

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais

PPGE3M

ESTUDO COMPARATIVO DO EFEITO DA APLICAÇÃO DE ZINCO COMO
CAMADA INTERMEDIÁRIA EM SOLDAS DISSIMILARES PRODUZIDAS POR
SOLDAGEM A PONTO POR FRICÇÃO ($FSpW$) ENTRE AS LIGAS AA5754 E AZ31

Leticia Pegoraro Leal

Dissertação para Obtenção do Título de Mestre
em Engenharia

Porto Alegre
2015

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais

PPGE3M

ESTUDO COMPARATIVO DO EFEITO DA APLICAÇÃO DE ZINCO COMO
CAMADA INTERMEDIÁRIA EM SOLDAS DISSIMILARES PRODUZIDAS POR
SOLDAGEM A PONTO POR FRICÇÃO (*FSpW*) ENTRE AS LIGAS AA5754 E AZ31

LETÍCIA PEGORARO LEAL
Engenheira Metalúrgica

Trabalho realizado no Departamento de Metalurgia da Escola de Engenharia da UFRGS e no HZG (*Helmholtz-Zentrum Geesthacht* – Alemanha), dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais

Porto Alegre
2015

Esta dissertação foi julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração em Ciência e Tecnologia dos Materiais, e aprovada em sua forma final, pelo orientador e pela Banca Examinadora do Programa de Pós-Graduação.

Orientador: Prof. Dr. Afonso Reguly

Banca Examinadora:

Prof. ^a Dr.^a Cíntia Mazzaferro
Prof. Dr. Fabiano Dornelles Ramos
Prof. Dr. Tonilson Rosendo

Prof. Dr. Carlos Pérez Bergmann
Coordenador do PPGEM

Dedico esta dissertação aos meus pais,
Adria Pegoraro Vaz Leal e Delfior Vaz Leal.

AGRADECIMENTOS

Ao Professor Dr. Afonso Reguly pela orientação neste trabalho de mestrado;

Ao Professor Dr. Telmo Roberto Strohaecker por todas as oportunidades oferecidas durante;

Ao Dr. Jorge Fernandez dos Santos e ao Dr. Uceu Suhuding pela orientação no período de estágio no instituto Helmholtz-Zentrum Geesthacht - HZG, Alemanha;

Ao Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF/UFRGS) e ao HZG por possibilitar a realização deste trabalho;

Ao CNPq e a CAPES pelo apoio financeiro.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	VII
LISTA DE TABELAS	XI
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS	XII
RESUMO	XIII
ABSTRACT	XIV
1. INTRODUÇÃO.....	15
2. OBJETIVOS.....	17
2.1 Objetivo Geral.....	17
2.2 Objetivos Específicos	17
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	18
3.1 Materiais	18
3.1.1 Sistema Alumínio – Magnésio	18
3.1.2 Sistema Magnésio – Alumínio – Zinco	20
3.2 Soldagem a Ponto por Fricção	22
3.2.1 Aspectos Operacionais	24
3.2.2 Características Metalúrgicas e Mecânicas de Soldas Produzidas por <i>FSpW</i>	26
3.3 Soldas Dissimilares por Fricção entre as Ligas de Al e Mg	30
3.4 Soldas Dissimilares por Fricção entre as Ligas de Al e Mg Empregando Zn como Metal Intermediário.....	31
4 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	33
4.1 Fluxograma Experimental.....	33
4.2 Materiais	34
4.3 Procedimento de Soldagem	35
4.4 Parâmetros de Soldagem.....	36
4.5 Caracterização Metalúrgica	38

4.5.1	Caracterização Macro e Microestrutural	38
4.5.2	Ciclo Térmico	39
4.6	Caracterização das Propriedades Mecânicas Locais	39
4.6.1	Ensaio de Microdureza Vickers	39
4.7	Caracterização das Propriedades Mecânicas Globais	40
4.7.1	Ensaio de Cisalhamento por Tração	40
4.7.2	Ensaio de Tração Cruzada	42
4.7.3	Ensaio de Fadiga	43
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	45
5.1	Configuração AA5754/AZ31	45
5.1.1	Caracterização Metalúrgica	45
5.1.2	Propriedades Mecânicas Locais	54
5.1.3	Propriedades Mecânicas Globais	56
5.2	Configuração AA5754/AZ31 - Zn	62
5.2.1	Caracterização Metalúrgica	62
5.2.2	Propriedades Mecânicas Locais	70
5.2.3	Propriedades Mecânicas Globais	71
5.3	Caracterização da Superfície de Fratura	77
5.3.1	Superfície de fratura por cisalhamento	77
5.3.2	Superfície de fratura por tração cruzada	79
5.3.3	Superfície de fratura por fadiga	80
6	CONCLUSÕES	82
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	84
8	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	85

LISTA DE FIGURAS

Figura 3.1	Desenho esquemático da ferramenta de <i>FSpW</i> . a) Componentes acoplados. b) componentes individuais (pino, camisa e anel de fixação) (Adaptado de SUHUDDIN, 2014).....	25
Figura 3.2	Estágio do processo <i>FSpW</i> ilustrando a variante “penetração da camisa” (Adaptado de SILVA et al., 2007).	26
Figura 3.3	Micrografias evidenciando as regiões típicas (a delimitação entre as zonas ZM, ZTMA, ZTA é uma aproximação) de uma junta soldada por <i>FSpW</i> na liga Alclad 2024-T3 (MAZZAFERRO et al., 2009).....	27
Figura 3.4	Defeitos volumétricos próximos a ZM em uma junta soldada por <i>FSpW</i> na liga Alclad 2024-T3 (MAZZAFERRO et al., 2009).....	28
Figura 3.5	Micrografia de uma junta soldada evidenciando a Cunha / Gancho (ROSENDO, 2009).	29
Figura 3.6	Relação do tamanho da zona soldada na resistência mecânica de juntas soldadas por <i>FSpW</i> entre as ligas AA5752 e AM60 (Adaptado de SU, 2005).	30
Figura 4.1	Fluxograma do procedimento experimental.....	34
Figura 4.2	Camada de zinco aplicada na superfície da chapa de Al AA5754.....	35
Figura 4.3	Máquina de soldagem <i>FSpW</i> RSP 100 acoplado ao sistema de monitoramento.	36
Figura 4.4	Máquina Zwick/Roell e detalhe do sistema de fixação do corpo de prova. ...	41
Figura 4.5	Dimensões dos corpos de prova para o ensaio de cisalhamento por tração (mm).....	41
Figura 4.6	Representação do método de medição do tamanho da zona soldada.	41

