela Eq. 4.1:

$$P(x) = \frac{N - 0,3}{n + 0,4} \quad (3.1)$$

N é o número do experimento numa ordem ascendente e n é o número total de experimentos.

Em seguida, determina-se dois parâmetros principais de Weibull: α e β . α é chamado de parâmetro de escala, que está associado a probabilidade de falha em 63,2%, e β é parâmetro de forma, também conhecido como expoente de Weibull, que determina a forma da distribuição, ambos valores positivos. Para determina-los, aplica-se duas vezes a função logaritmo na Eq. 4.1, obtendo-se a Eq. 4.2:

$$\ln \ln \left[\frac{1}{1 - P(x)} \right] = \beta (\ln x - \ln \alpha) \quad (3.2)$$

Plota-se o gráfico $\ln \ln \left[\frac{1}{1-P(x)} \right]$ versus $\ln(x)$, na qual o coeficiente angular é igual a β e o coeficiente linear igual a $-\beta \ln(\alpha)$ [68]. A partir desses parâmetros, torna-se possível calcular o tempo médio para a falha de Weibull, segundo a Eq. (4.3):

$$N = \alpha \Gamma \left(1 + \frac{1}{\beta} \right) \quad (3.3)$$

sendo Γ definido como função gama.

Finalmente, obtêm-se a vida em fadiga por nível de tensão para diferentes níveis de confiabilidade, como mostrado na Eq. 4.4:

$$N_{Rx} = \alpha (-\ln(R_x))^{-1/\beta} \quad (3.4)$$

NR_x é a vida em fadiga das soldas para um nível de confiabilidade $R_x\%$ [69]. Assim, é possível levantar as curvas S-N. Nesse trabalho foram levantadas curvas com nível de confiabilidade de 50%.

3.11 Soldagem com resfriamento por água nas chapas

Com a intenção de melhorar as propriedades mecânicas das juntas soldadas, reduzindo-se o pico de temperatura atingido durante um ciclo térmico, foram montados dois sistemas de refrigeração mostrado na Figura 3.4. O primeiro, por jato de água aplicada diretamente na superfície do material durante a soldagem; e o segundo, um sistema de soldagem subaquática, no qual as chapas estavam completamente submersas durante o processamento. As chapas foram comparadas às outras soldadas sem o sistema de refrigeração.

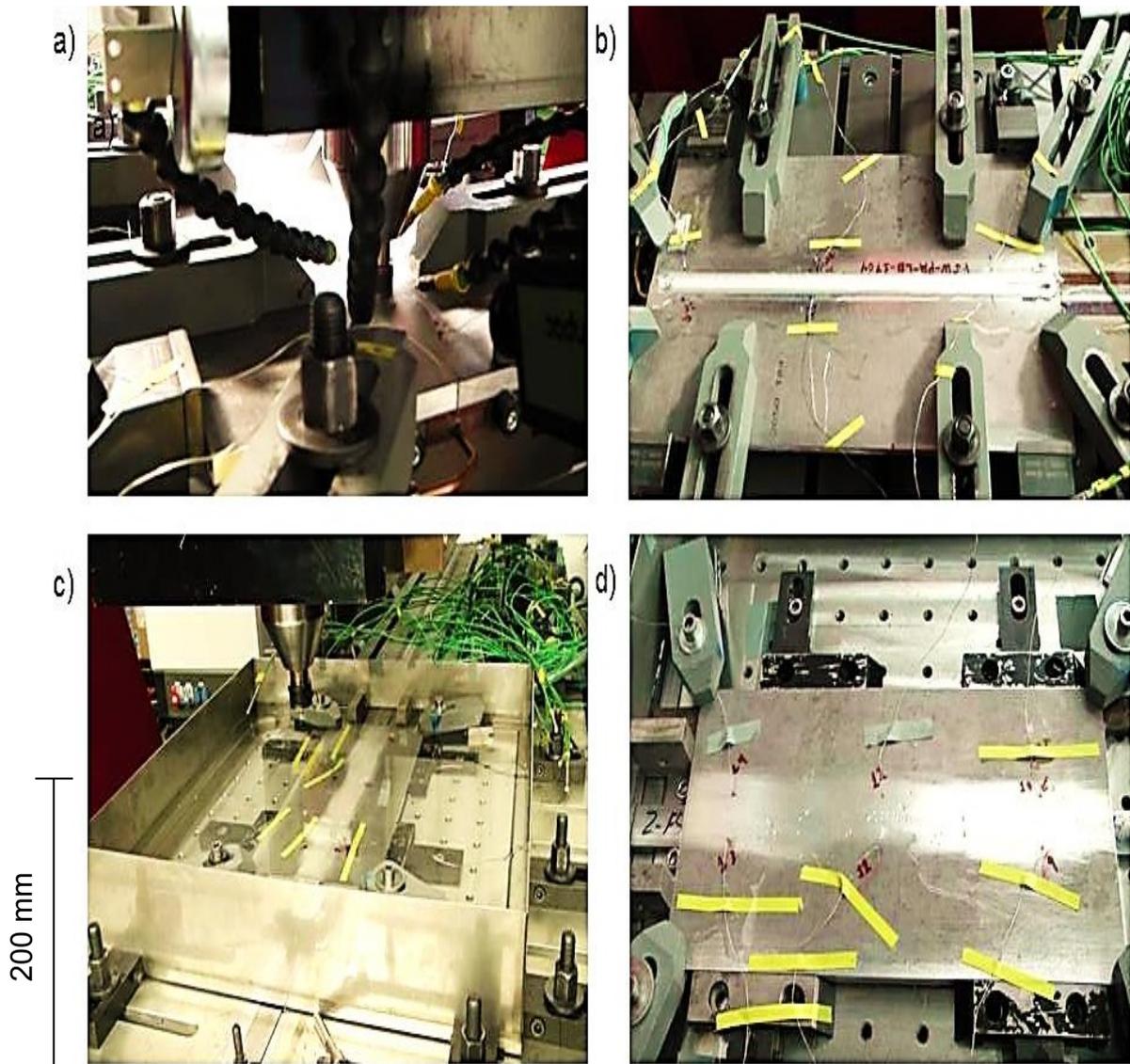


Figura 3.4 - Sistema de resfriamento das chapas. a) Por jato de água b) Posicionamento dos termopares para o sistema jato de água c) Submerso em água d) Posição dos termopares para o sistema submerso em água.

3.12 Medição do ciclo térmico durante a soldagem

Foi selecionada uma combinação de parâmetros para FSW e uma para DS-FSW, para a produção de 120 mm de comprimento de solda, com 18 termopares (T9 a T26) medindo os efeitos térmicos nas chapas (Figura 3.5 (b)), quando a ferramenta passa pelas posições, considerando, na figura, o buraco

de saída como o final da solda. A profundidade de medição dos termopares a partir da superfície das chapas foi de 6,5mm. A configuração dos termopares utilizada para a medição nas chapas é chamada "configuração de escama de peixe": São inseridos em três diferentes posições na direção perpendicular à direção de soldagem (direção y) e em três diferentes posições na direção paralelas à essa direção (direção x), três no lado de avanço (LA) e três no lado de retrocesso (LR). Essa configuração de medição é útil para se comparar a diferença nos picos de temperatura em relação à distância ao centro da solda. Não é possível se medir as temperaturas mais próximas da zona de mistura por conta da extensa deformação proveniente do processamento, que sofreriam os termopares.

Tabela 3.6 - Posição dos termopares nas chapas e seus números de referência.

--	LA			LR		
X (mm) \ Y (mm)	17	22	25	17	22	25
100	9	10	11	12	13	14
600	15	16	17	18	19	20
1100	21	22	23	24	25	26

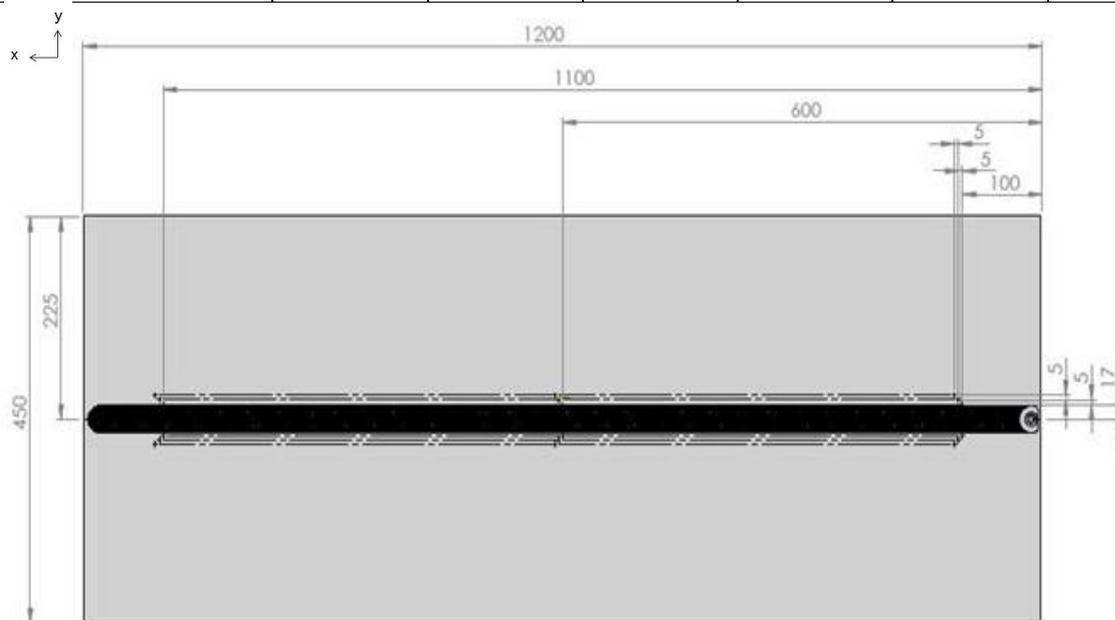


Figura 3.5 - Posicionamento dos termopares para a medição de temperatura durante o resfriamento ao ar.

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Torque e aporte térmico

O torque é uma medida operacional que representa o desempenho mecânico do conjunto de soldagem (máquina e ferramentas). A Figura 4.1 representa a variação do torque ao longo dos processos de FSW. Na fase inicial do processo, durante a penetração da ferramenta do material, o torque é crescente e tende a se estabilizar quando há o contato completo com o material de base, a profundidade de penetração pretendida é atingida e a ferramenta começa o movimento de translação. O torque se estabiliza após a formação da camada de material plastificado à frente da ferramenta e a temperatura atinge o equilíbrio ocorrendo então variações menos abruptas no torque. O critério utilizado neste trabalho para a comparação das combinações dos parâmetros aplicados é o *weld pitch*: o quociente entre a velocidade de soldagem e a velocidade de rotação. Intuitivamente, pode-se esperar que menores valores de *weld pitches* ocasionassem maior geração de calor e maior grau de amolecimento do material, requerendo menor esforço da máquina de soldagem, e, portanto, menor torque. As condições mais quentes apresentam menores valores de torque para FSW e para DS-FSW.

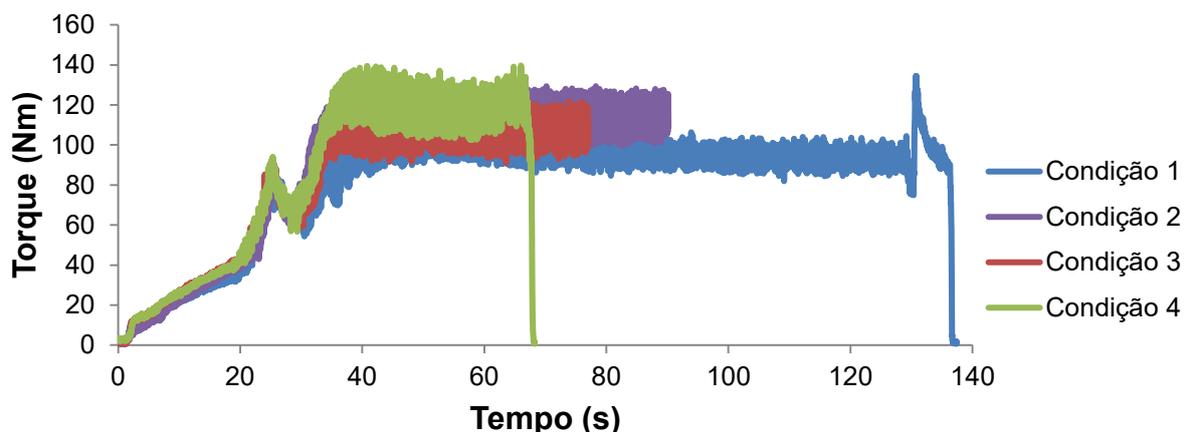


Figura 4.1 - Variação do torque ao longo do processo de FSW.

O cálculo do aporte térmico é uma função do torque, sendo diretamente proporcional. Portanto, maiores torques ocasionam maiores aportes térmicos. O aporte de calor é uma previsão da quantidade de energia por unidade de comprimento de solda longitudinal, fornecida à junta. O valor médio é calculado como uma função dos parâmetros do processo e do resultado. O aporte térmico em kJ / mm para cada solda foi calculada pela equação (4.1), como usado em [30]:

$$H = (2 * \pi * T * \omega) / v \quad (4.1)$$

T é a média do torque durante o período estabilizado, ω é a velocidade de rotação em rev / min e v é a velocidade de soldagem em mm / min.

A Figura 4.2 mostra uma relação entre o *weld pitch* e o aporte térmico correspondente evidenciando a tendência de redução do aporte térmico com o incremento do *weld pitch*.

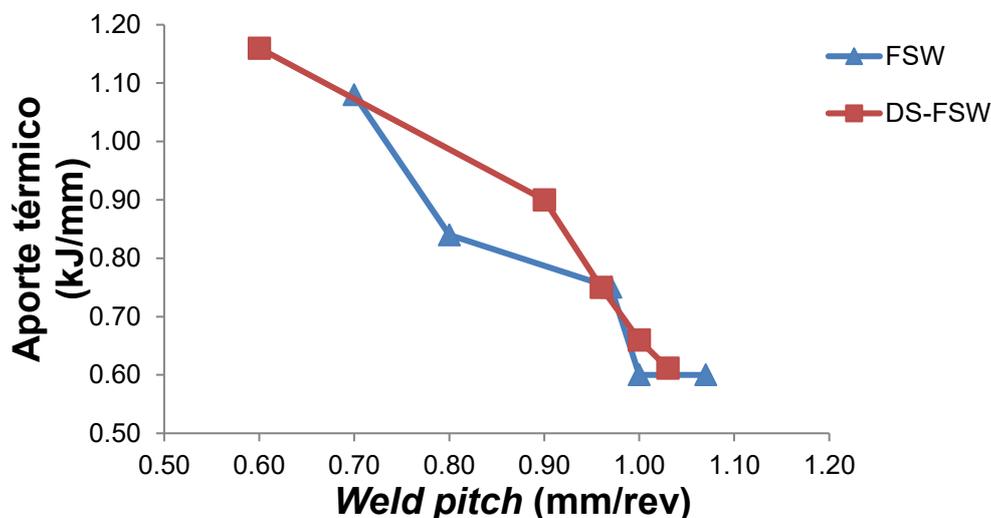


Figura 4.2 Aporte térmico (kJ/mm) versus weld pitch (mm/rev). Nota-se a correlação inversa entre as duas grandezas

Um dos objetivos deste trabalho foi alcançar velocidades de soldagem superiores a 5 mm/s. Considerando essas altas velocidades de soldagem e que valores de *weld pitch* abaixo de 0,6 mm/rev requerem altas velocidades de rotação, estes foram descartados para evitar que o calor de fricção excessivo gerado e ocasionar-se-ia a formação de rebarba (flash).

Velocidades de rotação excessivas podem expelir uma camada fina de metal, por debaixo do ombro da ferramenta, para fora da região da solda, devido ao cisalhamento causado pelo contato com o ombro. Por outro lado, valores muito altos de *weld pitch* estão relacionados a uma geração de calor insuficiente, os quais não atingem o efeito de amolecimento desejado, não garantindo, assim, uma boa mistura do material, possibilitando inclusive a formação de vazios ou de buracos contínuos. Ademais, para *weld pitches* acima de 1,2 mm / rev, o pino de ferramenta de FSW foi quebrado em algum ponto durante processo de soldagem devido à alta sollicitação mecânica por conta do trabalho de fricção, para ambos os processos. Portanto, a faixa de *weld pitch* trabalhada foi entre 0,6-1,05 mm / rev.

4.2 Medição de temperatura

Foram realizadas medições de temperatura durante os processos de soldagem por FSW e DS-FSW a fim de correlacionar os ciclos térmicos com os eventos metalúrgicos que ocorrem no material, que são funções da temperatura, e essa, por sua vez, é função da distância do centro da solda. Esses eventos podem ser o crescimento dos grãos, dissolução, nucleação e coalescimento de precipitados, recristalização, recuperação, etc. Os termopares foram posicionados na meia espessura e em posições de acordo com a descrição do experimento na seção 3 – Materiais e Métodos. Os resultados medidos pelos termopares estão apresentados na Tabela 4.1 para a condição 3 em FSW (500 rpm, 7 mm/s, 0,84 mm/rev) e para a condição 4 em DS-FSW (600 rpm, 10 mm/s, 1,00 mm/rev).

A partir dos dados extraídos das posições distantes transversalmente do centro da solda em 17, 22 e 25 mm, foi possível a realização de regressões lineares, com R^2 acima de 0.995 para FSW e DS-FSW, a fim de extrapolar até as regiões afetadas pelo trabalho mecânico da ferramenta, medidos a partir da macrografia (mostrada na próxima seção), sendo estas localizadas a ~5,78 mm (FSW) e a ~2,55 mm (DS-FSW) do centro da solda. As temperaturas nessas distâncias foram consideradas como sendo os valores de temperatura dentro das regiões afetadas por trabalho mecânico, considerando-se a dificuldade de realizar as medições diretamente na região.

