

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

**OTIMIZAÇÃO DO PROCESSO DE SOLDAGEM POR FRICÇÃO POR
PONTO (FSpW) DE SOLDAS DE MATERIAIS SIMILARES E
DISSIMILARES DE LIGAS LEVES**

Debora Regina Gastaldi Piccolo

São Carlos

2014

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

**OTIMIZAÇÃO DO PROCESSO DE SOLDAGEM POR FRICÇÃO POR
PONTO (FSpW) DE SOLDAS DE MATERIAIS SIMILARES E
DISSIMILARES DE LIGAS LEVES**

Debora Regina Gastaldi Piccolo

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

Agência Financiadora: CAPES

São Carlos

2014

**Ficha catalográfica elaborada pelo DePT da
Biblioteca Comunitária da UFSCar**

P591op Piccolo, Debora Regina Gastaldi.
Otimização do processo de soldagem por fricção por
ponto (FSpW) de soldas de materiais similares e
dissimilares de ligas leves / Debora Regina Gastaldi Piccolo.
-- São Carlos : UFSCar, 2014.
88 p.

Dissertação (Mestrado) -- Universidade Federal de São
Carlos, 2014.

1. Soldagem. 2. FSpW. 3. Ligas de alumínio. 4. Ligas de
magnésio. I. Título.

CDD: 671.52 (20ª)

DEDICATÓRIA

Dedico essa dissertação à memória de meu avô Cisinio Piccolo, que foi meu maior professor, que tanto me ensinou e que foi um homem além de seu tempo.

“A melhor maneira de prever o futuro é criá-lo.”

(Peter Drucker)

VITAE DO CANDIDATO
Engenheira de Materiais pela UFSCar (2012)

MEMBROS DA BANCA EXAMINADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO
DE DEBORA REGINA GASTALDI PICCOLO
APRESENTADA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS, DA UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO
CARLOS, EM 07 DE AGOSTO DE 2014.

BANCA EXAMINADORA:



Dr. NELSON GUEDES DE ALCÂNTARA
ORIENTADOR
UFSCar



Dr. SEBASTIÃO ELIAS KURI
UFSCar



Dr. ALEXANDRE QUEIROZ BRACARENSE
UFMG

AGRADECIMENTOS

À Deus, em primeiro lugar.

À minha mãe, que sempre esteve ao meu lado, sempre acreditou no meu potencial e me deu forças para seguir em frente quando eu mais precisava e ao meu pai, que sempre me desafiou e permitiu que eu chegasse onde estou hoje.

À minha avó Willa, que nunca deixou de me colocar em suas orações e pensamentos, ao meu irmão Luiz Fernando, pela força e parceria sem tamanho, e também à toda a minha família.

Ao Fabiano Henrique Rodrigues, meu amor, por todo carinho, compreensão e suporte durante todo esse período.

Ao colega Leonardo Contri Campanelli, pela amizade, sugestões e contribuições técnicas.

Ao meu orientador Nelson Guedes de Alcântara, pela orientação, amizade e grande oportunidade de desenvolver esse trabalho.

Ao Jorge Fernandez dos Santos e Uceu Fuad Hasan Suhuddin pela oportunidade e parceria durante minha pesquisa no instituto HZG na Alemanha.

A todos os colegas e amigos da UFSCar, especialmente àqueles do CCDM, do LabSol e da Alemanha, pela amizade e companheirismo durante esses anos.

Aos professores do DEMa e do PPG-CEM, pelo conhecimento adquirido desde a graduação.

À instituição CAPES, pela concessão da bolsa de estudos.

RESUMO

Atualmente existe uma grande pressão no setor de transportes aeronáutico e automobilístico, a fim de reduzir o consumo de combustíveis, e conseqüentemente, o custo e as emissões de gases. Essa medida aumentou, nos últimos anos, o uso de ligas leves como as de alumínio e de magnésio, bem como métodos mais eficientes de uni-las. Porém, existem certas dificuldades em se unir essas ligas através de métodos convencionais de soldagem por fusão [1]. A Soldagem por Fricção por Ponto (do inglês, *Friction Spot Welding - FSpW*), possui várias vantagens com relação a outras técnicas de soldagem, podendo ser uma alternativa viável para substituir tecnologias, tais como Soldagem por Resistência por Ponto (RSW) e rebitagem, já muito usadas pela indústria automobilística [2] [3]. O presente trabalho visou estudar, pelo processo de FSpW, as condições de soldas similares da liga de alumínio AA5754-H111 e também de soldas dissimilares da liga de alumínio AA5754-H111 com a liga de magnésio AZ31-O, utilizando uma camada intermediária de zinco. A influência dos parâmetros de processo sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas das juntas soldadas, assim como a otimização do processo de soldagem foram avaliadas. As soldas foram produzidas em configuração de sobreposição por diferentes combinações de parâmetros, as quais foram estabelecidas por metodologias estatísticas de planejamento de experimentos, e posteriormente submetidas à caracterização mecânica e metalúrgica. Os resultados comprovaram a possibilidade de união similar e dissimilar das chapas de alumínio AA5754 com as de magnésio AZ31 pelo FSpW. As soldas de materiais similares mostraram resultados satisfatórios de resistência ao cisalhamento. Entretanto, nas soldas de materiais dissimilares a utilização de uma camada intermediária de zinco, apesar de ter levado a um bom acabamento superficial, não reduziu efetivamente a quantidade de fases intermetálicas formadas nas juntas como o esperado, levando a valores baixos de resistência ao cisalhamento.

OPTIMIZATION OF FRICTION SPOT WELDING (FSpW) PROCESS OF SIMILAR AND DISSIMILAR WELDS OF LIGHT ALLOYS

ABSTRACT

Currently there is a lot of pressure in the aeronautical and automobilistic transport section in order to reduce the fuel consumption and consequently cost and gas emissions. This measure has increased in the last years the use of light alloys, as the aluminium's alloys and of more efficient methods for joining them. Nevertheless, there is some difficult in joining these alloys using the conventional methods. The Friction Spot Welding (FSpW) is a solid state joining technique, that has great advantages regarding others joining techniques, and therefore could be a viable alternative to replace the established technologies as Resistance Spot Welding (RSW) and riveting, which are widely used by the automotive industry. The present works aims to study, through the Friction Spot Welding process (FSpW), the similar welding conditions of AA5754-H111 aluminium alloy and also the dissimilar welds between AA5754-H111 aluminium alloy and AZ31-O magnesium alloy. The influence of process parameters over the microstructure and the mechanical properties of the welded joints, as well as, the optimization of the welding process were evaluated. The joints were produced in overlap configuration through a different combination of parameters, which were established by statistical methods for design of experiments, and later submitted to mechanical and metallurgical characterization. The results proved the feasibility of joining the similar and dissimilar plates of aluminium AA5754 and magnesium AZ31 through FSpW process. The similar joints showed great results of shear strength. However, in the dissimilar joints, the utilization of a zinc interlayer, in spite of leading to a great superficial finishing, didn't effectively decrease the amount of intermetallic compounds formed in the joint as it was expected, leading to low values of shear strength.

PUBLICAÇÕES

PICCOLO, D.R.G. et al. Parameters Optimization on Friction Spot Welding of AA5754 Aluminium Alloy. In: 68^o Congresso Internacional da Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 2013, Belo Horizonte. Anais em CDROM, p. 2194-2202.

PICCOLO, D.R.G. et al. Effect of FSpW Parameters on Microstructure and Lap Shear Strength of AA5754 Aluminium Alloy. In: 67^o Congresso Internacional da Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 2012, Rio de Janeiro. Anais em CDROM, p. 1120-1130.

SUMÁRIO

BANCA EXAMINADORA	I
AGRADECIMENTOS	III
RESUMO	V
ABSTRACT	VII
PUBLICAÇÕES.....	IX
SUMÁRIO	XI
ÍNDICE DE TABELAS	XIII
ÍNDICE DE FIGURAS	XV
SÍMBOLOS E ABREVIACÕES	XIX
1. INTRODUÇÃO.....	1
1.1. Objetivos	4
2. REVISÃO DA LITERATURA.....	5
2.1. Alumínio e suas ligas.....	5
2.1.1. Características Físico-Metalúrgicas	5
2.1.2. Ligas de Alumínio-Magnésio.....	6
2.1.3. Liga de alumínio AA5754.....	8
2.2. Magnésio e suas ligas	9
2.2.1. Características Físico-Metalúrgicas	9
2.2.2. Ligas de Magnésio-Alumínio-Zinco.....	12
2.2.3. Liga de Magnésio AZ31B.....	13
2.3. Estudos prévios em soldas dissimilares entre ligas de magnésio e alumínio.	14
2.4. Estudos prévios em sistemas Al-Mg com camada intermediária de liga de Zn. 18	
2.5. Soldagem por Fricção por Ponto (FSpW).....	21
2.5.1. Fatores que interferem no desempenho mecânico da solda	23
2.6. Planejamento de Experimentos (DOE).....	25
3. MATERIAIS E MÉTODOS	29
3.1. Liga de Alumínio AA5754-H111	29
3.2. Liga de Magnésio AZ31B-O	30

3.3. Procedimento de soldagem	31
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES	39
4.1. Soldas similares AA5754	39
4.1.1. Otimização do FSpW	39
4.1.2. Medição de temperatura	47
4.1.3. Caracterização Microestrutural.....	48
4.1.4. Perfil de Microdureza	53
4.1.5. Fratura no Cisalhamento	55
4.2. Soldas Dissimilares.....	58
4.2.1. Medição de Temperatura	61
4.2.2. Caracterização Microestrutural.....	63
4.2.3. Perfil de Microdureza	65
4.2.4. Fratura no Cisalhamento	67
4.2.5. Análise das fases intermetálicas	69
5. CONCLUSÕES	77
6. SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS	81
7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	83

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1 - Comparativo entre as propriedades do magnésio (Mg) puro e as do alumínio (Al) puro.....	10
Tabela 2.2 - Seleção da matriz ortogonal segundo o método de Taguchi.....	27
Tabela 3.1 - Propriedades mecânicas, elásticas e físicas da liga AA5754.....	29
Tabela 3.2 - Composição química nominal da liga de alumínio AA5754.....	30
Tabela 3.3 - Propriedades mecânicas, elásticas e físicas da liga AZ31.....	30
Tabela 3.4 - Composição química da liga de magnésio AZ31.....	31
Tabela 4.1 - Fatores e níveis para o Planejamento de Experimentos.....	39
Tabela 4.2 - Condições experimentais e resultados.....	40
Tabela 4.3 - Tabela de resposta para médias e taxa de razão sinal-ruído.....	42
Tabela 4.4 - Condição otimizada prevista pelo método de Taguchi e sua média de resistência ao cisalhamento.....	42
Tabela 4.5 - ANOVA da resistência ao cisalhamento (S/R e cargas médias)..	43
Tabela 4.6 - Condições usadas para análise de efeito individual e seus valores médios de resistência ao cisalhamento.....	45
Tabela 4.7 - Influência da área de união na resistência ao cisalhamento.....	58
Tabela 4.8 - Parâmetros usados nas primeiras soldas entre as chapas de Al e as chapas de Mg soldadas com folha de Zn.....	59
Tabela 4.9 - Parâmetros usados nas soldas das chapas de Al com recobrimento de Zn com as chapas de Mg.....	59
Tabela 4.10 - Resultados da composição química quantitativa principais elementos encontrados nos pontos da Figura 4.23 feitos através de MEV/EDS.....	71
Tabela 4.11 - Resultados da composição química quantitativa dos principais elementos encontrados nos pontos da Figura 4.24 feitos através de MEV/EDS.....	72
Tabela 4.12 - Resultados da composição química quantitativa dos principais elementos encontrados nos pontos da Figura 4.26 feitos através de MEV/EDS.....	75

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1.1 - a) Estimativa de consumo de magnésio e b) Média do conteúdo de alumínio e magnésio nos veículos de três das maiores montadoras do mundo em 1999.....	2
Figura 2.1 - Estrutura Cúbica de Face Centrada.....	5
Figura 2.2 - Diagrama de fases Al-Mg.....	7
Figura 2.3 - Estrutura cristalina hexagonal compacta (HC).....	10
Figura 2.4 - Fragmento do diagrama de fases do Mg–Al.....	12
Figura 2.5 - Micrografia feita através de MEV da interface da liga AA6040 com a liga AZ31: (a) inclusão da liga de magnésio incorporada na liga de alumínio e formação de fase intermetálica nos arredores (b) vista mais detalhada do composto intermetálico.....	15
Figura 2.6 - Imagem de MET da região da interface: (a) finos grãos do composto intermetálico $Al_{12}Mg_{17}$ separam a liga AA6040 (à esquerda) da liga AZ31 e (b) pequenas inclusões de tamanho nanométrico da fase Al_3Mg_2 adjacente à fase $Al_{12}Mg_{17}$	16
Figura 2.7 - Imagem de MEV do intermetálico formado entre o AZ31 e o AA5083 na interface da solda.....	16
Figura 2.8 - Diagrama binário Mg-Al.....	17
Figura 2.9 - Diagramas de fases: a) Al-Zn b) Mg-Zn.....	20
Figura 2.10 - Ferramenta de FSpW: a) componentes (pino, camisa e anel de fixação) respectivamente e (b) ferramenta montada.....	22
Figura 2.11 - Esquema da variante “penetração da camisa” do FSpW mostrando os quatro estágios principais: (a) rotação da ferramenta e fixação, (b) penetração da camisa e retração do pino, (c) retorno do pino e retração da camisa e (d) remoção da ferramenta.....	23
Figura 3.1 - Representação esquemática da configuração de solda do FSpW.....	31
Figura 3.2 - Máquina de FSpW - Equipamento Harms & Wende RPS100.....	32
Figura 3.3 - Fixação das chapas soldadas na máquina de tração.....	35
Figura 3.4 - Exemplo do procedimento de medida do diâmetro da união.....	36
Figura 3.5 - Fluxograma de atividades.....	37

Figura 4.1 - Gráfico dos efeitos principais pela: a) razão sinal-ruído (S/R) e b) média dos parâmetros de solda em termos da velocidade de rotação (VR), profundidade de penetração (PP) e tempo de operação (TO).....	41
Figura 4.2 - Gráfico da percentagem de contribuição dos parâmetros.....	44
Figura 4.3 - Efeito de (a) VR, (b) PP e (c) TO no FSpW de juntas soldadas.....	46
Figura 4.4 - Medição de temperatura da junta similar no centro da solda.....	48
Figura 4.5 - Seção Transversal da CS 10, mostrando as principais zonas da junta soldada.....	49
Figura 4.6 - Seção Transversal da CS 15, mostrando as principais zonas da junta soldada.....	50
Figura 4.7 - Defeitos na CS10: a) Falta de Preenchimento – 100X e b) Vazio e formação de cunha no lado esquerdo da ZM – 16X.....	51
Figura 4.8 - CS 15: a) Vazios na parte de cima da região de transição entre ZM/ZTMA - 100X e b) formação de cunha e de vazio no lado esquerdo da ZM - 50X.....	52
Figura 4.9 - Perfil de microdureza da CS10 (melhor condição).....	54
Figura 4.10 - Perfil de microdureza da CS15 (pior condição).....	55
Figura 4.11 - Módulo de falha “AC” observado após os ensaios de cisalhamento de ambas as condições de solda 10 e 15. “S” indica a chapa superior e “I” indica a chapa inferior, vistas por cima. As setas representam a direção de carregamento.....	56
Figura 4.12 - Macrografia da seção transversal da CS10.....	57
Figura 4.13 - Macrografia da seção transversal da CS15.....	57
Figura 4.14 - Gráfico de comparação entre os melhores valores alcançados no teste de resistência ao cisalhamento de diversas soldas Al-Mg.....	60
Figura 4.15 - Medição de temperatura no centro da solda dissimilar.....	61
Figura 4.16 - Seção transversal da solda de Al-Mg com recobrimento de Zn...63	
Figura 4.17 - Ampliação da região de união das chapas.....	64
Figura 4.18 - Perfil de microdureza das placas de alumínio e de magnésio realizado na solda dissimilar.....	65
Figura 4.19 - Imagem da camada intermetálica mostrando as regiões onde as microdurezas foram realizadas.....	66

Figura 4.20 - Fratura das chapas de alumínio e magnésio. As setas indicam a direção de cisalhamento.....	67
Figura 4.21 - Imagens de MEV mostrando detalhes das fraturas.....	68
Figura 4.22 - Secção transversal da fratura de Al (superior) e Mg (inferior).....	69
Figura 4.23 - Imagem de MEV da região de união da solda mostrando o fluxo de material e a presença de algumas fases.....	70
Figura 4.24 - Imagem de MEV da região de união das chapas de Al-Mg.....	72
Figura 4.25 - Imagens de MEV da solda de Al-Mg com camada intermedária de Zn a) seção transversal da região soldada b) ampliação da região de união das soldas.....	74

SÍMBOLOS E ABREVIACÕES

- AC Fratura por arrancamento circunferencial
- ANOVA Análise de variância
- AS Fratura através da solda
- ASTM *American Society for Testing and Materials*
- CFC Estrutura cristalina cúbica de face centrada
- CS Condição de solda
- DOE *Design of experiments* (planejamento de experimentos)
- E Módulo elástico
- EBSD *Electron backscatter diffraction* (difração de elétrons retroespalhados)
- EDS *Energy dispersive spectroscopy* (espectroscopia por dispersão de energia)
- FSpW *Friction spot welding* (soldagem por fricção por ponto)
- FSSW *Friction stir spot welding* (soldagem por fricção e mistura por ponto)
- FSW *Friction stir welding* (soldagem por fricção e mistura)
- GKSS *Gesellschaft für Kernenergieverwertung in Schiffbau und Schifffahrt*
- GL Graus de liberdade
- HC Estrutura cristalina hexagonal compacta
- HZG *Helmholtz-Zentrum Geesthacht*
- MB Metal base
- MEV Microscopia eletrônica de varredura
- MET Microscopia eletrônica de transmissão
- MO Microscopia ótica
- OP-S *Colloidal Silica Suspension (for very ductile metals)*
- OP-U *Colloidal Silica Suspension (for heterogenous non-ferrous metals or composites)*
- P% Porcentagem de contribuição
- PP Profundidade de penetração
- QM Quadrados médios
- RSW *Resistance spot welding* (soldagem por resistência por ponto)
- S/R Razão Sinal-Ruído

SQ Soma de quadrados

RC Resistência ao cisalhamento

TO Tempo de operação

TWI *The Welding Institute*

VR Velocidade de rotação

XDR Difração de Raios-X

ZM Zona de mistura

ZTA Zona termicamente afetada

ZTMA Zona termomecanicamente afetada

1. INTRODUÇÃO

A motivação em se unir ligas de alumínio e magnésio provém do grande interesse no uso destas ligas nos setores de transportes aeronáutico e automobilístico com a finalidade de reduzir peso, e conseqüentemente, o consumo de combustíveis. Desse modo, há uma diminuição na emissão de gases poluentes na atmosfera, já que atualmente existe uma preocupação crescente com relação ao ambiente e as políticas relacionadas à poluição, que estão cada vez mais exigentes.

O alumínio e suas ligas possuem excelentes materiais de construção para a indústria de aeronaves ao longo de sua história. Mesmo atualmente, com o crescimento do uso do titânio e dos compósitos, 70% da fuselagem das aeronaves comerciais civis ainda são feitas de ligas de alumínio, portanto sem esse metal a aviação civil nunca seria economicamente viável [4].

O alumínio possui características interessantes, que fazem dele um material visado para ser aplicado em diversos setores. Possui uma boa reciclabilidade, devido ao seu baixo ponto de fusão, e também, devido à baixa quantidade energia requerida para reciclar - apenas 5% da energia de produção original é necessária para a reciclagem [5]. Além disso, possui uma boa combinação de custo, baixa densidade, propriedades mecânicas apropriadas, facilidade de fabricação, que fazem com que este metal seja aceitável em diversas áreas de transporte e setor de construção [4].

As ligas de magnésio apresentam-se como uma opção viável para serem usadas em componentes estruturais, já que o magnésio possui a menor densidade entre todos os metais estruturais, além de ser reciclável, satisfazendo as exigências da política de sustentabilidade mundial. No período do pós-guerra o magnésio sofreu uma queda significativa no consumo, em razão do seu baixo desempenho em ambientes corrosivos e do alto preço, apesar disso atualmente este metal tem atraído o interesse de diversos setores industriais [6].

O consumo de magnésio na indústria automobilística cresceu a uma taxa de 15% ao ano durante a década de 1990. Esse crescimento estava

previsto para continuar a uma taxa de 12% ao ano na última década. A estimativa do consumo de magnésio de três das maiores montadoras mundiais e uma comparação entre o conteúdo de magnésio e alumínio de um veículo em 1999 podem ser vistas na Figura 1.2. Apesar do grande crescimento, pode-se notar que o uso de magnésio ainda está muito defasado com relação ao alumínio na indústria automobilística [7].

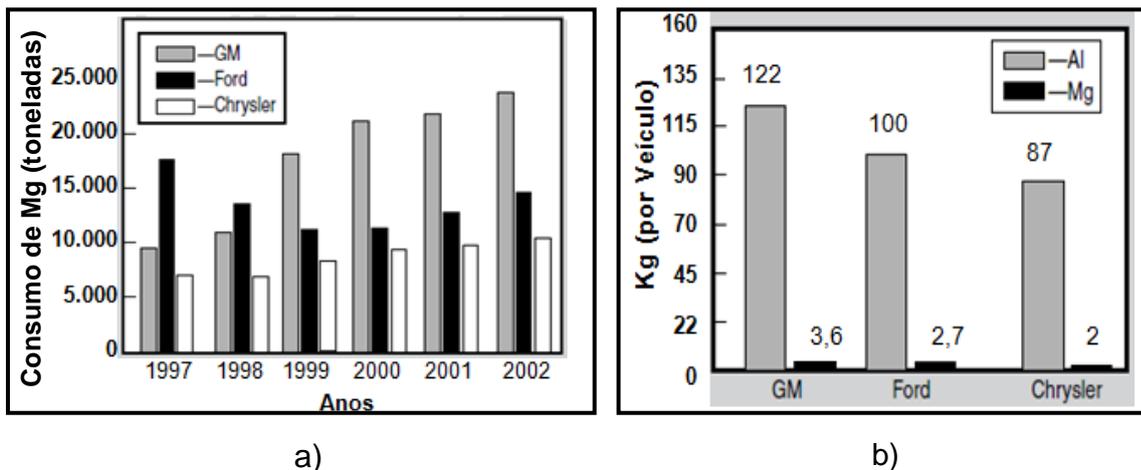


Figura 1.1 – a) Estimativa de consumo de magnésio e b) Média do conteúdo de alumínio e magnésio nos veículos de três das maiores montadoras do mundo em 1999 [7].

Sendo o magnésio 33% mais leve do que o alumínio e 75% mais leve do que o aço, componentes automotivos de magnésio com rigidez similar aos outros materiais podem ser produzidos com uma redução significativa no peso [1]. Portanto, a substituição de componentes hoje feitos em aço por ligas de alumínio ou magnésio resultaria em redução de peso e uma alta eficiência da produção. Em 2000, apenas 0,2% do peso de um automóvel sedan modelo família continha magnésio, contra 8% de alumínio e 54% de aço. Atualmente, a utilização do magnésio no setor de automobilístico e aeronáutico aumentou muito, mas possui potencial de crescimento ainda maior [7].

As ligas de alumínio e magnésio possuem diversas características notáveis já descritas acima que fazem com que essas ligas sejam muito úteis para diversas aplicações, sendo dentre elas as mais importantes para este

trabalho, as indústrias automotivas e aeroespaciais. Conseqüentemente, a tentativa de união dessas ligas deve ser estimulada.

Entretanto, a soldagem de materiais leves através dos métodos convencionais de soldagem por fusão enfrenta diversos problemas, tais como: porosidade, trincamento a quente, respingos, entre outros. Os processos de soldagem no estado sólido, como a Soldagem por Fricção por Ponto (FSpW), parece ser uma excelente alternativa para a montagem de automóveis e aeronaves, superando as desvantagens dos processos de soldagem convencionais.

A Soldagem por Fricção por Ponto (FSpW) é uma tecnologia de soldagem no estado sólido que produz soldas pontuais através da penetração de uma ferramenta em rotação na peça a ser soldada, gerando calor por fricção e deformação plástica. Isso resulta em um amolecimento do material, e após o resfriamento, formação da junta soldada [3].

A técnica é derivada do processo de Soldagem por Fricção e Mistura por Ponto (*Friction Stir Spot Welding - FSSW*) que foi desenvolvida pela *Mazda Motor Corporation* em 2001 no Japão. A própria *Mazda*, alguns anos mais tarde, reportou a primeira aplicação de FSSW em um de seus veículos produzidos em larga escala, onde as portas traseiras eram soldadas usando esta técnica. Uma desvantagem do processo de FSSW é que o pino deixa um furo no meio da superfície da solda durante o estágio de retração, o que pode atuar como um concentrador de tensões [8] [9].

O FSpW é caracterizado por produzir uma solda livre de defeitos, uma junta pontual sobreposta resistente e, diferentemente do FSSW, não deixa um furo na solda. Além disso, também possui algumas vantagens com relação às técnicas de soldagem convencionais, como alta eficiência energética, redução no número de etapas do processo, alta velocidade de soldagem, reprodutibilidade, assim como alta compatibilidade ambiental [9].

Dessa forma, o estudo e o desenvolvimento da soldagem de ligas leves através de processos de união pontual por fricção, como o FSpW, é muito importante e uma ótima solução para reduzir peso, consumo e melhorar a performance de juntas de ligas como o alumínio e o magnésio, aplicadas

principalmente no setor aeronáutico e automobilístico, e portanto, devem ser considerados.

1.1. Objetivos

Os principais objetivos do presente trabalho foram otimizar as soldas dissimilares entre as ligas de alumínio AA5754-H111 e de magnésio AZ31-O através do uso de recobrimento de zinco (Zn) nas chapas de alumínio, a fim de minimizar a formação de fase intermetálica frágil, assim como, otimizar o processo e estudar a facilidade de execução das soldas similares entre duas chapas de alumínio AA5754-H111 através da técnica de Soldagem por Fricção por Ponto (FSpW).