Figura 4.7	Sistema de fixação do corpo de prova do ensaio de tração cruzada.	42
Figura 4.8	Dimensões dos corpos de prova para o ensaio de tração cruzada (mm).	43
Figura 4.9	Máquina servo-hidráulica Schenck®.	44
Figura 4.10	Dimensões dos corpos de prova para o ensaio de fadiga (mm).	44
Figura 5.1	Macrografias referentes às juntas soldadas sob configuração AA5754/AZ31.	46
Figura 5.2	Macrografia da junta soldada sob condição C.2 na configuração AA5754/AZ31 destacando a região onde houve a formação de CIMs ou região rica em Mg.	46
Figura 5.3	Diagrama de fases binário Mg-Al (ASM INTERNATIONAL, 1992).	47
Figura 5.4	Ciclo térmico para condição C.2 na configuração AA5457/AZ31.	48
Figura 5.5	Imagem via MEV do CIM da solda de configuração AA5754/AZ31 na condição C.2.	49
Figura 5.6	Micrografias das regiões formadas devido ao processo para a chapa de AA5754-H24 soldada na configuração AA5754/AZ31 sob a condição C.2. 51	51
Figura 5.7	Micrografias das regiões formadas devido ao processo para a chapa de AZ31- O soldada na configuração AA5754/AZ31 sob a condição C.2.	53
Figura 5.8	Perfil de microdureza da junta soldada C.2 para configuração AA5754/AZ31.	55
Figura 5.9	Pontos de microdureza interceptando o composto intermetálico e o MB.	55
Figura 5.10	Influência dos parâmetros no ensaio de cisalhamento por tração para configuração AA5754/AZ31.	57
Figura 5.11	Influência do tamanho da zona soldada sob o ensaio de cisalhamento por tração na configuração AA5754/AZ31.	59
Figura 5.12	Curva de Wöhler para a junta na configuração AA5754/AZ31 soldada sob a condição C.2.	61

Figura 5.13	Macrografias referentes às juntas soldadas sob configuração AA5754/AZ31 - Zn.	63
Figura 5.14	Macrografia da junta soldada sob condição C.2 na configuração AA5754/AZ31 - Zn destacando a região onde houve a formação de CIMs ou região rica em Mg.	63
Figura 5.15	a) Macrografia da junta soldada sob condição C.2 para configuração AA5754/AZ31 - Zn indicando as regiões detalhadas em MEV: b) região 1, c) região 2 e d) região 3.	64
Figura 5.16	Diagrama de fases ternário Al-Mg-Zn (ASM INTERNATIONAL, 1992). ..	65
Figura 5.17	Ciclo térmico para condição C.2 na configuração AA5457/AZ31 - Zn.	66
Figura 5.18	Imagem via MEV e as linhas de análise da interface da junta soldada para condição C.2 na configuração AA5457/AZ31 - Zn.	67
Figura 5.19	Imagem via MEV evidenciando o CIM da solda de configuração AA5754/AZ31 – Zn na condição C.2 indicando os pontos de análise qualitativa via EDS.	68
Figura 5.20	Micrografias das regiões formadas devido ao processo para a chapa de AA5754-H24 revestida de Zn soldada na configuração AA5754/AZ31 – Zn sob a condição C.2.	69
Figura 5.21	Micrografias das regiões formadas devido ao processo para a chapa de AZ31-O soldada na configuração AA5754/AZ31 – Zn sob a condição C.2.	70
Figura 5.22	Perfil de microdureza da junta soldada na condição C.2 para configuração AA5754/AZ31 - Zn.	71
Figura 5.23	Influência dos parâmetros no ensaio de cisalhamento por tração para configuração AA5754/AZ31 - Zn.	73
Figura 5.24	Influência do tamanho da zona soldada sob o ensaio de cisalhamento por tração na configuração AA5754/AZ31 - Zn.	74
Figura 5.25	Curva de Wöhler para a junta na configuração AA5754/AZ31 – Zn soldada sob a condição C.2.	77
Figura 5.26	Modo de fratura através da solda proveniente do ensaio de cisalhamento por tração. Condição de soldagem C.2 na configuração AA5754/AZ31 - Zn.	78

- Figura 5.27** a) Imagem via MEV da superfície de fratura proveniente do ensaio de cisalhamento por tração de amostra soldada sob a condição C.2 na configuração AA5754/AZ31 – Zn; e b) imagem em maior ampliação revelando o micromecanismo de fratura por clivagem. 78
- Figura 5.28** Modo de fratura através da solda proveniente do ensaio de tração cruzada. Condição de soldagem C.2 na configuração AA5754/AZ31 - Zn. 79
- Figura 5.29** a) Imagem via MEV da superfície de fratura proveniente ensaio de tração cruzada de amostra soldada sob a condição C.2 na configuração AA5754/AZ31 - Zn; b) imagem em maior ampliação revelando o micromecanismo de fratura por clivagem. 80
- Figura 5.30** Modo de fratura circunferencial proveniente do ensaio de fadiga. Condição de soldagem C.2 na configuração AA5754/AZ31 - Zn. 80
- Figura 5.31** Imagens via MEV da superfície de fratura do ensaio de fadiga: a) evidenciando a região de provável iniciação da falha; b) região de mudança da direção de propagação; c) região de propagação ao longo do material base; d) estrias de fadiga na chapa de AZ31. Condição de soldagem C.2 na configuração AA5754/AZ31 - Zn. 81