A Tabela 4.1 mostra os picos de temperaturas medidos (27 mm à 17 mm) e medido (12 mm à 5,78 mm para FSW e 12 mm à 2,55 mm para DS-FSW), por processo e por distância transversal do centro da solda, à uma distância longitudinal de 600 mm do início da solda. A maior temperatura de pico estimada para ambos os processos foi no lado de retrocesso (LR). Para FSW foi de 481 °C e para DS-FSW foi de 387 °C, uma redução de temperatura em torno de 20%, esperada pelo fato de menos material estar em contato com a ferramenta e por produzir menor quantidade de calor devido ao trabalho de fricção. Os valores de pico encontrados para FSW estão na mesma faixa de temperatura por região encontrados para AA 7075, por Mahoney et al [70].

Tabela 4.1 - Picos de temperatura medidos e estimados, por processo e por distância transversal do centro da solda.

	D (mm)	T (°C)		D (mm)	T (°C)
	FSW	5.78		481	DS-FSW
7		420	7	354	
12		408	12	316	
17		356	17	279	
22		305	22	241	
27		253	27	219	

Pela curva DSC representada pela Figura 2.9 no capítulo 2 – Revisão Bibliográfica pode-se extrair algumas conclusões. Para FSW, a ZM tem o pico de temperatura na faixa de 370-460 °C no LR, e tem na ZTA o pico de temperatura que está próximo a 275 °C. Pode-se esperar na ZM que ocorra a dissolução completa dos precipitados T1 e na ZTA, dissolução parcial e coalescimento que causa um aumento na espessura média dos precipitados, como ocorre na Figura 2.8.

Já para DS-FSW, a hipótese é que os picos de temperaturas permaneçam em patamares inferiores, reduzindo-se a intensidade desses eventos em comparação a FSW.

Dessa forma, a microestrutura e as propriedades mecânicas, em relação ao MB, deveriam ser menos reduzidas. Observa-se para DS-FSW, que os picos de temperatura não chegam à temperatura de dissolução na ZM e à temperatura de coalescimento na ZTA. Portanto, é esperado que não haja dissolução completa dos precipitados T1 na ZM e a dissolução e coalescimento na ZTA, seja mais brando.

4.3 Caracterização microestrutural

A macroestrutura e microestrutura das juntas soldadas puderam ser analisadas por microscópio ótico, após lixamento, polimento e ataque químico. As morfologias das macrografias são mostradas na Figura 4.3 para diferentes condições em FSW e Figura 4.4 para diferentes condições em DS-FSW. Na Figura 4.3, para FSW, há uma má formação observada na condição 1 (500 rpm; 5 mm / s; 0,60 mm / rev), dentro da zona de mistura. Na Figura 4.4 para DS-FSW não foram observados defeitos macroscópicos, tais como vazios, trincas, falta de penetração e de mistura ou rebarba.

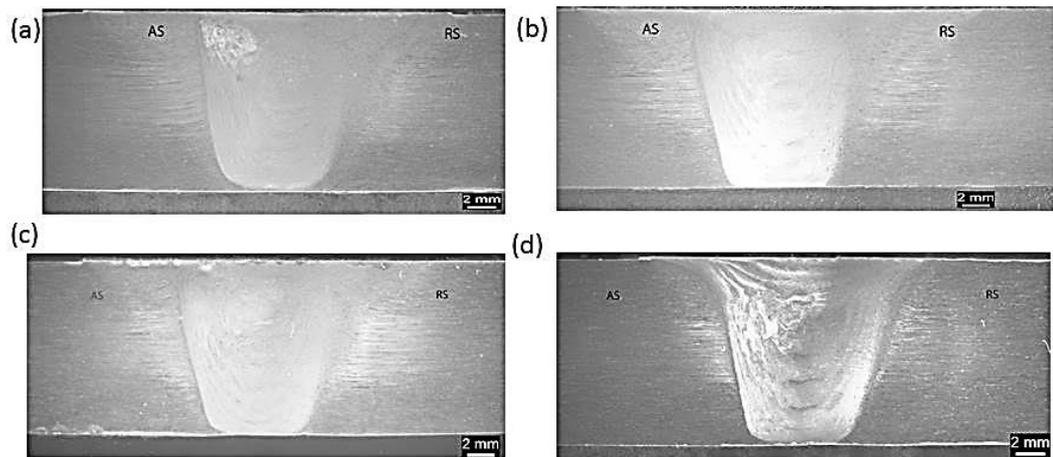


Figura 4.3 - Macrografia das solda por FSW para as condições (a) 1 (500 rpm; 5 mm / s; 0,60 mm / rev) (b) 2 (400 rpm; 5 mm / s; 0,75 mm / rev) (c) 3 (500 rpm; 7 mm / s; 0,84 mm / rev) (d) 4 (500 rpm; 9 mm / s; 1,08 mm / rev).

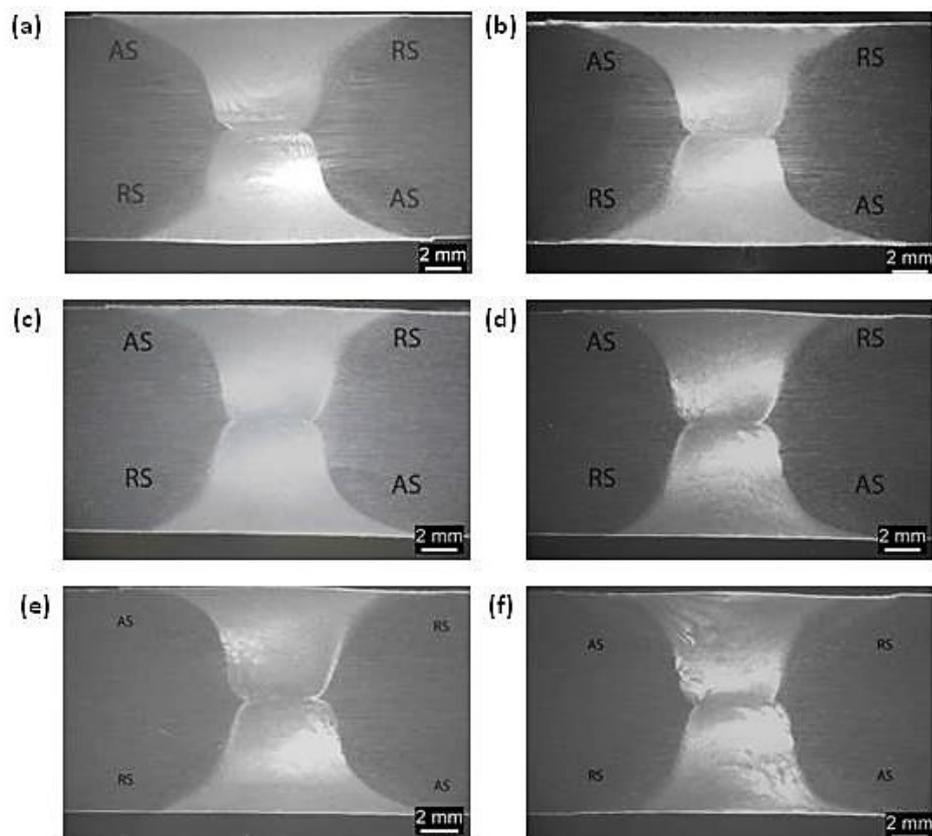


Figura 4.4 - Macrografia das solda por DS-FSW para as condições (a) 1 (400 rpm; 4 mm / s; 0,60 mm / rev) (b) 2 (400 rpm; 6 mm / s; 0,90 mm / rev) (c) 3

(500 rpm; 10 mm / s; 1,00 mm / rev) (d) 4 (600 rpm; 10 mm / s; 1,00 mm / rev) (e) 6 (400 rpm; 7 mm / s; 1,05 mm / rev) (f) 5 (700 rpm; 12 mm / s; 1,03 mm / rev).

A Figura 4.5 e a Figura 4.6 apresentam as macrografias e suas micrografias, respectivamente, para a condição 3 (500 rpm; 7 mm / s; 0,84 mm / rev) de FSW e para condição 2 (400 rpm; 6 mm / s; 0,9 mm / rev) de DS-FSW, na configuração de passe cruzado. Quatro regiões principais estão presentes na seção transversal: zona de mistura (ZM), zona térmicamente afetada (ZTA) e zona termo mecanicamente afetada (ZTMA) e material de base (MB). A zona da mistura tem o formato de gota (nugget), formada por uma microestrutura de grãos equiaxiais, finos e recristalizados (Figura 4.5 (d) e Figura 4.6 (f) e (g)), resultantes do mecanismo de recristalização dinâmica [2,12,71], sendo a força motriz, a severa deformação plástica e as altas temperaturas (~ 80% do ponto de fusão) durante o processamento, providas pela ação do pino e do ombro. Ligas de alumínio são bem conhecidas por apresentarem alta energia de falha de empilhamento, o que representa uma alta tendência em ocorrer recuperação e recristalização. A recristalização é responsável pela formação de novos grãos a partir de metal deformado, com alta energia de deformação armazenada em forma de discordâncias, através da formação e do movimento dos contornos de grão de alto ângulo.

A Figura 4.6 (b-e) e Figura 4.5 (b-c) exibe para FSW e para DS-FSW tanto a zona afetada pelo calor quanto a zona termo mecanicamente afetada. A assimetria na ZM a desloca em direção ao lado de avanço da ferramenta (LA) contra o lado em retrocesso (LR). A assimetria é consequência do fluxo de material que se move constantemente em torno da junta [14,21,72]. O material é extrudado do LA e depositado no LR resultando em diferentes características microestruturais na seção transversal [14,23]. A zona de transição do lado de avanço é mais bem definida visualmente do que a do lado de retrocesso. A ZTA é uma região que recebe influência apenas da temperatura, contendo grãos alongados com formato e direção semelhantes ao do material base. A ZTMA é a área adjacente da ZM, uma transição para ZTA. A região recebeu as solicitações mecânicas e térmicas em uma magnitude que os grãos tornaram-se mais refinados em relação à ZTA, porém não tão altas para apresentarem grãos recristalizados dinamicamente como na ZM.

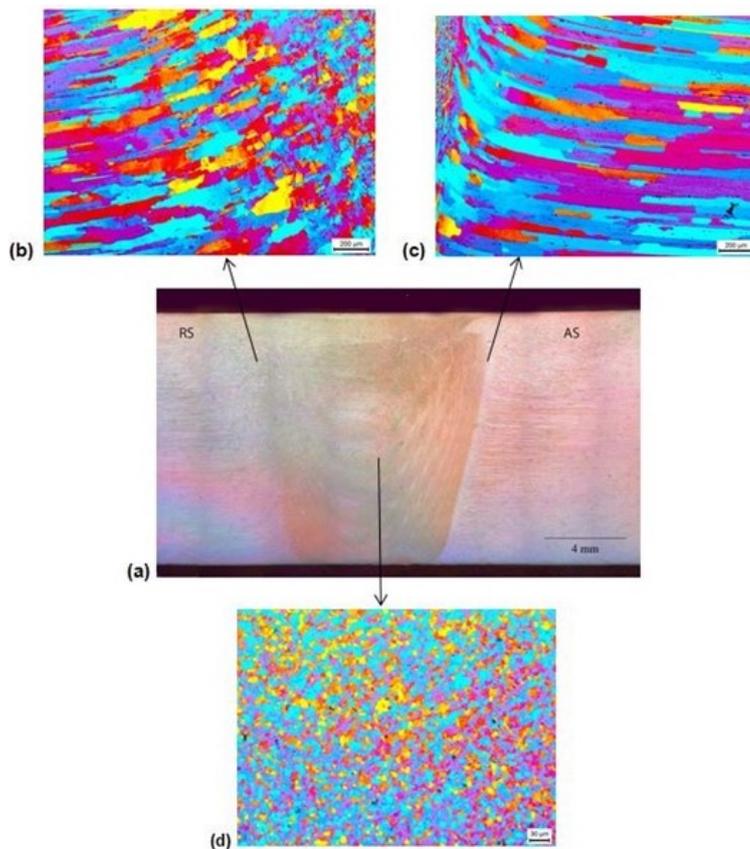


Figura 4.5 - Análise microestrutural da condição 3 (500 rpm; 7 mm / s; 0,84 mm / rev) em solda por FSW. (a) Macrografia; ZTA e ZTMA para o primeiro passe em (b) LR (c) LA; (d) ZM. Nota-se o refinamento na ZM e mudança na orientação dos grãos na ZTA.

A dupla zona de mistura (DZM) (presente na Figura 4.6) é a região que sofre dois ciclos térmicos, comuns entre ambas as zonas de mistura dos dois passes e não se observou diferenças microestruturais significativas entre o primeiro e o segundo passe. Foi sugerido por Muzvidziwa et al [58], que o fenômeno de refinamento do tamanho de grão na DZM não é apenas dependente da temperatura máxima, mas também do tamanho inicial do grão já recristalizado, após o primeiro passe.

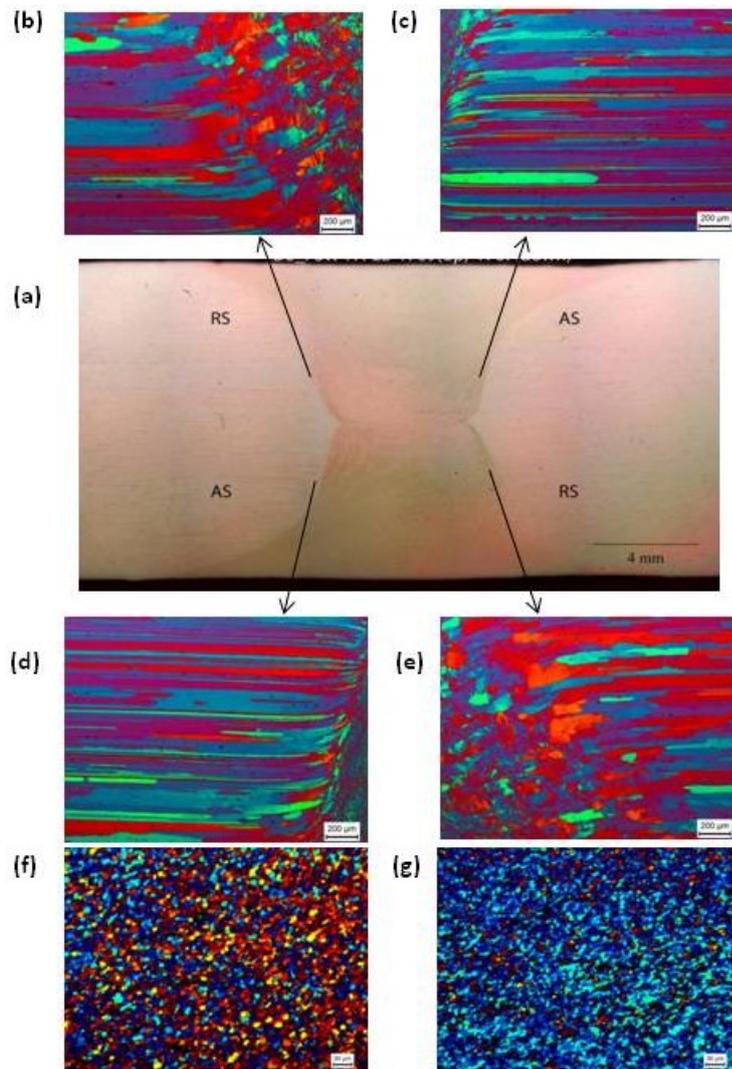


Figura 4.6 - Análise microestrutural da condição 2 (400 rpm; 6 mm / s; 0,90 mm / rev) em solda por DS-FSW (a) Macrografia; ZTA e ZTMA para o primeiro passe em (b) LR (c) LA; Para o segundo passe em (d) LA (e) LR; ZM para (f) Primeiro passe (g) Segundo passe.

Para melhor compreender a microestrutura da junta soldada, foram obtidos mapas de EBSD e calculados os tamanhos dos grãos de três diferentes zonas (MB, ZTA e ZM), para a condição 4 (600 rpm; 10 mm / s; 1,00 mm / rev) de DS-FSW, na meia espessura. A ZTMA é uma zona muito estreita e não é exatamente claro o limite com a ZM, pela técnica utilizada. Portanto, não foi possível verificar o tamanho de grão nessa região.

A Tabela 4.2 e a Figura 4.7 mostram o refinamento de grãos na ZM e na ZTMA, em relação ao MB. A ZM possui grãos refinados por conta da recristalização. O ciclo térmico da ZTA foi responsável pelo crescimento de grão superior ao do MB. As diferenças de contraste entre ZM, ZTMA e ZTA (Figura 4.7) podem ser associadas às diferenças de tamanho de grão. No mapa de orientação cristalográfica da Figura 4.7-c observa-se a presença de sub-grãos na ZTA, destacados por uma linha descontínua, mostrado na Figura 4.7-d, dando evidências de recuperação dinâmica local por influência térmica do processamento.

Tabela 4.2 - Tamanho do grão médio de diferentes zonas de soldagem, para a condição 4, fabricada por DS-FSW.