2. REVISÃO DA LITERATURA

2.1. Alumínio e suas ligas

2.1.1. Características Físico-Metalúrgicas

O alumínio possui apenas um terço da densidade do aço e do cobre, e por isso, tem sido cada vez mais utilizado em diversas aplicações industriais em uma infinidade de produtos diferentes, sendo assim muito importante para a economia mundial. Este ainda possui aplicações no campo de transportes, construção, embalagens, eletrônicos e armação estrutural. Por causa da sua forte afinidade com o oxigênio, ele quase nunca é encontrado no estado elementar, mas sim encontrado em óxidos e silicatos. [10].

A estrutura cristalina na qual o alumínio é estável é a cúbica de face centrada (CFC), variando de temperaturas de -269°C até o ponto de fusão (aproximadamente 660°C). Sua estrutura é típica de metais dúteis e o número de coordenação para esse elemento é o 12, com quatro átomos na célula unitária [11]. O típico arranjo atômico da estrutura cristalina pode ser observado na Figura 2.1.

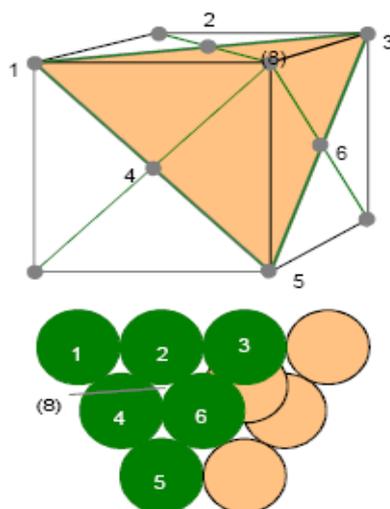


Figura 2.1 – Estrutura Cúbica de Face Centrada [11].

O alumínio puro mostra baixos valores de resistência mecânica, não sendo de modo algum, apropriado para propósitos estruturais. Entretanto, a adição de outros elementos de como cobre, lítio, magnésio e manganês produzem ligas com melhores propriedades.

Uma característica distintiva do alumínio é a sua baixa densidade comparada a outros metais. A densidade teórica calculada através do espaçamento do retículo cristalino é 2698,72 kg/m³ [12], o qual representa aproximadamente 1/3 do ferro puro; dos metais mais usados, apenas o magnésio e o titânio são mais leves. A baixa densidade é uma qualidade altamente visada em metais e suas ligas, sendo a principal razão pela qual o alumínio possui uma grande aceitação no segmento da indústria de transportes. Redução de peso significa diminuição no custo com transportes, economia de energia, menores efeitos de vibração e menores custos com manuseio, entrega e edificação [11].

Outra característica muito importante do alumínio é a sua resistência à oxidação quando submetida a diversos ambientes oxidantes. Essa estabilidade é alcançada através da formação de um filme contínuo de óxido de alumínio em torno de 2-10 nm de espessura na sua superfície quando exposto a oxidantes, como oxigênio ou água, por exemplo. Quando danificada, essa camada de óxido é rapidamente restaurada e na presença de água, a espessura da camada tende a aumentar, dobrando em uma situação onde a umidade seja de aproximadamente 100% [13].

2.1.2. Ligas de Alumínio-Magnésio

O magnésio é o elemento de liga principal nas ligas não tratadas termicamente da série 5xxx. Sua solubilidade máxima no alumínio é de 17,4%, porém o conteúdo de magnésio nas ligas de alumínio trabalhadas normalmente não excede 5,5%. O magnésio precipita preferencialmente nos contornos de grão como uma fase anódica (Mg_5Al_3 ou Mg_5Al_8), o que pode causar susceptibilidade à ocorrência de trincas intergranulares e corrosão sob tensão [14]. Ligas trabalhadas contendo mais do que 5% de magnésio e que foram propriamente fabricadas são estáveis sob condições normais de uso. A adição

de magnésio aumenta notavelmente a resistência do alumínio sem diminuir a sua ductilidade [13].

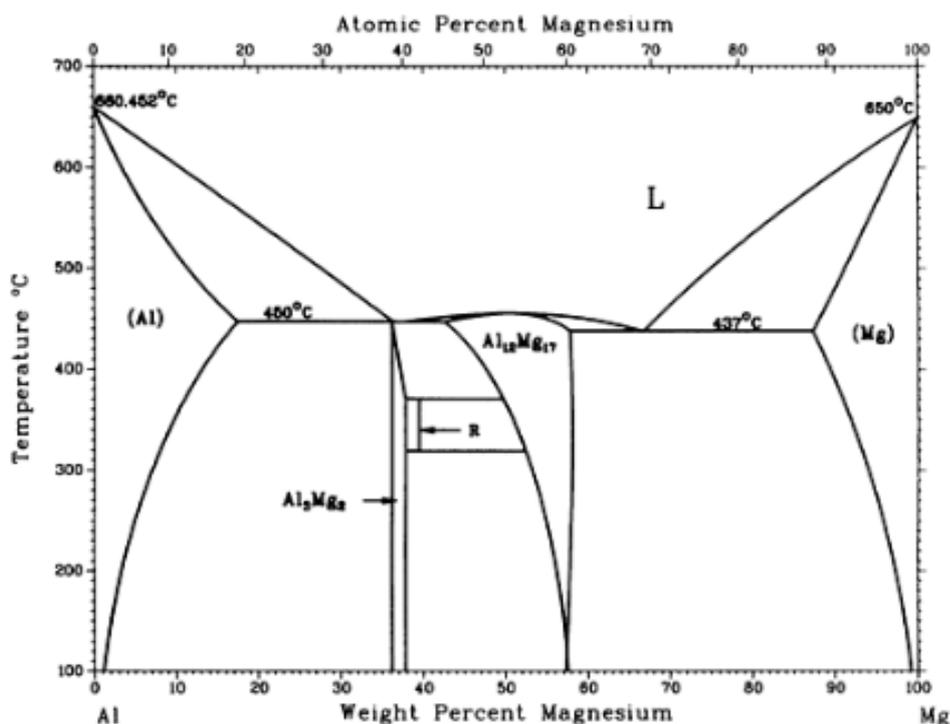


Figura 2.2 - Diagrama de fases Al-Mg [14].

Apesar de o magnésio possuir uma alta solubilidade no alumínio (até 14,9% em peso a 450°C), sua solubilidade diminui para aproximadamente 1,7% em peso à temperatura ambiente. No diagrama Al-Mg, o magnésio forma um sistema complexo com o alumínio, sendo que a 35,0%p Mg existe um eutético (líquido → Al + Mg₅Al₈). O magnésio diminui a densidade do alumínio e esta diminui aproximadamente 0,5% de forma linear para cada 1,0%p Mg que está presente em solução sólida [15]. O diagrama Al-Mg pode ser observado na Figura 2.2.

A resistência das ligas de Al-Mg provém do endurecimento por solução sólida devido ao magnésio. Outros elementos de liga como cromo, manganês, zircônio também são adicionados a fim de controlar as estruturas de grão e subgrão, e podem contribuir para o aumento de resistência do alumínio. A

adição de zinco às ligas de Al-Mg pode resultar no aumento de resistência através da precipitação da fase-T ($\text{Al}_2\text{Mg}_3\text{Zn}_3$) [16].

A fim de aumentar a resistência da liga, outros elementos de solução são adicionados às ligas de Al-Mg. O manganês é frequentemente adicionado às ligas da série 5xxx para maior aumento de resistência da liga a baixos níveis de magnésio. Porém, essa adição pode diminuir o tamanho do grão recristalizado, dependendo das condições do processo [16].

2.1.3. Liga de alumínio AA5754

A liga de alumínio AA5754 foi desenvolvida especialmente para a indústria automobilística. A adição otimizada de magnésio na liga garante propriedades mecânicas satisfatórias e também uma baixa susceptibilidade ao surgimento de trincas por corrosão sob tensão. Essa liga possui uma boa formabilidade, boa resistência à fadiga estática e ao impacto e a resistência da liga provem de uma combinação de endurecimento por solução sólida, trabalho a frio e refinamento do tamanho de grão [17].

Uma alternativa utilizada para melhorar as propriedades mecânicas da liga AA5754 é a adição de cromo, zircônio ou manganês a fim de controlar as estruturas de grãos e subgrãos. Outro método utilizado é a adição de pequenas quantidades de escândio a fim de melhorar a resistência mecânica e a resistência à recristalização das ligas da série 5xxx. Acima do envelhecimento, finos precipitados coerentes de Al_3Sc se formam, entretanto devido ao crescimento de grãos, a capacidade de fixação dos precipitados de Al_3Sc nos contornos de grãos diminui depois que o material passa por um longo recozimento. Esse problema pode ser resolvido melhorando-se a estabilidade térmica dos precipitados Al_3Sc , por exemplo, através da adição de zircônio à liga [16].

Essa liga é tipicamente usada em chapas para construção de navios, carroceria de veículos, rebites, equipamentos para indústria de pesca, máquinas para processamento de alimentos, soldas químicas e estruturas nucleares [18]

2.2. Magnésio e suas ligas

2.2.1. Características Físico-Metalúrgicas

O magnésio é o mais leve dos metais estruturais, cerca de 33% mais leve que o alumínio e 75% mais leve que as ligas ferrosas. Nos últimos anos, as ligas de magnésio com sua baixa densidade, alta reciclabilidade e boas propriedades de amortecimento têm atraído muita atenção nas pesquisas de engenharia e sido empregadas em vários segmentos da indústria automobilística para produzir veículos mais leves [1] [19].

O magnésio e suas ligas são usados em diversas aplicações estruturais nos setores automotivo, industrial, de manufatura de materiais, comercial e equipamentos aeroespaciais. O magnésio também é empregado em várias aplicações não-estruturais. Ele é usado como elemento de liga em ligas de alumínio, zinco, chumbo e outros metais não ferrosos [14].

Apesar do seu alto custo e do limitado número de sistemas de escorregamento que fazem os produtos trabalhados exibirem uma baixa trabalhabilidade a frio à temperatura ambiente, o interesse em ligas de magnésio trabalhadas tem aumentado em razão da expectativa deste ser usado em partes onde há preocupações com a segurança [20].

O magnésio possui uma grande limitação com relação à sua aplicação nos setores industriais em decorrência de ser muito susceptível à corrosão. O magnésio é o menos nobre - mais ativo - entre os metais utilizados na engenharia, pois possui um potencial eletrolítico muito negativo. Sua resistência à corrosão se deve à presença de um filme protetor de óxido de magnésio que se forma na superfície do material. Entretanto, o contato do material com a umidade, altera a estrutura deste filme, formando uma camada de hidróxido que passa a não proteger mais o material contra a corrosão subsequente. Apesar de as ligas de magnésio apresentarem uma boa resistência à corrosão ao ar atmosférico, o mesmo não acontece em ambientes ricos em íons cloretos, onde sua resistência é pouco aceitável [21] [22].

O magnésio puro possui uma pureza mínima de 99,8%, sendo que a estrutura cristalina na qual este é estável sob pressão atmosférica é a hexagonal compacta (HC), como pode ser visto na Figura 2.3. Algumas propriedades do magnésio em comparação com propriedades do alumínio estão listadas na Tabela 2.1 [14].

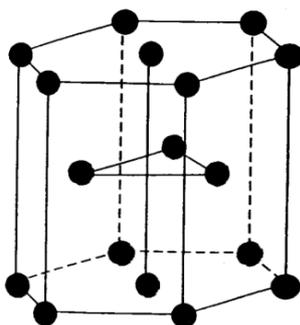


Figura 2.3 – Estrutura cristalina hexagonal compacta (HC) [14].

Tabela 2.1 – Comparativo entre as propriedades do magnésio (Mg) puro e as do alumínio (Al) puro [11] [14].

PROPRIEDADES	Mg puro	Al puro
Ponto Fusão (°C)	650	660
Ponto Ebulição (°C)	1090	2494
Densidade a 20°C (g/cm ³)	1,74	2,70
Módulo Elástico - E (GPa)	45	68
Condutividade Térmica (W/mK)	154,5	210
Coefficiente de expansão térmica, µm/m-°C (entre 20-100°C)	26,1	24,0
Resistência Elétrica a 20°C (nΩ.m)	44,5	27

O magnésio é comumente ligado a outros materiais quando usado em aplicações industriais. Seu raio atômico favorável e sua estrutura cristalina hexagonal permitem ao magnésio se ligar a um grande número de elementos, fornecendo a ele a habilidade de formar solução sólida com uma grande variedade de elementos de soluto, particularmente aqueles elementos que são de importância comercial, incluindo alumínio e zinco. Contudo, sua solubilidade sólida impõe certas restrições devido a diferenças de valências e por causa da afinidade química do magnésio altamente eletropositivo com alguns elementos, o que leva a formação de diversos elementos estáveis. Uma grande diversidade de compostos intermetálicos podem ser formados na liga de magnésio; os três tipos mais frequentes são AB, AB₂ e CaF₂ [14] [23].

As propriedades físicas do magnésio são afetadas pela quantidade de soluto de cada elemento de liga adicionado a ele. O alumínio possui o efeito mais favorável no magnésio se comparado a outros elementos de liga. Ele melhora a resistência, a dureza, a resistência à corrosão, reduz o ponto de fusão e aumenta a faixa de solidificação, facilitando a fundição da liga. A liga se torna tratável termicamente quando o alumínio está presente em quantidades maiores do que 6% em peso e essa quantidade de 6% produz a melhor combinação de resistência e utilidade. O zinco é um elemento importante que possui um comportamento semelhante ao do alumínio como elemento de liga no magnésio. Ele é utilizado normalmente para produzir uma melhora na resistência à temperatura ambiente [14].

Com relação à aplicação do magnésio, 66% deste é utilizado como elemento de liga, principalmente em ligas de alumínio. Dos 34% do magnésio aplicados diretamente a componentes ou produtos, 33,5% correspondem a ligas de fundição e apenas 0,5% correspondem a ligas para conformação mecânica [24].

2.2.2. Ligas de Magnésio-Alumínio-Zinco

De acordo com o diagrama de fases exibido na Figura 2.4, a microestrutura das ligas de Mg–Al é geralmente caracterizada por uma solução sólida de alumínio no magnésio (fase- α) e pela fase- γ .

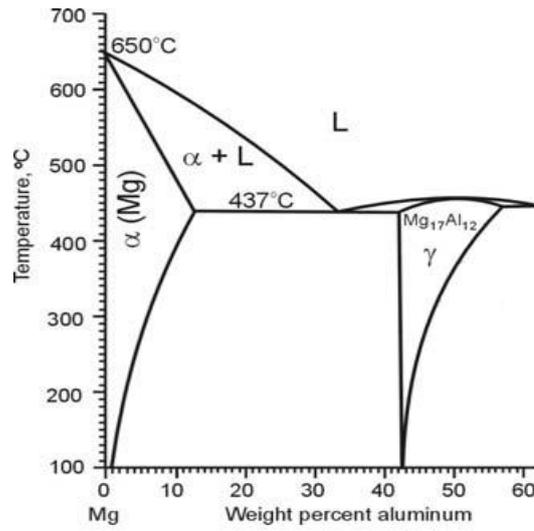


Figura 2.4 - Fragmento do diagrama de fases do Mg–Al [25].

A fase- γ (também chamada de fase- β) é um composto intermetálico com uma composição estequiométrica de $Mg_{17}Al_{12}$ (a 43,95% em peso do alumínio) e uma célula unitária cúbica do tipo α -Mn. A adição do zinco ao sistema da liga reduz a solubilidade sólida do alumínio no magnésio, aumentando a quantidade da fase precipitada formada após o envelhecimento da liga, e causando então, um pequeno aumento na resistência mecânica. Além disso, esta redução da solubilidade do alumínio, também auxilia na superação dos efeitos nocivos em termos de corrosão provocados pela presença de ferro e níquel [25] [26].

De acordo com o equilíbrio no diagrama de fases nas ligas de Mg-Al (concentrações de alumínio de até 12,9% em peso) após o processo de solidificação apenas uma fase- α deve ocorrer. A condição de solidificação fora do equilíbrio causa a formação de cristais grandes da fase- γ primária e empurra a mistura de alumínio para fora dos espaços interdendríticos. No último estágio de solidificação, o eutético binário $\alpha+\gamma$ é formado a 200°C [25].

Durante o envelhecimento, os precipitados da fase- γ ocorrem de duas formas: precipitação contínua e descontínua. A precipitação descontínua é o crescimento celular de camadas alternadas da fase- γ , nos contornos de grão de alto ângulo perto da matriz de equilíbrio do magnésio. A precipitação contínua se forma nas regiões remanescentes da matriz que ainda não estão ocupadas pela precipitação descontínua, e esta consiste em placas largas no plano basal da matriz. A precipitação contínua é responsável pela maioria do endurecimento por precipitação nas ligas de Mg-Al. A orientação e crescimento de grãos desse tipo de precipitados fazem deles obstáculos ineficientes ao movimento das discordâncias, causando um envelhecimento por precipitação pobre nas ligas base de Mg-Al [26].

2.2.3. Liga de Magnésio AZ31B

A AZ31B-O é uma liga de magnésio que possui 3% de alumínio e 1% de zinco, sendo estes os principais elementos de liga. A letra “B” indica que esta liga corresponde à segunda formulação comercialmente utilizada, enquanto que o código “O” significa que os produtos desta liga passaram por tratamento de recozimento [14].

A liga de magnésio AZ31B é uma liga conformada mecanicamente, que possui um grau de resistência moderado e boa formabilidade, sendo largamente usada em várias aplicações entre elas como placas, chapas e proteção catódica [23]. A presença do alumínio e do zinco é responsável por um aumento na resistência da liga, assim como a adição de manganês que aumenta a resistência à corrosão. O alumínio e o zinco são os principais elementos de liga, enquanto os outros estão presentes em menores quantidades.

2.3. Estudos prévios em soldas dissimilares entre ligas de magnésio e alumínio.

A soldagem por fusão entre as ligas de alumínio e de magnésio é uma boa alternativa de se atingir redução de peso e alta eficiência da produção através da união de duas ligas leves, especialmente o magnésio [27]. Entretanto, o maior problema desse tipo de solda é a formação de grãos grosseiros e compostos intermetálicos. Estes últimos se encontram entre as ligas de magnésio e alumínio como uma camada intermediária e possuem uma alta resistência e fragilidade. Além disso, esses compostos intermetálicos duros agem preferencialmente como uma fonte de aparecimento de micro trincas. Portanto, essa situação sugere que a soldagem por fusão das ligas de alumínio e magnésio não pode ser usada na prática.

Por outro lado, a soldagem por fricção e mistura (FSW), como um processo de soldagem no estado sólido, pode realizar soldas entre ligas de alumínio e magnésio, sendo uma alternativa de processo para produzir juntas dissimilares de alta qualidade ao contrário daquelas produzidas por tecnologias de soldagem por fusão.

Estudos têm sido feitos na aplicação do FSW a fim de se unir ligas de magnésio e alumínio. Pesquisadores realizaram previamente soldas dissimilares de chapas da liga de alumínio AA1050 com chapas da liga de magnésio AZ31 com 1,2mm de espessura através de FSW, e reportaram uma soldabilidade e propriedades mecânicas com qualidade igual ou superior ao de soldas convencionais por fusão, oferecendo um alto nível de confiabilidade. Além disso, investigou-se a microestrutura de uma junta da liga de alumínio AA6040 com a liga de magnésio AZ31 soldada pelo processo de FSW usando um microscópio eletrônico. A análise da interface da solda no MEV mostrou a presença de compostos intermetálicos ($Al_{12}Mg_{17}$ e Al_3Mg_2) os quais ocorreram ao longo de toda a interface entre as duas ligas, conforme pode ser visto na Figura 2.5 [28] [29].

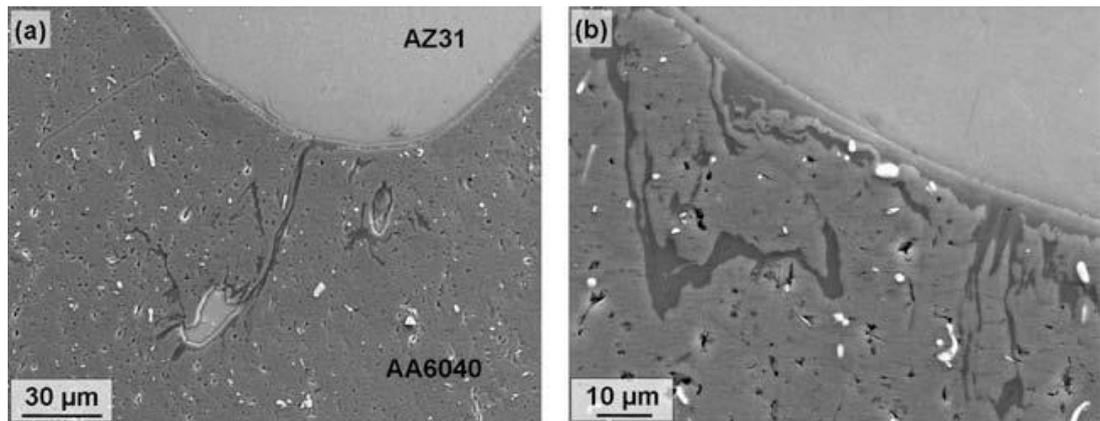


Figura 2.5 - Micrografia feita através de MEV da interface da liga AA6040 com a liga AZ31: (a) inclusão da liga de magnésio incorporada na liga de alumínio e formação de fase intermetálica nos arredores (b) vista mais detalhada do composto intermetálico [29].

Analisando a interface entre a liga de magnésio e a camada intermetálica pode-se observar que aparenta ser plana e lisa. Entretanto, a interface com a liga de alumínio parece ser mais grosseira e, em algumas regiões, finas partículas de fase intermetálica penetram acima de alguns micrometros dentro da liga AA6040, como pode ser observado na Figura 2.6a [29].

Estudos realizados no MET revelaram alguns dos compostos intermetálicos existentes na solda. Um deles consiste na fase $Al_{12}Mg_{17}$, que é frequentemente reportada em juntas de FSW. Além disso, na interface entre a fase $Al_{12}Mg_{17}$ e a liga AA6040, pequenas inclusões de estruturas diferentes foram encontradas e revelaram ser inclusões de tamanho nanométrico da fase Al_3Mg_2 , como pode ser visto na Figura 2.6b [29].

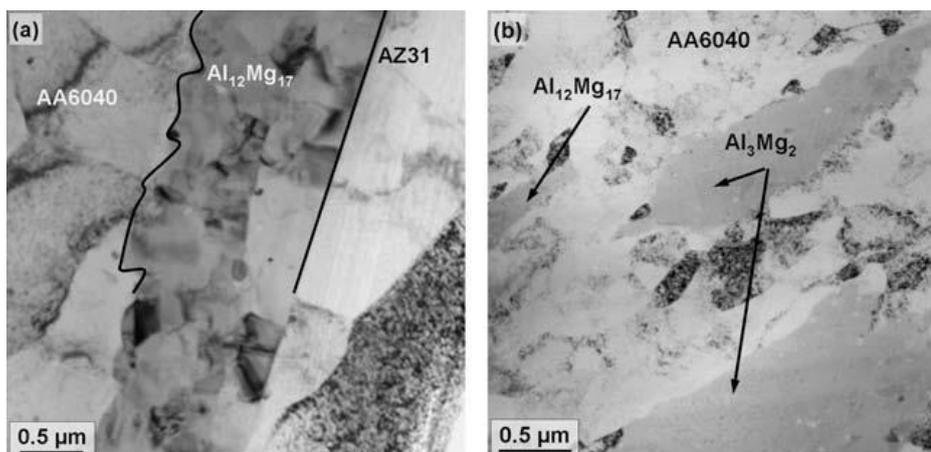


Figura 2.6 - Imagem de MET da região da interface: (a) finos grãos do composto intermetálico $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ separam a liga AA6040 (à esquerda) da liga AZ31 e (b) pequenas inclusões de tamanho nanométrico da fase Al_3Mg_2 adjacente à fase $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ [29].

Alguns pesquisadores no seu estudo da aplicação de FSW para unir a liga de magnésio AZ31B e a liga de alumínio AA5083, mostrada na Figura 2.7, também revelaram a presença de uma fina camada na interface entre as ligas, um intermetálico. Esta foi apresentada como uma camada fina e contínua com uma interface planar entre a liga de alumínio e a de magnésio através da região de mistura [30].

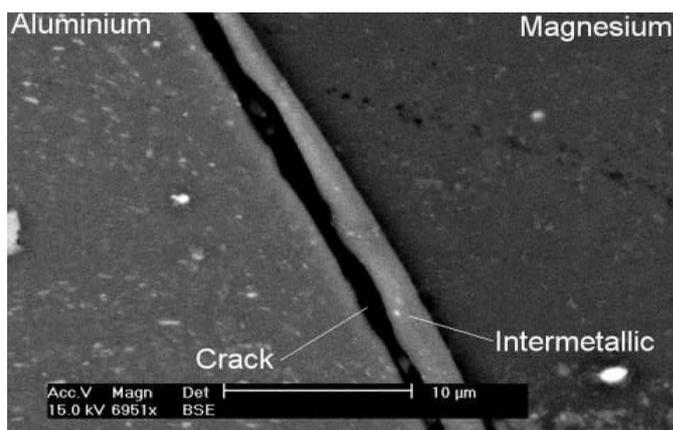


Figura 2.7 - Imagem de MEV do intermetálico formado entre o AZ31 e o AA5083 na interface da solda [30].

Nesta mesma pesquisa, o intermetálico $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ parece ter se formado como um eutético separado. No sistema binário Al-Mg, como mostrado na

Figura 2.8, o eutético existe a 67% p Mg entre a fase $Al_{12}Mg_{17}$ e o magnésio, à temperatura de $437^{\circ}C$ [30].

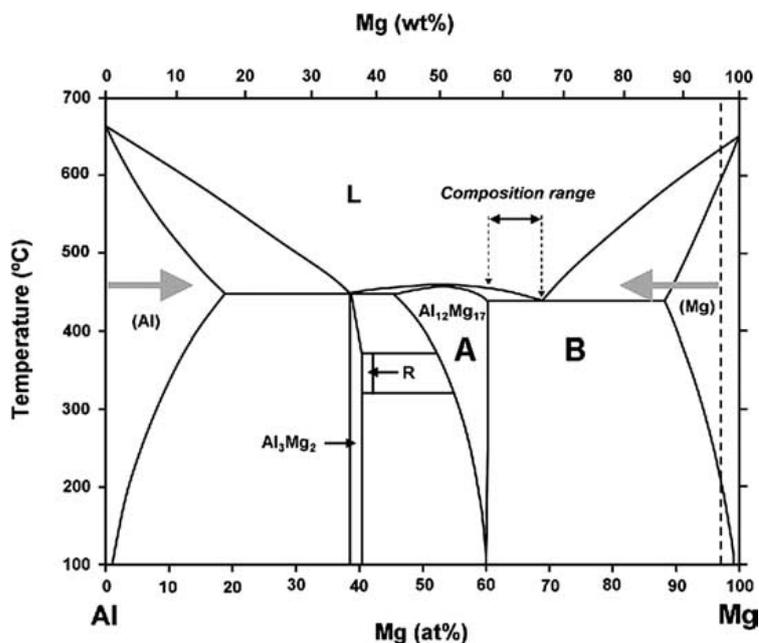


Figura 2.8 - Diagrama binário Mg-Al [21].