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1	Composição química nominal da liga AA5754 (TOTTEN, 2003).	19
Tabela 3.2	Propriedades elásticas, físicas e mecânicas da liga AA5754 (TOTTEN, 2003).	20
Tabela 3.3	Propriedades mecânicas típicas da liga de magnésio AZ31 (TOTTEN, 2003).	22
Tabela 3.4	Composição química típica da liga de magnésio AZ31 (AVEDESIAN,1999).	22
Tabela 4.1	Condições de soldagem para configuração AA5754/AZ31.	37
Tabela 4.2	Condições de soldagem para configuração AA5754/AZ31 - Zn.	37
Tabela 5.1	Análises químicas qualitativas pontuais via EDS da região de interface.	50
Tabela 5.2	Valores do ensaio de cisalhamento por tração para configuração AA5754/AZ31.	56
Tabela 5.3	Valores do ensaio de tração cruzada para a configuração AA5754/AZ31. ...	60
Tabela 5.4	Parâmetros de teste do ensaio de fadiga e respectivos números de ciclos atingidos por cada corpo de prova da configuração AA5754/AZ31.	61
Tabela 5.5	Análises químicas qualitativas pontuais via EDS da região de interface.	68
Tabela 5.6	Valores do ensaio de cisalhamento por tração para as condições de soldagem na configuração AA5754/AZ31 - Zn.	72
Tabela 5.7	Valores do ensaio de tração cruzada para as condições de soldagem na configuração AA5754/AZ31 - Zn.	75
Tabela 5.8	Parâmetros de teste do ensaio de fadiga e respectivos números de ciclos atingidos por cada corpo de prova da configuração AA5754/AZ31 - Zn.	76

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

AA5754/AZ31	Configuração de soldagem sem a camada intermediária de zinco
AA5754/AZ31 – Zn	Configuração de soldagem com a camada intermediária de zinco
CIM	Composto intermetálico
EDS	<i>Energy dispersive Spectroscopy</i>
FSSW	<i>Friction Stir Spot Welding</i>
Fmáx	Carga máxima
Fmín	Carga mínima
FSW	<i>Friction Stir Welding</i>
FSpW	<i>Friction Spot Welding</i>
GKSS	<i>Gesellschaft für Kernenergie in Schiffbau und Schifffahrt</i>
HZG	<i>Helmholtz-zentrum geesthacht</i>
ISO	<i>International Organization For Standardization</i>
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
MO	Microscopia ótica
TIG	<i>Tungsten inert gas</i>
TWI	<i>The welding institute</i>
ZM	Zona de mistura
ZTMA	Zona termomecanicamente afetada
ZTA	Zona termicamente afetada

RESUMO

Neste trabalho foi realizado um estudo comparativo entre juntas dissimilares produzidas pelo processo *FSpW* sem e com a utilização de Zn como metal intermediário tendo a finalidade de investigar a eficácia da adição deste metal no comportamento mecânico das juntas, bem como avaliar sua influência nas características microestruturais das juntas soldadas. As juntas foram produzidas com ligas de Al AA5754-H24 e Mg AZ31-O, de particular interesse do setor automotivo. Nas condições de soldagem com metal intermediário, chapas de Al revestido com Zn por galvanização foram usadas. As propriedades mecânicas das juntas foram avaliadas através de ensaios com carregamento quasi-estáticos e dinâmicos, sendo então correlacionados com as características microestruturais. Através das análises constatou-se que a aplicação de Zn como metal intermediário mostrou-se efetiva na redução do volume de compostos intermetálicos formados na interface da solda e conseqüentemente, obteve-se um aumento do desempenho mecânico de cerca de 48 % no ensaio de cisalhamento por tração, 230% no ensaio de tração cruzada e de 35,31 % no ensaio de fadiga quando em comparação a juntas soldadas diretamente entre as chapas de AA5754-H24 e AZ31-O.

Palavras-chave: Soldagem a Ponto por Fricção (*FSpW*), comportamento mecânico de juntas dissimilares, propriedades microestruturais de ligas leves.

ABSTRACT

In this research was carried out a comparative study between dissimilar joints produced by means of the process *FSpW* without and with applying Zn as an intermediary metal with the purpose of investigating the effectiveness of the addition of this metal in the mechanical behavior of joints, as well as to assess its influence on the microstructural characteristics of the welded joints. The joints were produced with the AA5754-H24 Al alloy and the AZ31-O Mg alloy, materials of particular interest to the automotive industry. For the welding conditions with the Zn interlayer Al sheets coated by hot deep galvanizing were used. The mechanical properties of the welded joints were evaluated in terms of quasi-static and dynamic load and then correlated with the microstructural features. Through the analyzes it has been verified that the addition of Zn as an intermediary metal proved to be effective in reducing the amount of the intermetallic compound formed at the weld interface and consequently the mechanical performance increased about 48 % in the lap shear strength test, 230 % in the cross tensile strength test and 35,31 % in the fatigue test when compared to the welded joints produced by the direct contact among the AA5754-H24 and the AZ31-O sheets.

Keywords: Friction Spot Welding (*FSpW*), mechanical behavior of dissimilar joints, microstructural properties of lightweight alloys.

1. INTRODUÇÃO

O setor de transportes busca continuamente implementar novas tecnologias e materiais que garantam alta produtividade aliada a qualidade e, ainda assim, reduzindo o consumo energético e custos operacionais em todas as etapas do processo. Adicionalmente, as recentes medidas governamentais acerca das questões ambientais têm conduzido a procura por soluções que permitam a produção de automóveis com eficiente consumo de combustível e conseqüentemente, redução dos níveis de emissões gasosas poluentes (SHI, 2003; GARCÍA-SERNA, 2007). Diversos recursos que atendam a estas medidas podem ser aplicados, como a utilização de fontes de energia renováveis ou avanços quanto à eficiência de materiais e na aerodinâmica. Contudo, a redução de peso de componentes estruturais tem se mostrado uma excelente opção em termos de custo-benefício (COLE, 1995). Para tal, torna-se inevitável a busca por uniões multimateriais que apresentem boa relação resistência mecânica/peso, tais como, entre ligas leves de Alumínio e Magnésio. Essas em particular, devido as suas excelentes propriedades tem despertado interesse para aplicações no setor de transporte (COLE, 1995).