Região da solda	Tamanho de grão médio [μm]	Fração volumétrica do composto intermetálico Al-Fe-Cu- Mn (%)
MB	15.94	0.651
ZTA	27.08	1.003
ZM	2.94	0.221

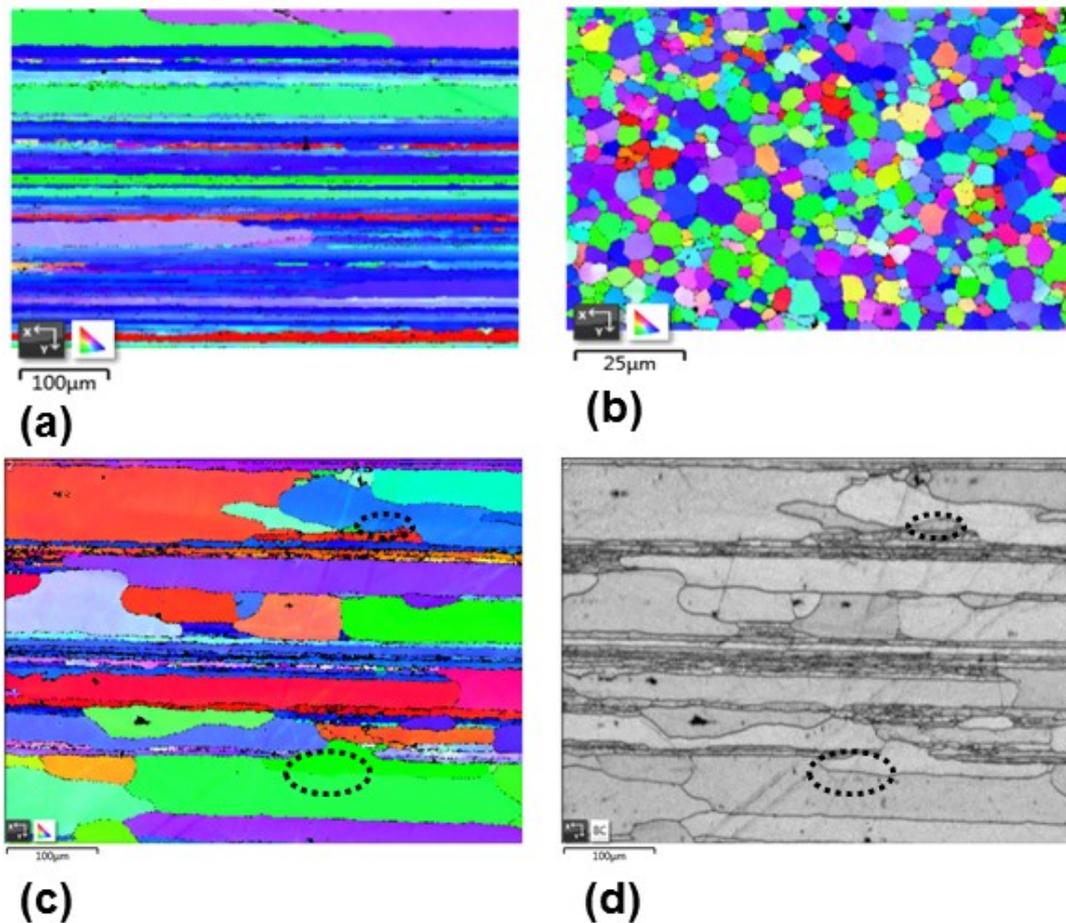


Figura 4.7 - Mapas de orientação cristalográfica (a) MB (b) ZM (c) ZTA (d) Contraste de banda preto e branco para ZTA. Em linhas pontilhadas está o enfoque para os contornos de sub-grãos.

A Figura 4.8 apresenta a espectroscopia de raios X por dispersão em energia (EDS) de diferentes elementos e em diferentes regiões da condição 4 (600 rpm; 10 mm / s; 1,00 mm / rev) de DS-FSW. Como a liga tem baixo teor de lítio, não foi possível detectá-lo por essa técnica e pode estar presente em qualquer partícula encontrada. As imagens da Figura 4.8 (a-c) mostram uma ótima correlação entre os elementos Cu, Fe e Mn na ZTA, indicando a possível presença de partículas intermetálicas com esses elementos. As imagens da Figura 4.8 (e-f) mostram na ZM que há uma semelhança entre a presença de Cu e Mn (válido também para Fe), no entanto, existem outras partículas com Mn

que não apresentam Cu e Fe. Finalmente, as imagens da Figura 4.8 (c-e) comparam a fração volumétrica e o tamanho das partículas das diferentes regiões de solda (MB, ZTA e ZM), que ao serem calculadas pode-se observar, em relação ao MB, o aumento no tamanho das partículas de Cu, maior na ZTA do que na ZM, e um aumento da fração volumétrica ZTA e redução na ZM. O aumento do tamanho de partícula é esperado ser maior na ZTA, por ser a região que recebe apenas solicitações térmicas. A redução do tamanho de partícula é, por sua vez, esperada em maior intensidade na ZM visto que a temperatura

estimada para esta região é superior à temperatura necessária para a dissolução dos precipitados, de acordo com a Figura 2.9.

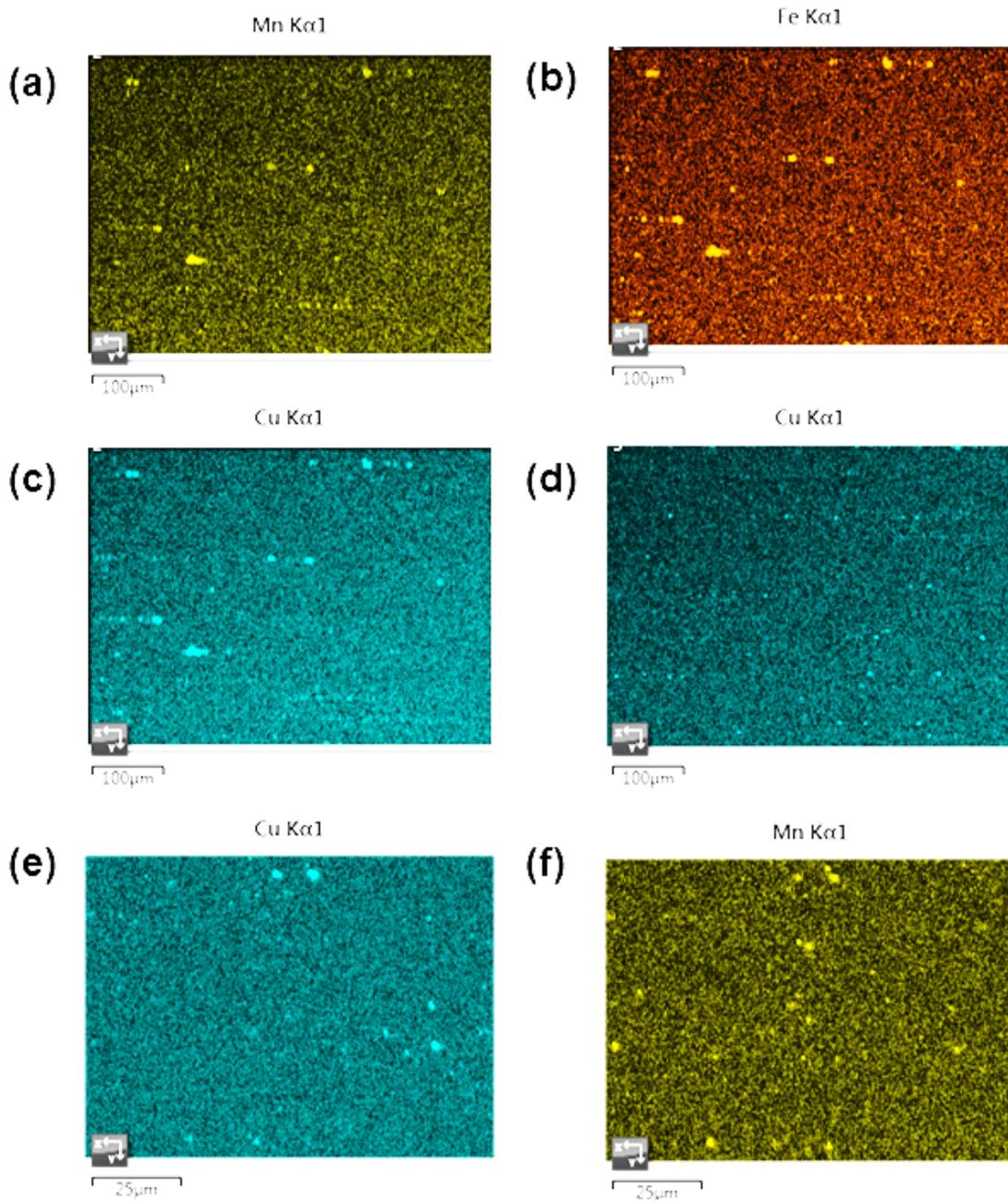


Figura 4.8 - Espectroscopia de raios X por dispersão em energia (EDS) de diferentes elementos e em diferentes regiões da condição 4 em solda por DS-FSW (a) Mn-ZTA (b) Fe-ZTA (c) Cu-ZTA (d) Cu-MB (e) Cu-ZM (f) Mn-ZM. A figura mostra a uma variação nos tamanhos de partículas dependendo da zona na qual

se encontra e também correlação entre os elementos analisados para um mesmo composto intermetálico.

A Figura 4.9 apresenta os defeitos volumétricos (vazios) observados no LA, na ZM perto de ZTMA na condição 5 (700 rpm; 12 mm / s; 1,03 mm / rev) com velocidade de soldagem mais alta. As velocidades de soldagem muito elevadas proporcionam ao material menor quantidade de trabalho por unidade de comprimento. Conseqüentemente, o material atinge uma temperatura inferior de amolecimento, isto é, o material mais frio é mais difícil de ser forjado e extrudado pelo ombro da ferramenta, resultando em vazios [73]. Essa combinação de parâmetros fica além do limite entre o lado frio da janela de parâmetros operacionais e a janela nominal. Por isso, a condição 5 (700 rpm; 12 mm / s; 1,03 mm / rev) (DS-FSW) não foi utilizada nos ensaios mecânicos.

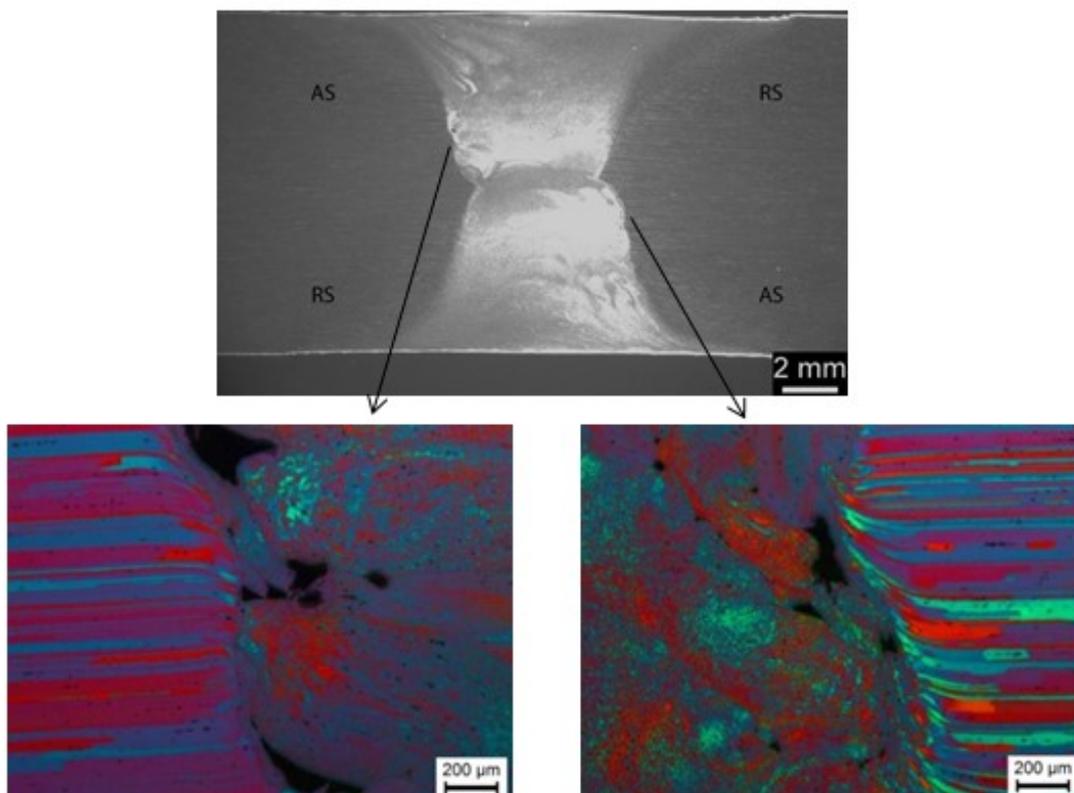


Figura 4.9 - Defeitos volumétricos (vazios) devido ao baixo aporte térmico para a condição 5 (700 rpm; 12 mm / s; 1,03 mm / rev), em solda por DS-FSW.

A Figura 4.10 mostra a formação de defeitos volumétricos no LA da ZM para a condição 1 (500 rpm; 5 mm / s; 0,60 mm / rev) onde pode-se observar a formação de estrutura descontínua na junta soldada. Esse fato pode explicar as propriedades de tração ligeiramente mais baixas, bem como um caminho e superfície de fratura diferente, conforme será apresentada neste trabalho. Esta região por ter o valor de *weld pitch* menor, a solda é mais fria resultando nessa formação, pelos mesmo motivos que a condição 5 (700 rpm; 12 mm / s; 1,03 mm / rev) para DS-FSW. A condição 1 (500 rpm; 5 mm / s; 0,60 mm / rev) para FSW foi ensaiada como meio de comparação, esperando-se desempenho inferior.

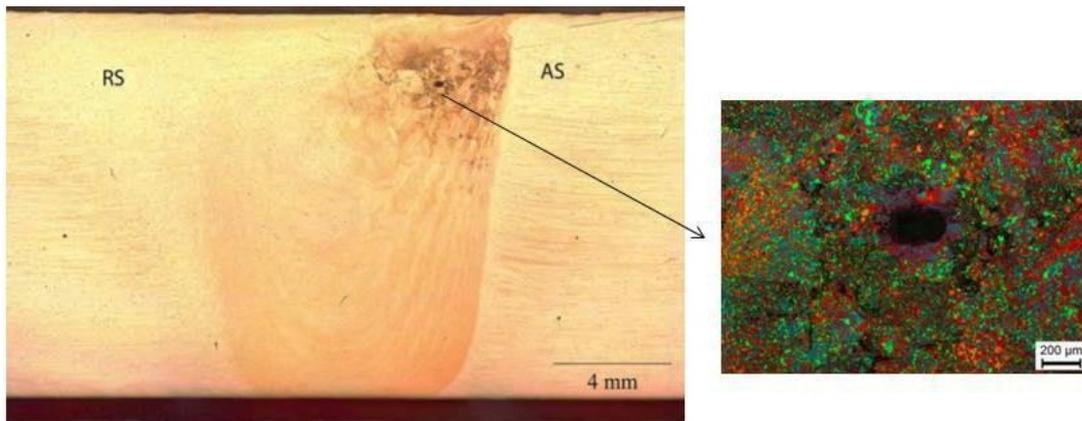


Figura 4.10 - Defeito volumétrico para a condição 1 (500 rpm; 5 mm / s; 0,60 mm / rev) em solda por FSW, devido ao alto aporte térmico.

A Figura 4.11 (a) e (b) apresenta a microestrutura da condição 3 (500 rpm; 7 mm / s; 0,84 mm / rev), mostrando-se os locais dos termopares, das soldas realizadas sob resfriamento WC-FSW submerso em água e por spray de água, respectivamente. Pode-se observar a formação de uma região escurecida dentro da ZM, próximo ao LA. Ao observar essa região com um aumento maior utilizando-se MEV Figura 4.11 (c), identificou-se a formação de vazios na ZM. A hipótese para essa região, é que a energia térmica fornecida para a solda nessas condições tenha sido insuficiente ou a taxa de resfriamento tenha sido muito alta. Essa formação pode apresentar queda nos valores das propriedades mecânicas de tração e fadiga.