Durante o processo de FSW, o aquecimento ao redor da ferramenta, aumenta a temperatura do material na zona soldada para cerca de 80% da temperatura de fusão das ligas de alumínio e magnésio, sendo aproximadamente igual à temperatura do eutético ($437^{\circ}C$) para $Al_{12}Mg_{17} + Mg$. Quando a interface entre as ligas atinge essa temperatura, uma grande quantidade de magnésio se difunde para o alumínio, formando o composto intermetálico [30]. Apesar de o FSW ser uma técnica de soldagem no estado sólido, pode ser possível que uma liquação constitucional – *constitutional liquation* – aconteça. Durante o processo, podem ocorrer picos de temperatura que excedem os $460^{\circ}C$ e esses picos são suficientes para causar uma difusão mútua entre os átomos de Al e de Mg. Uma difusão mútua muito intensa pode formar uma fase-líquida constitucionalmente quando o material é mantido constantemente a temperaturas acima de $460^{\circ}C$ [27].

Pode ser possível evitar a formação da camada intermetálica através da manutenção da solda a temperaturas abaixo de $437^{\circ}C$ ou pela incorporação de

um material intermediário entre o alumínio e o magnésio [30]. O zinco puro é uma opção para ser usado como material de base da camada intermetálica, já que o zinco possui um ponto de fusão relativamente baixo, a mesma estrutura cristalina que o magnésio e pode formar solução sólida com o alumínio.

Através da adição de camada intermediária de zinco entre o magnésio e o alumínio, a microestrutura da zona de ligação das juntas pode ser melhorada. Este intermetálico pode se formar na região de ligação, onde pode precipitar dispersivamente, e assim, produzir endurecimento por precipitação. Além disso, essa adição pode fazer com que as fases intermetálicas passem a existir na forma de partículas dispersivas em uma camada fina, e assim, a resistência ao cisalhamento das ligas pode ser dobrada através do uso de camada intermediária de liga de zinco [31].

2.4. Estudos prévios em sistemas Al-Mg com camada intermediária de liga de Zn.

Eliminar ou diminuir a formação de fases intermetálicas tornou-se um ponto chave a fim de se obter soldas de Mg-Al com qualidade mecânica. Alguns estudos foram realizados com o uso de camada intermediária, de Ce, Zn puro e também de ligas de Zn a fim de se investigar o comportamento das juntas com e sem o uso de camada intermediária de soldas dissimilares de Al-Mg [31] [32] [33].

Parte do desenvolvimento desse trabalho foi baseado nos estudos prévios entre Al-Mg, a fim de se evitar a formação das fases intermetálicas que frequentemente ocorriam em soldas dissimilares e que foram essenciais para essa pesquisa. Porém para compreender e explicar o que ocorre durante e após o processo de soldagem é necessário incluir estudos com base no sistema Al-Mg-Zn.

Zhao e Zhang investigaram separadamente o processo de soldagem por difusão - *diffusion-bonding* – de chapas de Al-Mg com e sem a camada intermediária de uma liga de Zn (com adição de Al e Ce) [31].

Primeiramente, analisaram a constituição da chapa sem a camada de liga de Zn através de XDR (Difração de Raios-X). Duas zonas foram descobertas na estrutura interfacial da junta, sendo a zona A correspondente ao composto Al_3Mg_2 e a zona B consistiu em uma fase $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ e uma solução sólida de Mg, sendo que a região do intermetálico composta pelas zonas A e B excede $20\mu\text{m}$. A maior resistência ao cisalhamento conseguida com essas juntas foi de $41,3\text{ MPa}$ [31].

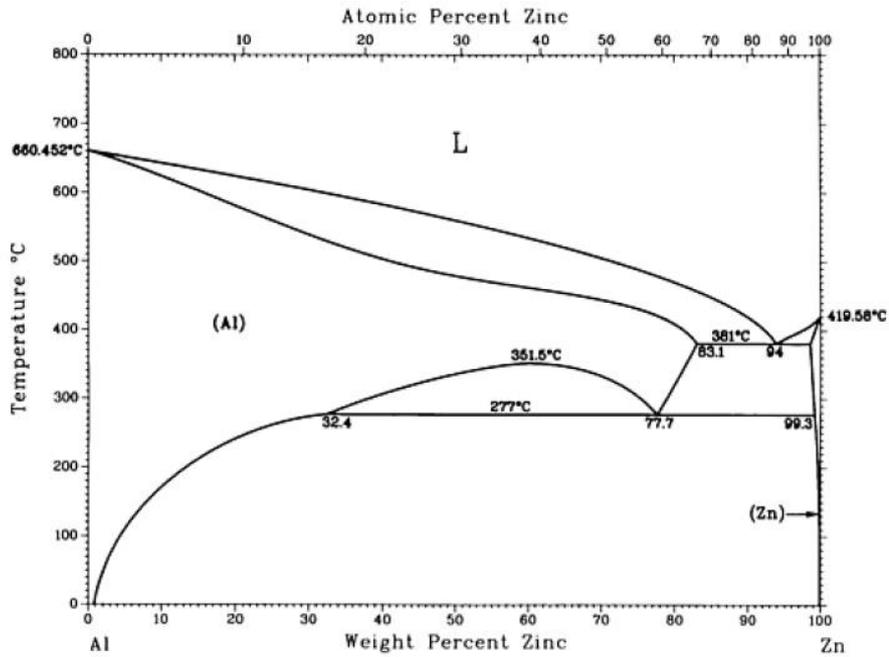
Então, em um segundo momento, foi realizado o estudo das juntas de Al-Mg com a camada intermediária de liga de Zn, soldadas a uma temperatura de 360°C por 3s, através da análise da região de união por MEV/ EDS e baseado nos diagramas de fases Al-Zn e Mg-Zn. Dessa forma, foi observada a presença de partículas de segunda fase na região de união formando uma camada, porém essa camada corresponde a partículas dispersas, com uma espessura máxima de $5\mu\text{m}$. O valor máximo de resistência ao cisalhamento correspondente a essa união foi de 83 MPa , sendo 2 vezes maior do as juntas de Al-Mg soldadas diretamente sem camada intermediária de Zn [31].

A conclusão desse trabalho foi que com a adição de uma camada intermediária de liga de Zn entre o Al e o Mg, a microestrutura da zona soldada das juntas melhorou efetivamente, e apesar de existir a formação de intermetálico na região de união, as partículas se precipitaram de forma dispersa, não causando danos ao desempenho das soldas, causando, pelo contrário, um efeito de reforço às juntas [31].

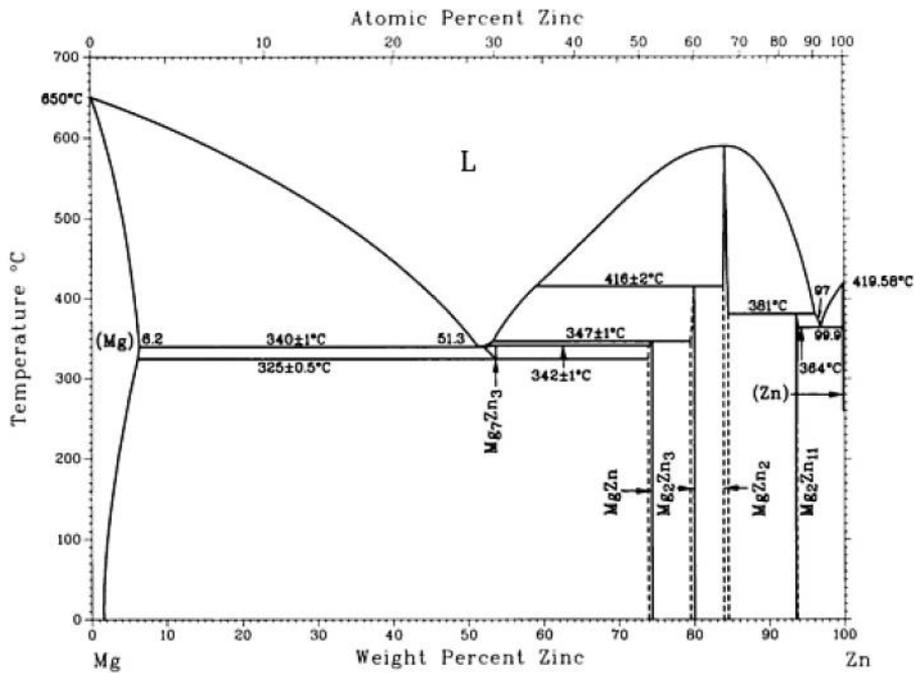
A utilização de um material intermediário - Zn - para diminuir a formação do intermetálico entre as ligas de alumínio e magnésio requer a observação dos diagramas binários Al-Zn e Mg-Zn.

O diagrama de fases Al-Mg, como já mostrado anteriormente, possui as seguintes fases intermediárias: Mg_2Al_3 ou Mg_5Al_8 (conhecida como fase β), fase R ou ϵ (romboédrica) e a fase $\text{Mg}_{17}\text{Al}_{12}$ (conhecida como γ). Já o diagrama Al-Zn não contém nenhuma fase intermediária. Um *gap* de miscibilidade ocorre na solução sólida do Al base abaixo de 351°C , no qual a fase CFC se divide em (Al)' e (Al)" e é seguido pela reação monotetóide $(\text{Al})'' \leftrightarrow (\text{Al})' + (\text{Zn})$ a 277°C . O diagrama de fases Mg-Zn, descreve as seguintes fases

intermediárias: Mg_7Zn_3 , $MgZn$, Mg_2Zn_3 (ou Mg_4Zn_7), $MgZn_2$ e Mg_2Zn_{11} . Os diagramas Al-Zn e Mg-Zn podem ser vistos na Figura 2.9 [34].



a) Diagrama Al-Zn [35].



b) Diagrama Mg-Zn [36].

Figura 2.9 – Diagramas de fases: a) Al-Zn b) Mg-Zn.

2.5. Soldagem por Fricção por Ponto (FSpW)

A Soldagem por Fricção por Ponto (FSpW) é um processo de união no estado sólido adequada para soldar ligas leves, como por exemplo ligas de alumínio e magnésio para aplicações estruturais, desenvolvida e patenteada pela *Helmholtz-Zentrum Geesthacht* (antiga *GKSS - Gesellschaft für Kernenergieverwertung in Schiffbau und Schifffahrt*) na Alemanha. Esse tipo de soldagem é capaz de produzir conexões pontuais sobrepostas sem fusão de massa. O processo deriva do FSW - desenvolvido em 1991 pelo *The Welding Institute* (TWI) na Inglaterra - e suas várias aplicações têm substituído com sucesso os métodos de união pontuais por fixação mecânica e de soldagem por fusão.

FSpW é caracterizada por produzir uma solda livre de defeitos com alta resistência, que não necessita de metais de adição, oferecendo dessa forma, diversas vantagens sobre as técnicas convencionais de união pontual como: alta eficiência energética, redução do número de etapas do processo e boa qualidade da superfície. Além disso, possui alta velocidade de soldagem e boa compatibilidade com o ambiente [2].

O processo recebe atualmente uma considerável atenção das indústrias automotiva e aeronáutica, já que este tem grandes chances de tornar-se uma alternativa aos processos de soldagem já consolidados, superando as desvantagens apresentadas pelos mesmos. Essa pode vir a substituir soldas longas feitas por fricção e mistura em chapas finas de Al, e também, pode ser utilizada para o reparo de poros na superfície através do preenchimento de buracos resultados do processo de Soldagem por Fricção e Mistura (FSW) [37].

O FSpW é realizado utilizando uma ferramenta composta de três partes: o anel de fixação, a camisa e o pino. Cada componente pode ser movido separadamente um do outro, já que estes são formados por um sistema de atuação independente [37]. O anel de fixação é responsável por manter bem presas as chapas a serem unidas e evitar a perda de material enquanto o pino e a camisa rotacionam. O desenho esquemático mostrando a ferramenta empregada pode ser visto na Figura 2.10.



Figura 2.10 - Ferramenta de FSpW: a) componentes (pino, camisa e anel de fixação) respectivamente e (b) ferramenta montada.

Existem duas variantes do processo de FSpW associadas ao modo como a ferramenta pode penetrar nas chapas: a) “penetração do pino”, na qual o pino penetra no material, enquanto a camisa retrai e b) “penetração da camisa”, na qual a camisa penetra no material, enquanto o pino retrai. Quatro estágios diferentes podem ser observados nas duas variantes. Nesse processo, pino e camisa possuem uma velocidade translacional independente, porém rotacionam na mesma direção com a mesma velocidade angular [38] [39].

Na variante onde a camisa penetra, as chapas estão presas entre a placa de baixo e a ferramenta. O pino e a camisa estão se movendo em direções opostas com relação à superfície da chapa de cima, gerando calor por fricção e rotacionando na mesma direção. A camisa penetra no material até uma determinada profundidade e, enquanto isso, o pino retrai. Desse modo, o material plasticizado é empurrado para dentro do espaço deixado pelo pino. A fim de se alcançar uma melhor mistura do material, nessa etapa deve ser usado um tempo de operação (do inglês, *dwell time*), na qual a ferramenta é mantida exclusivamente em rotação. Então na próxima etapa, ambos, camisa e pino, retraem de volta para a superfície, empurrando o material plasticizado que foi originalmente deslocado de volta para a chapa. Finalmente, o anel de fixação é liberado, uma vez que o pino e a camisa atingem a superfície de

cima, concluindo dessa forma a solda. Um esquema representando o processo de penetração da camisa está apresentado na Figura 2.11 [8].

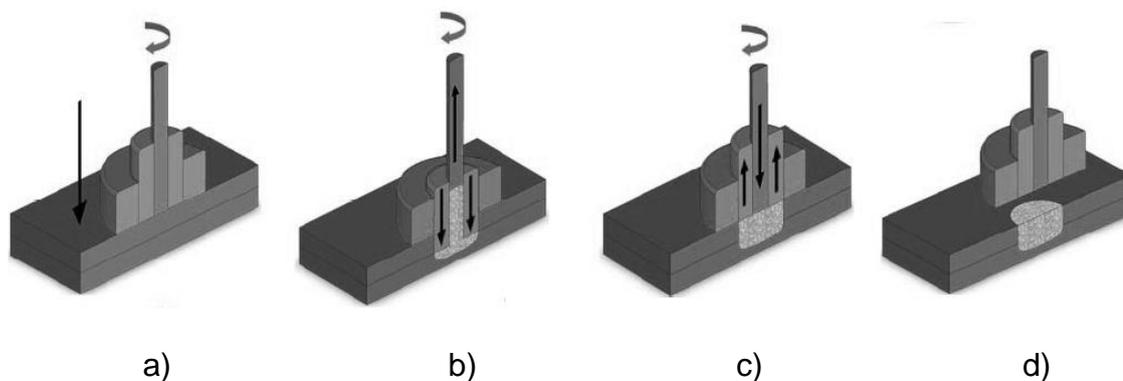


Figura 2.11 - Esquema da variante “penetração da camisa” do FSpW mostrando os quatro estágios principais: (a) rotação da ferramenta e fixação, (b) penetração da camisa e retração do pino, (c) retorno do pino e retração da camisa e (d) remoção da ferramenta [40].

A variação “penetração do pino” é similar a anterior, exceto pelo fato que o pino penetra no material ao mesmo tempo em que a camisa retrai, a fim de criar um espaço para acomodar o material deslocado. A vantagem da variante “penetração da camisa” em relação à variante “penetração do pino” é que a mesma gera uma área soldada maior, o que leva a uma resistência superior da solda. Por outro lado, a variante de penetração do pino é mais fácil de ser executada, já que demanda menos força e torque da máquina de solda.

2.5.1. Fatores que interferem no desempenho mecânico da solda

A resistência mecânica de um corpo de prova de junta pontual soldada submetido a um ensaio de resistência ao cisalhamento depende de um complexo número de diferentes fatores, como por exemplo, da área soldada/ de união, do aporte térmico durante a soldagem, do módulo de fratura resultante do ensaio de cisalhamento, do nível de adesão/ união entre as chapas, da presença ou influência de descontinuidades na propagação de trincas, do afinamento da chapa superior quando a profundidade de penetração

aumenta, entre outros. Além disso, a resistência da junta depende das condições aplicadas durante os testes de cisalhamento, em particular em como o alinhamento das chapas é mantido durante o carregamento [41].

O aporte térmico possui uma relação direta com relação à carga de cisalhamento. Isso quer dizer que quanto maior o aporte térmico, maior a resistência da solda.

A energia despendida durante a soldagem por fricção pontual depende da força axial, da profundidade de penetração, da velocidade de rotação da ferramenta e do torque. A energia liberada devido à rotação da ferramenta (torque) contribui significativamente com o aporte térmico, juntamente com o tempo de soldagem e a velocidade de rotação da ferramenta [41]. Esses três fatores influenciam o aporte térmico durante o processo de soldagem, dependendo também de condições de adesão entre as placas e a ferramenta. Durante a soldagem, a energia gerada é responsável pela formação do botão de solda, sendo que o resto desta é transferida para o ambiente ao redor, como as chapas, a ferramenta e para a atmosfera.

Estudos mostram que as propriedades mecânicas de soldas pontuais são determinadas principalmente pelo aporte térmico durante a soldagem e pela área projetada da região soldada. Da mesma forma que o aporte térmico, o tamanho do botão de solda, ou melhor, a área de união entre as chapas, também apresenta uma relação de proporção direta com a carga de cisalhamento. Por isso, o aumento da extensão da área de união resulta no aumento da seção resistente efetiva da solda e, portanto, a carga necessária para promover o cisalhamento também aumenta [42].

Não é possível afirmar que uma extensa área de união irá resultar sempre em um elevado desempenho mecânico da solda, já que a presença de defeitos geométricos na região de transição entre o metal não deformado e a zona de solda, como por exemplo, uma “cunha”, porosidades ou mesmo uma falta de preenchimento da zona de solda, exercem uma influência significativa sobre as propriedades mecânicas de juntas por fricção por ponto [43]. De forma simplificada, a cunha é uma continuação da interface entre as chapas sobrepostas soldadas com um perfil curvado (aparência de um “V” de cabeça

para baixo) e é formada em função dos movimentos de penetração e retração da ferramenta de soldagem [3] [44].

A microestrutura é um fator que pode influenciar no desempenho mecânico das soldas. A microestrutura das juntas soldadas por FSpW pode ser dividida em três regiões distintas além do metal de base (MB): zona recristalizada dinamicamente ou zona de mistura (ZM), zona termomecanicamente afetada (ZTMA) e zona termicamente afetada (ZTA) [2] [3] [40].

A ZM apresenta um alto grau de aquecimento e de deformação plástica, suficientes para que a recristalização dinâmica se processe, resultando em uma microestrutura composta por pequenos grãos recristalizados e equiaxiais. A geometria desta zona varia com o perfil da ferramenta e os parâmetros de soldagem.

Na região de transição entre o metal de base e a região recristalizada – ZTMA - a deformação plástica gera um padrão de fluxo progressivo da microestrutura, apesar da deformação nessa zona ser insuficiente para que a recristalização ocorra. Geralmente, o que ocorre é o processo de recuperação e, em alguns casos, a desestabilização do tratamento térmico da liga. De um modo geral, a ZTA pode apresentar crescimento de grão ou então uma pequena transformação metalúrgica, como por exemplo, uma alteração na estrutura dos precipitados, embora apresente uma diferença muito pequena em relação ao MB.

O MB é a zona mais distante da área de união ou botão de solda e não é afetado pelo calor e pela deformação gerada no processo, assim as características dos grãos desta região devem-se exclusivamente ao processamento e/ou tratamento térmico anterior à soldagem.

2.6. Planejamento de Experimentos (DOE)

O Planejamento de Experimentos é utilizado com o intuito de melhorar a qualidade do processo ou produto que está sendo produzido através da determinação dos parâmetros mais relevantes ao processo. Desse modo, é possível otimizar as características do produto/ processo a fim de que este

possua uma sensibilidade mínima a fatores “ruídos” (fatores que atrapalham) [45].

As características de um processo podem ser influenciadas por dois tipos de fatores, os chamados fatores controláveis e os chamados incontroláveis ou fatores “ruídos”. Os controláveis são aqueles que podem ser controlados facilmente, como temperatura, pressão, material, dimensões nominais, etc. Já os incontroláveis ou “ruídos” são difíceis ou muito caros de se controlar, como por exemplo, temperatura ambiente, umidade, impurezas do material, entre outros. Normalmente, esses fatores “ruídos” podem fazer com que as características do produto ou processo se desviem do seu valor ótimo, ou seja, afetam a repetibilidade do processo [45].

O método de Taguchi não controla nem elimina os “ruídos” do processo/ produto, mas sim busca remover o efeito desses “ruídos” na variação das características de qualidade, sendo assim esse método determina o resultado ótimo e os fatores dominantes envolvidos no processo.

O número de experimentos aumenta conforme aumentam os parâmetros do processo. Para resolver esse problema complexo, o método de Taguchi usa uma ferramenta de planejamento ortogonal para estudar os parâmetros do processo como um todo com apenas um pequeno número de experimentos [46].

São definidas três categorias de características de qualidade na análise da taxa Sinal/Ruído (S/R): “quanto-menor-melhor”, “quanto-maior-melhor” e “nominal melhor”. A taxa de S/R para cada parâmetro do processo é calculada baseada na análise da função S/R. Uma taxa de S/R maior geralmente consistente com uma melhor qualidade, independentemente da categoria. O nível que obtiver a maior taxa de S/R será o parâmetro ótimo de processo [47].

Muitas vezes o número de fatores que influenciam o processo/ produto são muito grandes, e maior ainda é a quantidade de combinações possíveis desses fatores, por isso os experimentos devem ser manejados. Para que esse problema fosse melhorado, Taguchi desenvolveu a Matriz Ortogonal que é muito flexível e pode ser modificada de acordo com a necessidade de cada experimentador. A matriz ortogonal L9 é um exemplo. Através dela, pode-se

trabalhar com quatro fatores com três níveis cada. O número de condições experimentais é apenas 9, porém a intenção é achar o melhor de 81 ($=3^4$) combinações possíveis. As matrizes mais utilizadas e populares desenvolvidas por Taguchi são: L4 (2^3), L8 (2^7), L12 (2^{11}), L16 (2^{15}), L32 (2^{32}), L9 (3^4), L16($2^1 \times 3^7$) [45].

Tabela 2.2 - Seleção da matriz ortogonal segundo o método de Taguchi.

	Número de parâmetros									
	2	3	4	5	6	7	8	9	10	
Número de níveis	2	L4	L4	L8	L8	L8	L8	L12	L12	L12
	3	L9	L9	L9	L18	L18	L18	L18	L27	L27
	4	L'16	L'16	L'16	L'16	L'32	L'32	L'32	L'32	L'32
	5	L25	L25	L25	L25	L25	L50	L50	L50	L50

A fim de se investigar qual parâmetro do processo tem um efeito mais importante nas características de qualidade é utilizada uma ferramenta de abordagem estatística, chamada análise de variância (ANOVA). O princípio da ANOVA é o de estudar a variabilidade dos dados para determinar quais fatores são mais significativos. Além disso, pode-se obter a contribuição percentual de cada um dos fatores, e assim, o grau em que um fator é responsável pela variação de uma característica de qualidade é medida em termos de porcentagem da variação total [45] [47].

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1. Liga de Alumínio AA5754-H111

A liga de alumínio AA5754-H111, estudada neste trabalho, é uma liga da série 5xxx, o que significa que o magnésio é o principal elemento da liga. A designação de tratamento termomecânico “H111” significa que os produtos desta liga sofreram encruamento e que tiveram um aumento de resistência através de endurecimento por precipitação, com ou sem tratamento térmico posterior [11].

Tabela 3.1 - Propriedades mecânicas, elásticas e físicas da liga AA5754 [18]
[48].

Mecânicas (AA5754 - H111)	Limite de resistência à tração (MPa)	215
	Alongamento A5 (%)	25
	Limite de Escoamento a 0,2% (MPa)	100
Elástica	Módulo de elasticidade (GPa)	68
Físicas	Temperatura <i>solidus</i> (°C)	595
	Temperatura <i>liquidus</i> (°C)	645
	Coeficiente de expansão térmica (x10-6 /K)	24
	Densidade (g/cm ³)	2,66
	Condutividade térmica (W/m.K)	147
	Resistividade elétrica (x10-6 Ω.m)	0,049

Tabela 3.2 - Composição química nominal da liga de alumínio AA5754 [49].

	Si	Fe	Mg	Mn	Cu	Cr	Zn	Ti	Outros	Al
% em peso	0,40	0,40	2,6 - 3,6	0,50	0,10	0,30	0,20	0,15	0,05 - 0,15	Bal.

3.2. Liga de Magnésio AZ31B-O

A AZ31B-O é uma liga de magnésio que possui 3% de alumínio e 1% de zinco, sendo estes os principais elementos de liga. A letra “B” indica que a liga corresponde à segunda formulação comercialmente utilizada, enquanto que o código “O” significa que os produtos desta liga passaram por tratamento de recozimento [14].

Tabela 3.3 - Propriedades mecânicas, elásticas e físicas da liga AZ31 [14] [50] [51].

Mecânicas AZ31B-O	Limite de resistência à tração (MPa)	255
	Limite de escoamento a 0,2% (MPa)	150
	Alongamento em 50 mm (%)	21
Elásticas	Módulo Elástico (GPa)	45
Físicas	Densidade (g/cm ³)	1,77
	Temperatura <i>liquidus</i> (°C)	630
	Temperatura <i>solidus</i> (°C)	605
	Coeficiente de expansão linear térmica de 20 a 200 °C (µm/m por °C)	26,8
	Condutividade térmica a 20°C (W/m.K)	76,9
	Resistividade elétrica a 20°C (nΩ.m)	92

Tabela 3.4 - Composição química da liga de magnésio AZ31 [14].