Contudo, a obtenção de juntas entre estes metais através de métodos de união convencionais envolvendo fusão representa um desafio devido à grande dissimilaridade físico-química que apresentam. Estes materiais apresentam baixa soldabilidade entre si em consequência da formação de compostos intermetálicos (CIM) frágeis e de elevada dureza na interface da solda que tem efeito deletério sobre a resistência mecânica das juntas soldada (LIU et al., 2007).

As técnicas de união utilizadas atualmente para unir Al e Mg apresentam limitações, como acontece na solda a ponto a laser por envolver a fusão dos materiais; na rebiteagem convencional e na rebiteagem por auto aprisionamento (*Self Clinching Riveting*) por acrescentarem peso a estrutura. Estes são os processos mais comumente utilizados pela indústria aeronáutica devido ao bom desempenho mecânico, porém é intrínseco o significativo aumento do peso da estrutura (HAN et al., 2006). Já na indústria automotiva, as técnicas mais difundidas incluem a solda por resistência elétrica ou a laser. Entretanto, à

estas técnicas estão associados elevados custos operacionais decorrentes do alto consumo energético e também, a aplicação para a união entre as ligas de Al e Mg está condicionada a características de soldabilidade entre esses materiais (COLE, 1995).

Existe um permanente esforço para obtenção de melhorias nos processos de união destes materiais (GAO et al., 2012; KOSTKA et al., 2009; LIU et al., 2006; LIU et al., 2013). Meios para reduzir ou até mesmo eliminar a formação de CIM nas juntas soldadas entre ligas de Al e Mg são ponto chave para alcançar a produção de componentes confiáveis. Estudos recentes indicam que a utilização de métodos de soldagem que envolvam baixa geração de calor, como as técnicas de soldagem por fricção, na qual se insere a soldagem ponto por fricção *FSpW*, mostram-se eficientes na produção de juntas dissimilares de Al e Mg. Entretanto, não são capazes de evitar completamente a formação de CIM entre estas ligas (CHEN, 2008; YAN et al., 2005; SUHUDDIN et al. 2014a). A fim de restringir a formação de CIMs entre Al e Mg, outros elementos podem ser adicionados entre a interface da solda agindo como barreira à mútua difusão entre átomos de Al e Mg ou podendo agir como elementos de liga. Deste modo, a adição de zinco (largamente utilizado na indústria devido ao custo reduzido) como um metal intermediário é um meio promissor para reduzir ou até mesmo evitar a formação de CIMs indesejáveis podendo resultar em juntas de maior desempenho mecânico (ZHANG et al., 2015).

Em função do recente desenvolvimento, a aplicação da *FSpW* em escala industrial está condicionada à realização de estudos mais aprofundados que proporcionem maior amadurecimento e confiabilidade ao processo. Deste modo, o escopo deste trabalho visa incrementar o nível de conhecimento atual sobre o processo de *FSpW* entre materiais dissimilares, sendo utilizadas a liga de Al AA5754-H24 e a liga de Mg AZ31-O, as quais apresentam potencial de aplicação no setor automotivo.

Neste trabalho, através de um estudo comparativo, foram investigadas as características heterogêneas de juntas dissimilares produzidas por *FSpW* em ligas de Al AA5754-H24 e Mg AZ31-O sem e com a aplicação de Zn para estabelecer a eficácia do Zn no comportamento mecânico das juntas, bem como avaliar sua influência nas características microestruturais das juntas soldadas. Para tanto, nas configurações com a adição deste metal, foram utilizadas chapas de Al revestidas de Zn por galvanização. As avaliações das propriedades mecânicas foram realizadas por meio de ensaios com carregamento quasi-estáticos e dinâmico, que foram correlacionados com as características microestruturais analisadas.

2. OBJETIVOS

2.1 Objetivo Geral

Avaliar, através de um estudo comparativo, a viabilidade da produção de soldas dissimilares entre ligas de Al AA5754-H24 e a liga de Mg AZ31-O com e sem a aplicação de Zn como metal intermediário à interface das soldas e determinar a efetividade da adição deste metal na produção de juntas soldadas de alto desempenho mecânico.

2.2 Objetivos Específicos

- Otimizar os parâmetros do processo *FSpW* para a produção de juntas dissimilares das ligas AA5754/AZ31 sob as duas configurações: sem e com a interface de Zn;
- Investigar as transformações microestruturais induzidas pela *FSpW* nas juntas;
- Caracterizar a interface e distribuição do composto intermetálico formado;
- Caracterizar as propriedades mecânicas das juntas soldadas em escala local e global;
- Desenvolver um estudo preliminar avaliando e relacionando os efeitos dos parâmetros de processo sobre o comportamento metalúrgico e mecânico das juntas sobrepostas;
- Avaliar o limite de fadiga e a evolução da falha das juntas sobrepostas quando submetida a ensaios de carregamento cíclico.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo será apresentado um referencial teórico a partir de dados coletados da literatura de fundamental relevância para a compreensão dos temas abordados nesta dissertação. O capítulo inicia-se com uma breve abordagem dos materiais utilizados. Em seguida o processo de soldagem ponto por fricção *FSpW* é descrito e suas particularidades são apresentadas. E por fim, são explorados estudos recentemente publicados acerca da soldagem dissimilar entre ligas de Al e Mg.

3.1 Materiais

3.1.1 Sistema Alumínio – Magnésio

As ligas da série 5XXX apresentam como principais características a excelente resistência específica, resistência à corrosão e boa soldabilidade, boa relação resistência mecânica/peso. Devido a essas propriedades, são comumente aplicadas no setor de transporte, em particular no setor de construção naval e automotivo.

As ligas que compõe a série 5XXX possuem o magnésio como principal elemento de liga. O magnésio possui alta solubilidade no alumínio, acima de 14,9% em peso à temperatura de 450°C. Na temperatura ambiente a solubilidade decresce cerca de 1,7%. O alumínio ligado com o magnésio forma um complexo sistema onde existe um eutético (líquido \rightarrow Al + Mg₅Al₈) para faixa de composição de 14,9 – 35% em peso de magnésio (DAVIS, 1993).