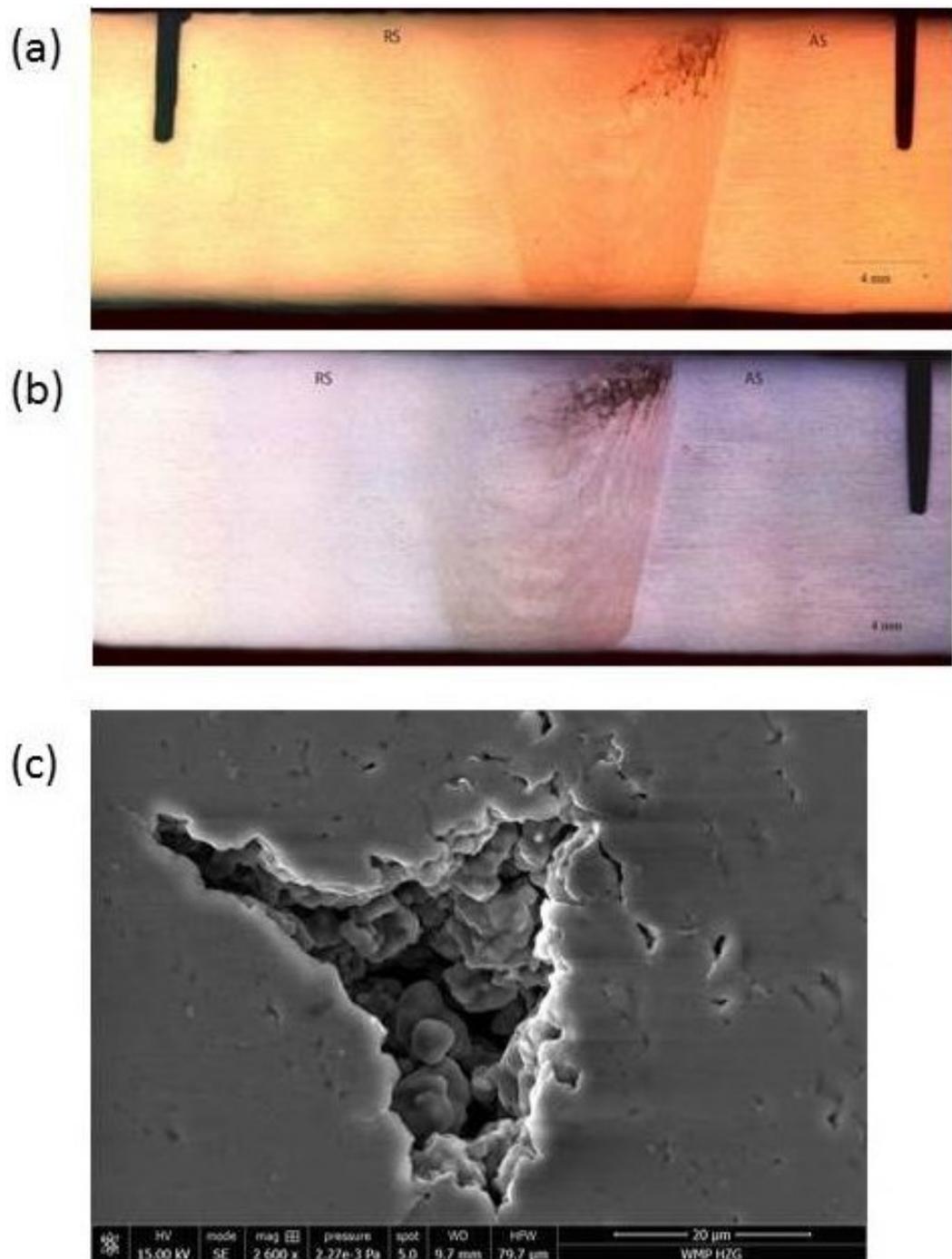
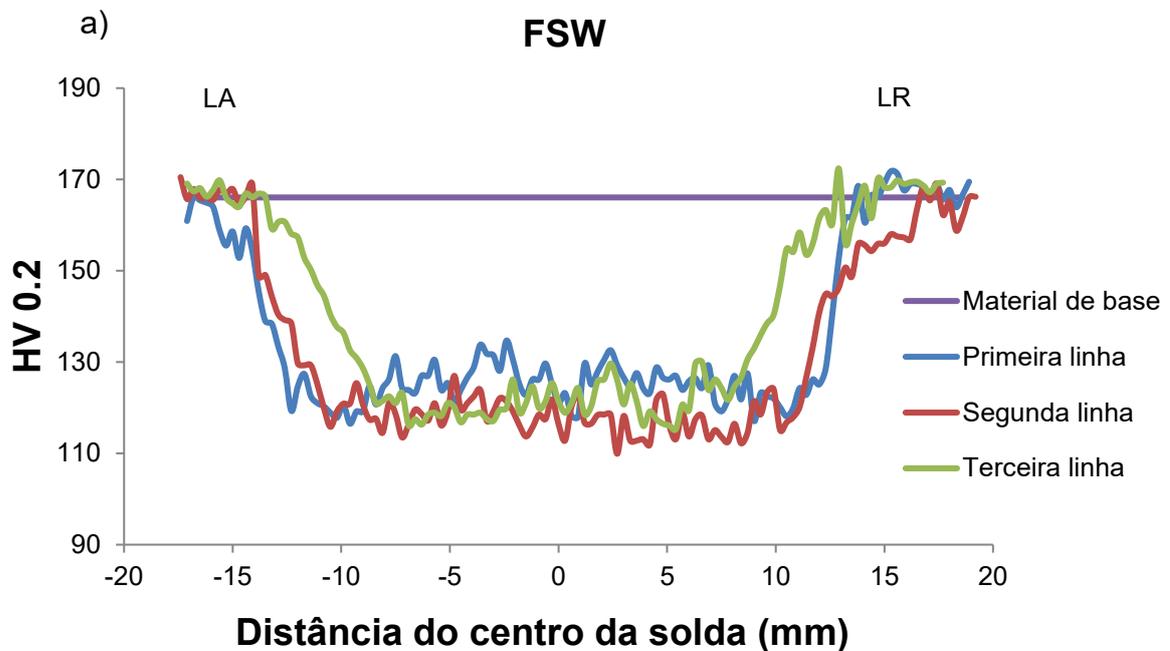


Figura 4.11 - Microestrutura da condição 3 (500 rpm; 7 mm / s; 0,84 mm / rev), das soldas feitas sob resfriamento (WC-FSW) (a) submerso em água (b) por jato de água (c) Formação de vazios macroscópicos pela imagem de MEV na região escura da ZM, devido à redução dos picos térmicos e a redução do calor necessário para a realização da soldagem.

4.4 Propriedades mecânicas

4.4.1 Microdureza

O perfil de dureza foi verificado através de uma seção transversal próxima da superfície superior do primeiro passo (3 mm abaixo), centro (espessura média) e superfície inferior do segundo passe (3 mm acima). Os resultados para a condição 3 (500 rpm; 7 mm / s; 0,84 mm / rev; FSW) e 4 (600 rpm; 10 mm / s; 1,00 mm / rev; DS-FSW) (a condição mais rápida) são apresentados na Figura 4.12 e, para diferentes *weld pitch*, na Figura 4.13.



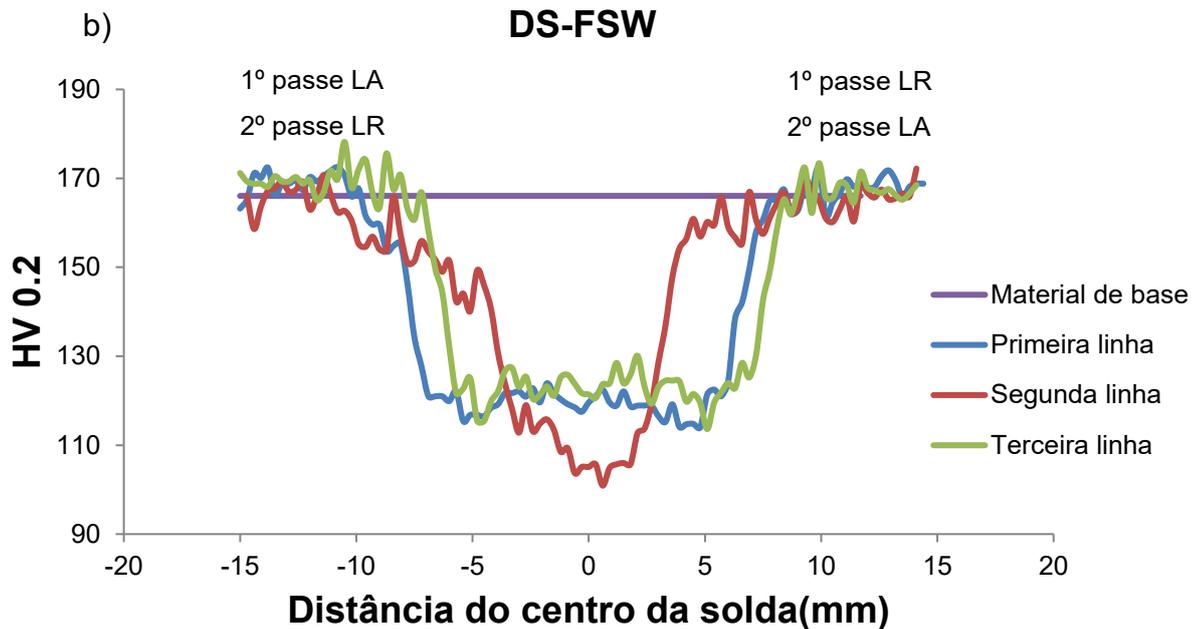


Figura 4.12 - Perfil de microdureza (a) da condição 3 (500 rpm; 7 mm / s; 0,84 mm / rev; FSW) e (b) 4 (600 rpm; 10 mm / s; 1,00 mm / rev; DS-FSW). Mostra o perfil em W para as regiões analisadas, com exceção da DZM, a zona mais afetada pelo calor.

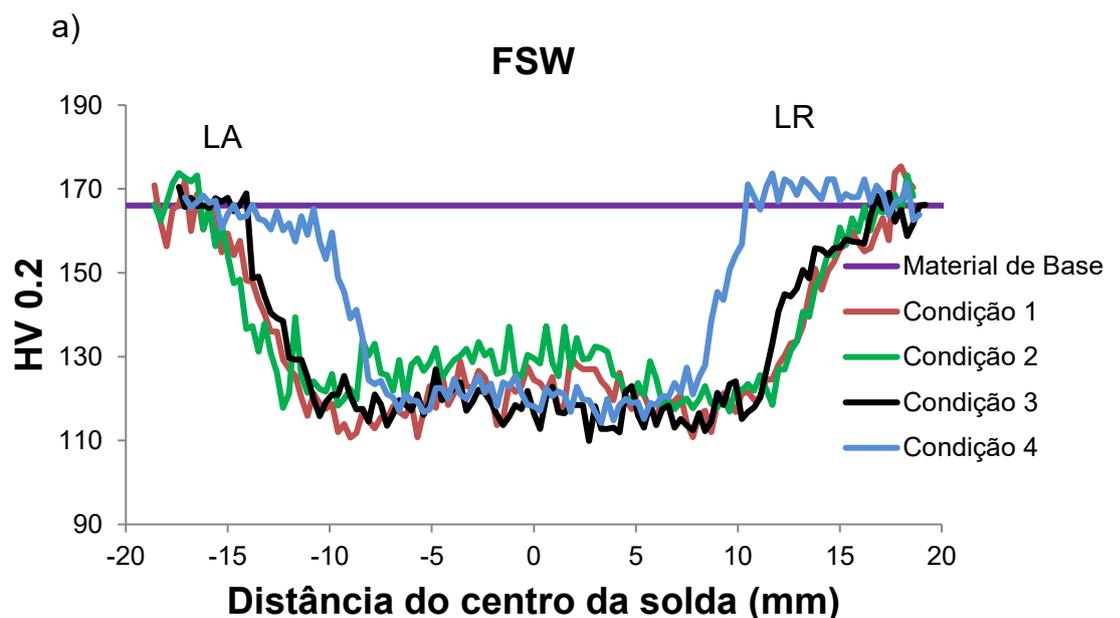
Os perfis têm levemente o formato em W nas linhas 1 e 3 de ambos os processos e na meia espessura para FSW: comportamento típico de ligas processadas por FSW de alta resistência e tratáveis termicamente, relatados em muitos trabalhos anteriores [42,58,71,74,75]. A diminuição dos valores de microdureza em relação ao metal de base é uma consequência da solicitação termomecânica do processo e do ciclo térmico. O ombro é o maior responsável pela geração de calor durante o processo de FSW [5,71]. As taxas de aquecimento e resfriamento decrescem com a profundidade na chapa durante a solda, pois a distância do ombro e o diâmetro do pino são cada vez menores. Assim, tem-se menor área de contato de fricção entre o material e o pino e menor influência de produção de calor pelo ombro, de forma que menores picos de temperatura são atingidos e, portanto, o processo afeta plasticamente menores quantidades de material e área do cordão de solda [76,77].

Para FSW, a região com menor distribuição de dureza (RMDD) é mais estreita na terceira linha de indentação em relação à segunda linha, que por sua vez, é mais estreita que a primeira. Assim como para DS-FSW, representada pela segunda linha, a DZM é a região mais estreita por estar em contato com a ponta do pino, seu menor diâmetro, em comparação com o topo dos passes. Essa flutuação no comportamento da microdureza ao longo da espessura, para chapas espessas processadas por FSW, ocorre por causa da heterogeneidade local das microestruturas causadas pela variação do aporte térmico e, portanto, do ciclo térmico, em diferentes distâncias do ombro e devido ao formato do pino.

A RMDD analisada nas linhas 1 e 3 é claramente deslocada para o lado de avanço em relação à linha central da solda na vertical, padrão seguido para todas as condições e ambas as passagens, apesar de não haver grandes diferenças entre os valores absolutos de microdureza dos lados (LA e LR). Os valores mínimos de dureza (VMD) estão na ZTA para FSW e na DZM para DS-FSW. A simetria entre os valores de microdureza entre os passes pode ser atribuída pela distribuição homogênea do fluxo material e de temperatura, concedida pela fricção com a ferramenta.

Conforme mostrado na Figura 4.12, para DS-FSW, na espessura média, o perfil de dureza da RMDD é mais estreito que as do 1º e 2º passe, devido à menor área que recebe as solicitações térmicas e mecânicas. Além disso, DZM (dupla zona de mistura) tem valores muito menores (~ 100 HV: ~ 65% de MB) do que as zonas de mistura única (~ 120 HV: ~ 70% de MB), que está de acordo com estudos feitos por outros autores [9,78], embora a DZM tenha sempre os valores de microdureza mais baixos do que outras regiões. Essa redução pode ser explicada pela DZM receber duas vezes a influência de solicitações termomecânicas.

A Figura 4.13 apresenta o perfil de microdureza para diferentes *weld pitches* na meia espessura (linha 2), para cada processo, e a partir da comparação fornecida pela podem ser extraídas algumas informações visuais. As alterações dos parâmetros do processo afetam a dureza e a RMDD. Menores aportes térmicos e taxa de aquecimento e resfriamento, limitam o super-envelhecimento que causa coalescimento e dissolução de precipitados e restrição do crescimento de grão. Os valores de *weld pitch* mais elevados proporcionam efeitos de redução de microdureza mais baixos, pelo fato do aporte térmico ser menor, de modo que as RMDD tendem a ser mais estreitadas e os valores de microdureza sejam maiores. Foi mostrado por Hassan et al [42] a estrita dependência do incremento da área da ZM com o aumento da velocidade de rotação, no centro e na raiz em a liga AA 7010. Para DS-FSW, a condição 6 (1,05 mm / rev) apresenta RMDD mais larga do que o esperado, mostrado na Figura 4.13 (b), por ter maior aporte térmico (ver Figura 4.2), apesar do valor de *weld pitch* ser o mais elevado. Considerando-se as condições 3 (500 rpm; 7 mm / s; 0,84 mm / rev) e 4 (600 rpm; 10 mm / s; 1,00 mm / rev), que têm valores relativamente baixos de *weld pitch*, não é clara a distinção entre seus comportamentos de microdureza. Apesar da condição mais quente possuir os valores de dureza mais elevados na DZM, não há diferenças muito significativas entre as condições (Figura 4.13 (b)).



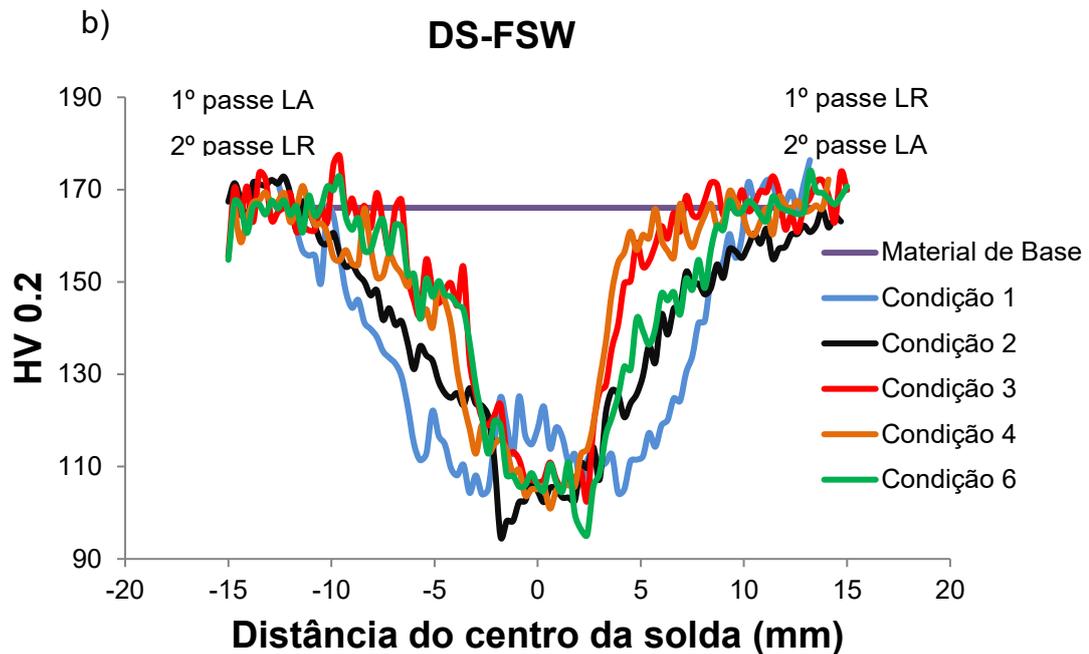


Figura 4.13 - Perfil de microdureza para diferentes *weld pitches* na meia espessura (a) FSW (b) DS-FSW. A figura apresenta a relação entre *weld pitches* e RMDD. Quando menor o *weld pitch* maior a RMDD.

Durante o ciclo térmico aplicado a ligas de alumínio endurecíveis por precipitação, ocorre a dissolução e o coalescimento dos precipitados e a formação de uma solução sólida supersaturada. Átomos de soluto retidos em forma de segunda fase se dissolvem de volta na solução sólida. Para AA 2050 a resistência e a dureza dependem principalmente do tamanho e distribuição dos precipitados, que por sua vez são controlados predominantemente pelas condições térmicas. O calor gerado na ZM é conduzido para as regiões vizinhas (ZTMA e ZTA). Considerando a redução do tamanho do grão (d) da ZM para ZTA e a regra de Hall-Petch que afirma HV ser função de $d^{-\frac{1}{2}}$, os valores de microdureza são mais baixos na ZM, ZTMA e ZTA do que no MB, significando que o efeito de tamanho de grão é de segunda ordem em comparação com o efeito dos precipitados T1, como mostrado na

Figura 2.8. Uma hipótese similar foi confirmada também por Dhondt et al [79] ao mostrar uma redução nos valores de microdureza dentro da ZM, bem como do tamanho de grão, para a liga AA 2050-T3 processada por FSW. Os valores de limite de escoamento (YS) para diferentes espessuras da ZM também não seguem a regra conforme a redução no tamanho de grão.