	Al	Mn	Zn	Ca	Si	Cu	Ni	Fe	Outros	Mg
% em peso	2,5 - 3,5	0,2 min	0,6 - 1,4	0,04 max	0,10 max	0,05 max	0,005 max	0,005 max	0,30 max	Bal.

3.3. Procedimento de soldagem

Chapas da liga de alumínio AA5754-H111 e da liga de magnésio AZ31-O com 2mm de espessura foram utilizadas no presente trabalho. As chapas foram cortadas de forma que os corpos de prova tivessem 100mm de comprimento por 25mm de largura. Os corpos de prova para a soldagem por FSpW foram colocados de forma que ficassem com uma configuração de sobreposição de 25mm, como mostrado na Figura 3.1.

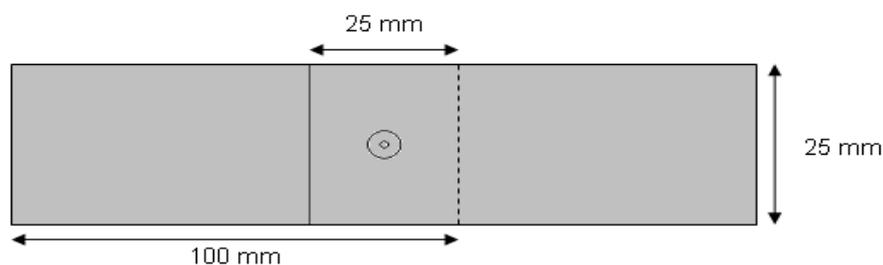


Figura 3.1 - Representação esquemática da configuração de solda do FSpW.

O processo de FSpW foi realizado no instituto *Helmholtz-Zentrum Geesthacht GmbH* (cessionário da patente do FSpW) em uma máquina RPS 100. A velocidade de rotação, o torque, a carga axial, a profundidade de penetração, o tempo de solda, assim como a posição do pino e da camisa são gravados por um sistema de monitoramento. A força de penetração e a velocidade de rotação máximas são respectivamente 7,8kN (eixo vertical) e 3000rpm. A ferramenta de soldagem foi feita de aço ferramenta e consiste de um anel de fixação, uma camisa rosqueada de \varnothing 9mm e um pino rosqueado de \varnothing 6mm. A máquina de FSpW pode ser observada na Figura 3.2.

Os corpos de prova foram apropriadamente limpos com acetona e colocados na configuração de sobreposição usando um suporte para fixação na base da mesa. O processo foi iniciado manualmente e a solda foi realizada de acordo com os parâmetros definidos (sendo os fatores: Velocidade de Rotação, Profundidade de Penetração e Tempo de Operação com três níveis cada). Durante todo o processo, a temperatura da ferramenta foi controlada por um termopar, sendo que a temperatura inicial estava na faixa de 25 a 35°C. Esse procedimento foi mantido com a finalidade de padronizar as soldas realizadas, mantendo todas no mesmo patamar inicial de temperatura e assim fazer com que a temperatura medida durante o processo fosse somente devida à fricção e não proveniente da ferramenta que poderia estar aquecida.



Figura 3.2 - Máquina de FSpW - Equipamento Harms & Wende RPS100.

Nos estudos com materiais similares, uma série de soldas foram realizadas utilizando-se diversos parâmetros, colocadas de forma a achar os níveis de três fatores (velocidade de rotação, profundidade de penetração e tempo de operação). Então, esses três fatores com três diferentes níveis foram arranjados em uma matriz ortogonal L9, resultando em nove experimentos. Cada experimento foi realizado em triplicata. O método de Taguchi foi aplicado utilizando-se o software MINITAB a fim de se definir tanto o resultado ótimo

através de dados finitos analíticos, quanto os fatores dominantes envolvidos na otimização do FSpW.

Depois da melhor combinação de parâmetros de solda sugeridos pela análise de Taguchi ter sido alcançada (“condição ótima”), a influência individual de cada variável em relação à tensão de cisalhamento foi avaliada, mantendo-se duas variáveis constantes e variando os níveis da terceira.

A produção de soldas dissimilares de Al-Mg através do processo de FSpW passou por diversas modificações até que uma junta de qualidade e resistente ao cisalhamento pudesse ser obtida. Durante a colocação das chapas definiu-se que a chapa inferior seria a de magnésio e a superior a de alumínio, já que baseado em pesquisas em literatura essa era a montagem que oferecia a melhor resistência ao cisalhamento às soldas.

Foram realizadas algumas tentativas de se diminuir a presença de fase intermetálica na solda, como colocar uma folha de zinco de 50 μ m de espessura entre as chapas. A fim de aumentar a área superficial da chapa, e assim, melhorar a sua aderência à folha de zinco foram aplicados diferentes tratamentos à superfície da chapa de alumínio, como lixamento com lixa de granulometria 800 e 1000, e também, tratamento químico da superfície das chapas com ácido nítrico (HNO₃). Entretanto, as soldas que utilizavam folha de zinco possuíam uma resistência muito baixa e, portanto, foram descartadas. Com isso, realizou-se uma tentativa de revestir as chapas de alumínio com uma camada de zinco, que foi bem sucedida. Essa camada de zinco foi depositada através da imersão das chapas de alumínio em um banho de zinco (realizada em uma empresa terceirizada). Os parâmetros foram baseados em estudos anteriores e consultas à literatura.

Medição de Temperatura

Com o objetivo de se estudar a influência da temperatura nas juntas soldadas por FSpW, a medição de temperatura foi realizada utilizando um termopar do tipo-K (níquel-cromo/ níquel-alumínio) com 0,5 mm de diâmetro localizado no material e conectado ao sistema de condicionamento de sinal e

aquisição de dados *National Instruments SCXI*, integrado a um computador. O software de desenvolvimento gráfico *LabVIEW* realiza a avaliação dos dados, fornecendo os diagramas de temperatura em tempo real com uma taxa de aquisição de 10 kHz. Os termopares foram posicionados entre as placas a serem soldadas e fixados com uma fita a fim de que a medição no centro da solda pudesse ser realizada.

Caracterização Metalúrgica

As amostras metalográficas foram cortadas próximo do centro da solda - tomando-se cuidado para evitar eventuais modificações da microestrutura - através de um disco abrasivo em uma máquina de corte automática do tipo Struers Discotom-6, e depois embutidas em uma resina transparente a frio. Então, elas foram lixadas manualmente com uma lixa d'água de granulometria 120 até atingir exatamente o centro da solda, resultando em uma seção transversal ao longo do plano de simetria da junta soldada. Depois disso, as amostras foram submetidas à preparação metalográfica, que consistiu em lixamento (lixas d'água com granulometria entre 320 e 4000) e polimento (solução OP-S para as soldas similares e solução OP-U Struers para soldas dissimilares) em uma máquina universal de polimento do tipo Buehler Phoenix 4000.

As amostras de Al-Mg passaram por procedimento de limpeza com etanol usando ultrassom. Com o intuito de se revelar a microestrutura da liga de magnésio, as amostras foram atacadas quimicamente com uma solução a base de ácido pícrico. Para revelar a microestrutura da liga de alumínio, foi utilizado ataque eletrolítico em uma solução com reagente de Barker. Além disso, as amostras das soldas similares de Al-Al também foram atacadas eletroliticamente com solução de Barker. As macros e micrografias foram feitas utilizando-se um microscópio ótico do tipo Leica DM IRM. Lentes polarizadas foram usadas para fazer as fotos.

A fim de se avaliar as fases intermetálicas e a morfologia das superfícies de fratura provenientes dos ensaios de cisalhamento foi realizada microscopia

eletrônica de varredura (MEV) através de um microscópio FEI Quanta 400 FEG mediante a emissão de elétrons retroespalhados. Utilizando um detector Oxford INCA Energy 250, a espectroscopia por dispersão de energia (EDS) foi empregada na determinação da composição química em regiões específicas do material.

Caracterização mecânica

Os ensaios de cisalhamento foram realizados em triplicata utilizando uma máquina de tração/ compressão Zwick/Roell com uma capacidade de carga de 200 kN à temperatura ambiente e durante os ensaios foi utilizada uma velocidade constante do travessão de 2 mm/min. O procedimento de fixação do corpo de prova pode ser observado na Figura 3.3.



Figura 3.3 – Fixação das chapas soldadas na máquina de tração.

Os perfis de microdureza (Vickers) foram realizados ao longo da seção transversal da junta soldada, previamente polida, com um microdurômetro Zwick/Roell-ZHV, usando um indentador convencional. A marcação das impressões foi realizada à meia espessura da chapa superior e da chapa

inferior, com um espaçamento de aproximadamente 0,3 mm entre cada impressão, mediante a aplicação de uma carga de 200 gf (HV 0,2). As linhas de microdureza foram traçadas ao longo de 20 mm de extensão, sendo 10 mm para cada lado a partir do centro da solda, totalizando 65 marcações.

Medida da Área de União

A fim de se calcular a área de união (botão de solda) entre as placas de alumínio, o diâmetro de união foi medido utilizando o Software ImageJ.

Foram considerados como começo e fim do diâmetro os locais onde há uma mudança nítida entre a zona de mistura ou botão de solda e o resto das chapas, como pode ser observado na Figura 3.4.

A área de união foi calculada utilizando-se a equação da área de um círculo, equação 3.1.

$$\text{ÁREA DE UNIÃO} = \frac{(\text{DIÂMETRO DE UNIÃO})^2}{4} \times \pi \quad (\text{Equação 3.1})$$

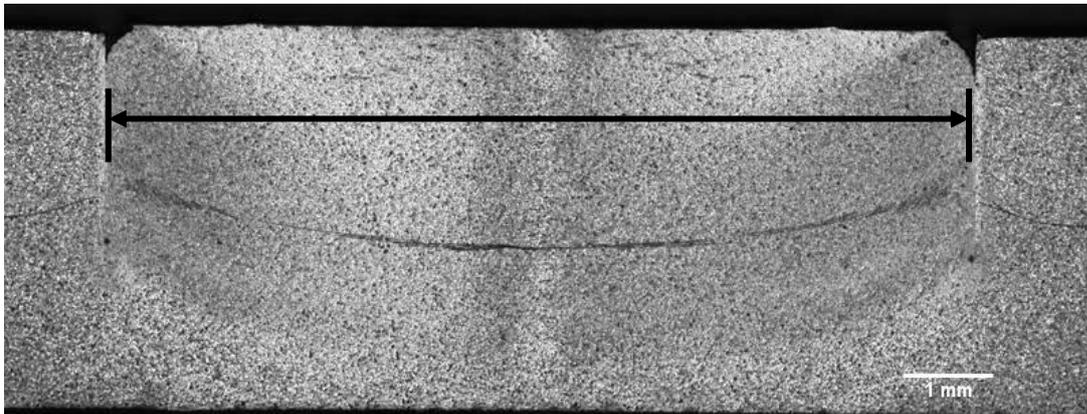


Figura 3.4 - Exemplo do procedimento de medida do diâmetro da união.

As atividades que integram o procedimento experimental deste trabalho estão demonstradas, em forma de fluxograma, como pode ser visto na Figura 3.5.

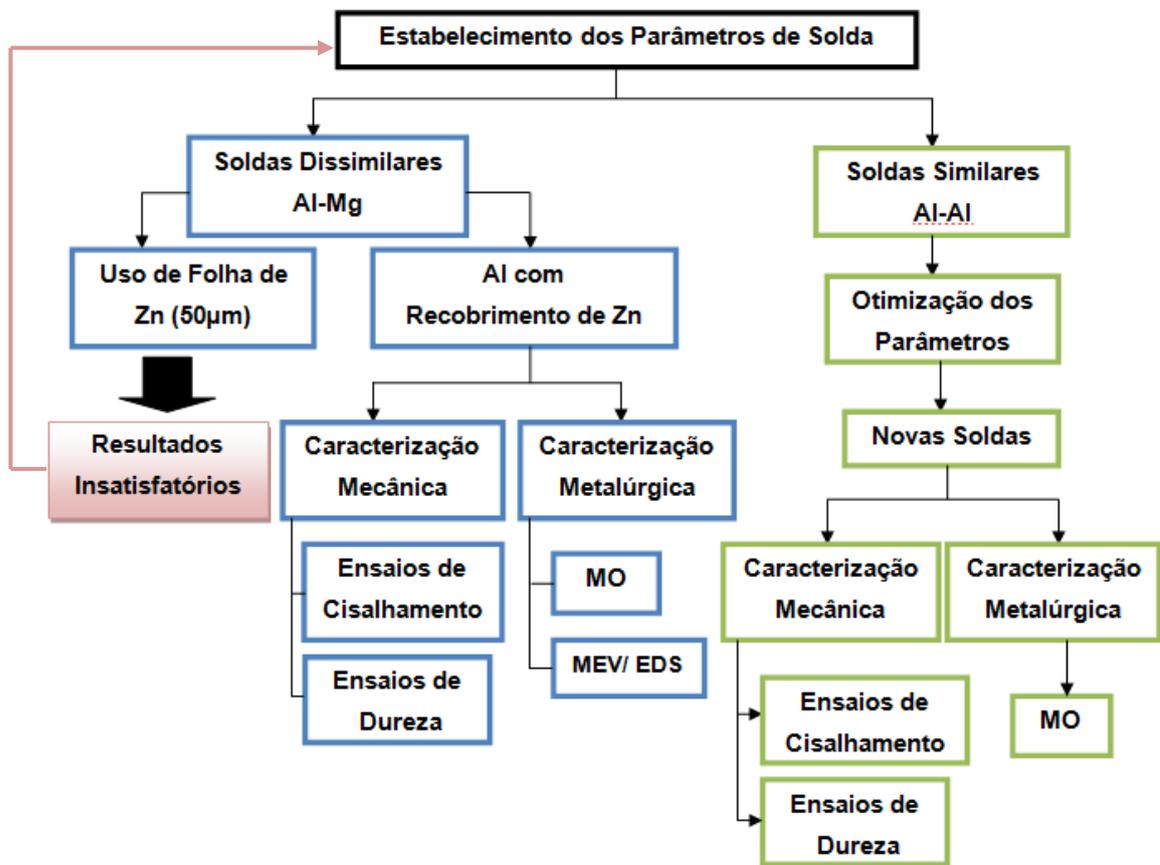


Figura 3.5 - Fluxograma de atividades.

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1. Soldas similares AA5754

4.1.1. Otimização do FSpW

A análise de otimização dos parâmetros das soldas similares foi feita através do método de Taguchi com ajuda do software Minitab. No presente estudo, três fatores (velocidade de rotação, profundidade de penetração e tempo de operação) com três níveis cada um foram utilizados. Os fatores e níveis utilizados escolhidos através de estudos previamente realizados são mostrados na Tabela 4.1.

Tabela 4.1 – Fatores e níveis para o Planejamento de Experimentos.

Fatores	Nível 1	Nível 2	Nível 3
VR: Velocidade de Rotação (rpm)	2000	2500	3000
PP: Profundidade de Penetração (mm)	2,2	2,5	2,8
TO: Tempo de Operação (s)	1,0	2,0	3,0

As condições a serem soldadas foram baseadas no método de Taguchi e uma matriz L9 foi elaborada considerando o número de fatores e níveis (3 fatores e 3 níveis). Os resultados foram obtidos em termos das cargas médias e dos valores da razão sinal-ruído (S/R), para os quais foi usado o critério de reposta “quanto maior melhor”, uma vez que se desejava maximizar a resistência ao cisalhamento das soldas. A razão S/R é empregada na metodologia de Taguchi como uma medida do desvio da variável resposta (sinal) em relação ao valor desejado em função das variáveis de processo externas (ruídos). Os ensaios de cisalhamento foram realizados em triplicata e ao final foram feitas as médias dos resultados para cada condição e solda. As condições experimentais e seus respectivos resultados de Resistência ao Cisalhamento podem ser observados na Tabela 4.2.

Tabela 4.2 – Condições experimentais e resultados.

CS	VR (rpm)	PP (mm)	TO (s)	Força de Fixação (kN)	Resistência ao Cisalhamento Média (kN)
1	2000	2,2	1,0	12,0	6,96
2	2000	2,5	2,0		6,92
3	2000	2,8	3,0		7,03
4	2500	2,2	2,0		6,95
5	2500	2,5	3,0		6,20
6	2500	2,8	1,0		7,38
7	3000	2,2	3,0		5,90
8	3000	2,5	1,0		6,84
9	3000	2,8	2,0		6,15

O tipo padrão “quanto maior melhor” da razão S/R foi usado, pois o sistema de resposta (resistência ao cisalhamento) é desejável o maior possível. O objetivo de se desenvolver um processo de qualidade não é apenas a tentativa de se maximizar a média dos valores de resistência ao cisalhamento (RC), mas também a razão S/R para o respectivo parâmetro, o que significa considerar os maiores valores no gráfico da Figura 4.1 para cada parâmetro. A Figura 4.1 mostra gráficos dos principais efeitos das a) Razão S/R média e b) Cargas médias em termos dos três parâmetros de solda. Pode-se observar que os resultados dos efeitos tanto da razão S/R quanto das cargas foram semelhantes, identificados pelos círculos vermelhos tracejados, podemos concluir que para o TO, o nível de 1,0s foi aquele que obteve o melhor resultado em ambos os gráficos; para a PP, foi o valor de 2,8mm e para a VR foi o valor de 2000rpm.

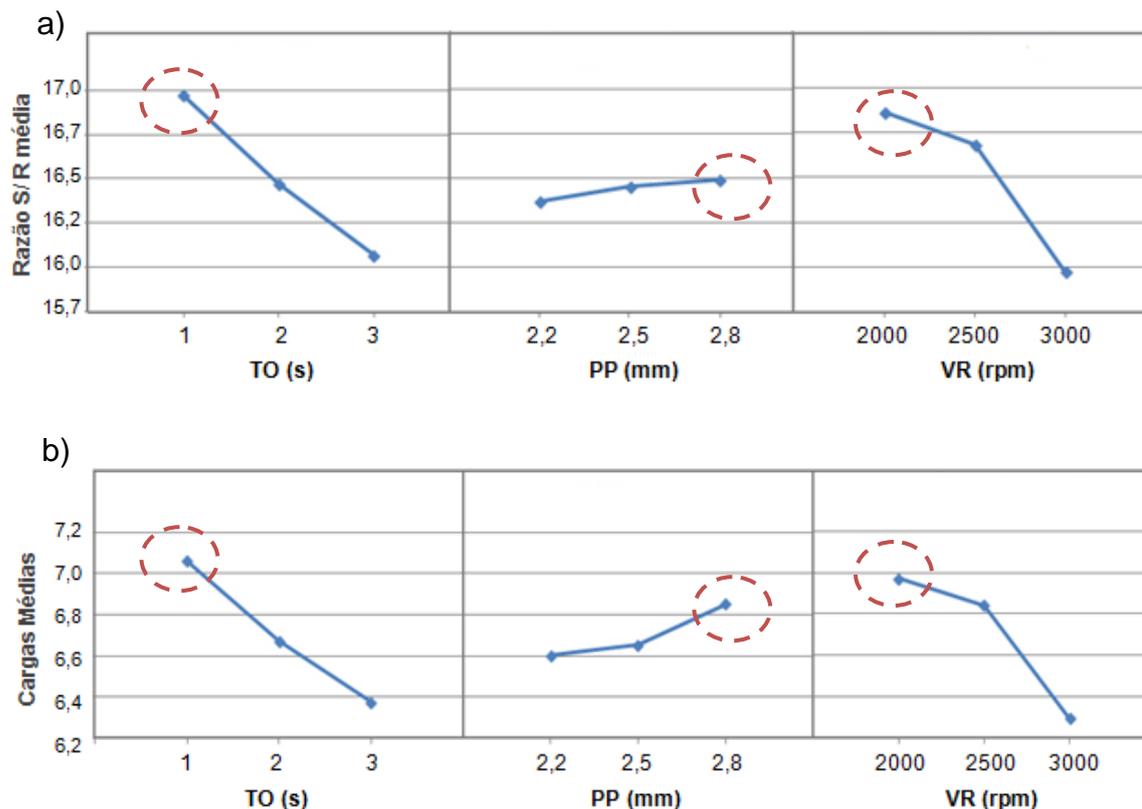


Figura 4.1 – Gráfico dos efeitos principais pela: a) razão sinal-ruído (S/R) e b) média dos parâmetros de solda em termos da velocidade de rotação (VR), profundidade de penetração (PP) e tempo de operação (TO).

A resposta das médias e da razão sinal-ruído produzida pela matriz ortogonal L9 é mostrada na Tabela 4.3. Os valores nas últimas duas linhas representam os valores de delta e da ordem de classificação que permitem entender quais parâmetros possuem o maior efeito na resposta (RC). O índice delta é medido tomando-se a diferença entre o valor mais alto e o mais baixo da média para cada parâmetro analisado, e dessa forma, o índice mensura a intensidade ou amplitude do efeito. Finalmente, a ordem classifica os parâmetros do mais efetivo para o menos efetivo na resposta característica, considerando os valores do delta.

Tabela 4.3 – Tabela de resposta para médias e taxa de razão sinal-ruído.

Níveis	Razão sinal-ruído (S/R)			Médias das Cargas		
	VR	PP	TO	VR	PP	TO
1	16,86	16,37	16,97	6,970	6,603	7,060
2	16,68	16,45	16,47	6,843	6,653	6,673
3	15,97	16,69	16,07	6,297	6,853	6,377
Delta	0,90	0,32	0,90	0,673	0,250	0,683
Ordem	2	3	1	2	3	1

A maior amplitude de variação tanto em termos das cargas quanto da razão S/R foi observada para o TO, mostrando que esse parâmetro possui a influência mais importante na resistência ao cisalhamento (RC). A VR possui um efeito menos significativo do que o TO e por sua vez a PP exibiu o valor de delta mais baixo, o que significa que este é o parâmetro que possui menor influência no processo.

A melhor combinação de parâmetros de solda sugeridos pela análise de Taguchi foi a condição CS10, que pode ser vista na Tabela 4.4. Como a condição não estava presente na matriz ortogonal L9 fornecido pelo método de Taguchi, novas soldas e novos experimentos foram realizados através de testes de cisalhamento utilizando os parâmetros de solda otimizados, a fim de se verificar a resposta. A condição otimizada CS10 prevista pelo método de Taguchi e testada através de novos testes de resistência ao cisalhamento está mostrada na Tabela 4.4.

Tabela 4.4 – Condição otimizada prevista pelo método de Taguchi e sua média de resistência ao cisalhamento.

CS	VR (rpm)	PP (mm)	TO (s)	Força de Fixação (kN)	Resist. ao Cisalhamento (kN)	Resist. ao Cisalhamento Média (kN)
10	2000	2,8	1,0	12,0	7,74 7,46 7,54	7,58

Para se determinar a influência relativa de cada fator na variação dos resultados e sua significância nas juntas soldadas de FSpW, a análise de variância (ANOVA) foi calculada com a ajuda do software Minitab e os resultados das médias das cargas de cisalhamento e da razão S/R estão apresentadas na Tabela 4.5.

O número de graus de liberdade (GL) para cada parâmetro consiste no número de níveis do respectivo parâmetro menos 1, portanto cada parâmetro com 3 níveis cada possui 2 graus de liberdade, totalizando um GL igual a 8.

A variação causada por um fator/ fonte individual é obtida através de uma expressão chamada soma dos quadrados (SQ). O teste ou razão f baseia-se na comparação entre as variâncias do modelo e do erro através da relação entre os respectivos quadrados médios (QM). Quando as variâncias são similares, o teste f é próximo à unidade, sugerindo então, que o parâmetro possui um efeito pouco significativo sobre a resposta. A porcentagem de contribuição (P%) é função das somas dos quadrados (SQ), e representa a porção da variação total observada em um experimento atribuído para cada fator e/ou interação significativa. [46] [52].

Tabela 4.5 – ANOVA da resistência ao cisalhamento (S/R e cargas médias)

Fonte	GL	SQ		QM		Teste f		P%	
		Cargas Médias	Razão S/R	Cargas Médias	Razão S/R	Cargas Médias	Razão S/R	Cargas Médias	Razão S/R
VR	2	0,7045	1,2288	0,3522	0,6144	1,83	1,83	35,91	35,87
PP	2	0,105	0,1695	0,0525	0,0847	0,27	0,25	5,35	4,95
TO	2	0,7683	1,3567	0,3841	0,6783	2,00	2,02	39,16	39,61
Erro	2	0,3841	0,6706	0,192	0,3353	--	--	19,58	19,58
Total	8	1,9618	3,4255	--	--	--	--	--	--

O gráfico da contribuição da porcentagem de cada parâmetro está mostrado na Figura 4.2, representando tanto a razão S/R quando a média das cargas, já que o resultado para ambas foi muito semelhante.