Estas ligas não são tratáveis termicamente, e o aumento de resistência mecânica é promovido principalmente por endurecimento por solução sólida devido à presença de magnésio, e também por trabalho à frio. No entanto, elevados teores de magnésio podem ocasionar a susceptibilidade a corrosão intergranular ou a corrosão sob-tensão. Desta maneira, outros elementos de liga são acrescentados para garantir a resistência mecânica de ligas Al-Mg sem comprometer outras propriedades.

Elementos de liga, tais como cromo, manganês e zircônio, são adicionados com o intuito de controlar o crescimento de grão e sub-grãos, deste modo contribuindo para o aumento da resistência mecânica. O endurecimento por envelhecimento de ligas contendo 5% ou teores abaixo de 1% de magnésio pode ser ocasionado pela adição de pequenas quantidades de prata. Em ligas com baixo teor de magnésio também pode ser adicionado manganês para aumentar a resistência mecânica. A adição de pequenas quantidades de scândio pode colaborar para o aumento da tensão de escoamento e a resistência a recristalização devido a precipitação de Al_3Sc coerente, ordenado e esférico. Zinco é usualmente adicionado por ocasionar a precipitação da fase-T ($Al_2Mg_3Zn_3$) (TOTTEN, 2003).

Liga de Alumínio AA5754

A liga de alumínio AA5754 é pertencente à série 5XXX e, portanto não tratável termicamente. Entre as ligas desta série, é considerada de média a alta resistência mecânica.

O magnésio é o elemento de liga majoritário conferindo excelentes propriedades mecânicas e resistência à corrosão, em especial em ambientes salinos. Além de apresentar elevada resistência à corrosão por pite e intercrystalina, esta liga possui boa conformabilidade e usinabilidade, alta resistência à fadiga e ao impacto e boa estabilidade microestrutural após exposição a moderadas temperaturas (DAVIS, 1993; MILLER et al., 2000). A composição nominal típica é apresentada na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 Composição química nominal da liga AA5754 (TOTTEN, 2003).

Elemento (% em peso)	Mg	Mn	Cu	Fe	Si	Ti	Cr	Zn
Min.	2,6	-	-	-	-	-	-	-
Máx.	3,6	0,5	0,4	0,4	0,4	0,15	0,3	0,2

As propriedades elásticas, físicas e mecânicas são apresentadas na Tabela 3.2. Diante de tais características, a liga de alumínio AA5754 é tipicamente utilizada em aplicações para o setor de transporte, naval e *off-shore*, bem como em indústrias químicas e de processo, como em vasos de pressão, tanques e caldeiras (ENGLER et al., 2013). Para

muitas aplicações estruturais, o material é fornecido na forma de bobinas laminadas a quente em uma faixa de espessura de 3 – 10 mm. Para aplicações que exigem espessuras mais finas, o material é laminado a frio (TOTTEN, 2003).

Tabela 3.2 Propriedades elásticas, físicas e mecânicas da liga AA5754 (TOTTEN, 2003).

Elásticas	Módulo de elasticidade (GPa)	70,5
	Módulo de rigidez (GPa)	26,5
Físicas	Temperatura Solidus (°C)	595
	Temperatura Líquidus (°C)	645
	Capacidade Térmica (J/kg.K)	897
	Coef. Expans. Térmica ($\times 10^3$)	23,7
	Densidade (g/cm ³)	2,68
Mecânicas	R _{p0,2} (MPa)	105
	R _m (MPa)	225
	Alongamento (%)	26

3.1.2 Sistema Magnésio – Alumínio – Zinco

As ligas de magnésio, por apresentarem boa razão resistência mecânica/peso comparadas a outros materiais estruturais, são largamente aplicadas na fabricação de componentes na indústria automotiva, aeroespacial e naval. Na indústria automotiva as aplicações mais comuns incluem a produção de barras de suporte ao pedal do freio, alojamentos de fechadura de coluna de direção e alojamento para transmissão manual (AVEDESIAN, 1999; HOUSH et al., 1990).

O magnésio, tal qual outros materiais, é raramente empregado industrialmente na forma pura, sendo adicionados elementos de liga para incrementar as propriedades mecânicas. Entre os principais elementos de liga adicionados estão o alumínio e o zinco.

O alumínio é empregado para aumentar a rigidez e a resistência mecânica através da formação de solução sólida de alumínio no magnésio, além de aumentar a resistência à corrosão, amplia a escala de solidificação, facilitando a fundição. O limite de solubilidade do alumínio no magnésio ocorre a 12,7% em peso na temperatura do eutético – 436°C. À

temperatura ambiente há redução de 2% da solubilidade. Em ligas comerciais são adicionados de 2 – 9 % em peso de alumínio. Para adições de alumínio acima de 4% em peso estas ligas tornam-se tratáveis termicamente e podem formar precipitados da fase- γ , um composto intermetálico de composição estequiométrica de $Mg_{17}Al_{12}$ e Mg- α com célula unitária cúbica (MORDIKE, 2001; AVEDESIAN, 1999).

A adição de zinco beneficia a fluidez das ligas para fundição e a resistência mecânica a temperatura ambiente através da redução da solubilidade do alumínio no magnésio e aumento da quantidade de precipitados formados após o envelhecimento. Quando o zinco é adicionado, conjuntamente ao alumínio, auxilia na prevenção de efeitos deletérios advindos da corrosão que impurezas como o níquel e o ferro podem causar. Contudo, adições de zinco em torno de 2% em peso para ligas contendo de 7 – 10% de alumínio exibem propensão a trincas a quente (AVEDESIAN, 1999). Baseado no diagrama de fases binário entre alumínio e magnésio, a adição de zinco não origina novas fases em ligas ternárias Mg-Al-Zn quando a relação entre alumínio e zinco é inferior a 3:1. Quando esta relação é ultrapassada, o zinco substitui o alumínio na fase- γ , criando o composto intermetálico do tipo $Mg_{17}Al_{11.5}Zn_{0.5}$ ou $Mg_{17}(Al, Zn)_{12}$ (CELOTTO, 2001).