A Figura 4.14 mostra os perfis de microdureza comparando-se o resfriamento submerso em água e por jato de água, para a condição 3 (500 rpm; 7 mm / s; 0,84 mm / rev) de FSW. Observa-se nas soldas resfriadas uma redução na largura das RMDD e dos valores de microdureza na ZTA, comparando-se com o resfriamento ao ar, sendo o primeiro efeito mais pronunciado nas soldas que foram submersas em água, por conta da redução dos ciclos térmicos Figura 4.14. O resfriamento não contribui para o evitar a redução dos valores de microdureza em relação ao MB, a hipótese é que não tenha evitado a dissolução ou coalescimento dos precipitados ou aumentado redução do tamanho de grão.

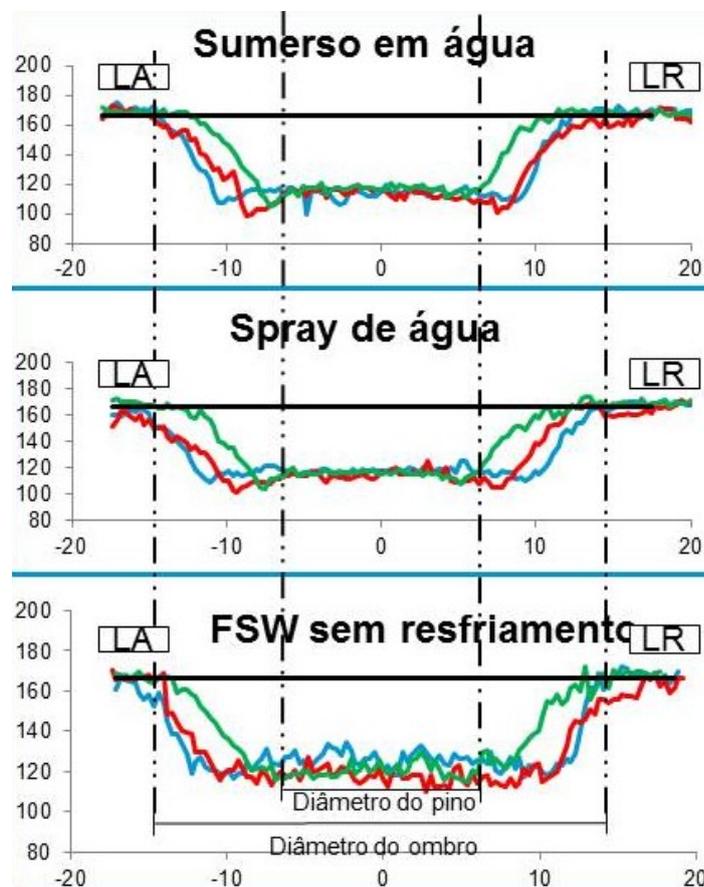
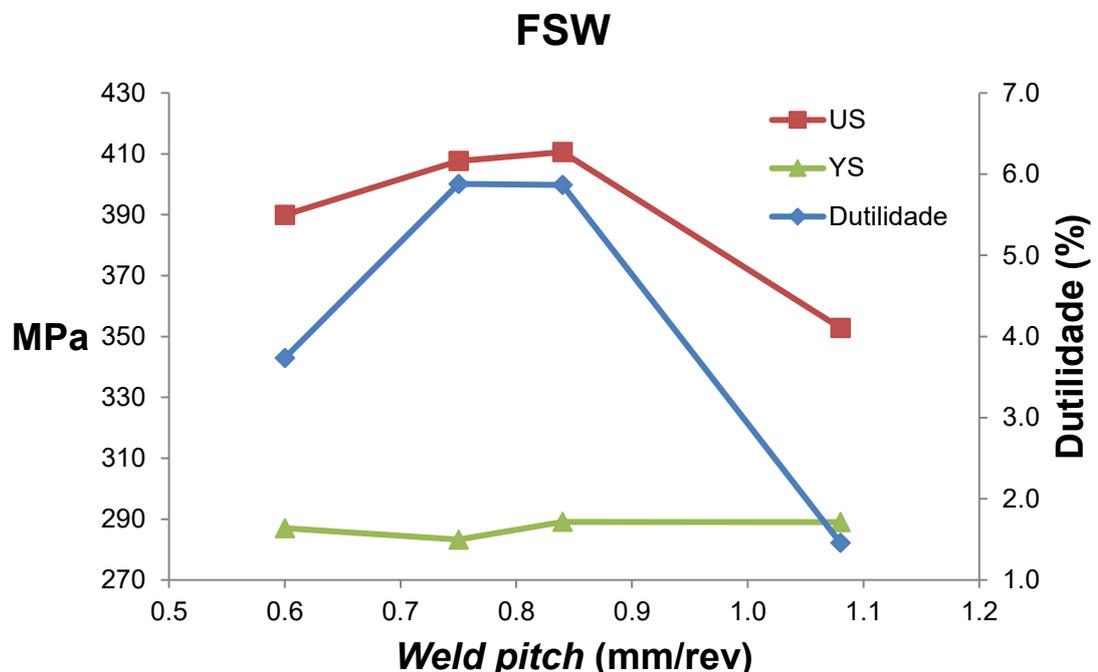


Figura 4.14 - Perfis de microdureza comparando-se diferentes formas de resfriamento, para a condição 3 de FSW. Nota-se a redução da RMDD para soldagens que se utilizaram do resfriamento externo.

4.4.2 Ensaios de tração

Dispondo-se de corpos de prova de tração retiradas a partir da direção longitudinal à direção de soldagem, foi possível avaliar o efeito das condições de soldagem nas propriedades mecânicas através do ensaio de tração. O limite de escoamento (YS), o limite de resistência à tração (US) e a ductilidade foram avaliados para o material base e são, respectivamente, 467 MPa, 535 MPa e 13,3%. As variações nas propriedades de tração com o *weld pitch* são mostradas na Figura 4.15, para FSW e DS-FSW. Apesar de não apresentarem diferenças relevantes nos limites de escoamento (YS), elas são evidentes tanto no limite de resistência à tração (US) quanto para ductilidade, em função das condições de processamento.



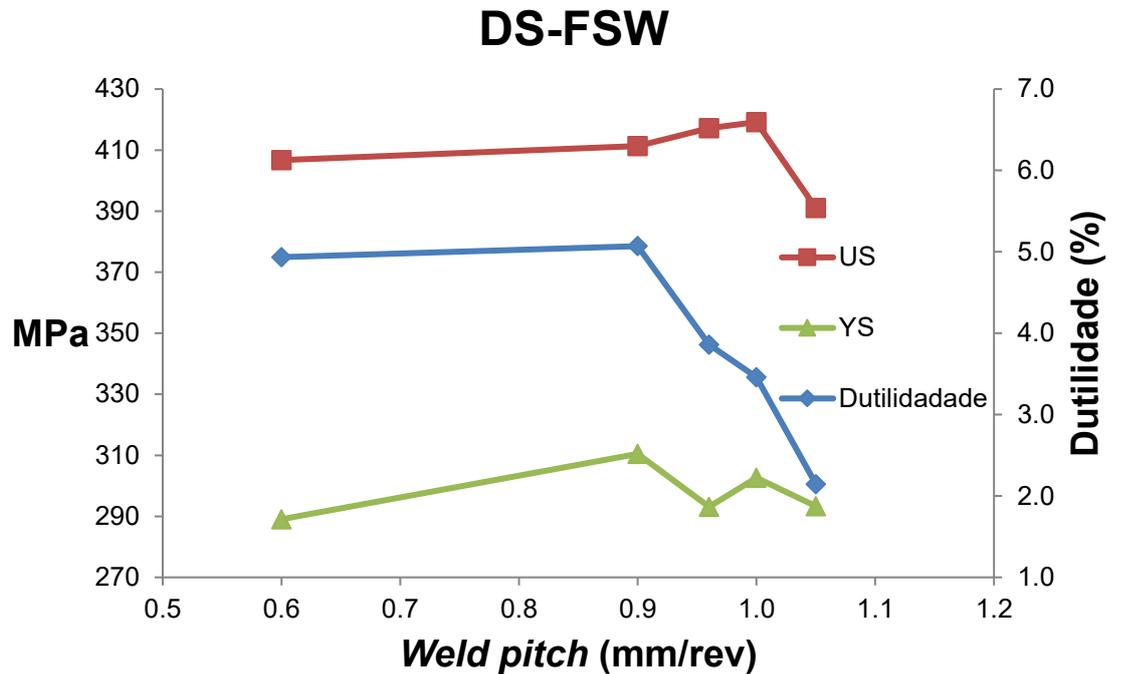


Figura 4.15 - Propriedades mecânicas obtidas através dos ensaios de tração para cada weld pitch.

Para FSW observa-se melhores propriedades mecânicas para as condições intermediárias 2 e 3 (*weld pitch* 0,75 e 0,84 mm / rev). As condições 1 e 4 (*weld pitch* 0,60 e 1,08 mm / rev) podem ser consideradas fora da janela de parâmetros otimizada (Figura 2.3). A condição 1 fornece uma alta quantidade de energia ao processo podendo ser considerada estar no “lado quente”; já a condição 4, insuficiente podendo ser considerada estar no “lado frio”. A porcentagem máxima relativa aos valores do MB alcançados para YS, US e ductilidade foram de 62%, 77% e 44%, respectivamente, para a condição 3 e os valores absolutos são bastante próximos entre as condições 2 e 3.

Para DS-FSW, o incremento do *weld pitch*, portanto redução do aporte térmico proporciona maiores valores de US entre 0,60 a 1,00 mm / rev (condições 1 a 4), em soldas sem defeitos. Em 1,05 mm / rev (condição 6), observa-se o menor valor de US. Os valores de ductilidade tendem a cair progressivamente em *weld pitches* superiores a 0,90 mm / rev (condição 2). A condição 6 (1,05 mm / rev) tem uma grande queda na ductilidade e nos valores de US, sugerindo que *weld pitches* superiores a 1,00 mm / rev podem apresentar defeitos microestruturais, mesmo quando não foram observados pela técnica de microscopia óptica utilizada nesse trabalho, uma vez que há a presença de aglomerados de buracos na condição 5 (1,03 mm / rev), mais fria e previamente mostrada pela MO (ver Figura 4.9). Dos resultados pode-se deduzir que *weld pitches* superiores a 1,00 mm / rev situam-se no "lado frio" ao lado direito da janela de parâmetros otimizados (ver Figura 2.3), uma vez que o fornecimento de energia não é suficiente para plastificar completamente o material de base, o que se faz necessário para a correta consolidação da solda.

Paralelamente às medidas de dureza, para DS-FSW, as condições otimizadas de 1-4 mostram maiores valores de US quanto mais estreita é a RMDD, podendo ser atribuído a uma maior fração volumétrica de precipitados para essas condições [59]. A porcentagem máxima relativa aos valores de MB alcançados para YS, Us e ductilidade foi de 67%, 78% e 38% e os valores absolutos são bastante próximos das condições 1-4. Os valores de YS encontrados neste trabalho foram ligeiramente maiores em 10% no trabalho anterior de Sidhar et al [53] para AA 2050-T3, em passe único, no entanto o ductilidade foi inferior. A conservação da ductilidade em 40% do MB é considerado como um resultado positivo, para ligas de Al-Li processadas por FSW, na ausência de tratamentos térmicos posteriores [74]. Finalmente, como o esperado os valores das propriedades mecânicas de tração de WC-FSW (soldada na condição 3), não foram superiores à condição 3 de FSW, devido à falha de processamento mostrada na Figura 4.11 (c).

Tabela 4.3 - Valores das propriedades mecânicas obtidas com o ensaio de tração relativa ao MB.

Processo	Condição	YS (MPa)	US (MPa)	Dutibilidade (%)	Weld pitch (mm/rev)
FSW	1	287 ± 1 (62%)	390 ± 1 (73%)	3,7 ± 0,1 (28%)	0,60
	2	283 ± 18 (61%)	408 ± 6 (76%)	5,9 ± 0,2 (44%)	0,75
	3	289 ± 5 (62%)	411 ± 1 (77%)	5,9 ± 0,1 (44%)	0,84
	4	289 ± 2 (62%)	353 ± 3 (66%)	1,5 ± 0,1 (11%)	1,08
WC-FSW	--	301 ± 1 (64%)	407 ± 7 (76%)	3,1 ± 0,4 (23%)	--
DS-FSW	1	289 ± 9 (62%)	407 ± 1 (76%)	4,9 ± 0,1 (37%)	0,60
	2	310 ± 4 (67%)	411 ± 1 (77%)	5,1 ± 0,4 (38%)	0,90
	3	293 ± 3 (63%)	417 ± 1 (78%)	3,9 ± 0,1 (29%)	0,96
	4	303 ± 8 (65%)	419 ± 1 (78%)	3,5 ± 0,1 (26%)	1,00
	6	293 ± 2 (63%)	391 ± 1 (73%)	2,1 ± 0,1 (16%)	1,05

4.5 Ensaios de fadiga

Os ensaios de fadiga foram realizados apenas para a condição escolhida, que mostraram maiores valores de US, e com maior velocidade de soldagem, para FSW e DS-FSW. Para FSW foi escolhida a condição 3 (411 MPa; 500, 7 mm/s, 0,84 mm/rev) e para DS-FSW, a condição 4 (419 MPa; 600 rpm; 10 mm/s; 1,00 mm/rev). A Tabela 4.4 mostra as diferentes porcentagens de cargas relativas ao US do MB utilizadas nos ensaios de tração e suas correspondentes tensões e números de ciclos até a fratura. *S_a* é o valor da amplitude de tensão correspondente a cada porcentagem de carga de ruptura em tração e foi utilizado o parâmetro R = 0,1. A área dos corpos de prova, na qual as tensões foram calculadas, foi de 196 ± 0,39 mm² para FSW e de 197 ± 0,40 mm² para DS-FSW.

Tabela 4.4 - Resultados dos ensaios de fadiga para FSW e DS-FSW.

FSW				
% do US	Tensão máx (MPa)	Tensão mín (MPa)	Sa (MPa)	Ciclos
29%	120,7	12,1	54,3	4000000
29%	120,7	12,1	54,3	4000000
29%	120,7	12,1	54,3	4000000
29%	120,7	12,1	54,3	1279352
29%	120,7	12,1	54,3	1065566
29%	120,7	12,1	54,3	1060087
34%	137,9	13,8	62,1	829301
34%	137,9	13,8	62,1	682488
34%	137,9	13,8	62,1	653624
38%	155,1	15,5	69,8	618858
38%	155,1	15,5	69,8	501263
38%	155,1	15,5	69,8	444917
42%	172,4	17,2	77,6	294762
42%	172,4	17,2	77,6	281763
42%	172,4	17,2	77,6	275614
50%	206,9	20,7	93,1	191429
50%	206,9	20,7	93,1	122845
50%	206,9	20,7	93,1	109318
59%	241,3	24,1	108,6	72232
59%	241,3	24,1	108,6	64407
59%	241,3	24,1	108,6	50882

DS-FSW				
% do US	Tensão máx. (MPa)	Tensão mín. (Mpa)	Sa (MPa)	Ciclos
41%	172.4	17.2	77.6	4000000
41%	172.4	17.2	77.6	4000000
41%	172.4	17.2	77.6	2017584
41%	172.4	17.2	77.6	1473130
45%	189.6	19.0	85.3	1962048
45%	189.6	19.0	85.3	1653088
45%	189.6	19.0	85.3	744601
45%	189.6	19.0	85.3	546361
50%	206.9	20.7	93.1	975284
50%	206.9	20.7	93.1	761965
50%	206.9	20.7	93.1	593684
50%	206.9	20.7	93.1	548448
50%	206.9	20.7	93.1	469301
58%	241.3	24.1	108.6	347057
58%	241.3	24.1	108.6	314866

58%	241.3	24.1	108.6	280200
58%	241.3	24.1	108.6	265787
58%	241.3	24.1	108.6	218034
66%	275.8	27.6	124.1	151647
66%	275.8	27.6	124.1	126546

Segundo a descrição da seção 3 - Materiais e métodos, através da regressão linear realizadas nos gráficos da Figura 4.16, foi possível obter os parâmetros de escala (α) e de forma (β) de Weibull, que são equivalentes a exp (-coeficiente linear / coeficiente angular) e ao coeficiente angular das retas, respectivamente. Os parâmetros e o tempo médio para fratura de Weibull (calculado pela Eq. (3.3)) estão descritos Tabela 4.5.