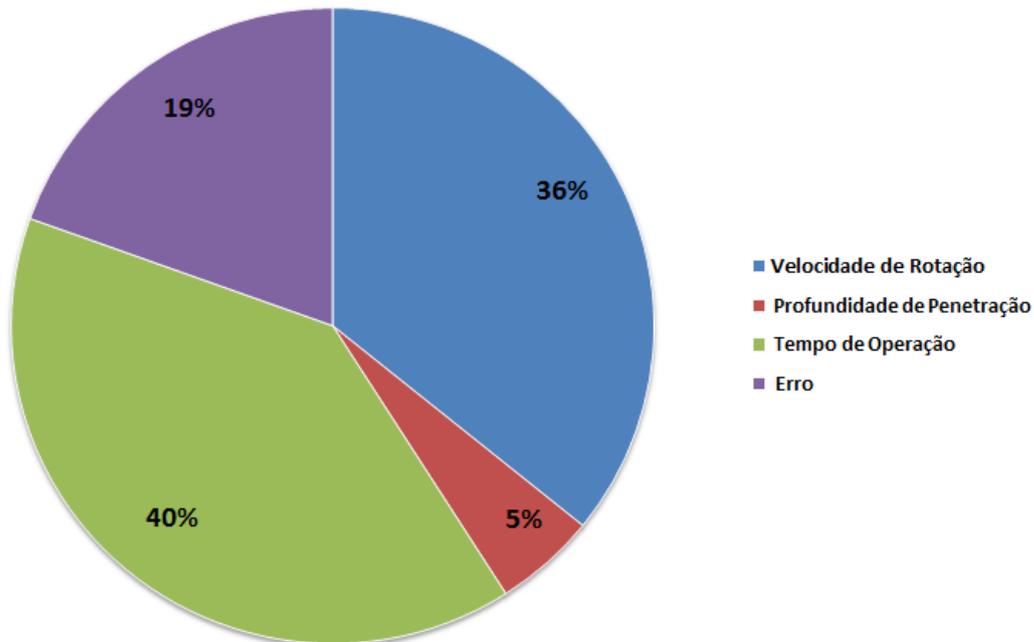


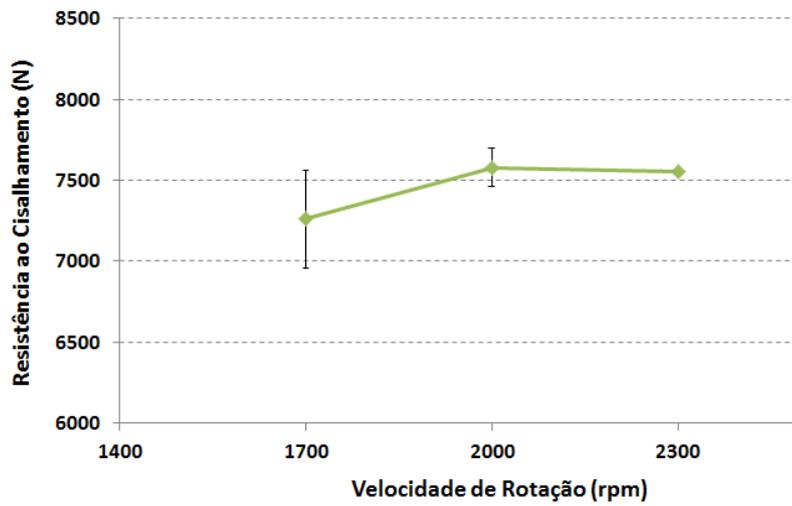
Figura 4.2 – Gráfico da porcentagem de contribuição dos parâmetros.

Novos experimentos foram realizados a fim de se avaliar o efeito de cada variável individual na resistência ao cisalhamento. Baseado nos melhores parâmetros da condição CS10 (2000 rpm, 2,8 mm e 1,0 s), essa avaliação foi realizada para os três fatores, mantendo-se duas variáveis constantes e variando os níveis da terceira. As condições para essa avaliação e seus valores de resistência ao cisalhamento estão mostrados na Tabela 4.6.

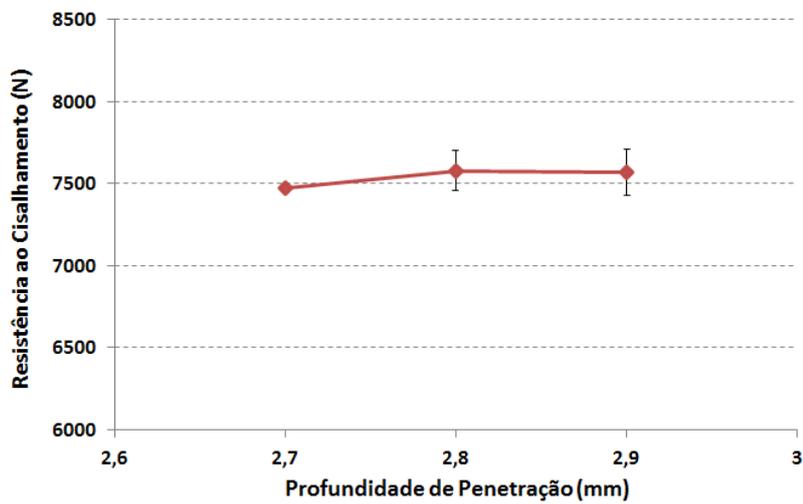
Tabela 4.6 – Condições usadas para análise de efeito individual e seus valores médios de resistência ao cisalhamento.

CS	VR (rpm)	PP (mm)	TO (s)	Força de Fixação (kN)	Resist. ao Cisalhamento (kN)	Resist. ao Cisalhamento Média (kN)
11	2300	2,8	1,0	12,0	7,50 7,57 7,57	7,55
12	1700	2,8	1,0		7,61 7,06 7,11	7,26
13	2000	2,9	1,0		7,69 7,62 7,42	7,57
14	2000	2,7	1,0		7,47 7,46 7,48	7,47
15	2000	2,8	0,0		7,13 6,60 6,70	6,81
16	2000	2,8	2,0		7,23 7,17 7,12	7,17

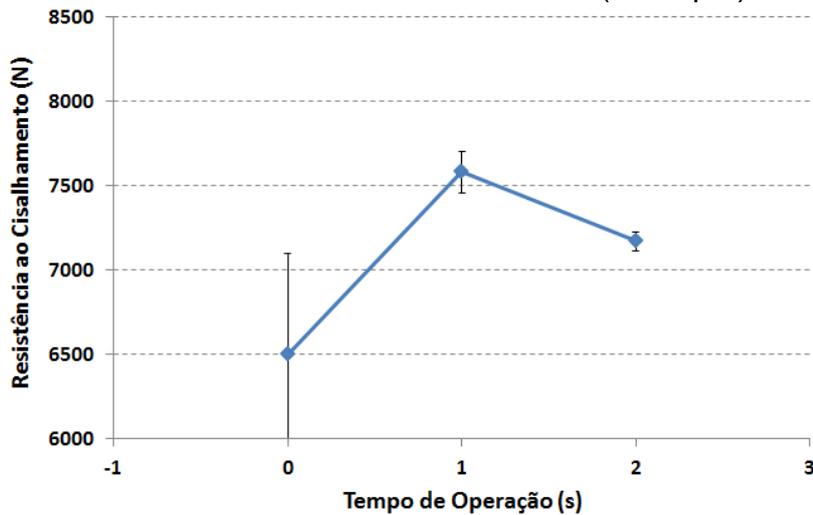
A Figura 4.3 mostra as mesmas médias de resistência ao cisalhamento, comparando os níveis de cada fator com suas respectivas resistências em três gráficos distintos.



a) Efeito individual da VR. Fatores fixados: TO (1,0s) e PP (2,8mm).



b) Efeito individual da PP. Fatores fixados: VR (2000rpm) e TO (1,0s).



c) Efeito individual da TO. Fatores fixados: VR (2000rpm) e PP (2,8mm).

Figura 4.3 – Efeito de (a) VR, (b) PP e (c) TO no FSpW de juntas soldadas.

Pode ser observado na Figura 4.3a que a variação na velocidade de rotação (VR) de 2000 para 2300rpm afetou a resistência ao cisalhamento de forma pouco significativa. Entretanto, a diminuição de 2000 para 1700rpm levou a uma diminuição na resistência de 320N, provando que a VR é um fator significativo para as soldas e que uma VR de rotação mais baixa que 2000rpm leva, neste caso, a uma diminuição da resistência ao cisalhamento.

O gráfico de profundidade de penetração (PP) na Figura 4.3b, mostra que a variação na resistência ao cisalhamento foi pouco significativa, já que o perfil aproximadamente plano das curvas de PP é uma indicação da baixa contribuição deste parâmetro sobre a resistência das juntas. Isso pode ser comprovado ao visualizar o gráfico de contribuição percentual da Figura 4.2, confirmando que a PP apresenta a menor influência na resistência das soldas.

Finalmente, as variações no tempo de operação (TO) levam a uma mudança significativa da resistência ao cisalhamento, como é mostrada na Figura 4.3c. A modificação no TO de 1,0 para 2,0s causou uma diminuição de 410N na resistência. Além disso, a modificação do TO de 1,0s para 0s afetou de forma ainda mais significativa a resistência ao cisalhamento da solda, implicando em uma diminuição de 1080N. Isso mostra que 1,0s é o valor mais baixo de TO, nesse grupo de parâmetros usados, que pode produzir soldas boas. Além do mais, o comportamento observado confirma que o TO é a variável com mais influência na resistência ao cisalhamento das soldas, que também pode ser confirmado pelo gráfico da Figura 4.2.

4.1.2. Medição de temperatura

No perfil de temperatura do gráfico no centro da solda pode ser observado que a máxima temperatura alcançada foi 557°C a 1,84s no começo da solda, como pode ser visto na Figura 4.4. O gráfico também mostra que o aumento de temperatura mantém-se quase constante durante a solda, e então, a temperatura atinge um pico máximo e começa a decair. Como a temperatura *solidus* da liga AA5754 é de 595°C [48], significa que a liga não sofreu fusão durante o processo de soldagem.

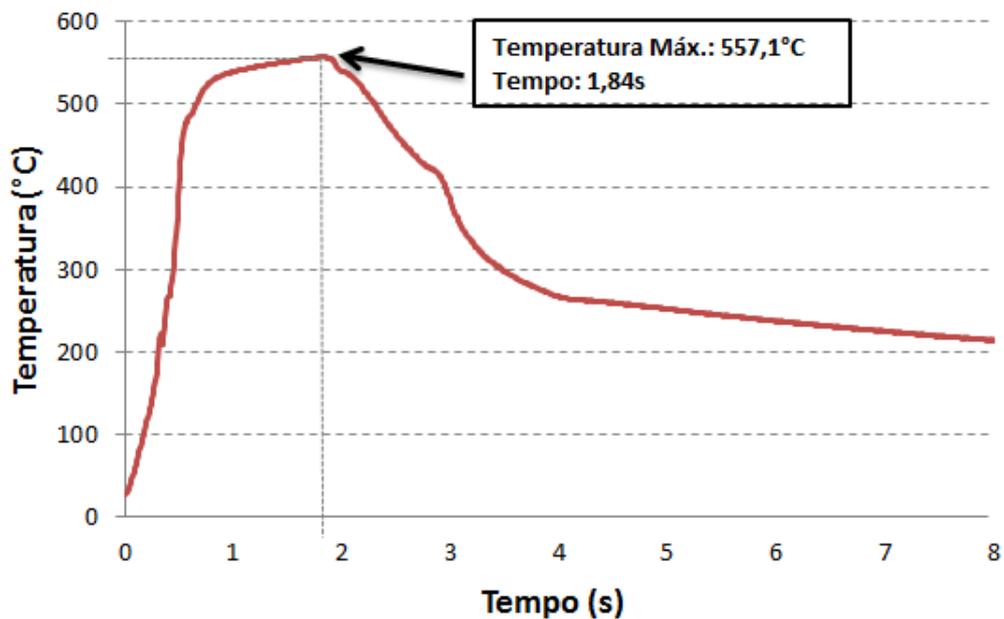


Figura 4.4 - Medição de temperatura da junta similar no centro da solda.

4.1.3. Caracterização Microestrutural

As macrografias e micrografias das soldas foram realizadas a fim de se investigar suas características e relacioná-las com o comportamento mecânico das soldas. Depois dos novos experimentos feitos para se avaliar o efeito de cada variável individual, foi escolhido apenas a melhor (CS10) e a pior condição de solda (CS15) para fazer a caracterização metalográfica. O estudo dessas condições é suficiente para se entender a razão na qual uma delas atingiu o melhor valor de resistência ao cisalhamento e a outra o pior valor.

De acordo com as características macroestruturais das soldas similares, três regiões distintas foram observadas no processo de FSpW: zona de mistura (ZM), zona termo-mecanicamente afetada (ZTMA) e zona termicamente afetada (ZTA). As seções transversais das CS10 e CS15 podem ser vistas nas Figuras 4.5 e 4.6, respectivamente.

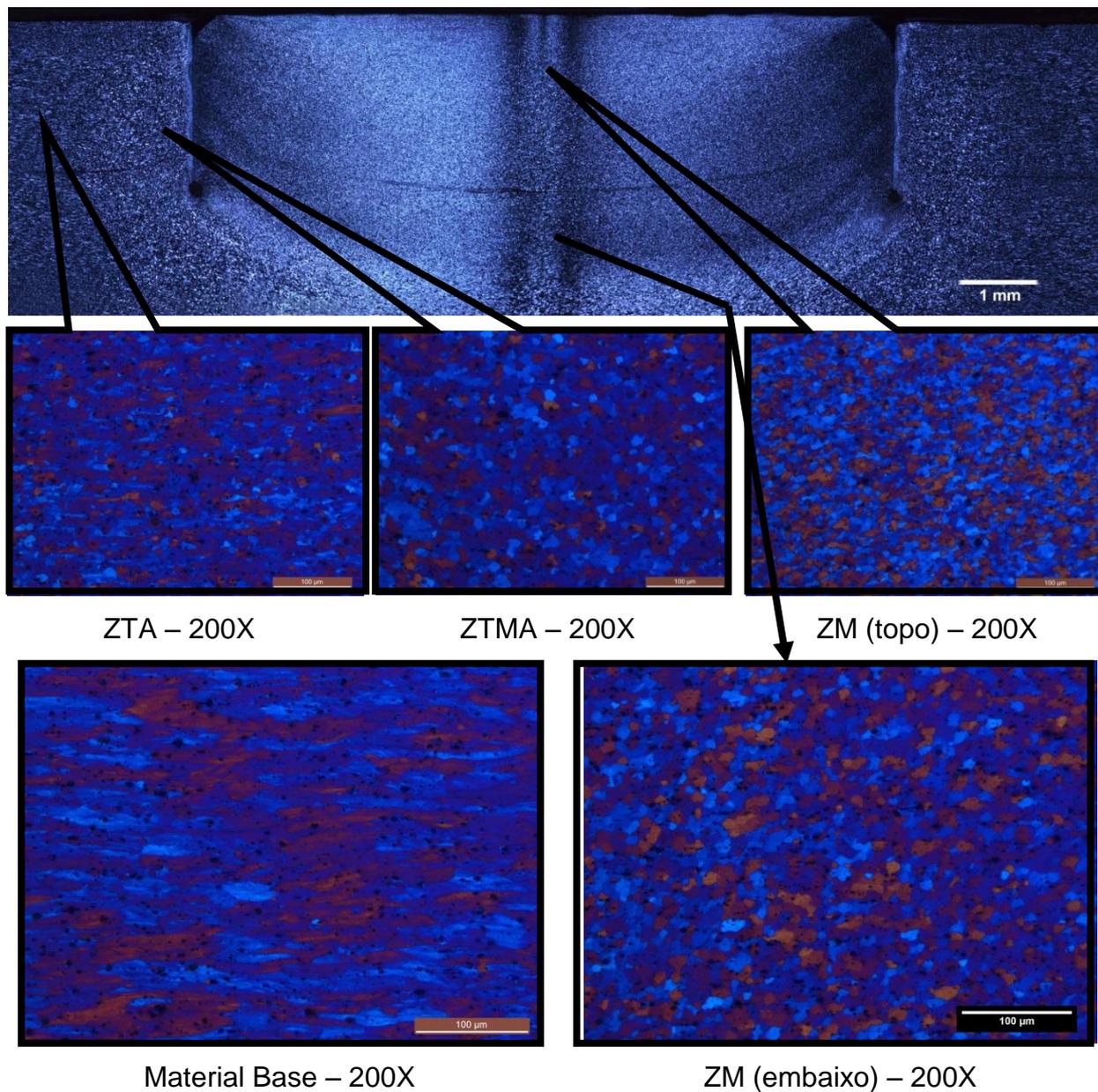


Figura 4.5 - Seção Transversal da CS 10, mostrando as principais zonas da junta soldada.

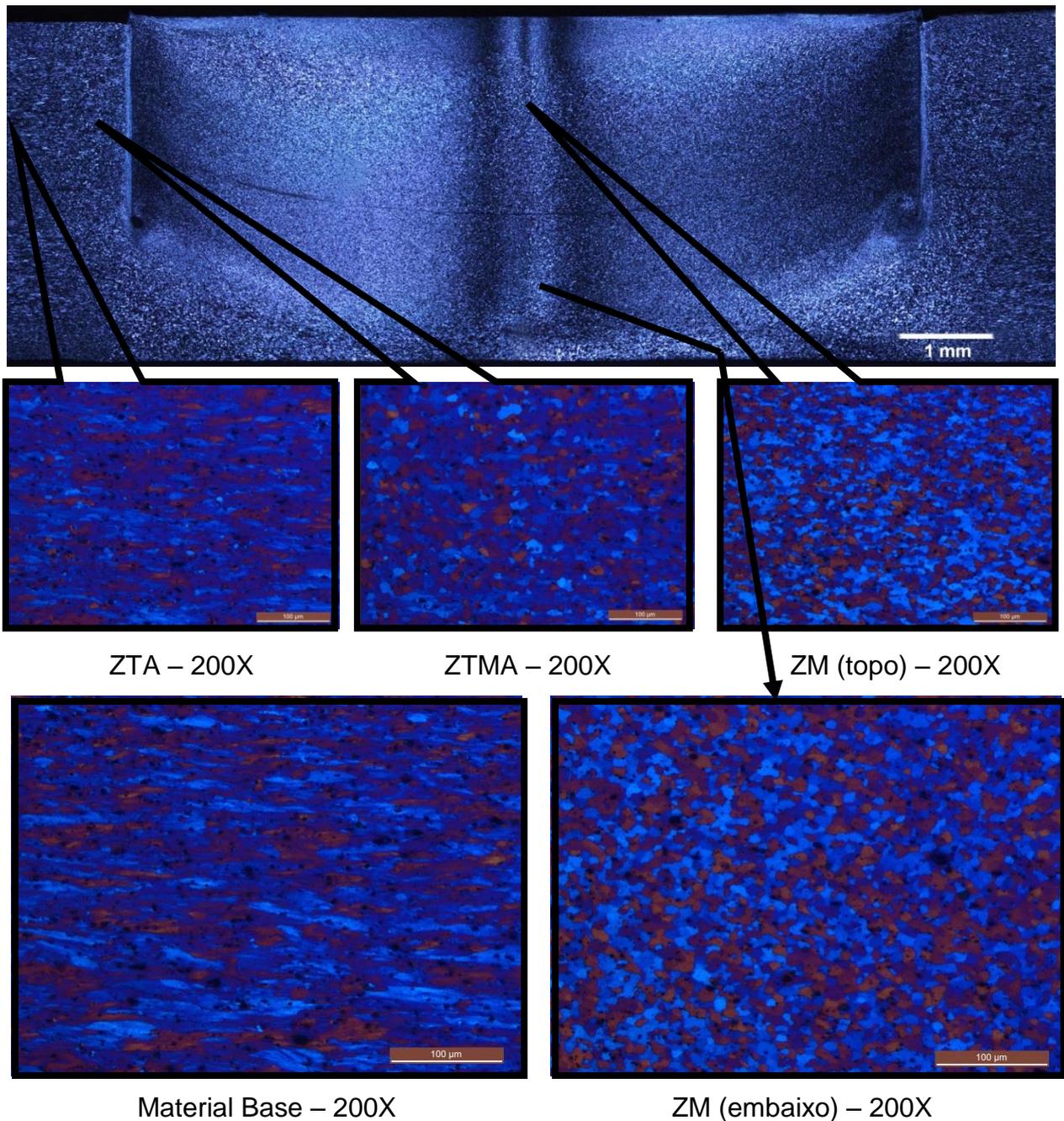


Figura 4.6 – Seção Transversal da CS 15, mostrando as principais zonas da junta soldada.

As mudanças microestruturais dentro dessas três zonas possuem um efeito significativo nas propriedades mecânicas. A microestrutura da ZM consiste de pequenos grãos recristalizados dinamicamente e grãos finos equiaxiais e homogêneos. Como a ferramenta rotaciona e mergulha nas chapas a serem soldadas, esta gera calor friccional e impõe uma severa

deformação plástica do material que entra diretamente em contato com a ferramenta.

Os grãos na ZTMA são maiores que os grãos equiaxiais da ZM, e também, que os grãos alongados do MB. Essa zona passa tanto por mudança de temperatura quanto por deformação plástica durante o processo de FSpW e é representada por uma estrutura altamente deformada ao redor da ZM.

A ZTA é a região adjacente à ZTMA. Sua microestrutura experimenta um ciclo térmico, porém não sofre nenhuma deformação plástica, causando crescimento de grãos e desenvolvendo grãos alongados similares a aqueles da microestrutura do MB.

Ambas as condições de solda analisadas, CS10 e CS15, obtiveram resultados semelhantes nas microestruturas das três regiões características de solda, portanto através dessa caracterização não foi possível explicar a diferença de desempenho mecânico entre as condições.

Alguns defeitos associados ao fluxo de material foram observados nas juntas soldadas analisadas. Na condição CS10, na parte de cima da interface entre a ZM e a ZTMA, uma falta de preenchimento foi encontrada, o que pode ser tido como um pequeno defeito volumétrico. Outros padrões geométricos que podem ser observados são a formação de cunha e um vazio, como mostrado na Figura 4.7.

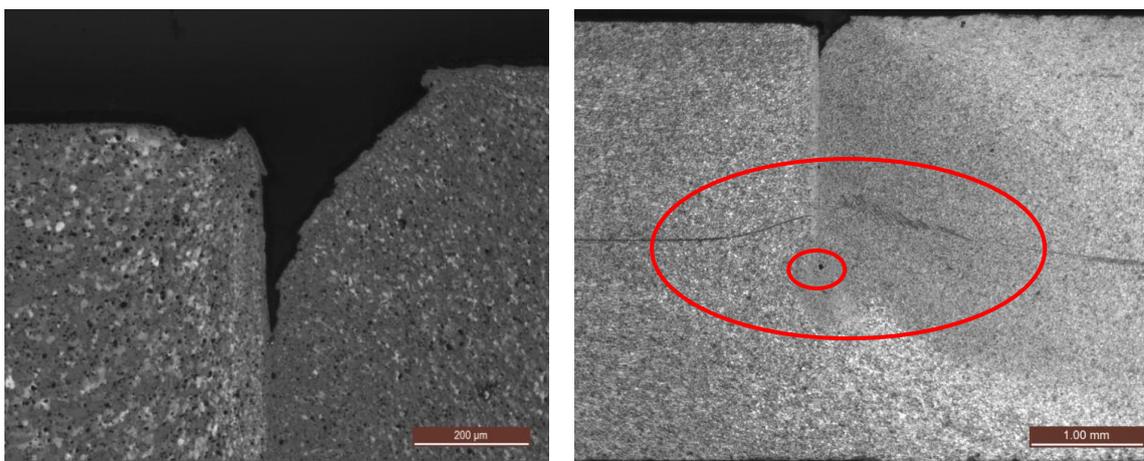


Figura 4.7 – Defeitos na CS10: a) Falta de Preenchimento – 100X e b) Vazio e formação de cunha no lado esquerdo da ZM – 16X.

Além disso, fora do limite da ZM, existem grupos de grãos recristalizados muito pequenos que definem a borda entre a ZTMA e a ZM. Esses pequenos grãos estão alinhados paralelamente ao contorno da ZTMA/ ZM e resultam do fluxo de material durante o processo de FSpW.

Alguns defeitos volumétricos também foram encontrados na CS15 e estão apresentados na Figura 4.8. Um pequeno grupo de vazios pode ser visto na região de cima da ZM, perto da fronteira entre a ZTMA e ZM. Entretanto, nesta condição a falta de preenchimento é praticamente inexistente comparada à mesma região na CS10. Além disso, os mesmos padrões metalúrgicos podem ser vistos na parte de baixo da ZM, os quais são a formação de cunha e de vazios, como na CS10.

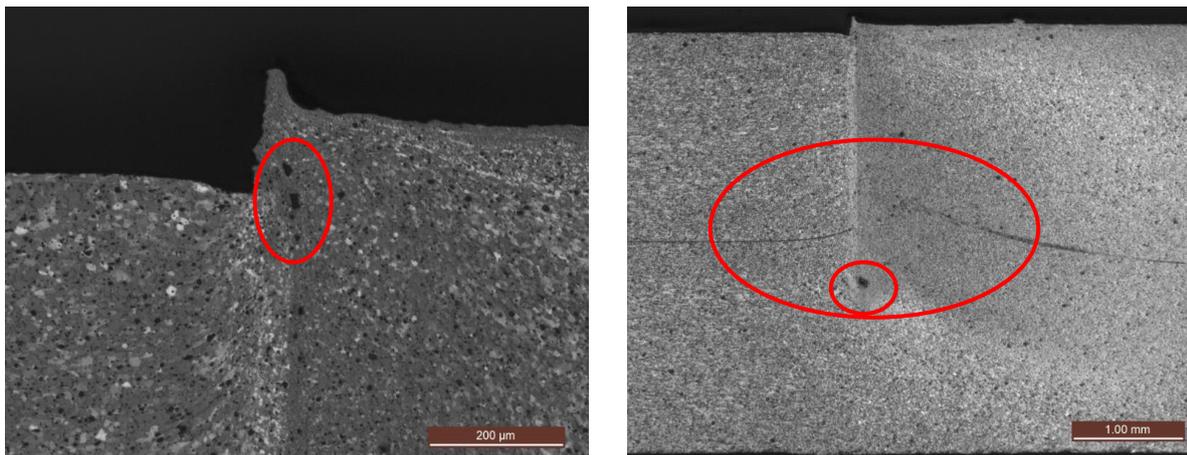


Figura 4.8 – CS 15: a) Vazios na parte de cima da região de transição entre ZM/ZTMA - 100X e b) formação de cunha e de vazio no lado esquerdo da ZM - 50X.

Acredita-se que os vazios são formados, por causa de um aquecimento excessivo próximo da superfície da camisa em rotação. O fluxo de material no estado sólido não acontece de modo contínuo, ao invés disso o processo se dá em estágios distintos separados por pequenos intervalos de tempo nos quais frações do material plastificado são deslocadas, desse modo os vazios ficam concentrados na interface dessas frações.

A cunha é uma continuação da interface entre as chapas sobrepostas soldadas, formada em função dos movimentos de penetração e retração da

ferramenta de soldagem, sendo que suas dimensões finais podem ser controladas pelo aporte térmico. Esta é uma região de união parcial, formando uma transição entre a interface de separação das chapas soldadas e a ZM, sendo que sua extremidade encontra-se na ZTMA.

Como a cunha é tida como um defeito geométrico, esta atua como um concentrador de tensões, principalmente quando a extremidade da interface sem união permanece muito pronunciada verticalmente. Quando isso acontece, a cunha torna-se um modo preferencial para a nucleação de trinca e até mesmo sua propagação quando a solda é submetida a um carregamento externo perpendicular ao defeito. No caso das condições CS10 e CS15 analisadas, as cunhas encontradas são pouco acentuadas, portanto, oferecem um risco menor à resistência das soldas.