Adicionalmente a estes elementos, o manganês também pode ser utilizado como meio de remoção de elementos metálicos pesados como o ferro e níquel, através da formação de compostos intermetálicos inofensivos melhorando a resistência à corrosão. Em ligas comerciais o teor destas impurezas está em torno de 0,01 – 0,03% em peso e para obter-se resistência a corrosão ótima o teor de ferro não deve ultrapassar 0,005% em peso. O manganês também possui um efeito positivo sobre a soldabilidade e demonstra um comportamento refinador de grão. A adição deste elemento pode ocasionar aumento da ductilidade, além de acarretar um ligeiro aumento na tensão de escoamento, contudo, sem apresentar efeito expressivo no limite de resistência à tração (AVEDESIAN, 1999).

Liga de Magnésio AZ31

A liga de magnésio AZ31 possui baixo custo e tem como importante característica o fato de aliar boa resistência mecânica e ductibilidade. Desta forma, de acordo com a aplicação pode ser fornecida como conformada, em forma de barras, bielas, secções estruturais ou tubos estrudados (com moderadas propriedades mecânicas e de elevado alongamento). As chapas e placas possuem boa formabilidade e resistência mecânica,

elevada resistência à corrosão e boa soldabilidade (AVEDESIAN, 1999; MORDIKE, 2001; HOUSH et al., 1990). A Tabela 3.3 apresenta as propriedades mecânicas típicas desta liga.

Tabela 3.3 Propriedades mecânicas típicas da liga de magnésio AZ31 (TOTTEN, 2003).

Propriedades Mecânicas	
Densidade (g/cm ²)	2,68
Rp _{0,2} (MPa)	220
Rm (MPa)	290
Alongamento em 50mm (%)	15
Resistência ao Cisalhamento (MPa)	160

Nesta liga, os elementos de liga majoritários são o alumínio e o zinco, os quais conferem ao material boa resistência mecânica. Pequenas quantidades de cobre, níquel e ferro asseguram uma boa resistência à corrosão. Reduzido teor de manganês (tipicamente 0,2%) ocasiona ligeiro aumento da resistência à tração e a remoção de elementos pesados, como o ferro, devido à formação de compostos intermetálicos (AVEDESIAN, 1999). A composição química nominal típica desta liga está apresentada na Tabela 3.4.

Tabela 3.4 Composição química típica da liga de magnésio AZ31 (AVEDESIAN, 1999).

Elemento (% em peso)	Al	Zn	Mn	Cu	Si	Ni	Fe	Outros	Mg
Min.	2,5	0,6	0,2		-	-	-	-	Balanço
Máx.	3,5	1,34	1,0	0,054	0,10	0,005	0,005	0,3	

3.2 Soldagem a Ponto por Fricção

O processo de Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica (*Friction Stir Welding - FSW*) produzido e patenteado pelo The Welding Institute – TWI, na Inglaterra em 1991 (THOMAS et al., 1991) consiste essencialmente em calor de fricção promovendo intensa

plastificação do material devido à interação entre uma ferramenta não consumível e a superfície da peça a ser soldada.

Este processo possibilita a produção de soldas de uma vasta gama de metais, como aços e ligas não ferrosas, permitindo também a soldagem entre metais dissimilares, sendo seu maior sucesso atribuído à possibilidade de união de materiais anteriormente considerados não soldáveis, tais como as ligas de alumínio das séries 2XXX e 7XXX (MISHRA, 2005). Esta capacidade pode ser atribuída principalmente à soldagem no estado sólido (temperaturas abaixo do ponto de fusão dos materiais envolvidos), que resulta em soldas com baixos níveis de distorção dos materiais, excelentes propriedades mecânicas e baixo nível de tensões residuais. Adicionalmente, a ausência de fusão dos materiais envolvidos reduz a formação de defeitos típicos encontrados em métodos de soldagem convencionais associados ao processo de solidificação (porosidades, trincas a quente, entre outros) (ARBEGAST, 2005; MISHRA, 2005).

No entanto, uma solda contínua não é necessária em todos os casos para cumprir os requisitos do produto. Em algumas aplicações em que resistências menores são requeridas, tais como em chapas finas, ou componentes que apresentem muitos contornos, pode-se fazer necessária a utilização de técnicas alternativas de união pontual. As técnicas de união pontual mais empregadas pela indústria automotiva e aeronáutica utilizam sistemas de fixação mecânica (como a rebitagem) ou técnicas convencionais de soldagem por fusão, sendo a mais comum a Soldagem por Resistência a Ponto – SRP, além de outros processos de solda-aglutinante (HAN et al., 2006; Yang, 1999). Porém, é intrínseco a esses processos o aumento de peso dos componentes, dificuldade de automação, necessidade de vedação e/ou problemas de corrosão. Assim como na SRP, a soldagem a laser (outro processo convencional de soldagem a ponto) envolve altos custos operacionais devido ao alto consumo energético que exige infraestrutura contendo um sistema elétrico de alta capacidade (HANCOCK, 2004; MAZDA MEDIA RELEASE, 2003; MAZDA MEDIA RELEASE, 2005).

Diante deste cenário, a técnica de soldagem a fricção intitulada Soldagem a Ponto por Fricção e Mistura Mecânica (*Friction Stir Spot Welding - FSSW*) foi desenvolvida e patenteada por pesquisadores da Mazda Corporation e Kawasaki Heavy Industry (IWASHITA, 2003) para suprir as deficiências dos processos de união pontuais por fixação e a fusão. Esta técnica, do mesmo modo que a soldagem por FSW, ocorre no estado sólido e envolve baixos níveis de geração de calor, possibilitando a produção de

soldas com alta qualidade. Contudo, como desvantagem, as juntas soldadas por este processo apresentam um furo remanescente na superfície advindo da geometria da ferramenta, podendo atuar como concentrador de tensões e promovendo corrosão.

Com base nesses conceitos de soldagem FSSW, o instituto Helmholtz-Zentrum Geesthacht - HZG, antiga GKSS, na Alemanha em 2005, desenvolveu e aperfeiçoou a técnica criando o processo de Soldagem a Ponto por Fricção (*Friction Spot Welding – FSpW*) (SCHILING, 2001). A *FSpW* permite unir, pontualmente, duas ou mais chapas metálicas sobrepostas. A utilização deste processo de união de juntas tem se mostrado uma excelente alternativa a processos tradicionais de soldagem a ponto. É um processo ambientalmente amigável, pois não produz resíduos nem fumos, além de ser de fácil automação e ter baixo custo energético e de produção, garante a redução de peso de estruturas e a produção de juntas de alta qualidade (PAN, 2005). A *FSpW* vem mostrando grande potencial para a aplicação em diversos campos industriais, recebendo considerável atenção das indústrias automotiva e aeronáutica.