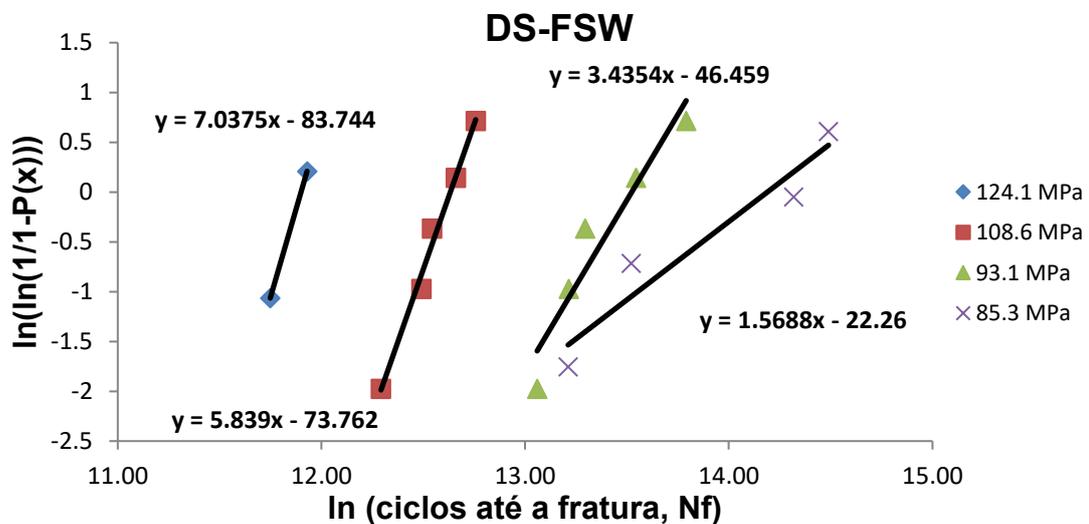
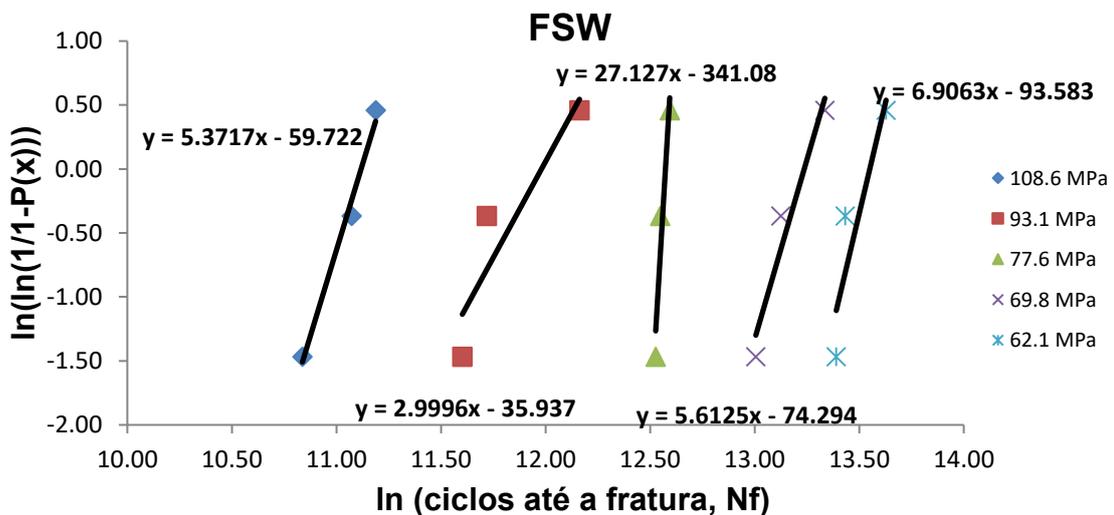


Figura 4.16 - Distribuição de Weibull para diferentes níveis de tensão, para FSW e DS-FSW.

Tabela 4.5 - Parâmetros α e β e tempo médio para fratura de Weibull.

FSW			
Nível de tensão (MPa)	Parâmetro de escala (α)	Parâmetro de forma (β)	Tempo médio de Weibull para fratura
108.6	67365.99	5.37	62922.89
93.1	159627.37	3.00	141267.45
77.6	288788.77	27.13	284913.19
69.8	560866.57	5.61	525410.60
62.1	767106.97	6.91	727458.46
54.3	1414866.85	5.84	1328864.32

DS-FSW			
Nível de tensão (MPa)	Parâmetro de escala (α)	Parâmetro de forma (β)	Tempo médio para fratura de Weibull
124.1	147219.55	7.04	139748.59
108.6	306398.73	5.84	287757.32
93.1	746840.67	3.44	671265.51
85.3	1453070.10	1.57	1150334.00

A partir dessas informações, é possível a construção das curvas S-N (Figura 4.17) as equações das curvas (FSW $Sa = 1313,1(Nf)^{-0,225}$ (4.1) e DS-FSW $Sa = 1027,7(Nf)^{-0,179}$ (4.2) e os valores de R^2 , para o nível de confiabilidade de 50%. Os valores de R^2 foram 0,9927 (FSW) e 0,9994 (DS-FSW), valores adequados para uma regressão em forma de potência, a fim de prever a vida em fadiga das soldas.

$$Sa = 1313,1(Nf)^{-0,225} \quad (4.1)$$

$$Sa = 1027,7(Nf)^{-0,179} \quad (4.2)$$

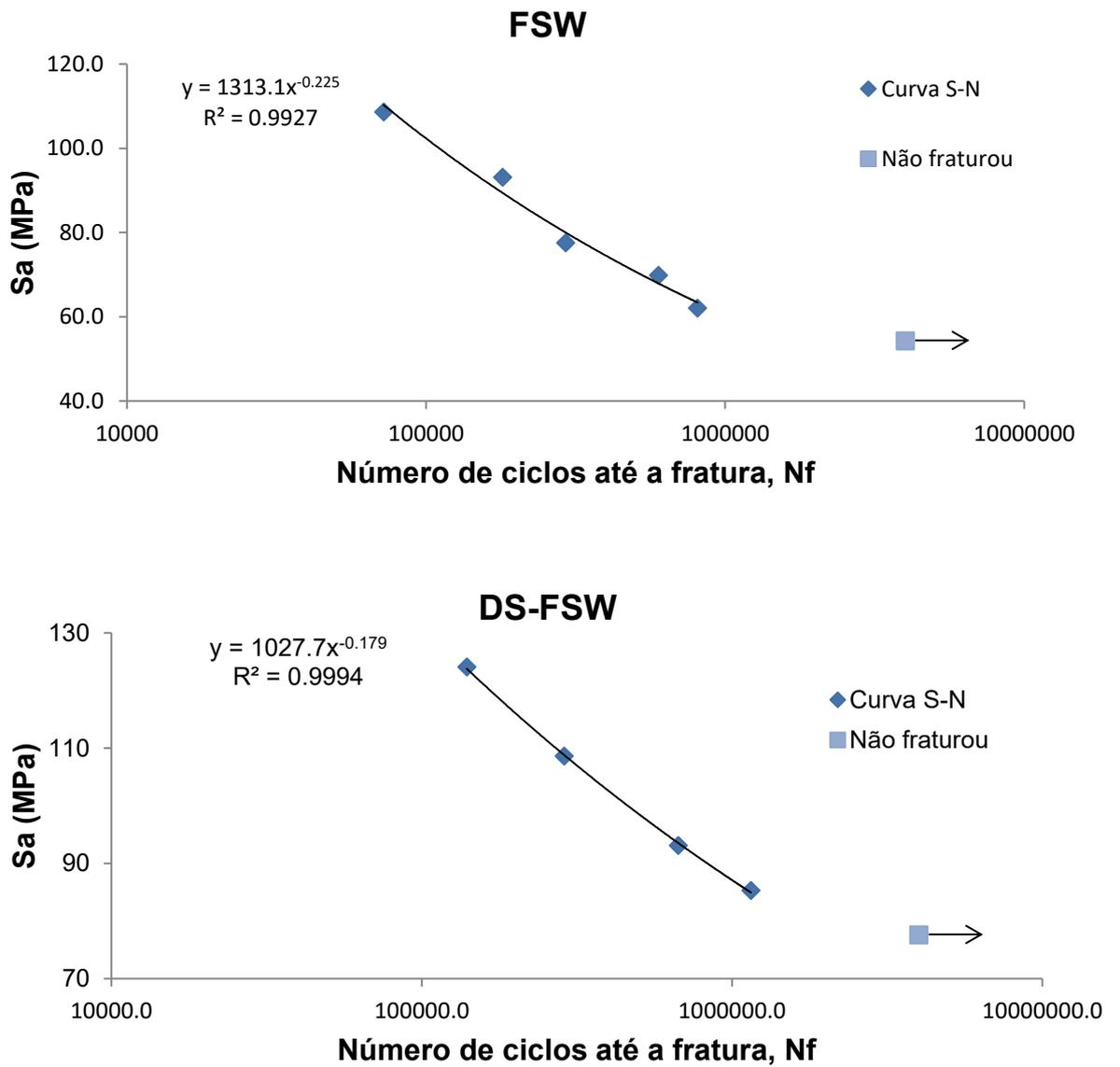


Figura 4.17 - Curva S-N para as juntas de AA 2050-T8 soldadas por FSW e DS-FSW, mostrando a quantidade de ciclos necessários para a fratura dependendo do nível de tensão médio aplicado.

Da Figura 4.17, pode-se observar que os limites de fadiga, em termos de amplitude de tensão, se encontram para FSW, entre 62,1 MPa e 54,3 MPa sendo estimados em 58,2 MPa e para DS-FSW, entre 85,3 MPa e 77,6 MPa estimado em 81,45 MPa. Esses valores de amplitude pela tabela correspondem à tensão máxima de aproximadamente 130 MPa (FSW) e 180 MPa (DS-FSW), que equivalem à 31,4 % e 43,4 % da resistência das soldas em ensaios estáticos de tração. Pode-se observar um desempenho superior de DS-FSW em relação ao FSW. Para fins comparativos, ciclos na ordem de 10^5 a tensão máxima aplicada foram de 206,9 MPa (FSW) e 275,8 MPa (DS-FSW), enquanto a referência [80] mostra que, para essa ordem de número de ciclos, foi de ~220MPa para o material de base AA 2050 e para ligas similares AA 2198 foi de 225 MPa [81]. Já Moreira et al [82] utilizando as ligas AA 2195 observaram a tensão máxima de 260-280 MPa na mesma ordem no número de ciclos, uma redução de 30% em relação à faixa de 350-400 MPa para MB.

4.6 Análise de fratura em ensaios de tração

Foram realizadas as análises de fratura dos corpos de prova pós ensaio de tração, por microscopia eletrônica de varredura (MEV) observando-se as seções transversais e o caminho de fratura observando-se os corpos de prova a olho nu. A Figura 4.18 e a Figura 4.20 compara os caminhos de propagação da fratura resultantes dos ensaios de tração, por uma visão superior e lateral, respectivamente, para FSW e DS-FSW. Os três corpos de prova fraturados têm o mesmo aspecto visual, para uma mesma condição. A ZTA possui os valores mínimos de dureza (VMD) que oferecem menor resistência à deformação localizada, devido ao coalescimento e dissolução parcial dos precipitados T1 (redução da fração volumétrica), portanto apresenta menor resistência à tração, então, é adequado esperar nucleação da fratura através de ZTA [83].

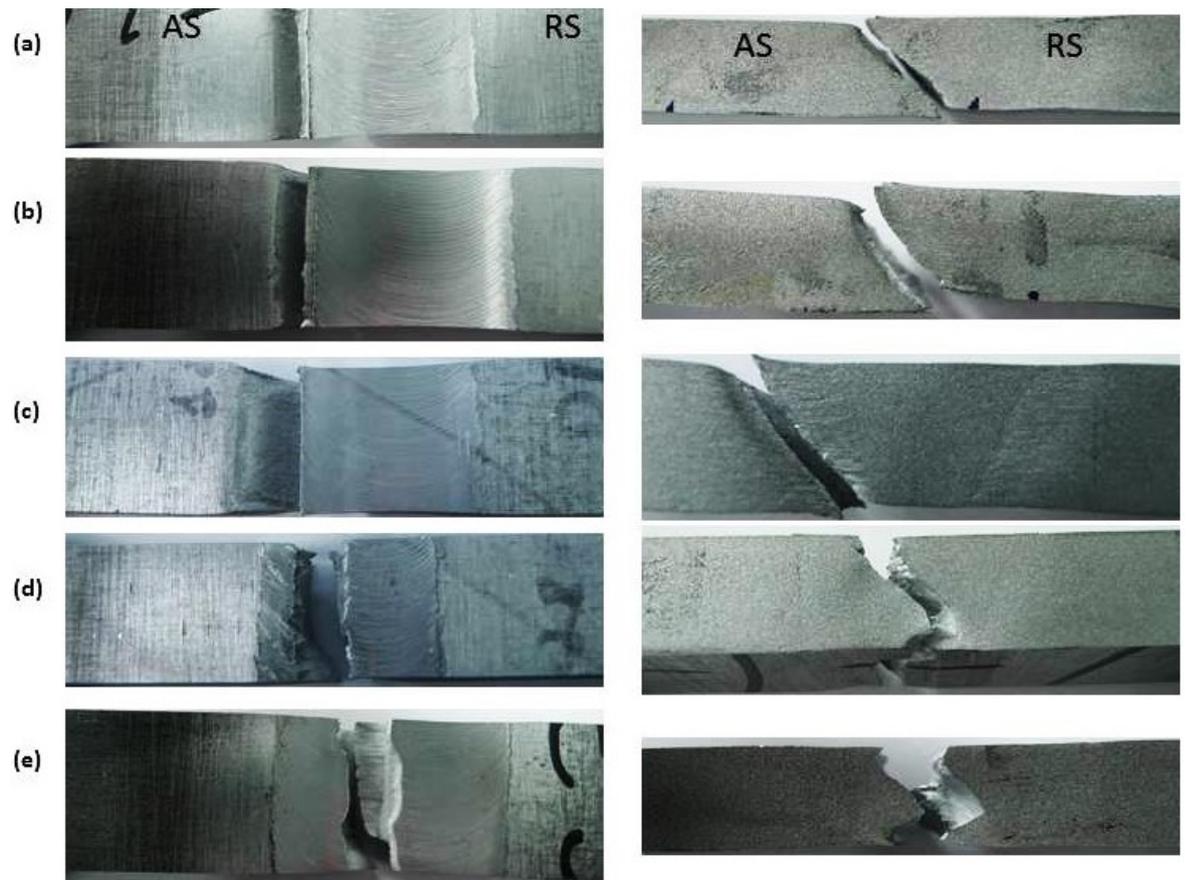


Figura 4.18 - Corpos de prova pós-ensaio de tração para FSW das condições (a) Condição dentro da janela operacional (não apresentada no trabalho) (b) 2 (400 rpm; 5 mm / s; 0,75 mm / rev) (c) 3 (500 rpm; 7 mm / s; 0,84 mm / rev) (d) 4 (500 rpm; 9 mm / s; 1,08 mm / rev) (e) 1 (500 rpm; 5 mm / s; 0,60 mm / rev). À esquerda é mostrado a visão superior; à direita, a visão lateral do corpo.

Para FSW, a Figura 4.18 (a-c) mostra um padrão de propagação de fratura contínuo (sem tortuosidades), 45° inclinada em relação à direção de carregamento, enquanto a Figura 4.18 (d-e) mostra caminhos tortuosos, das condições 4 (500 rpm; 9 mm / s; 1,08 mm / rev) e 1 (500 rpm; 5 mm / s; 0,60 mm / rev), respectivamente, a mais fria e a mais quente, fora da janela otimizada de parâmetros, o que não garante o fluxo homogêneo de material, a mistura adequada de material e a forte união dessa região. Nota-se pela Figura 4.19 (a) que o padrão de propagação é através da ZTA. O mesmo padrão no caminho da fratura foi verificado por Sabari et al [59] em ligas AA2519, no entanto, o caminho estava localizado na ZTMA, assim como Ilangovan et al [84] mostraram para as ligas AA 6061 e AA 5086, similares e dissimilares. Sinhmar et al [60] verificaram que para AA2014 há a presença da fratura na ZTA, em ambos os lados. Portanto, para FSW as fraturas podem ser iniciadas tanto na ZTA como na ZTMA, dependendo onde está localizado o MVD.

As condições que estão fora da janela ótima de parâmetros apresentam o caminho das fraturas através da ZM. Essas condições apresentam piores valores de ductilidade e US, em comparação às que seguem o padrão de propagação. O local mais provável de início da fratura da condição 4 (500 rpm; 9 mm/s; 1,08 mm/rev) pela Figura 4.19-b, é dentro da ZM no topo e no LA, pois o caminho da fratura nessa região específica possui um aspecto mais vertical em comparação às outras condições que o possuem mais inclinado (Figura 4.19-a).

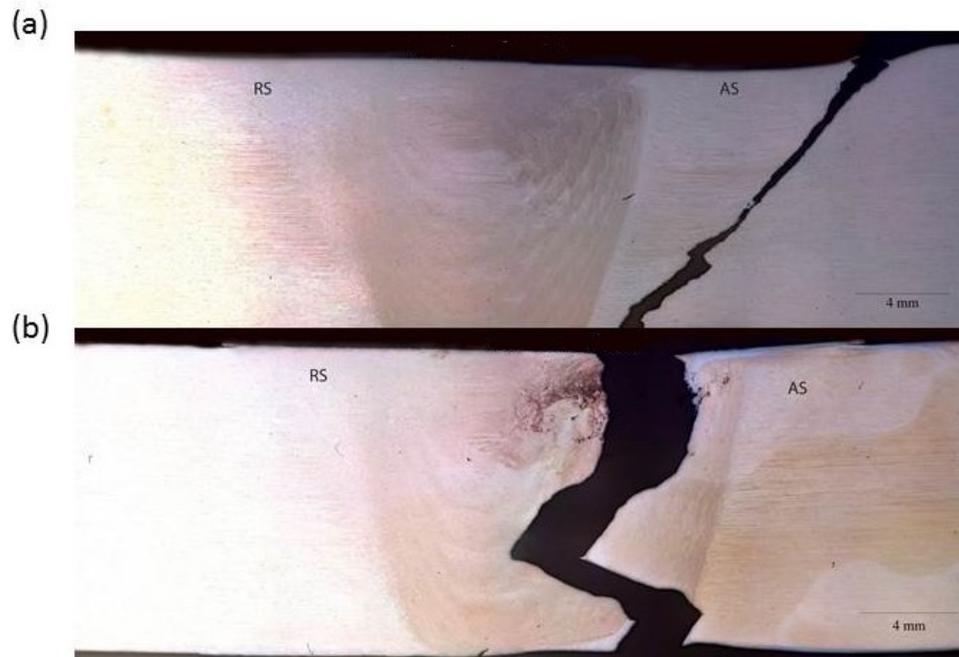


Figura 4.19 - Propagação dos caminhos de fratura para FSW (a) Condição 3 (500 rpm; 7 mm / s; 0,84 mm / rev)) e (b) Condição 4 (500 rpm; 9 mm / s; 1,08 mm / rev)).