A presença dos defeitos encontrados nas condições analisadas não significa uma baixa resistência das juntas. Na CS10, existe uma falta de preenchimento na parte de cima da interface que não foi encontrada na CS15. Entretanto, o valor de resistência ao cisalhamento da CS10 foi o melhor dentre as condições.

Diferentes estudos desenvolvidos sobre o efeito da cunha na resistência das juntas soldadas são contraditórios. Enquanto alguns autores consideram seus efeitos prejudiciais às propriedades mecânicas da solda, outros obtiveram resultados satisfatórios com relação à resistência de soldas com esse tipo de geometria [38] [53]. Por isso, conclui-se que os defeitos volumétricos observados não podem ser usados para explicar a diferença de desempenho mecânico entre as condições CS10 e CS15. Além disso, pode-se dizer que a presença da cunha não teve um efeito prejudicial à resistência da solda, já que a CS10 apresentou a melhor resistência ao cisalhamento dentre as condições.

4.1.4. Perfil de Microdureza

Os perfis de microdureza foram realizados ao longo das regiões soldadas a fim de melhorar o entendimento a respeito das divergências entre os desempenhos mecânicos das duas condições de solda analisadas.

Pode ser observado na Figura 4.9 da CS10, que na área da ZM os valores de dureza permanecem constantes, tanto na chapa de baixo quanto na de cima. Os valores de dureza médios para essa região correspondem a $65,8 \pm 2,1$ para a chapa de cima e $58,9 \pm 4,0$ para a chapa de baixo. A intensa deformação plástica e altas temperaturas fazem com que a microestrutura na ZM sofra recristalização dinâmica, reduzindo o tamanho de grão, o que pode levar a um aumento da dureza nessa região. Entretanto, a ZM obteve valores de dureza levemente menores do que na região da ZTMA, na qual a dureza média corresponde a $71,1 \pm 4,6$ para a chapa de cima e $62,3 \pm 7,3$ para a chapa de baixo. Isso pode ter acontecido pela presença de precipitados de Al_3Mg_2 no interior e nos contornos de grão da liga AA5754, como observado por Senkara e Zhank através análises por EDS e WDS [17].

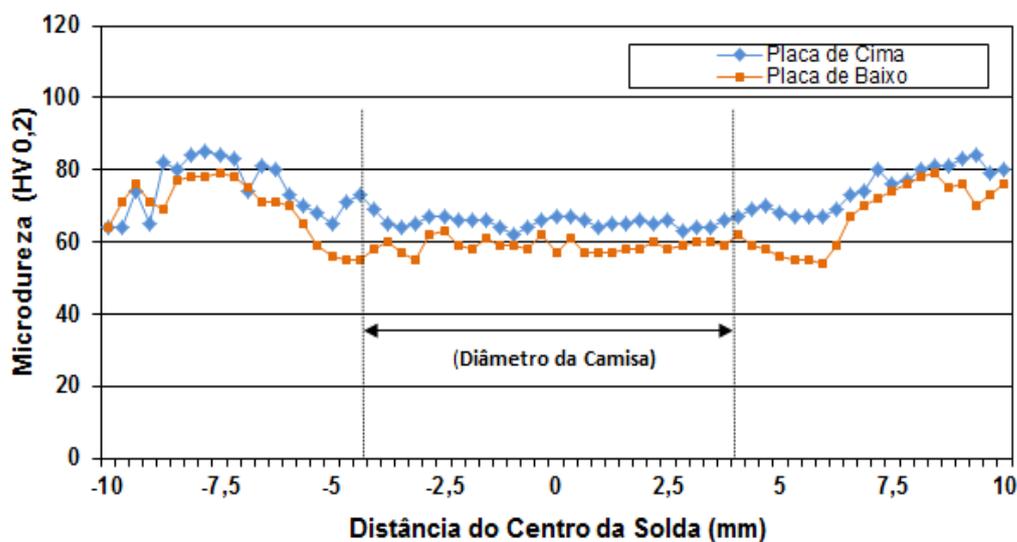


Figura 4.9 – Perfil de microdureza da CS10 (melhor condição).

Na região da ZTA, a dureza média corresponde a $81,1 \pm 2,7$ para a chapa de cima e $76,1 \pm 3,1$ e para a chapa de baixo. A deformação dos grãos na ZTA é devido ao endurecimento por deformação nessa região, o que pode levar a um aumento nos valores de dureza. A perda de dureza além dos limites da ZTA é associada principalmente ao fenômeno de recuperação da microestrutura do MB já que a temperatura atingida nessa região específica não é muito alta durante a soldagem [3].

O comportamento descrito se repete com pequenas alterações para a condição CS15, indicando que as transformações decorrentes do processo não variam de modo apreciável com uma diferente combinação de parâmetros. Podemos notar ao observar a Figura 4.10, que os valores na ZM são constantes e muito similares para as duas chapas, sendo que a dureza média para essa região corresponde a $65,8 \pm 2,2$ para a chapa de cima e $66,3 \pm 1,6$ para a chapa de baixo. Na região da ZTMA a dureza média corresponde a $70,8 \pm 5,8$ para a chapa de cima e $77,2 \pm 8,0$ para a chapa de baixo. Já na região da ZTA, os valores de dureza média correspondem a $81,7 \pm 2,1$ para a chapa de cima e $82,1 \pm 6,2$ para a chapa de baixo.

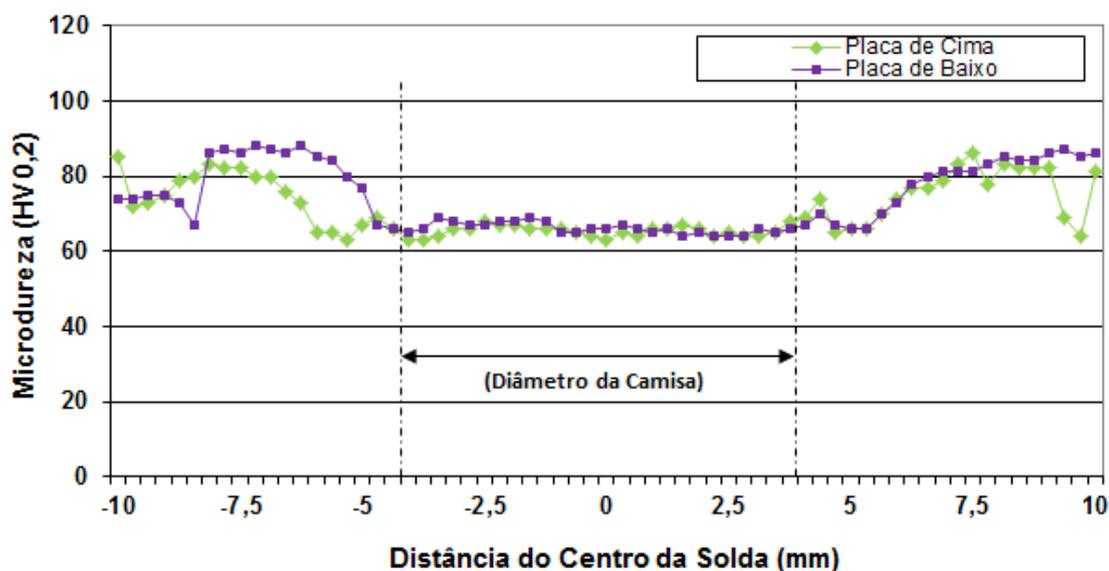


Figura 4.10 – Perfil de microdureza da CS15 (pior condição).

4.1.5. Fratura no Cisalhamento

Os ensaios de cisalhamento resultaram em apenas um tipo de falha. O modo de fratura, de acordo com a nomenclatura usual, foi identificado como sendo arrancamento circunferencial (AC), como pode ser visto na Figura 4.11.

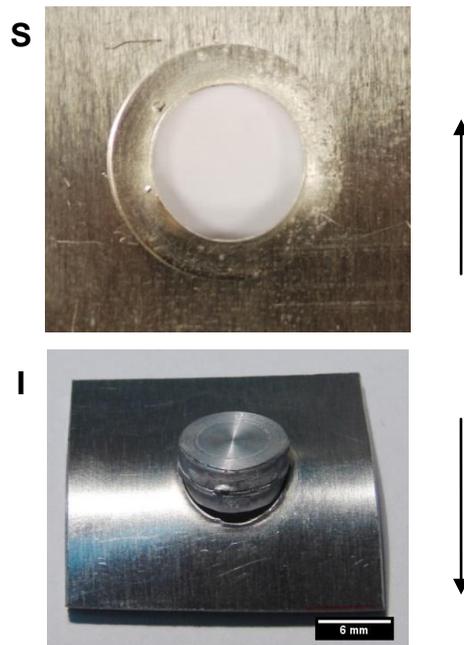


Figura 4.11 – Módulo de falha “AC” observado após os ensaios de cisalhamento de ambas as condições de solda 10 e 15. “S” indica a chapa superior e “I” indica a chapa inferior, vistas por cima. As setas representam a direção de carregamento.

Os pesquisadores Wang and Lee [54] relataram um mecanismo de falha muito similar. Sob condições de carregamento cisalhante, a falha foi iniciada próxima do topo do entalhe original na ZM e essa falha se propagou ao longo da circunferência do núcleo até a fratura final. Isso ocorre, pois durante o carregamento mecânico, a interface próxima da ZM se comporta como um nucleador de trincas e a sua propagação leva à fratura da solda. A trinca abre ao redor do botão de solda (núcleo), sendo que então, a fratura ocorre muito próxima da parte de fora da circunferência da ZM. Logo, o arrancamento circunferencial (AC) é na verdade o arrancamento da ZM.

O arrancamento circunferencial (AC) é muitas vezes preferido a outros modos de fratura já que o mecanismo nesse caso é dútil, associado à deformação plástica ao redor da ZM antes da falha. De um modo geral, corpos de prova que apresentam esse tipo de fratura possuem uma grande área abaixo da curva de carregamento no ensaio de cisalhamento o que significa um alto grau de absorção de energia antes da ruptura.

As vistas das seções transversais das soldas das condições analisadas, CS10 e CS15 podem ser observadas respectivamente nas Figuras 4.12 e 4.13. Nota-se que o diâmetro de união da CS10, representado pelo diâmetro da SZ é levemente maior do que o da CS15.

Pesquisadores relataram que juntas de baixa resistência ao cisalhamento soldadas por FSpW apresentaram um menor diâmetro de união quando comparadas a juntas de maior resistência [3]. Além do mais, outras pesquisas mostram que a área de união é positivamente relacionada à resistência ao cisalhamento da solda [41]. Quanto menor o aporte térmico imposto ao corpo de prova, menor a área de união e conseqüentemente menor será a resistência ao cisalhamento.

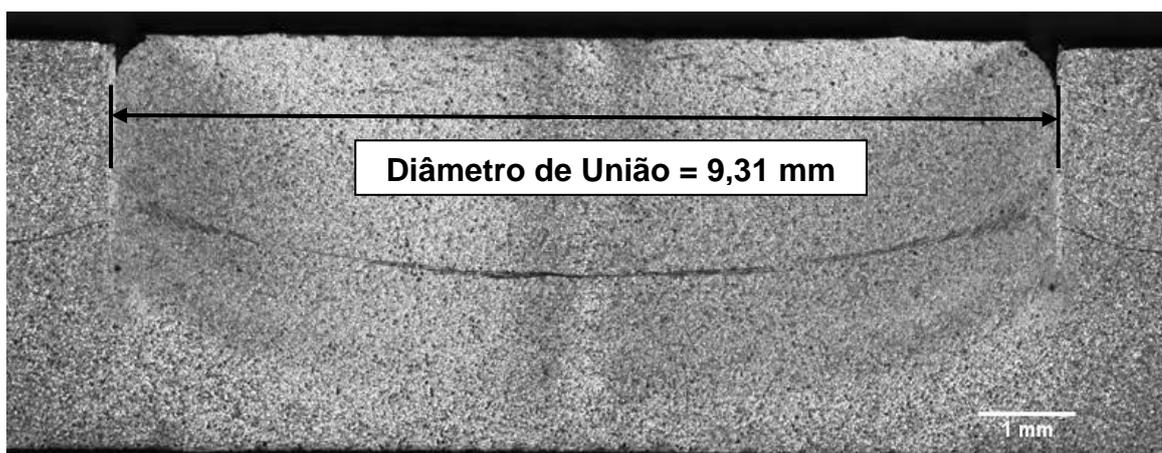


Figura 4.12 – Macrografia da seção transversal da CS10.

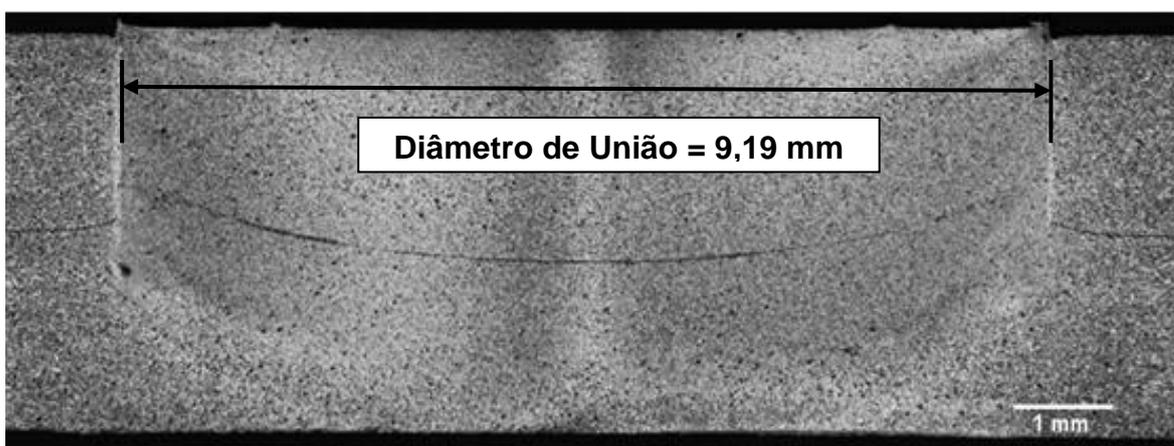


Figura 4.13 – Macrografia da seção transversal da CS15.

Segundo a Tabela 4.7 pode-se observar que a área de união da CS10 é maior do que a da CS15, comprovando que uma maior área de união leva a uma maior resistência ao cisalhamento. Os parâmetros de solda mostram que a CS10 possui um tempo de operação (TO=1s) maior do que o da CS15 (TO=0s). A falta de um TO mostrou-se prejudicial à resistência das soldas, sendo que o TO=1s mostrou ser o valor ideal para o parâmetro de solda, levando a uma área de união maior da CS10 (68,08 mm²) do que a da CS15 (66,33mm²) e, portanto, a um aumento da resistência da CS10.

Tabela 4.7 - Influência da área de união na resistência ao cisalhamento.

CS	Parâmetros de Soldagem			Resistência ao Cisalhamento (N)	Área de União (mm ²)
	VR	PP	TO		
10	2000	2,8	1,0	7580	68,08
15	2000	2,8	0,0	6810	66,33

4.2. Soldas Dissimilares

Os parâmetros usados nas chapas de Al-Mg soldadas através do processo de FSpW foram baseados em estudos anteriores realizados no instituto *HZG*. Os parâmetros que resultaram em soldas com superfícies bem acabadas após diversas tentativas, estão mostrados na Tabela 4.8. Em um primeiro momento as chapas de Al-Mg foram soldadas utilizando-se uma folha de Zn de 50µm de espessura as mesmas. As chapas de alumínio passaram por alguns tratamentos/ processos - lixamento com lixa de granulometria 800 e 1000, e também, tratamento químico da superfície das chapas com ácido nítrico (HNO₃) - a fim de melhorar a área superficial, e dessa forma, melhorar a sua aderência à folha de Zn.

Com as soldas que utilizaram esses primeiros parâmetros foram realizados ensaios de resistência ao cisalhamento, entretanto nenhum dos resultados mostrou-se satisfatório. As superfícies das soldas alcançadas com esses parâmetros foram boas, porém os valores de resistência ao

cisalhamento foram baixos (RC=3160N), comparados a estudos anteriores das juntas de Al-Mg feitas através de FSSW e FSpW (RC=3530N) [55].

Tabela 4.8 – Parâmetros usados nas primeiras soldas entre as chapas de Al e as chapas de Mg soldadas com folha de Zn.

Disposição Chapas	VR (RPM)	PP (mm)	TO (s)	Força de Fixação (bar)
Al-Mg	1000	0,5	3,0	4,0

Então, em um segundo momento, realizou-se uma tentativa de revestir as chapas de alumínio com uma fina camada de zinco, utilizando novos parâmetros, os quais estão apresentados na Tabela 4.9.

Tabela 4.9 – Parâmetros usados nas soldas das chapas de Al com recobrimento de Zn com as chapas de Mg.

Disposição Chapas	VR (RPM)	PP (mm)	TO (s)	Força de Fixação (bar)
Al-Mg	1300	1,3	0,0	4,0

As soldas das chapas de Al com recobrimento de Zn com as chapas de Mg promoveram o melhor resultado comparado às outras tentativas de soldagem – com folha de 50 μm de Zn. Entretanto, os valores atingidos no ensaio de resistência ao cisalhamento continuaram baixos se comparados com os resultados de pesquisas anteriores feitas no instituto *HZG* realizadas apenas com as chapas de Al-Mg sem qualquer folha intermediária entre as chapas ou mesmo camada intermediária [55].

Uma comparação dos melhores valores de resistência ao cisalhamento das soldas do presente estudo (Al-Mg, sendo a chapa de Al com recobrimento de Zn), com as soldas de Al-Mg, nas quais foi utilizada uma folha intermediária de Zn de 50 μm , e sendo a chapa de Al testada sem lixamento e após lixamento com lixas de granulometria 800 e 1000, e por fim, com uma pesquisa

encontrada na literatura feita em soldas de Al-Mg sem utilização de qualquer folha ou camada intermediária através de FSpW [55], pode ser vista no gráfico da Figura 4.14.

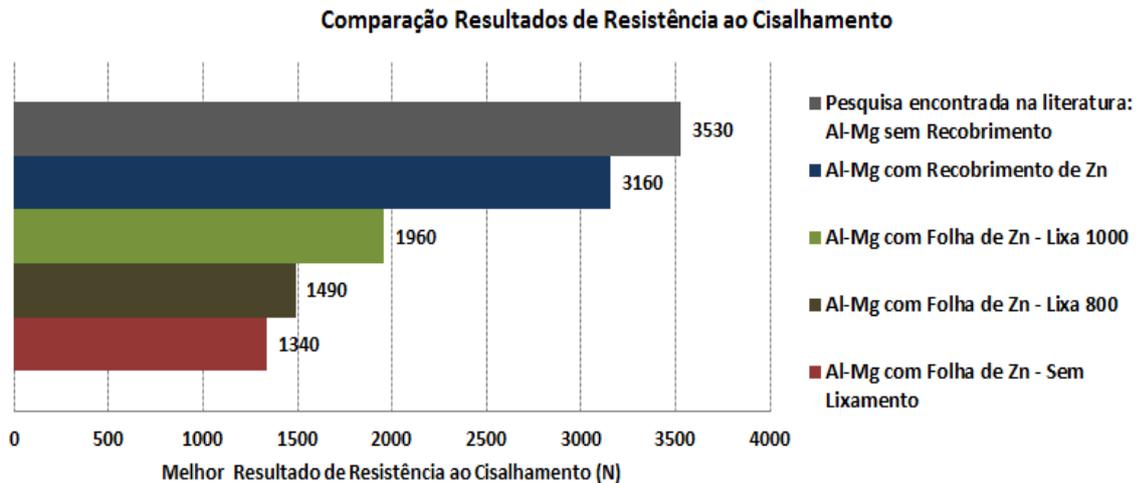


Figura 4.14 - Gráfico de comparação entre os melhores valores alcançados no teste de resistência ao cisalhamento de diversas soldas Al-Mg.

Com o uso de camada intermediária de Zn era suposto que a presença de intermetálico na região da junta diminuísse, já que as fases intermetálicas deveriam existir somente na forma de partículas dispersas e uma camada fina. Logo, a utilização de Zn através de camada intermediária ou como um recobrimento deveria melhorar a microestrutura das juntas de alumínio e magnésio, assim como aumentar a resistência ao cisalhamento da solda, fazendo com que os valores de resistência fossem maiores do que aqueles alcançados com as soldas de Al-Mg sem camada intermediária. Entretanto, não foi isso o que ocorreu nas soldas do presente estudo. Pode-se observar na Figura 4.14, que o melhor resultado obtido no presente trabalho (3160 N) foi inferior ao estudo encontrado em literatura (3530 N), ou seja, a utilização de Zn como um recobrimento a fim de melhorar a resistência das soldas não alcançou o objetivo desejado, sendo inferior à resistência das soldas Al-Mg sem Zn. A fim de se entender melhor os resultados obtidos através dos ensaios

de cisalhamento, as soldas foram investigadas através de caracterização metalográfica/ metalúrgica.

4.2.1. Medição de Temperatura

O ciclo térmico medido em todos os experimentos durante o processo de soldagem mostrou resultados similares, portanto apenas os resultados obtidos em um dos experimentos serão apresentados no presente estudo como forma de exemplificar quais as mudanças de temperatura que ocorreram durante o processo, pois da mesma forma que ocorre com as soldas similares, é importante saber quais as temperaturas atingidas durante o processo de solda dissimilar, conforme será visto a seguir.

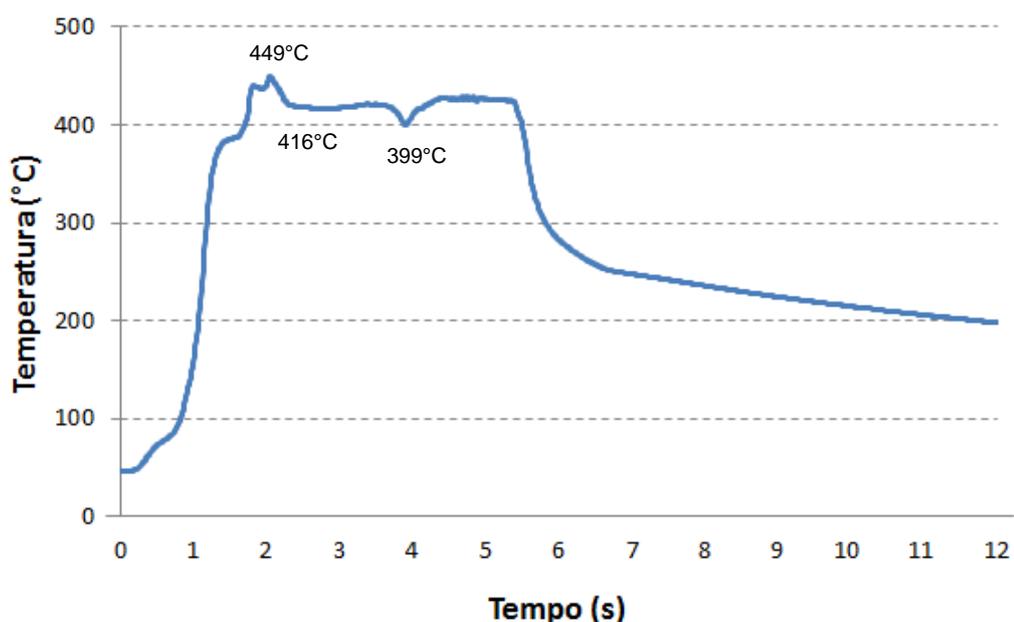


Figura 4.15 – Medição de temperatura no centro da solda dissimilar.

No primeiro estágio (penetração da camisa), a temperatura aumenta drasticamente para uma temperatura de pico de aproximadamente 449°C, e então, decai para 416°C, como pode ser visto na Figura 4.15. Em seguida, a temperatura permanece praticamente constante. Nos estágios dois e três, respectivamente tempo de operação (que nesse caso foi de 0s) e retração da

camisa, a temperatura segue uma tendência de aumento para 421°C com taxas de aquecimento e resfriamento mais baixas, e então, sofrendo uma queda para 399°C, no momento em que inicia-se a retração da camisa. Como o fluxo de material é diferente durante o tempo de operação e a retração da camisa, aconteceram pequenas mudanças no ciclo de temperatura dos dois períodos. Finalmente, depois do quarto estágio (o tempo para realizar o acabamento da superfície) a temperatura cai para a temperatura ambiente.

A temperatura atingida no centro da solda foi de aproximadamente 449°C, mais alta do que a temperatura do eutético (437°C) para $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17} + \text{Mg}$, das ligas alumínio e magnésio. Quando a interface entre as ligas atinge essa temperatura, uma grande quantidade de magnésio se difunde para o alumínio, formando o composto intermetálico [30]. Acontece que ao utilizar um material intermediário para diminuir a formação do intermetálico entre essas duas ligas, é necessário analisar os diagramas binários Al-Zn e Mg-Zn (Figura 2.9).

Ao observar o diagrama Al-Zn, nota-se que este não contém nenhuma fase intermediária. Já observando o diagrama de fases Mg-Zn, nota-se a presença de diversas fases intermetálicas: Mg_7Zn_3 , MgZn , Mg_2Zn_3 (ou Mg_4Zn_7), MgZn_2 e $\text{Mg}_2\text{Zn}_{11}$, conforme pode ser visto anteriormente na Figura 2.9 [35] [36].

Não foi possível verificar através do perfil de temperatura medido, que a temperatura atingida no centro da solda foi suficiente para atingir a temperatura de fusão entre as ligas, já que para isso seria necessário uma evidência microestrutural.

Diferentemente do que se imaginou inicialmente é muito improvável que o fenômeno de liquação constitucional - *constitutional liquation* – tenha ocorrido. A liquação constitucional em ligas binárias pode ser explicada considerando-se a evolução de um par de átomos difusores entre o precipitado binário e a matriz durante picos de temperatura acima do eutético, porém abaixo da *solidus* da liga. Isso seria improvável de acontecer, pois além do Mg e do Al também existe a difusão de um terceiro material que é o Zn. Isso seria possível somente se fossem consideradas apenas as reações entre Al-Mg de forma separada do todo.

Houve também uma difusão intensa entre os átomos de Mg e Zn, como poderá ser verificado mais a frente durante a análise microestrutural da camada intermetálica, o que ocasionou a formação de fases intermetálicas. Considerando as temperaturas de formação das diversas fases do diagrama Mg-Zn, podemos notar que estas são mais baixas que o pico de temperatura do processo de soldagem, isso ocasionou uma difusão dos átomos muito intensa assim como no caso do Al-Mg, e conseqüentemente, a formação de fases intermetálicas nas soldas. Já as temperaturas do eutético para o Al-Zn (381°C) também são mais baixas do que o pico de temperatura (449°C) apresentado, porém o diagrama Al-Zn mostra que entre o Al e Zn não há a formação de fases intermetálicas.