3.2.1 Aspectos Operacionais

Para a produção das juntas por *FSpW* é empregada uma ferramenta cilíndrica não consumível constituída por três componentes, sendo dois móveis com sistemas de atuação independentes. O componente de maior diâmetro é chamado de anel de fixação, responsável por manter as chapas a serem soldadas em contato e prevenir da perda de material na forma de rebarba. O anel de fixação envolve a camisa e o pino, os quais têm capacidade de rotacionar e penetrar no material. A camisa e o pino são responsáveis por promover calor por fricção e plastificação do material na zona de soldagem. A Figura 3.1 apresenta a ferramenta montada e seus componentes individualmente.

O processo de soldagem *FSpW* permite duas variantes, as quais são relacionadas com qual componente da ferramenta é penetrado nos materiais a serem soldados, sendo estes, “penetração da camisa” ou “penetração do pino”. Para ambas as variantes, o processo é composto por quatro estágios diferentes. Neste processo o pino e a camisa possuem diferentes velocidades axiais, mas rotacionam na mesma direção com velocidades angulares iguais (MAZZAFERRO et al., 2009; ROSENDO et al., 2011; TIER et al., 2013).

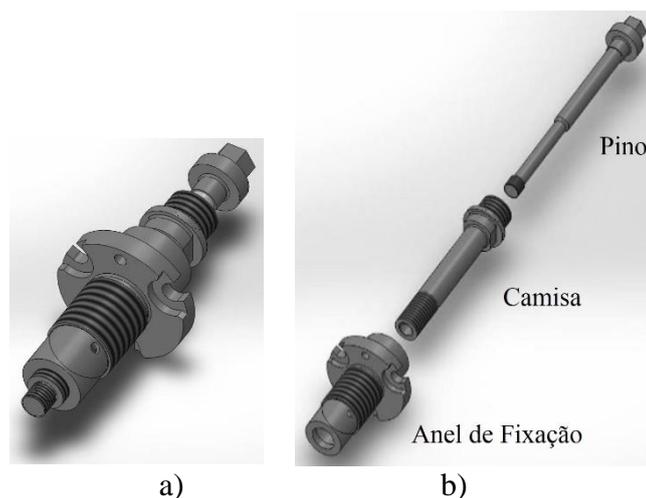


Figura 3.1 Desenho esquemático da ferramenta de *FSpW*. a) Componentes acoplados. b) componentes individuais (pino, camisa e anel de fixação) (Adaptado de SUHUDDIN, 2014).

No primeiro estágio da variante “penetração da camisa” (Figura 3.2), enquanto as chapas sobrepostas são pressionadas pelo anel de fixação, o pino e a camisa rotacionam simultaneamente na mesma direção até atingir a velocidade determinada e são deslocados até a superfície da chapa superior. Então, a aplicação de uma força axial promove a penetração da camisa até uma profundidade pré-determinada, ao mesmo tempo em que o pino é retraído. A penetração da ferramenta promove a plastificação do material e a geração de calor por fricção. O material plastificado escoar para a cavidade cilíndrica criada pela retração do pino. Um tempo de permanência dos componentes em rotação é opcionalmente utilizado com o intuito de otimizar a mistura do material (tempo de permanência). Por fim, o pino e a camisa retornam para a posição inicial empurrando o material plastificado para a superfície, obtendo-se uma região de soldagem completamente preenchida com perda praticamente nula de material. Pode-se adicionalmente utilizar um período de rotação da ferramenta na superfície da chapa superior para criar um acabamento superficial melhor.

Quando comparado com a variante “penetração do pino” a variante descrita anteriormente exige mais em termos de esforços e potência da máquina de soldagem, pois a área de fricção promovida pela camisa é relativamente maior que a do pino. Portanto, o tamanho da zona soldada é maior e, conseqüentemente, a junta apresentará maior resistência mecânica (SILVA et al., 2007).

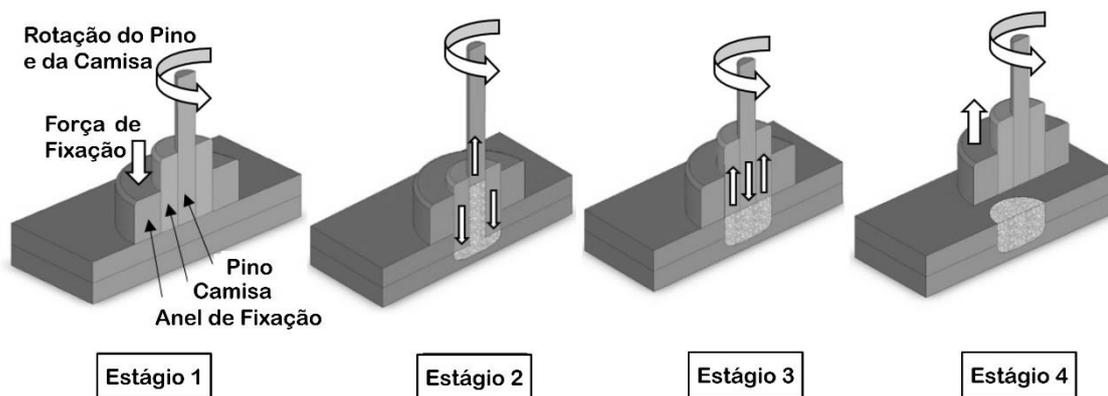


Figura 3.2 Estágio do processo *FSpW* ilustrando a variante “penetração da camisa” (Adaptado de SILVA et al., 2007).

A variante “penetração do pino” é semelhante a “penetração da camisa”, diferindo apenas pelo fato de que o pino penetra no material enquanto a camisa é retraída de modo a criar uma cavidade que acomodará o material plastificado. Nesta variante, as forças sobre a ferramenta são menores exigindo menor potencia da máquina, conferindo maior vida útil a ferramenta. No entanto, o tamanho da região soldada será menor reduzindo o desempenho mecânico da junta (TIER et al., 2013).