Para DS-FSW, no intervalo das condições deste estudo, os caminhos das fraturas apresentam um padrão (Figura 4.20 (a-d)) passando pelo centro da ZM na vertical e através da ZTMA e da ZTA. Pelo fato da DZM apresentar os menores valores de microdureza, espera-se que a região tenha menor resistência à deformação localizada e que seja o local preferencial para o início da fratura [70]. Devido às diferenças microestruturais entre as regiões, a propagação da fratura é favorecida. A Figura 4.20 (e) mostra um modo de fratura diferente do verificado nas outras fraturas deste trabalho. A fratura caminhou fora do centro da ZM em um ângulo de inclinação menor em relação a vertical do que o caminho verificado nas outras fraturas, como mostrado na Figura 4.21. A condição 6 (400 rpm; 7 mm / s; 1,05 mm / rev) apresenta caminho de fratura diferente do verificado nas outras fraturas deste trabalho, apesar de nenhum defeito volumétrico ter sido detectado por microscopia ótica.

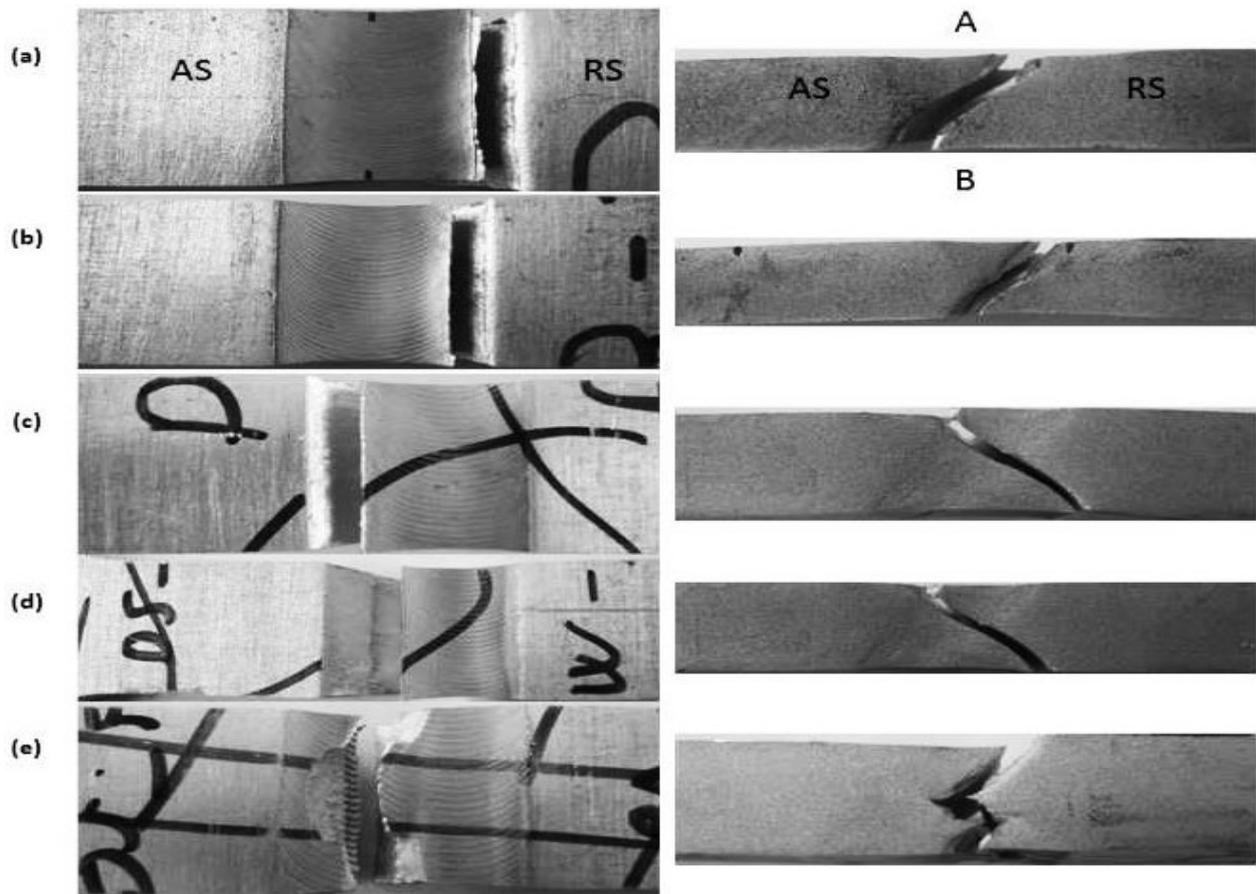


Figura 4.20 - Corpos de prova pós-ensaio de tração para DS-FSW das condições (a) 1 (400 rpm; 4 mm / s; 0,60 mm / rev) (b) 2 (400 rpm; 6 mm / s; 0,90 mm / rev) (c) 3 (500 rpm; 10 mm / s; 1,00 mm / rev) (d) 4 (600 rpm; 10 mm / s; 1,00 mm / rev) (e) 6 (400 rpm; 7 mm / s; 1,05 mm / rev). À esquerda é mostrado o 2º passe (B), na vista superior; à direita, a visão lateral do corpo, no qual o 1º passe (A) está acima e o 2º passe (B) está abaixo.

Observam-se na Figura 4.21 (b) dois modos de fratura presente: três caminhos mais curvos, encontrando-se em um formato de “Z”. Os modos de fratura mais retos na horizontal são locais preferenciais para o início da fratura e estão localizados dentro da ZM no LA. A condição 6 (400 rpm; 7 mm / s; 1,05 mm / rev) tem *weld pitch* maior do que a condição 5 (700 rpm; 12 mm / s; 1,03 mm / rev), porém maior aporte térmico pela Figura 4.2. Na condição 5, encontrou-se a formação de vazios na ZM no LA (Figura 4.9), no entanto se observou essa formação por MO na condição 6, mas, pelo fato da última ter maior valor de *weld pitch*, existe a possibilidade dessa região específica possuir uma formação menos homogênea, que seriam os locais mais favoráveis ao início das fraturas.

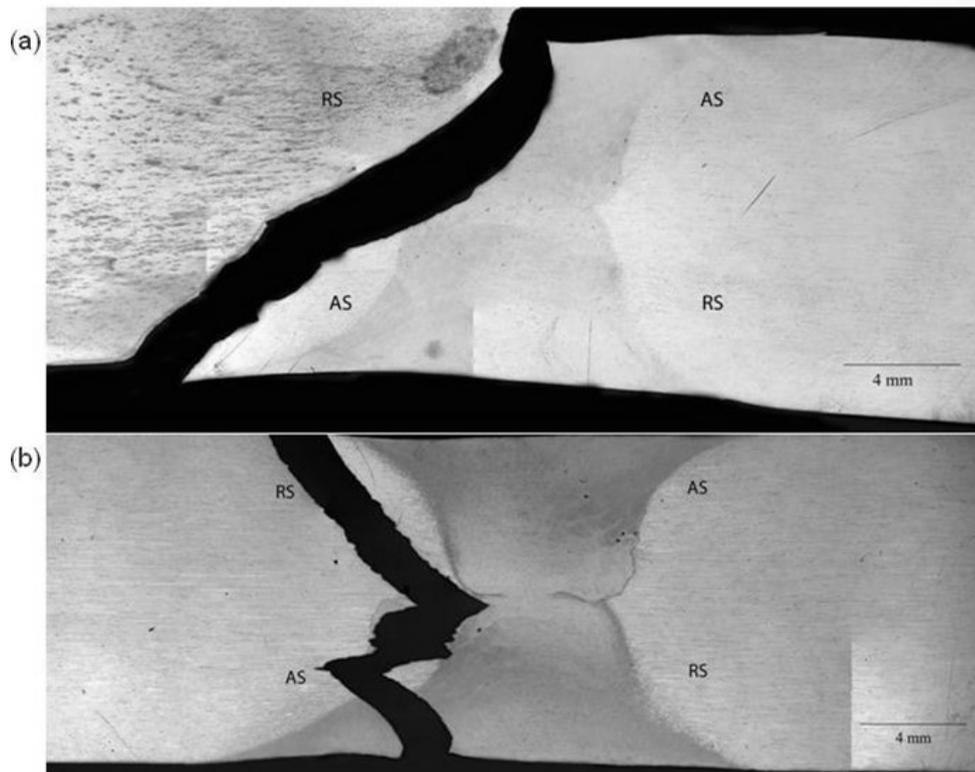


Figura 4.21 - Caminho de fratura para DS-FSW (a) Condição 4 (600 rpm; 10 mm /s; 1,00 mm / rev) e (b) Condição 6 (400 rpm; 7 mm / s; 1,05 mm / rev).

Observando-se a superfície de fratura de todas as condições, não foi possível identificar muita variação nas imagens, o que fortalece a hipótese de não haver defeitos metalúrgicos significativos entre as condições dentro e fora da janela de parâmetros otimizados, mas apenas defeitos devido ao processamento como a formação de vazios. A Figura 4.22 mostra a fractografia da condição 3 (500 rpm; 7 mm / s; 0,84 mm / rev) de FSW, pós ensaio de tração. O modo de fratura se assemelha ao modo de fratura dútil devido à presença de alvéolos, que representam deformação plástica de partículas intermetálicas.

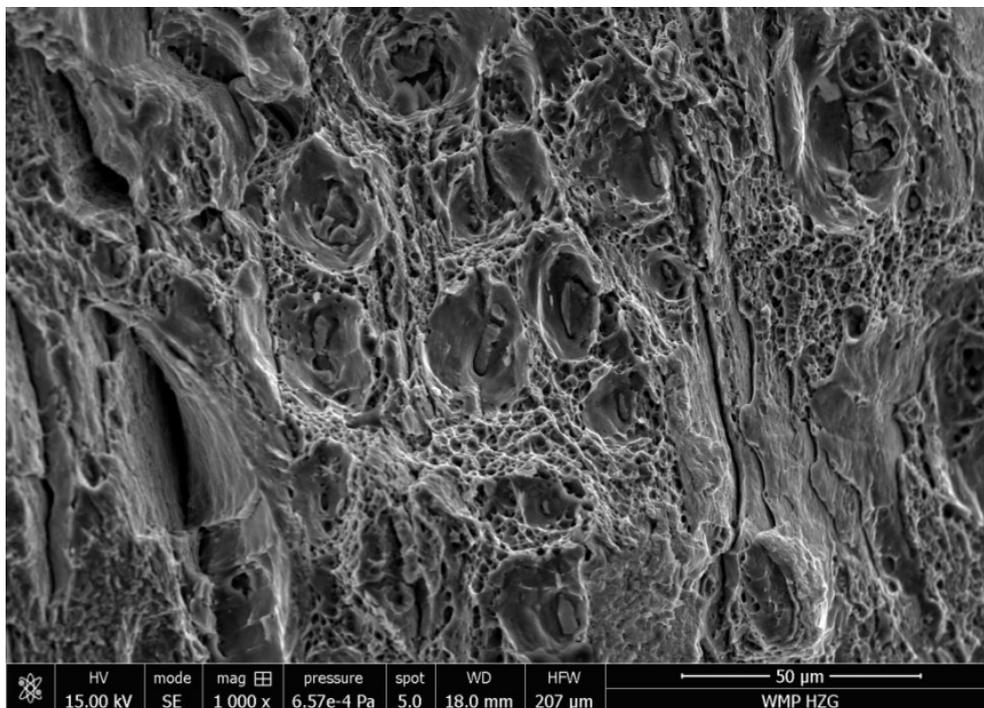


Figura 4.22 - Fractografia da condição 3 (500 rpm; 7 mm / s; 0,84 mm / rev) de FSW, pós-ensaio de tração. Nota-se dois tipos de alvéolos: um esférico, que acelera a fratura e outro mais alongado, onde se inicia a fratura.

Podem-se observar dois tipos de alvéolos: Os primeiros são maiores e alongados e o segundo, menores e esféricos. Os centros dos alvéolos alongados mostram a aparência de buraco que atua como locais de início da fratura. Após o início da deformação plástica, uma série de “*splits*” dessas partículas intermetálicas maiores e alongadas que tendem a coalescer até que ocorra formação de uma cunha de material e em seguida a falha por completo. No entanto, a segunda classe de alvéolos, menores e esféricos se situa entre os primeiros e aceleram o final da fratura, enquanto o estado de tensão vai se alterando.

5. CONCLUSÕES

Os resultados obtidos nesse trabalho apontaram que os processamentos de soldagem por fricção e mistura em passe único (FSW) e duplo passe (DS-FSW), em altas velocidades de soldagem, mostraram-se adequados para a produção de juntas similares da liga AA 2050-T84, com aplicações para a indústria aeronáutica. As principais conclusões são apresentadas a seguir:

1. A faixa de *weld pitch* trabalhada foi entre 0,6-1,05 mm / rev, para evitar-se formação de *flash* e falta de calor, afim de garantir a mistura efetiva de metal. As melhores condições foram a condição 3 (500 rpm; 7 mm / s; 0,84 mm / rev) para FSW; e a condição 2 (400 rpm; 6 mm / s; 0,90 mm / rev), para DS-FSW.
2. O pico de temperatura FSW foi de 481 °C e para DS-FSW foi de 387 °C, redução de 80.5 % em relação ao FSW, esperada pelo fato de menor quantidade de material estar em contato com a ferramenta, produzindo menor quantidade de calor devido ao trabalho de fricção. As temperaturas inferiores para DS-FSW não são suficientes para atingir a dissolução completa dos precipitados T1 (Al₂CuLi, hexagonal) na ZM.
3. Para os dois processos, as condições que situam-se fora da janela de parâmetros otimizados apresentam caminho de fratura divergente do encontrado nas condições otimizadas. Observou-se que o caminho da fratura passa nessa região para DS-FSW, das condições otimizadas. A ZTA apresentou menores valores de microdureza para FSW e foi onde se estabeleceu os caminhos de fratura nos corpos dos ensaios de tração, para as condições otimizadas.

4. Observou-se que o efeito de refinamento é secundário ao se comparar com a dissolução de precipitados e partículas intermetálicas. Dessa forma, houve a redução em torno de 30-35% nos valores de microdureza para ambos os processamentos com relação ao material de base. Verificou-se RMDD's mais estreitas para menores aportes térmicos. Para FSW, quanto mais distante do ombro, menor é a RMDD. Para DS-FSW, a DZM tem menor RMDD. Os experimentos de resfriamento (WC-FSW) por spray de água e solda submersa apresentaram redução da RMDD e a formação de vazios na ZM. Dessa forma, era esperado que não houvessem melhoras nas propriedades mecânicas de tração, como o ocorrido.

5. DS-FSW teve desempenho superior nos ensaios de fadiga. Como o processamento por DS-FSW requer dois passes, sua velocidade real é duas vezes a velocidade de soldagem mais o tempo de setup para se virar as chapas. Assim, o processamento por FSW na condição 3 se torna mais atrativo por ser mais rápido e menos trabalhoso. No entanto, se o principal requerimento do projeto for a resistência à fadiga, é preferível o uso de DS-FSW na condição 4.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Decorrente do trabalho realizado, novos trabalhos de investigação podem ser realizados com o intuito de evoluir o conhecimento sobre este tema:

- Avaliar o comportamento do precipitado T1 nas diferentes regiões da solda;
- Variar o efeito na microestrutura final e no fluxo de soldagem da mudança do perfil e configurações da ferramenta de soldagem;
- Avaliar estatisticamente um maior número de variações de parâmetros dentro da janela de parâmetros otimizados;

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. HAFLEY, R. A.; DOMACK, M. S.; HALES, S. J. Evaluation of Aluminum Alloy 2050-T84 Microstructure and Mechanical Properties as Ambient and Cryogenic Temperatures. 2011.
2. GIBSON, B. T.; LAMMLEIN, D. H.; PRATER, T. J.; LONGHURST, W. R.; COX, C. D.; BALLUN, M. C.; STRAUSS, A. M. Friction stir welding: Process, automation, and control. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 16, n. 1, p. 56-73, 2014.
3. ESPARZA, J.A.; DAVIS, W.C.; TRILLO, E.A.; MURR, L.E. Friction-stir welding of magnesium alloy AZ31B. *Journal of Materials Science Letters*. v.21, n.12, p.917–20, 2002.
4. MISHRA, R.S.; MA, Z.Y. Friction stir welding and processing. *Materials Science and Engineering: R: Reports*. v.50, p.1-78, 2005.
5. SU, J. Q.; NELSON, T.W.; MISHRA, R.; MAHONEY, M. Microstructural investigation of friction stir welded 7050- T651 aluminium. *Acta Materialia*. v. 51, p. 713-729, 2003.
6. Xiao, R.; Zhang, X. Problems and issues in laser beam welding of aluminum-lithium alloys. *Journal of Manufacturing Processes*. v.16, n.2, p.166–75, 2014.
7. MADHUSUDHAN, R. G.; GOKHALE, A. A. Welding aspects of aluminum lithium alloys. *Aluminum-Lithium Alloys: Processing, Properties, and Applications*. p. 259-302, 2014.
8. THOMAS. W.; NICHOLAS, E. Friction stir welding for the transportation industries. *Materials and Design*. v.18, n.4–6, p. 269–73, 1997.
9. AYDIN, H.; NELSON, T. W. Microstructure and mechanical properties of hard zone in friction stir welded X80 pipeline steel relative to different heat input. **Materials Science and Engineering: A**. v.586, p. 313–22, 2013.
10. WANHILL, R. J. H.; BRAY, G. H. Aerostructural Design and Its Application to Aluminum–Lithium Alloys. **Aluminum-lithium Alloys**. p. 27-58, 2014.
11. MIDLING, O. T.; OOSTERKAMP, L. D. J. B. Friction stir welding aluminium. process and applications. In: **Seventh international conference INALCO'98**, Cambridge, UK, TWI, 1998, p.161–169.
12. KUMAR A. R.; VARGHESE, S.; SIVAPRAGASH, M. A. Comparative Study of the Mechanical Properties of Single and Double Sided Friction Stir Welded Aluminium Joints. *Procedia Engineering*. v. 38, p.3951–3961, 2012.
13. Krishnan KN. On the formation of onion rings in friction stir welds. *Materials Science and Engineering: A*. v. 327, n. 2, p. 246–251, 2002.
14. CAI, B.; ZHENG, Z. Q.; HE, D. Q.; LI, S. C.; LI, H. P. Friction stir weld of 2060 Al–Cu–Li alloy: Microstructure and mechanical properties. *Journal of Alloys and Compounds*. v. 649, p.19–27, 2015.
15. LEONARD, A. J.; LOCKYER, S. A. Flaws in Friction Stir Welds. **4th International Symposium on Friction Stir Welding**. Park City, Utah, USA, May 2003, 14-16p.