4.2.2. Caracterização Microestrutural

Somente as soldas das chapas de Al-Mg com recobrimento de Zn foram estudadas através de caracterização metalográfica, já que estas foram as que atingiram os melhores resultados. Durante a observação da seção transversal da solda, uma camada intermetálica foi encontrada na interface da união.

Um panorama da solda com baixa ampliação está apresentado na Figura 4.16, onde a presença de uma camada intermetálica, marcada por uma linha pontilhada, pode ser facilmente observada.

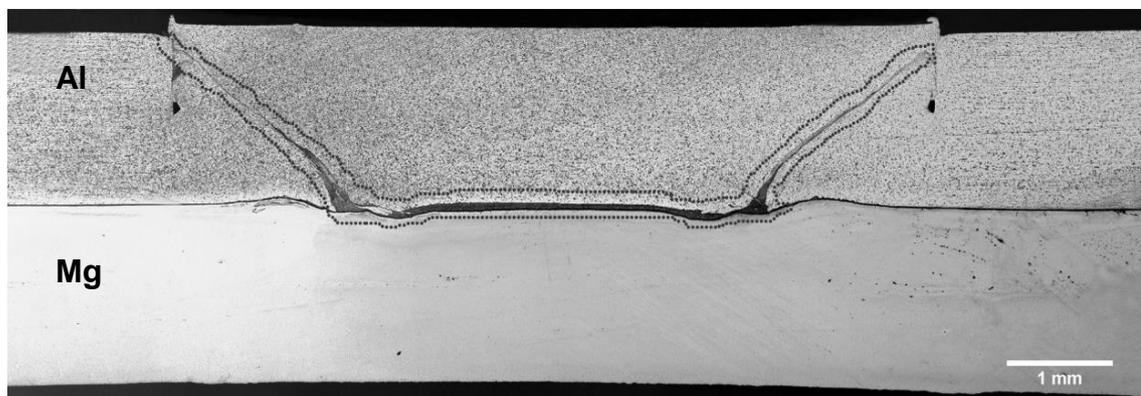


Figura 4.16 – Seção transversal da solda de Al-Mg com recobrimento de Zn.

A distribuição de partículas do composto intermetálico na região de união de juntas dissimilares, não oferece efeitos prejudiciais ao desempenho das soldas, pelo contrário, essa dispersão pode contribuir para o aumento de resistência das juntas. Entretanto, uma vez conectados e sendo a espessura maior do que $5\ \mu\text{m}$, a plasticidade e a resistência devem certamente diminuir [31].

A adição de uma camada intermediária de liga de Zn entre o Al e o Mg, deveria proporcionar uma melhora na microestrutura da zona de união das soldas, mesmo com a formação de intermetálicos na região, pois com o uso do Zn as fases intermetálicas se precipitam mais dispersivamente, o que pode resultar em aumento de resistência. Além disso, quanto mais fina é a espessura da segunda fase, mais certo é o efeito de aumento de resistência.

No presente estudo, a espessura da segunda fase foi de em média $45\ \mu\text{m}$, ou seja, muito maior do que $5\ \mu\text{m}$, como pode ser observado na Figura 4.17, na ampliação da região de união das chapas, mostrando as medidas de espessura do recobrimento de Zn ($10\ \mu\text{m}$) e do intermetálico ($45\ \mu\text{m}$). Essa espessura de segunda fase muito elevada, formada entre as chapas, causou uma redução na resistência das soldas Al-Mg, mostrando que o recobrimento de Zn foi eficiente no processo, mas não o suficiente para dispersar as fases intermetálicas, e assim, obterem uma melhor resistência ao cisalhamento.

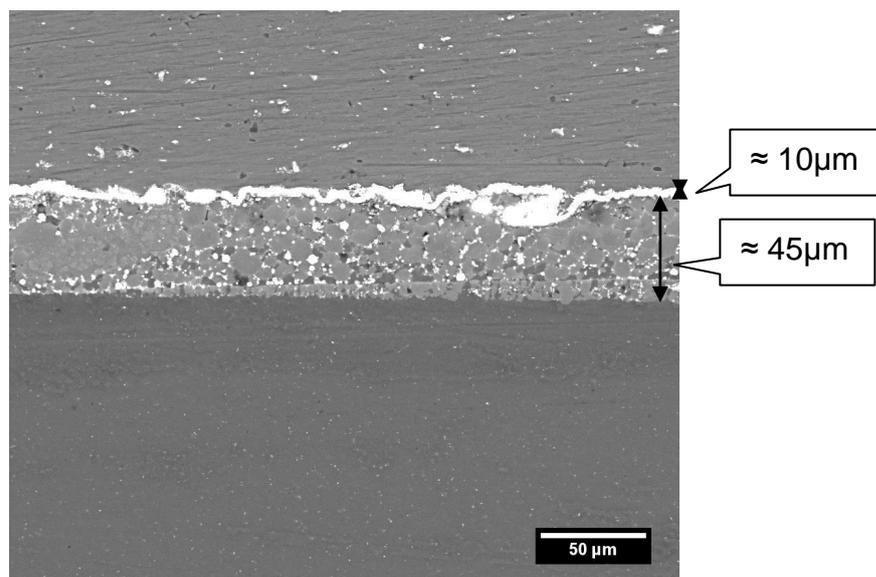


Figura 4.17 – Ampliação da região de união das chapas.

4.2.3. Perfil de Microdureza

O perfil de microdureza das chapas soldadas de alumínio e de magnésio está representado na Figura 4.18. Na chapa de alumínio (superior), a dureza média na ZM corresponde a $70,0 \pm 2,5$ HV, sendo praticamente constante por toda a extensão do diâmetro da camisa. Enquanto que, na ZTA, a dureza média aumenta levemente e passa a ser $76,3 \pm 5,1$. A dureza continua aumentando até atingir um valor médio de $85,2 \pm 4,1$ na ZTMA e depois volta a diminuir para $75,3 \pm 4,2$ no MB.

Assim como na chapa de alumínio das soldas similares, a chapa de alumínio das soldas dissimilares mostrou o mesmo comportamento de perfil de microdureza. A ZM obteve valores de dureza levemente menores do que na região da ZTMA, devido provavelmente a presença de precipitados de Al_3Mg_2 no interior e nos contornos de grão da liga AA5754. Já o aumento nos valores de dureza na ZTA é devido ao endurecimento por deformação nessa região. Por fim, a perda de dureza além dos limites da ZTA é associada principalmente ao fenômeno de recuperação da microestrutura do MB desde que a temperatura atingida nessa região específica não fosse muito alta durante a soldagem.

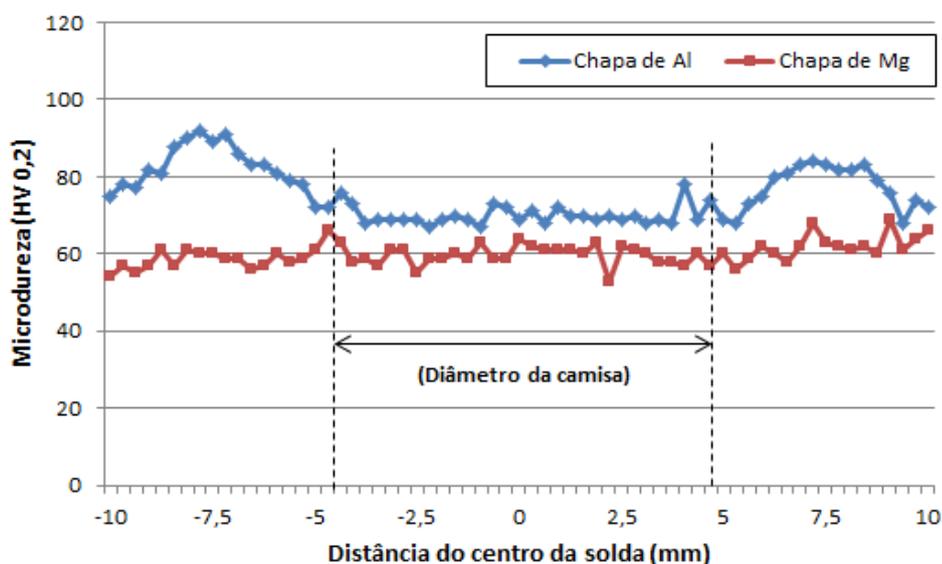


Figura 4.18 - Perfil de microdureza das placas de alumínio e de magnésio realizado na solda dissimilar.

Já na chapa de magnésio (inferior), a dureza média corresponde a $60,0 \pm 3,0$ HV praticamente em toda a extensão do perfil da chapa. Existe uma uniformidade entre a dureza das zonas da chapa da liga de magnésio, não sendo possível distinguir as diferentes zonas soldadas, mostrando que não houve perda ou diminuição das propriedades em relação ao MB após o procedimento de soldagem.

A chapa de magnésio não sofreu mudanças de dureza significativas já que não passa pelo processo de deformação mecânica, apenas é afetada termicamente, porque a profundidade de penetração da camisa de 1,3mm não chega a atravessar toda a extensão da chapa de alumínio.

A fim de se comparar as diferenças entre as medidas de durezas encontradas nas chapas de alumínio e de magnésio com a região de intermetálico formada entre as mesmas, foram realizadas medidas de microdureza da camada intermetálica em quatro regiões diferentes como mostrado na Figura 4.19.



Figura 4.19 – Imagem da camada intermetálica mostrando as regiões onde as microdurezas foram realizadas.

Os resultados obtidos nas regiões de 1 a 4 foram 272, 292, 266 e 293 HV, respectivamente. Esses valores foram muito maiores do que os valores do MB tanto do alumínio e quanto do magnésio. Os valores muito altos de microdureza levaram a um comportamento extremamente frágil das soldas dissimilares, diminuindo de maneira significativa a resistência ao cisalhamento das juntas.

4.2.4. Fratura no Cisalhamento

O modo de fratura observado dentre as amostras dissimilares cisalhadas foi o através da solda (AS). Esse tipo de fratura é associado a um comportamento frágil da solda, já que a fratura acontece através da zona de mistura. Todas as soldas dissimilares (mesmos parâmetros) falharam de forma abrupta durante o ensaio de cisalhamento, mostrando esse modo de fratura.

O modo de fratura através da solda (AS) pode ser visto mais detalhadamente na Figura 4.20. Pode-se observar a direção de cisalhamento através das setas ao lado da figura, sendo a chapa de alumínio a de cima e a de magnésio a de baixo.

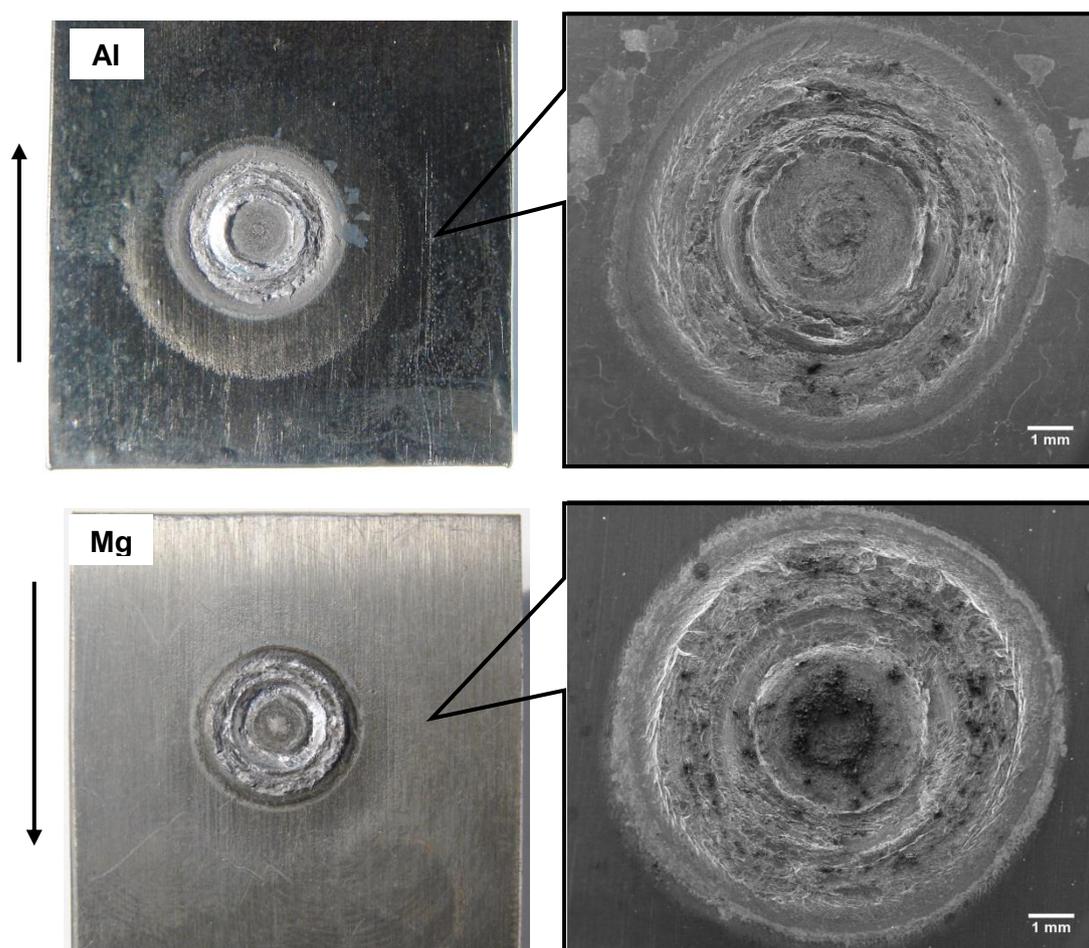


Figura 4.20 – Fratura das chapas de alumínio e magnésio. As setas indicam a direção de cisalhamento.

Através das imagens de MEV na Figura 4.21, pode-se observar o comportamento frágil da fratura das chapas dissimilares, apesar da oxidação das superfícies fraturadas. A alta resistência mecânica na região do intermetálico (região entre as chapas) devido à presença de fases frágeis leva a um comportamento frágil da solda quando submetida à tração ou cisalhamento. A fratura ocorreu sem qualquer deformação apreciável e através de uma rápida propagação da trinca. A superfície de fratura relativamente plana pode ser vista na Figura 4.21. Não se observa qualquer sinal de deformação plástica apreciável como, por exemplo, a presença de microcavidades.

A fratura abrupta sem deformação da superfície soldada, mais como se fosse um descolamento das chapas do que uma quebra, é mais um indício do comportamento frágil das mesmas.

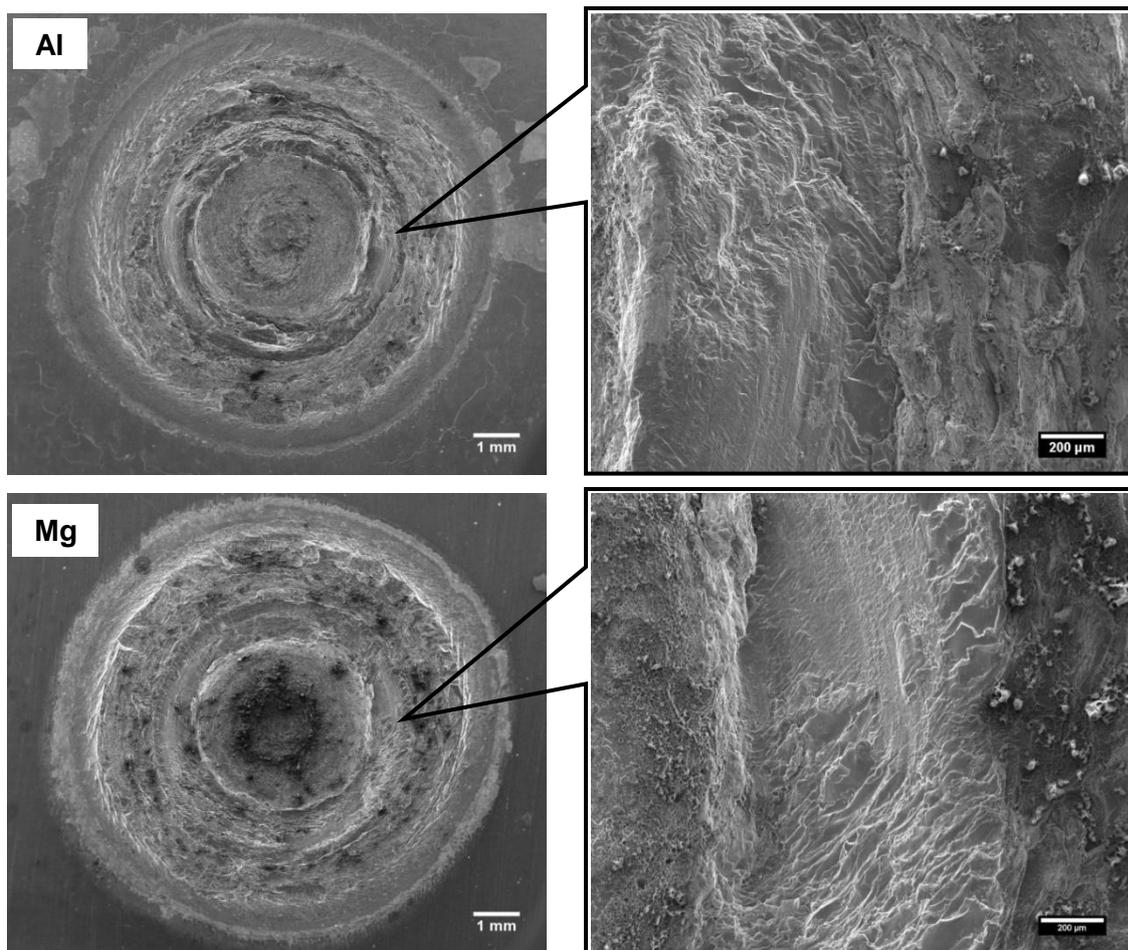


Figura 4.21 - Imagens de MEV mostrando detalhes das fraturas.

A secção transversal do modo de fratura pode ser visto na Figura 4.22. O caminho preferencial da trinca é entre a camada intermetálica e a chapa de magnésio, o que mostra que a ligação entre o intermetálico e a liga de magnésio é mais fraca que aquela entre o intermetálico e a liga de alumínio. Como pode ser observado anteriormente na Figura 4.17, a formação da camada intermetálica ocorre entre o recobrimento de Zn e a chapa de magnésio, tornando a região de união entre eles, preferencial para a ocorrência da fratura. Isso acontece, pois não há formação de nenhuma fase intermetálica entre Al-Zn, entretanto entre o Mg-Zn pode ocorrer a formação de diversas fases intermetálicas.

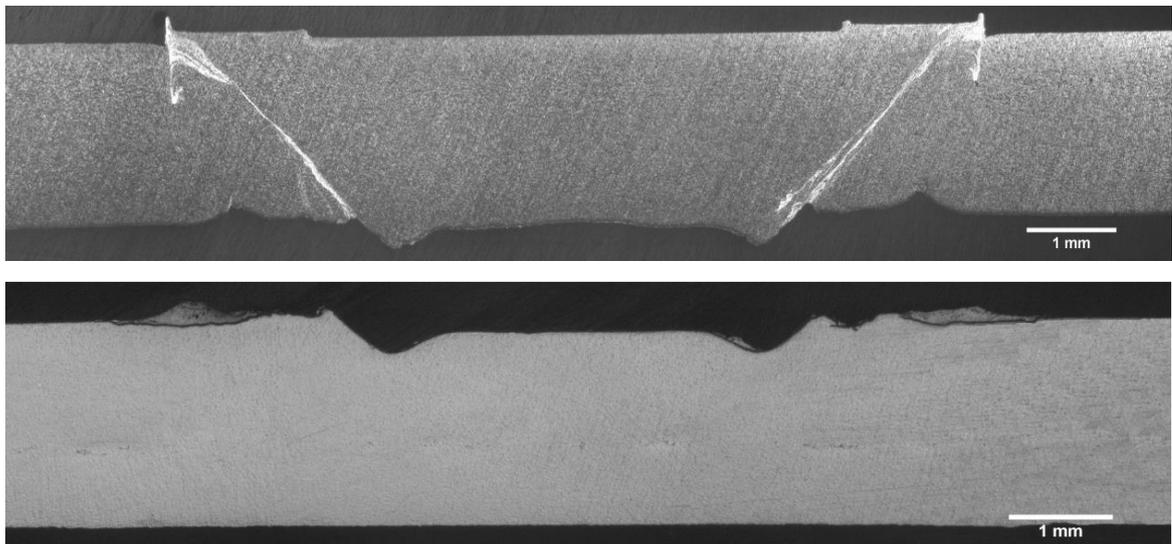


Figura 4.22 – Secção transversal da fratura de Al (superior) e Mg (inferior).

4.2.5. Análise das fases intermetálicas

Imagens mostrando o aspecto microscópico da camada intermetálica e a análise quantitativa de diversos pontos – escolhidos através da diferença de coloração (composição) em alguns locais da camada - foram realizadas através de MEV/EDS a fim de se entender melhor o comportamento da camada intermetálica formada nas soldas de Al-Mg. Na Figura 4.23 pode-se notar uma mancha esbranquiçada que pode ser identificada como o fluxo de material formado em decorrência do movimento da ferramenta durante o processo de

FSpW na chapa de alumínio. Essa região do fluxo foi analisada mais profundamente, descobrindo-se assim, a presença de algumas partículas.

Em um primeiro momento foi feita a análise da mancha esbranquiçada do lado direito da imagem a fim de se descobrir qual a composição das partículas que foram formadas. Duas partículas diferentes foram encontradas e as composições destas podem ser vistas na Tabela 4.10.

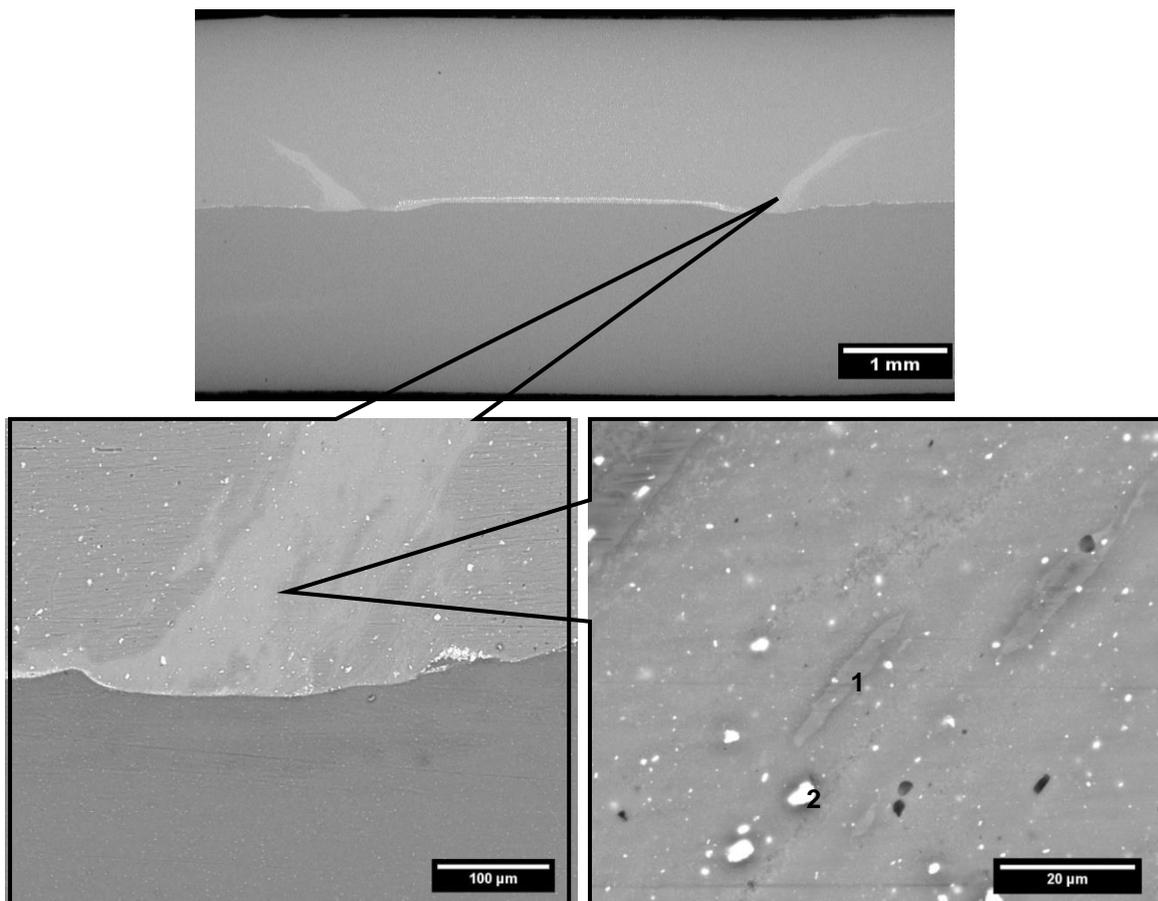


Figura 4.23 – Imagem de MEV da região de união da solda mostrando o fluxo de material e a presença de algumas fases.

Ao observar os resultados de composição da Figura 4.23 descritos na Tabela 4.10, nota-se que o ponto 1 (partícula cinza) é composto majoritariamente por Al e Mg e com uma pequena presença de Zn, sendo justificado por ter sido um ponto medido na chapa de Al. Já no ponto 2 (partícula branca) nota-se uma presença maior de Zn, indicando que houve

uma difusão das partículas de Zn para a chapa de Al durante a solda na região do fluxo

Tabela 4.10 – Resultados da composição química quantitativa dos principais elementos encontrados nos pontos da Figura 4.23 feitos através de MEV/EDS.

Pontos \ Elementos	Concentração (% peso)			
	Al	Mg	Zn	Outros
1	75,71	14,48	0,93	Bal.
2*	28,45	17,46	3,51	

*Altos teores de Cu e Ni foram encontrados (Cu=20,23% e Ni=20,83%).

A partícula branca apresentou altos teores de Cu e Ni, o que pode ser explicado em parte pela possível contaminação com o material da própria ferramenta – apesar de os teores nominais de Cu e Ni no aço ferramenta não chegarem a ser tão altos como os encontrados – e em parte pelo possível resquício de algum material soldado anteriormente que permaneceu na ferramenta. Quanto à chance dos altos teores desses elementos serem provenientes das ligas presentes das chapas soldadas, esta parece ser muito baixa, já que tanto a liga de alumínio quanto a de magnésio possuem baixo teor nominal de Cu e Ni. Além disso, os altos valores desses dois elementos encontrados, acabaram dificultando a identificação dos teores de Al, Mg e Zn na solda.

Uma imagem de MEV da região de união das chapas está mostrada na Figura 4.24. Durante a análise por MEV/ EDS, foi realizada a análise de dez pontos de forma linear da região observada, começando na chapa superior de Al, passando pelo Zn, pela camada intermetálica e finalizando na chapa de Mg, a fim de se tentar compreender a distribuição/ difusão dos elementos nas diferentes zonas.

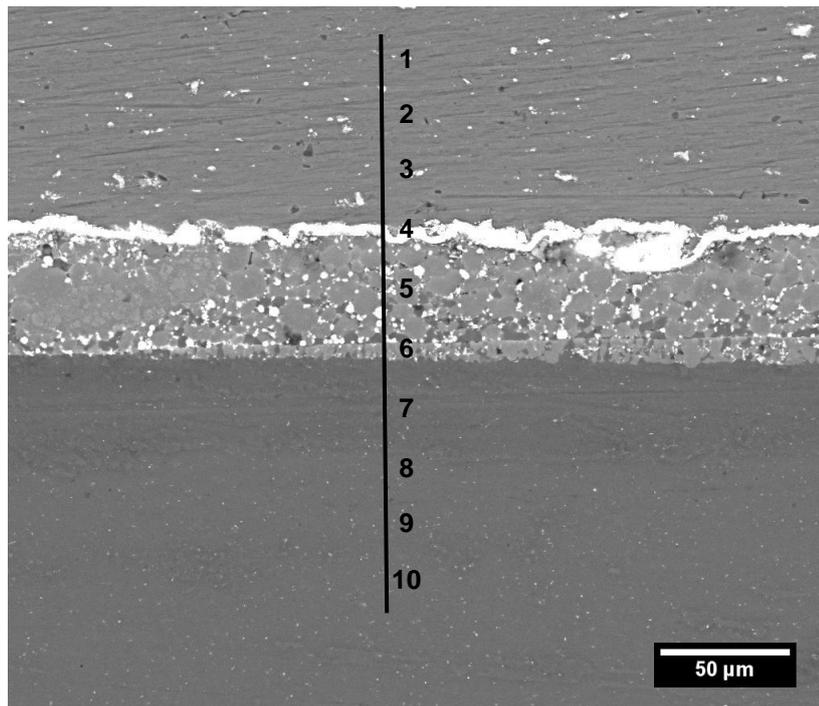


Figura 4.24 – Imagem de MEV da região de união das chapas de Al-Mg.

Tabela 4.11 - Resultados da composição química quantitativa dos principais elementos encontrados nos pontos da Figura 4.24 feitos através de MEV/EDS.

Pontos \ Elementos	Concentração (% peso)			Outros
	Al	Mg	Zn	
1	83,93	7,49	0,20	Bal.
2	82,40	8,20	0,38	
3	80,17	9,28	0,31	
4*	25,90	19,48	12,69	
5	48,10	33,33	4,63	
6	56,26	23,46	3,23	
7	67,08	14,88	1,12	
8	75,73	14,89	1,46	
9	76,57	13,37	1,00	
10	79,16	12,91	1,31	

*Altos teores de Cu e Ni foram encontrados (Cu=11,06% e Ni=15,22%).

Analisando a imagem podemos notar que o recobrimento de Zn permanece quase intacto e pouco se difundiu para a chapa de magnésio e que a camada intermetálica se forma entre a chapa de magnésio e o Zn puro. Pode-se observar que a camada intermetálica é muito espessa e possui partículas de segunda fase ao longo de toda camada. Nota-se a presença de três tipos fases diferentes: branca, cinza clara e cinza escura.

Os pontos analisados na Figura 4.24, foram traçados com o objetivo de representar um perfil de concentração da região de união. A Tabela 4.11 demonstra a concentração em peso dos principais elementos encontrados em cada ponto da linha imaginária traçada. Visualizando essa tabela pode-se notar que o Zn se difunde da camada intermediária para o Mg base, sendo encontrado em maior quantidade nos pontos 4, 5 e 6 (notando que o 4 foi um ponto aleatório escolhido sobre a camada de Zn, portanto sua concentração é a mais alta)

A concentração do Al nos pontos 1, 2 e 3 é muita alta, decrescendo a medida que aproxima-se dos pontos 4 e 5, porém a partir do 5 voltando a aumentar até o ponto 10. Já para o Mg observa-se um comportamento diferente do que ocorre para o Al. Foram encontrados valores altos de Mg presentes nos pontos 5 e 6. Na verdade a concentração de Mg apresenta um crescimento a partir do ponto 10 até o 5 (máximo), a partir desse ponto sua concentração começa cair gradualmente até o ponto 1. Isso demonstra que existiu uma grande difusão de partículas de Mg para a camada intermetálica, já para o Al essa difusão ocorre em menor escala.

Uma imagem da região da transversal da solda de Al-Mg, como detalhe da ampliação da região de união das soldas pode ser vista na Figura 4.25, assim como a composição dos principais elementos encontrados para os pontos numerados na Figura podem ser observados na Tabela 4.12.

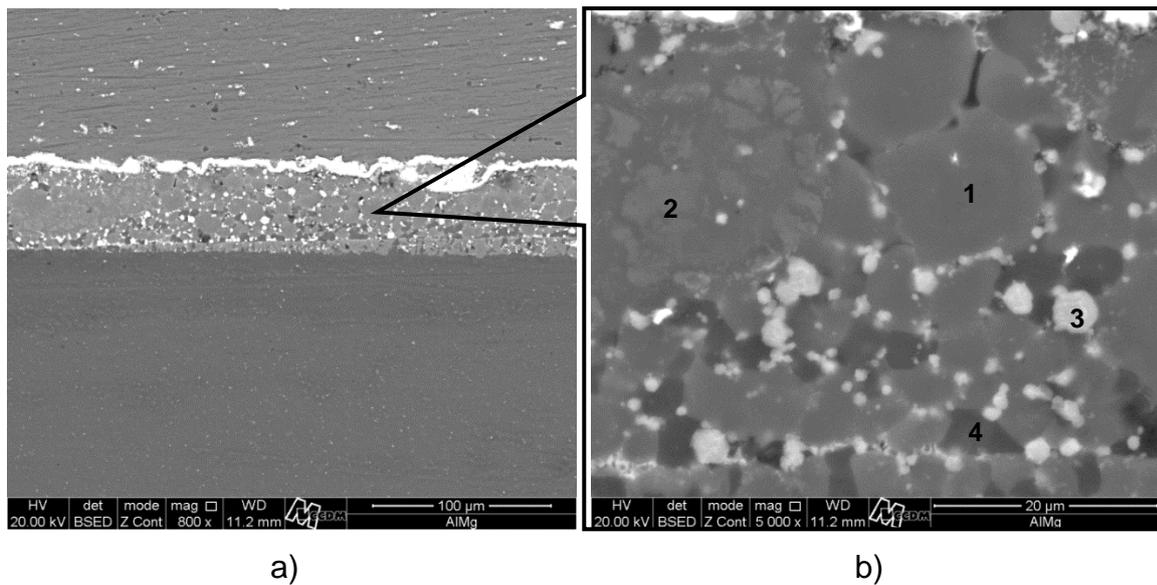


Figura 4.25 – Imagens de MEV da solda de Al-Mg com camada intermedária de Zn a) seção transversal da região soldada b) ampliação da região de união das soldas.

Ao observar a Figura 4.25b pode-se notar a presença de diversas partículas de tamanhos diferentes que variam desde $1\mu\text{m}$ até $10\mu\text{m}$. Além disso, quatro partículas diferentes foram identificadas. A partícula 1 apresenta uma alta concentração de Mg, seguida por uma alta concentração de Al. Já para a partícula 2, o comportamento observado para a partícula 1 se inverte, sendo a partícula 2 composta em sua maior parte por Mg, seguida por uma grande quantidade de Al. Além disso, novamente nota-se que a partícula de cor branca (no caso a 3) apresentou um alto teor de Cu, dificultando a definição precisa desse ponto. Por fim, observa-se que a partícula 4 apresenta uma alta concentração de Mg, porém com um aumento da concentração de Zn, se comparado aos pontos 1 e 2.

Tabela 4.12 - Resultados da composição química quantitativa dos principais elementos encontrados nos pontos da Figura 4.26 feitos através de MEV/EDS.

Pontos \ Elementos	Concentração (% peso)			
	Al	Mg	Zn	Outros
1	38,62	47,06	3,33	Bal.
2	47,88	37,76	3,54	
3*	29,74	37,93	5,35	
4	26,31	57,99	5,27	

*Alto teor de Cu foi encontrado (Cu=12,50% e apenas Ni=0,84%)

Levando-se em conta a literatura [31] [33] e os estudos feitos sobre intermetálicos, era suposto que o uso de Zn puro tivesse reduzido de forma significativa a formação da camada intermetálica, já que as fases intermetálicas passariam a existir na forma de partículas dispersas em uma camada fina e a resistência ao cisalhamento das ligas pode ser aumentada. Entretanto, como pode ser observado nos resultados do presente estudo - figuras e tabelas anteriores - o intermetálico não só foi encontrado na forma de diferentes partículas, com composições variadas de Al e Mg e também Mg e Zn, como também essas partículas não se apresentaram de forma dispersa. Portanto, o Zn auxiliou no processo de redução da camada intermetálica, mas não o suficiente para obter um aumento de resistência significativo.

5. CONCLUSÕES

Os resultados obtidos mostraram-se satisfatórios no que se refere à união similar da liga de alumínio AA5754 por meio do processo de Soldagem por Fricção por Ponto (FSpW). Sendo que as principais conclusões foram:

- O tempo de operação foi o parâmetro de maior influência sobre a resistência ao cisalhamento, seguido pela velocidade de rotação. Em relação à profundidade de penetração esta teve apenas uma pequena contribuição para a resistência ao cisalhamento das soldas.

- O método de Taguchi previu de forma correta a melhor condição de soldagem, sendo os seguintes níveis dos parâmetros previstos para a condição otimizada: 2000 rpm de velocidade de rotação, 2,8 mm de profundidade de penetração e 1,0 s de tempo de operação. Nesta condição obteve-se um valor máximo de 7.580N de resistência ao cisalhamento, mostrando a robustez do processo de soldagem.

- A formação de cunha, de pequenos vazios e falta de preenchimento mostrou estar diretamente relacionada ao fluxo de material plastificado. Entretanto, a presença desses padrões/ defeitos geométricos – presentes em ambas as condições estudadas: CS10 e CS15 e sendo mais acentuados na CS10 - não resultou em um efeito prejudicial à resistência da solda, já que a CS10 mostrou a melhor resistência ao cisalhamento dentre as condições.

- O modo de falha obtido a partir dos ensaios de cisalhamento foi o arrancamento circunferencial (AC), sendo este um mecanismo de falha dútil associado à deformação plástica ao redor da ZM antes da falha. De um modo geral, corpos de prova que apresentam esse tipo de fratura possuem uma grande área abaixo da curva de carregamento no ensaio de cisalhamento o que significa um alto grau de absorção de energia antes da ruptura.

- O tamanho do diâmetro de união (botão de solda) foi o fator com a principal influência nos resultados de resistência ao cisalhamento das condições de solda. A CS10 (melhor condição) apresentou um diâmetro de união maior que a CS15 (pior condição), mostrando que apenas um pequeno

aumento na área soldada pode levar a uma melhora significativa na resistência das juntas.

Os resultados obtidos no que se refere à união dissimilar da liga de alumínio AA5754 e da liga de magnésio AZ31 por meio do processo de Soldagem por Fricção por Ponto (FSpW) se mostraram poucos satisfatórios, não atingindo o valor de resistência esperado. Suas principais conclusões foram:

- O uso de recobrimento (ou camada intermediária) de Zn puro nas chapas de Al, não colaborou de forma efetiva para o aumento da resistência das soldas dissimilares, já que valores atingidos no ensaio de resistência ao cisalhamento foram mais baixos do que resultados de pesquisas anteriores (literatura) realizadas apenas com as chapas de Al-Mg sem qualquer camada intermediária ou recobrimento.

- Uma camada intermetálica foi formada na interface de união das chapas de alumínio e magnésio, mais especificamente entre a camada intermediária de Zn e o magnésio. Quando as partículas do composto intermetálico na região de união de juntas dissimilares se apresentam de forma bem distribuída, estas normalmente não oferecem efeitos prejudiciais ao desempenho das soldas. Entretanto, a alta espessura de segunda fase formada entre as chapas causou uma redução na resistência das soldas Al-Mg, mostrando que o recobrimento de Zn foi pouco eficiente no processo, insuficiente para dispersar as fases intermetálicas e fazer com que obtivessem uma melhor resistência ao cisalhamento.

- O modo de fratura observado dentre as amostras dissimilares cisalhadas foi o através da solda (AS). Esse tipo de fratura foi associado a um comportamento frágil da solda, já que a fratura acontece através da zona de mistura. Todas as soldas dissimilares (mesmos parâmetros) falharam de forma abrupta durante o ensaio de cisalhamento, mostrando esse modo de fratura.

- A formação de diversas fases intermetálicas de tamanhos diferentes que variam desde 1µm até 10 µm foi observada. O uso de camada

intermediária de Zn não foi suficiente para evitar a formação de precipitados, já que o pico de temperatura (449°C) atingido no centro da solda foi alto, suficiente para causar a intensa difusão de átomos, e conseqüentemente, a formação de fases intermetálicas nas soldas, não dispersas, formando uma camada muito dura e frágil e conseqüentemente, tornando as juntas pouco resistentes.

6. SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

Com relação às juntas similares da liga AA5754, que foram unidas com sucesso pela técnica de Soldagem por Fricção por Ponto (FSpW), outros trabalhos podem ser realizados a fim de melhorar ainda mais o conhecimento a respeito dessa linha de pesquisa, conforme sugestão abaixo:

- Utilização de novos parâmetros de solda ou novas espessuras de chapas.

- Aprofundamento do estudo sobre aporte térmico.

Já com relação às juntas dissimilares das ligas de alumínio AA5754 e magnésio AZ31, também unidas pela técnica de soldagem por fricção por ponto (FSpW), mas que não conseguiram reduzir tão satisfatoriamente a quantidade de fases intermetálicas como desejado, outros trabalhos podem ser realizados a fim de melhorar os resultados desse tema, conforme sugestões abaixo:

- Aprofundamento do estudo das fases intermetálicas através de XDR.

- Utilização das mesmas ligas de alumínio e magnésio, porém trocando a camada intermediária para uma de liga de Zn. Uma alternativa seria o uso de uma liga de Zn com Al e Ce, já que adicionando Al ao Zn base, faz com que o Al ocupe a rede cristalina do Zn e assim diminua a quantidade de Mg base na camada intermediária de Zn, com o objetivo de se reduzir a formação de fases intermetálicas de Mg-Zn. A adição de Ce visa melhorar os padrões do intermetálico.

- Utilização de outra liga de alumínio como, por exemplo, uma liga da série 6XXX (nas quais o Mg e o Si são os principais elementos de liga), sem a utilização de camada intermediária.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. CAMPANELLI, L. C. E. A. Metallurgy and mechanical performance of AZ31 magnesium alloy friction spot welds. **Journal of Materials Processing Technology**, 213, 2013. 515-521.
2. DA SILVA, A. A. M. E. A. Microstructure and Properties of Frictios Spot Welds in a 2-mm thick AA2024-T3 Alloy, 2007.
3. ROSENDO, T. E. A. Mechanical and microstructural investigation of friction spot welded AA6181-T4 aluminium alloy. **Materials and Design**, 2011. 1094-1100.
4. WOODWARD, R. Aluminium and Aluminium Alloys - Applications. **Materials Information Service - Institute of Materials**, abr. 2001. Disponível em: <<http://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=320>>. Acesso em: 01 nov. 2013.
5. EUROPEAN Aluminium Association. **Alueurope**, 2009. Disponível em: <<http://www.alueurope.eu/about-aluminium/production-process/>>. Acesso em: 1 nov. 2013.
6. B.L. MORDIKE, T. E. Magnesium: Properties - applications - potential. **Materials Science & Engineering A**, 2001. 37-45.
7. LUO, A. A. Magnesium: Current and Potential Automotive Applications. **JOM**, p. 42-48, fev. 2002.
8. CAMPANELLI, L. C. E. A. Soldagem por Ponto no Estado Sólido de Ligas Leves. **Soldagem & Inspeção**, São Paulo, v. 16, p. 300-308, Jul/ Set 2011. ISSN 3.
9. KALAGARA, S.; MUCI-KUCHLER, K. H. Numerical Simulation of a Refill Friction Spot Welding Process. **TMS - The Minerals, Metals & Materials Society**, 2007.
10. GREENWOOD, N. N.; EARNSHAW, A. **Chemistry of the Elements**. 2nd edition. ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, v. p. 217, 1997.

11. COBDEN, R. Aluminum: Physical Properties, Characteristics and Alloys. In: _____ **Training in Aluminium Application Technologies (TALAT)**. [S.l.]: The Welding Institute, v. Lecture 1501, 1991.
12. MONDOLFO, L. F. **Aluminium Alloys: Structure and Properties**. 1st edition. ed. Boston: Butterworths, 1976.
13. WEFERS, K. Properties and Characterization of Surface Oxides on Aluminum Alloys. **Aluminium**, v. 57, p. 722-726, 1981.
14. AVEDESIAN, M. M.; BAKER, H. **ASM Specialty Handbook – Magnesium and Magnesium Alloys**. 314 p. ed. Ohio, USA: Materials Park: ASM International, 1999.
15. TOTTEN, G. E.; MACKENZIE, D. S. **Handbook of Aluminum: Physical Metallurgy and Process**. 1st. ed. USA: [s.n.], v. 1, 1984.
16. FULLER, C. B. E. A. Microstructure and mechanical properties of a 5754 aluminum alloy modified by Sc and Zr additions. **Materials Science and Engineering A**, Dearborn, USA, 2002. 8-16.
17. SENKARA, J. A. Z. H. Cracking in Spot Welding Aluminum Alloy AA5754. **Welding Research Supplement**, jul. 2000. 194-201.
18. **Aalco**. Disponível em: <http://www.aalco.co.uk/datasheets/Aluminium-Alloy_5754-H22~H24~H26_153.ashx>. Acesso em: 18 out. 2013.
19. LIU, L. E. A. Effects of Surface Conditions on Resistance Spot Welding of Mg alloy AZ31. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 14, 2009. ISSN 4.
20. PINHEIRO, G. A. **Local Reinforcement of Magnesium Components by Friction Processing: Determination of Bonding Mechanics and Assessment of Joint**. Helmholtz-Zentrum Geesthacht. Geesthacht, Alemanha, p. 180. 2008.
21. CAMPANELLI, L. C. **Estudo do Processo de Soldagem por Fricção por Ponto da Liga de Magnésio AZ31**. Universidade Federal de São Carlos. São Carlos, p. 109 f. 2012. (I).

22. SHAW, B. A. Corrosion Resistance of Magnesium Alloys. In: SHAW, B. A. **ASM Handbook**. [S.l.]: Materials Park: ASM International, v. 13A, 2003. Cap. Corrosion: Fundamentals, Testing, and Protection., p. 692-696.
23. HOUSH, S.; MIKUCKI, B.; STEVENSON, A. Selection and Application of Magnesium and Magnesium Alloys. In: HANDBOOK, A. **Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials**. Ohio, USA: Materials Park: ASM International, v. 2, 1992. p. 1424-1589.
24. KULEKCI, M. K. Magnesium and its alloys applications in automotive industry. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 39, p. 851-865, 2008. ISSN 9-10.
25. BRASZCZYNSKA-MALIK, K. N. Precipitates of γ -Mg₁₇Al₁₂ Phase in AZ91 Alloy. **In Tech**, p. 95-112, 2009.
26. CELLOTO, S. TEM Study of Continuous Precipitation in Mg-9Wt%Al-1Wt%Zn. **Acta Materialia**, v. 48, p. 1775-1787, 2000.
27. SATO, Y. S. et al. Constitutional Liquation During Dissimilar Friction Stir Welding of Al and Mg Alloys. **Scripta Materialia**, v. 50, p. 1233-1236, 2004.
28. HIRANO, S. E. A. Microstructure of the interface in magnesium alloy to aluminium alloy dissimilar joints produced by friction stir welding. **Journal of the Japan Welding Society**, v. 21, p. 539-545, 2003. ISSN 4.
29. KOSTKA, A. et al. Microstructure of Friction Stir Welding of Aluminium alloy to Magnesium alloy. **Scripta Materialia**, v. 60, p. 953-956, 2009.
30. MCLEAN, A. A. et al. Friction Stir Welding of Magnesium alloy AZ31B to Aluminium alloy 5083. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 8, p. 462-464, 2003. ISSN 6.
31. ZHAO, L. M.; ZHANG, Z. D. Effect of Zn alloy interlayer on interface microstructure and strength of diffusion-bonded Mg-Al joints. **Scripta Materialia**, v. 58, p. 283-286, 2008.
32. LIU, L. E. A. Microstructure of laser-TIG hybrid welds of dissimilar Mg alloy and Al alloy with Ce as an interlayer. **Scripta Materialia**, v. 55, p. 383-386,

May 2006.

33. LIU, L. M. L.; ZHAO, L. M.; XU, R. Z. Effect of interlayer composition on the microstructure and strength of diffusion bonded Mg/Al joint. **Materials and Design**, v. 30, p. 4548-4551, 2009.
34. RAGHAVAN, V. Al-Mg-Zn (Aluminium-Magnesium-Zinc). **Journal of Phase Equilibria and Diffusion**, v. 28, p. 203-208, 2007. ISSN 2.
35. MURRAY, J. L. ASM Specialty Handbook. In: _____ **Alloy Phase Diagrams**. USA: Materials Park ASM International, v. 3, 1992. p. 335.
36. CLARK, J. B.; ZABDYR, L.; MOSER, Z. ASM Specialty Handbook. In: _____ **Alloy Phase Diagrams**. USA: Materials Park ASM International, v. 3, 1992. p. 1113.
37. DA SILVA, A. A. M. E. A. Friction Spot and Friction Stir Spot Welding Processes - A Literature Review. In **The Bulletin of National R&D Institute for Welding and Material Testing**, p. 36-44, 2007.
38. TIER, M. E. A. The Influence of Weld Microstructure on Mechanical Properties of Refill Friction Spot Welding of 5042 Aluminium Alloy. In **Proceedings of the 7th International Friction Stir Welding Symposium**, Awaji Island, Japan, 2008.
39. MAZZAFERRO, J. A. E.; ROSENDO, T. S. Preliminary Study on the Mechanical Behavior of Friction Spot Welds. **Soldagem & Inspeção**, São Paulo, v. 14, p. 238-247, 2009.
40. ROSENDO, T. S. E. A. Preliminary Investigation on Friction Spot Welding of alclad 2024-T4 Aluminium Alloy. **XXXIII CONSOLDA - Congresso Nacional de Soldagem**, Caxias do Sul, Brasil, 2007.
41. SU, P.; GERLICH, A.; NORTH, T. H. Friction Stir Spot Welding of Aluminum and Magnesium Alloy Sheets, 2005. 8.
42. NORTH, T. H. E. A. Transient Local Melting in Al 7075-T6 Friction Stir Spot Welds. **Materials Science Forum**, v. 539-543, p. 3826-3831, 2007.
43. YIN, Y. H. E. A. Hook formation and mechanical properties in AZ31 friction stir spot welds. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 210, p.

2062-2070, 2010.

44. HAGHAYEGHI, R.; ZOQUI, E. J.; BAHAI, H. An Investigation on the Effect of Intensive Shearing on the Grain Refinement of AA5754 Aluminium Alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 481, p. 358-364, 2009.
45. TJANTELÉ, M. Parameters design using the Taguch methodology. **Microeletronic Engineering**, Geel, Belgium, 1991. 277-286.
46. MASOUMI, M. E. A. Assessment of the Effect of Laser Spot Welding. **Metal**, Hradec nad Moravicí, 5, 2009. 1-8.
47. CAMPANELLI, L. C. E. A. Parameters Optimization for Friction Spot Welding of AZ31 Magnesium Alloy by Taguchi Method. **Soldagem & Inspeção**, São Paulo, v. 17, p. 26-31, Jan/Mar 2012. ISSN 1.
48. AALCO. Aluminium Alloys - Aluminium 5754 Properties, Fabrication and Applications, Supplier Data. **Azom**, 2013. Disponível em: <<http://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=2806>>. Acesso em: 18 out. 2013.
49. CAYLESS, R. B. C. Alloy and Temper Designation Systems for Aluminum and Aluminum Alloys. In: _____ **ASM Metals Handbook**. Ohio: Materials Park: ASM International, v. 2, 1990.
50. ALUMINIUM, S. AZ31B-0 - Automotive Material Data Sheet. **Magnesium Elektron Alloys**. Disponível em: <<http://www.magnesium-elektron.com/data/downloads/spfaz31b.pdf>>. Acesso em: 22 out. 2013.
51. **Metal Mart International Inc.** Disponível em: <<http://www.metalmart.com>>. Acesso em: 22 out. 2013.
52. LAKSHMINARAYANAN, A. K.; BALASUBRAMANIAN, V. Process parameters optimization for friction stir welding of RDE-40 aluminum alloy using Taguchi technique. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 18, p. 548-554, 2008.
53. IKEGAMI, I. E. A. Effect of tool geometry on joint strength of Mg alloy by spot friction welding. **Preprints of National Meeting of Japan Welding Society**, 2006. ISSN 78.

54. WANG, D. A.; LEE, S. C. Microstructures and failure mechanisms of friction stir spot welds of aluminum 6061-T6 sheets. **Journal of Materials Processing Technology**, p. 291-297, 2007. ISSN 186.
55. FISCHER, V. **Study on the feasibility of Dissimilar Friction Spot Welding between AZ31 Magnesium Alloy and 5754 Aluminium Alloy.** Helmholtz-Zentrum Geesthacht. Geesthacht, Germany, p. 82. 2010.