16. REYNOLDS, A. P.; SEIDEL, T. U.; SIMONSEN, M. Visualization of material flow in an Autogenous Friction Stir Weld. **Proceedings First International Symposium on Friction Stir Welding**, 1999. p.1-9.
17. COLLIGAN, K. Material flow behavior during friction stir welding of aluminum. **Welding Journal**. v. 78, p.229s–237, 1999.
18. TANG, W. X.; GUO, J. ; MCCLURE, L.; MURR, A.; NUNES. Heat input and temperature distribution in friction stir welding. **Journal of Materials Processing and Manufacturing Science**. v. 7, p.163–72, 1998.
19. JAMES, M.; MAHONEY, M. Proceedings of the First International Symposium on Friction Stir Welding, Thousand Oaks, CA, USA, June 1999. 14–16p.
20. FENDONI, A. **Effect of Post Weld Heat Treatment on the Corrosion Behaviour of a Aa2050T34**. 2010.119f. Tese de Doutorado. University of Birmingham, Birmingham, Inglaterra, 2010
21. CABIBBO, M.; FORCELLESE, A.; EL MEHTEDI, M.; SIMONCINI M. Double side friction stir welding of AA6082 sheets: Microstructure and nanoindentation characterization. *Materials Science and Engineering: A*. v. 590, p. 209–217, 2014.
22. FEISTAUER, E. E.; BERGMANN, L. A.; BARRETO, L .S.; DOS SANTOS, J. F. Mechanical behaviour of dissimilar friction stir welded tailor welded blanks in Al–Mg alloys for Marine applications. *Materials and Design*. v.59, n.7, p.323-332, 2014.
23. JACQUIN, D.; DESRAYAUD, C.; MONTHEILLET, F. A thermo-fluid analysis of the friction stir welding process. In: *Materials science forum*. Trans Tech Publications.v.539, p.3832–3837, 2007.
24. MATWEB: MATERIAL PROPERTY DATA. 304 Stainless Steel. Disponível em:
<<http://www.matweb.com/search/datasheetText.aspx?bassnum=MQ304A>
> Acesso em: 20/03/2017
25. THREADGILL, P.L. Terminology in friction stir welding. *Science and Technology of Welding and Joining*. v. 12, n. 4, p. 357–360, 2007.
26. ÇAM, G.; MISTIKOGLU, S. Recent developments in friction stir welding of al-Alloys. *Journal of Materials Engineering and Performance*. v. 23, n. 6, p.1936–1953, 2014.
27. PLAINE, A. H.; ALCÂNTARA, N. G. Prediction of Friction Stir Welding defect-free joints of AISI 304 austenitic stainless steel through axial force profile understanding. *Materials Research*. v. 17, n. 5, 2014.
28. CAO, G.; KOU, S. Friction Stir Welding of 2219 Aluminum: Behavior of 6 (Al₂Cu) particles. *Welding Journal*. v.84, n.1, 2005.
29. DOUDE, H.; SCHNEIDER, J.; PATTON, B.; STAFFORD, S.; WATERS, T. ; VARNER, C. Journal of Materials Processing Technology Optimizing weld quality of a friction stir welded aluminum alloy. *Journal of Materials Processing Technology*. v. 222 p.188–96, 2015.
30. CAETANO, G. B.; SILVA, C. C.; MOTTA, M. F.; MIRANDA, H. C.; FARIAS, J. P.; BERGMANN, L. A.; DOS SANTOS, J. F. Influence of rotation speed and axial force on the friction stir welding of AISI 410S ferritic stainless steel. **Journal of Materials Processing Tech**. v. 262, p. 430–436, 2018.

31. MAHONEY, M. W.; RHODES, C. G.; FLINTOFF, J. G.; BINGEL, W.H.; SPURLING, R. A. Properties of friction-stir-welded 7075 T651 aluminum. *Metallurgical and Materials Transactions A*. v. 29 n.7, p. 1955–1964, 1998.
32. LI, J. Q.; LIU, H. J. Effects of tool rotation speed on microstructures and mechanical properties of AA2219-T6 welded by the external non-rotational shoulder assisted friction stir welding. *Materials and Design*. v. 43, p.299–306, 2013.
33. ZHANG, Z.; XIAO, B. L.; MA, Z. Y. Materials Characterization Enhancing mechanical properties of friction stir welded 2219Al-T6 joints at high welding speed through water cooling and post-welding artificial ageing. *Materials Characterization*. v. 106, p.255–265, 2015.
34. XU, W. F.; LIU, J. H.; CHEN, D. L.; LUAN, G. H.; YAO, J. S. Improvements of strength and ductility in aluminum alloy joints via rapid cooling during friction stir welding. *Materials Science and Engineering: A*. v. 548, p. 89–98, 2012.
35. XU, W.; LIU, J.; CHEN, D. Influence of Test Temperature on the Tensile Properties along the Thickness in a Friction Stir Welded Aluminum Alloy. *Journal of Materials Science and Technology*. v. 31, n.9, p.953–61, 2015.
36. COLEGROVE, P. A.; SHERCLIFF, H. R. Experimental and numerical analysis of aluminium alloy 7075-T7351 friction stir welds *Science and Technology of Welding and Joining*. v. 8, n.5, p. 360-368, 2013.
37. SATO, Y. S.; URATA, M.; KOKAWA, H. Parameters Controlling Microstructure and Hardness during Friction-Stir Welding of Precipitation-Hardenable Aluminum Alloy 6063. *Metallurgical and Materials Transactions A*. v. 33, p.625–635, 2002.
38. PROTON V, ALEXIS J, ANDRIEU E, DELFOSSE J, LAFONT MC, BLANC C. Characterisation and understanding of the corrosion behaviour of the nugget in a 2050 aluminium alloy Friction Stir Welding joint. *Corrosion Science*. v. 73, p. 130-142, 2013.
39. POUGET, G.; REYNOLDS, A. P. Residual stress and microstructure effects on fatigue crack growth in AA2050 friction stir welds. *International Journal of Fatigue*. v. 30, n. 3, p. 463-472, 2008.
40. TAYLOR, P.; GEUSER F De, Malard B. Microstructure mapping of a friction stir welded AA2050 Al – Li – Cu in the T8 state. *Philosophical Magazine*, v. 94, n. 13, p. 1451-1462, 2014.
41. KRISHNAN, K. N. On the formation of onion rings in friction stir welds. *Materials science and engineering: A*, v. 327, n. 2, p. 246-251, 2002.
42. HASSAN, K. A. A.; NORMAN. A. F.; PRANGNELL, P. B. The Effect of Welding Conditions on the Microstructure and Mechanical Properties of the Nugget Zone in AA7010 Alloy Friction Stir Welds. *Proceedings 3rd Int Symp Frict Stir Weld. Metallurgical Science and Technology*. p.22-30, 2002.
43. TECH, T. **Aluminium Alloys - Their Physical and Mechanical Properties**. Aachen, Alemanha: John Wiley & Sons, 2008.
44. SU J.; NELSON, T. W.; MISHRA, R.; MAHONEY, M. Microstructural investigation of friction stir welded 7050- T651 aluminium. *Acta Materialia*, v. 51, n. 3, p. 713-729, 2003.

45. PRASAD, N. E, RAMACHANDRAN, T. R. Phase Diagrams and Phase Reactions in Al-Li Alloys Aluminum-Lithium Alloys: Processing, Properties, and Applications. In: Aluminum-lithium Alloys. p. 61-97, 2014.
46. ÇAM, G.; KOÇAK, M. Progress in joining of advanced materials. International Materials Reviews. v. 43, n.1, p.1–44, 1998.
47. OLSON, D. L. **ASM handbook: welding, brazing, and soldering**. 1.ed. vol. 6. ASM International, Metals Park, OH, 1993.
48. KWON, Y. J.; SHIGEMATSU, I.; SAITO, N. Production of ultra-fine grained aluminum alloy using friction stir process. Materials Transactions. v. 44, n.7, p.1343–50, 2003.
49. KWON, Y. J.; SHIGEMATSU, I. SAITO, N. Mechanical properties of fine-grained aluminum alloy produced by friction stir process. Scripta Materialia. v. 49, n.8, p.785–789, 2003.
50. BLANKENSHIP, C. P.; STARKE, E. A. Fracture behavior of aluminum-lithium-X alloys. **Informationsgesellschaft, Verlag**, German. v.1, p.187–201, 1992.
51. DRITS, M. E.; KADANER, E. S.; PADEZHNOVA, E. M.; ROKHLIN, L. L.; SVIDERSKAYA, Z. A.; TURKINA, N. I. Phase Diagrams of Aluminum- and Magnesium-Based Systems. Abrokosov, Nonketotic hyperglycinemia NKh (Ed). 1977.
52. JO, H. H.; HIRANO, K. I. Precipitation Processes in Al-Cu-Li Alloy Studied by DSC. **Materials Science Forum**. v.13–14, p.377–382, 1987.
53. SIDHAR, H.; MISHRA, R. S.; REYNOLDS, A. P.; BAUMANN, J. A. Impact of thermal management on post weld heat treatment efficacy in friction stir welded 2050-T3 alloy. Journal of Alloys and Compounds. v. 722, p.330–338, 2017.
54. BISHNOIA, N. R.; SAPRAB, K. P.; BHAMBHU, R. Effect of Tool Pin Profile on Mechanical Properties of Single and Double Sided Friction Stir Welded Aluminium Alloy AA19000. International Journal of Current Engineering and Technology, v. 3, n. 4, 2013.
55. HE, D.; YANG, K.; LI, M.; GUO, H.; LI, N.; LAI, R.; YE, S. Comparison of single and double pass friction stir welding of skin-stringer aviation aluminium alloy. Science and Technology of Welding and Joining. v. 18, n. 7, p. 610-615, 2013.
56. OTHMAN, N. H.; SHAH, L. H.; ISHAK, M. Mechanical and microstructural characterization of single and double pass Aluminum AA6061 friction stir weld joints. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. v.100, p.1-8, 2015.
57. HEJAZI, I.; MIRSALEHI, S. E. Effect of pin penetration depth on double-sided friction stir welded joints of AA6061-T913 alloy. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, v. 26, n. 3, p. 676-683, 2016.
58. MUZVIDZIWA, M.; OKAZAKI, M.; YAMAGISHI, S.; SEINO, M.; Local fatigue crack propagation behavior of a two-pass friction stir welded aluminum alloy. **Mechanical Engineering Journal**, v. 1, n. 6, 2014.
59. SABARI, S. S.; MALARVIZHI, S.; BALASUBRAMANIAN, V. Influences of tool traverse speed on tensile properties of air cooled and water cooled friction stir welded AA2519-T87 aluminium alloy joints. Journal of Materials Processing Technology. v. 273, p.286-300, 2016.

60. SINHMAR, S.; DWIVEDI, D. K. Enhancement of mechanical properties and corrosion resistance of friction stir welded joint of AA2014 using water cooling. *Materials Science and Engineering: A*. v. 684, p. 413-422, 2017.
61. XUE, P.; XIAO, B. L.; ZHANG, Q.; MA, Z. Y. Achieving friction stir welded pure copper joints with nearly equal strength to the parent metal via additional rapid cooling. *Scripta Materialia*. v. 64, n. 11, p. 1051-1054, 2011.
62. XU WF, LIU JH, CHEN DL, LUAN GH, YAO JS. Improvements of strength and ductility in aluminum alloy joints via rapid cooling during friction stir welding. *Materials Science and Engineering: A*. v. 548, p. 89-98, 2012.
63. CHANDLER, H. *Heat Treater's Guide: Practices and Procedures for Nonferrous Alloys*. Hardcover: Asm International, 1996.
64. SAE Aerospace, International Group. **SAE AMS4413**: Aerospace material specification-Aluminum Alloy, Plate 3.5Cu - 1.0Li - 0.40Mg - 0.35Mn - 0.45Ag - 0.12Zr (2050-T84) Solution Heat Treated, Stress Relieved, and Artificially Aged. p.1-6, Dezembro 2012.
65. RICHTER-TRUMMER, V.; SUZANO, E.; BELTRÃO, M.; ROOS, A.; DOS SANTOS J. F.; DE CASTRO, P. M. S. T. Influence of the FSW clamping force on the final distortion and residual stress field. *Materials Science and Engineering: A*. v. 538, p. 81-88, 2012.
66. DIN - DIN EN ISO 4136 : Zerstörende Prüfung von Schweißverbindungen an metallischen Werkstoffen - Querkzugversuch (ISO 4136:2012). *Schweißverbindungen, Erg.Lieferung*, p.1-10, 2013.
67. Standard Test Method for Microindentation Hardness (Knoop and Vickers) of Materials. International ASTM. 2017.
68. MILELLA, P. P. *Fatigue and corrosion in metals*. University of Cassino, Italy Cassino: Springer, 2013.
69. EFFERTZ, P. S.; INFANTE, V.; QUINTINO, L.; SUHUDDIN, U.; HANKE, S.; DOS SANTOS, J. F. Fatigue life assessment of friction spot welded 7050-T76 aluminium alloy using Weibull distribution. *International Journal of Fatigue*. v. 87, p. 381-390, 2016.
70. MAHONEY, M. W.; RHODES, C. G.; FLINTOFF, J. G.; BINGEL, W. H.; SPURLING, R. A. Properties of friction-stir-welded 7075 T651 aluminum. *Metallurgical and materials transactions A*. v. 29, n. 7, p. 1955-1964, 1998.
71. MISHRA, R. S.; MAHONEY, M. W. *Friction Stir Welding and Processing*. ASM International, 2007.
72. COLLIGAN, K.; UCOK, I.; MCTERNAN, K.; KONKOL, P. J.; PICKENS, J. R. **Concurrent Technologies Corporation The Boeing Company**, v.1, p.1-15.
73. LEONARD, A. J.; LOCKYER, S. A. Flaws, in friction stir welds. In: **4nd International Symposium on Friction Stir Welding** Park City, Utha USA 2003, p.14-16.
74. TAVARES, S. M. O.; DOS SANTOS, J. F.; CASTRO, P. M. S. T. Friction stir welded joints of Al-Li Alloys for aeronautical applications: butt-joints and tailor welded blanks. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, Park City, V. 65, 2013, p.8-13.
75. JATA, K. V.; SEMIATIN, S. L. Continuous dynamic recrystallization during friction stir welding of high strength aluminum alloys. *Scripta Materialia*. v. 43, n.8, p. 743-749, 2000.

76. XU, W.; LIU, J.; LUAN, G.; DONG, C. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded joints in 2219-T6 aluminum alloy. *Materials and Design*. v. 30, n. 9, p.3460–3467, 2009.
77. NANDAN, R.; ROY, G. G.; DEBROY, T. Numerical Simulation of Three-Dimensional Heat Transfer and Plastic Flow During Friction Stir Welding. *Metallurgical and materials transactions A*, v. 37, n. 4, p. 1247-1259, 2006.
78. ILMAN, M. N.; KUSMONO, ISWANTO, P. T. Fatigue crack growth rate behaviour of friction-stir aluminium alloy AA2024-T3 welds under transient thermal tensioning. *Materials and Design*. v. 50, p.235–243, 2013.
79. DHONDT, M.; AUBERT, I.; SAINTIER, N.; OLIVE, J. M. Effects of microstructure and local mechanical fields on intergranular stress corrosion cracking of a friction stir welded aluminum-copper-lithium 2050 nugget. *Corrosion Science*.v.86, p.123–30, 2014.
80. LEQUEU, P.; SMITH, K. P.; DANIELLOU, A. Aluminum-copper-lithium alloy 2050 developed for medium to thick plate. *Journal of Materials Engineering and Performance*. v.19, n.6, p.841–7, 2010.
81. CAVALIERE, P.; CABIBBO, M.; PANELLA, F.; SQUILLACE, A. 2198 Al-Li plates joined by Friction Stir Welding: Mechanical and microstructural behavior. *Materials and Design*. v. 30, n. 9, p. 3622-3631, 2009.
82. MOREIRA, P. M. G. P.; DE JESUS, A. M. P.; DE FIGUEIREDO, M. A. V.; WINDISCH, M.; SINNEMA, G. DE CASTRO, P. M. S. T. Fatigue and fracture behaviour of friction stir welded aluminium-lithium 2195. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*. v. 60, n. 1, p. 1-9, 2012.
83. LIU, H. J.; ZHANG, H. J.; YU, L. Homogeneity of mechanical properties of underwater friction stir welded 2219-T6 aluminum alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*. v. 20, n. 8, p. 1419-1422, 2011.
84. ILANGOVAN, M.; BOOPATHY, S. R.; BALASUBRAMANIAN, V. Microstructure and tensile properties of friction stir welded dissimilar AA6061-AA5086 aluminium alloy joints. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. v. 25, n. 4, p. 1080-1090, 2015