3.2.2 Características Metalúrgicas e Mecânicas de Soldas Produzidas por *FSpW*

No processo de *FSpW*, devido ao ciclo térmico e a intensa deformação as quais são submetidos os materiais envolvidos, a microestrutura original sofre transformações que originam três regiões com características distintas. Estas regiões, tipicamente encontradas em processos de soldagem por fricção, como o FSW e FSSW, são definidas como Zona de Mistura (ZM), Zona Termomecanicamente Afetada (ZTMA) e Zona Termicamente Afetada (ZTA). Cada região apresenta particularidades microestruturais exibindo uma diversidade no tamanho e orientação dos grãos. A extensão dessas regiões é influenciada pelo tipo de material utilizado e pela diferente combinação de parâmetros do processo (SILVA et al., 2007; ROSENDO et al., 2011; MAZZAFERRO et al., 2009). As imagens da Figura 3.3 mostram detalhes das zonas microestruturais de uma junta similar soldada em alumínio Alclad 2024-T3 por *FSpW*.

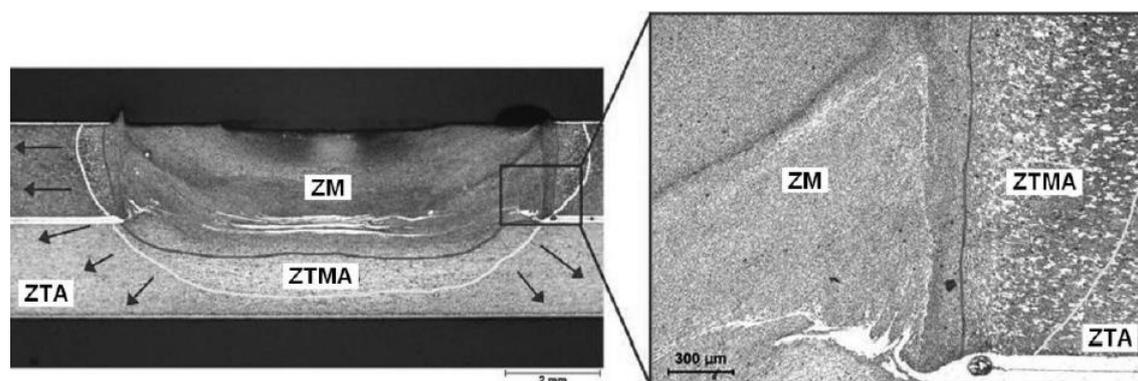


Figura 3.3 Micrografias evidenciando as regiões típicas (a delimitação entre as zonas ZM, ZTMA, ZTA é uma aproximação) de uma junta soldada por *FSPW* na liga Alclad 2024-T3 (MAZZAFERRO et al., 2009).

O material localizado na ZM experimenta intensa deformação plástica e elevada temperatura decorrente da mistura mecânica e do calor de fricção promovidos pela ação da ferramenta. Embora a temperatura alcançada durante o processo seja elevada, a princípio, está se mantém inferior à 80% da temperatura de fusão dos materiais base, sendo suficiente para plastificar e misturar mecânicamente os materiais. O efeito sinérgico da temperatura e intensas taxas de deformação plástica, induzidas pelo movimento de rotação da ferramenta, iniciam mecanismo de recristalização dinâmica, resultando assim em uma microestrutura composta de grão finos equiaxiais recristalizados (MISHRA, 2005).

A região adjacente à ZM que sofre influência da temperatura e da deformação plástica, porém em menor intensidade, é chamada de ZTMA. Os grãos são deformados e orientados no sentido do fluxo do material, de modo que estes apresentam-se extremamente alongados podendo em algumas regiões estar deformados em até 90°. A intensidade dos efeitos sobre a microestrutura e a extensão desta região variam de acordo com o material soldado e dos parâmetros de processo utilizados, sendo geralmente encontradas ZTMA maiores para valores de rotação mais intensas (ARORA et al., 2009). Nesta região não ocorre recristalização dinâmica, mas geralmente processos de recuperação, e eventualmente a desestabilização do tratamento térmico são observados, principalmente em ligas endurecíveis por precipitação (MISHRA, 2005).

A microestrutura da região no entorno da ZTMA é afetada apenas pela transferência de calor em nível suficiente para ocasionar a recuperação de estruturas endurecidas por trabalho mecânico, além de alterações no tratamento térmico de algumas ligas. Esta região é conhecida como ZTA. Em termos de dureza, quando a soldagem é

realizada em ligas tratáveis termicamente, observa-se um pico de mínima dureza nesta região decorrente da solubilização dos precipitados. No entanto, em ligas endurecidas por trabalho mecânico este efeito não é pronunciado (SUHUDDIN et al., 2009).

Na região mais distante do centro da solda não são observadas alterações metalúrgicas e a microestrutura não é alterada, permanecendo idêntica à do metal inicial que compõem as chapas, configurando assim o metal de base – MB.

As propriedades mecânicas de juntas soldadas por *FSpW* são resultado da complexa interação entre parâmetros de processo e alterações metalúrgicas produzidas. A otimização de fatores como geração de calor, tamanho da zona soldada, nível de adesão das chapas, presença de defeitos, entre outros são imperativos para o melhoramento do comportamento mecânico das juntas. A maioria das conexões por *FSpW* apresenta uma larga área eficaz soldada (elevado grau de preenchimento). Entretanto, defeitos volumétricos podem ser encontrados, tais como vazios, falta de mistura, falta de preenchimento e uma pequena redução na espessura da superfície superior da junta (Figura 3.4). Estes defeitos são tipicamente observados na ZM, especificamente na interface entre o topo da ZM e o material base, e são geralmente associados ao ineficiente preenchimento da ZM durante o processo. Podem-se obter juntas de boa resistência mecânica mesmo com a presença de alguns destes defeitos, no entanto, podem exigir alguns cuidados no que diz respeito à vida em fadiga da solda (SILVA et al., 2007).

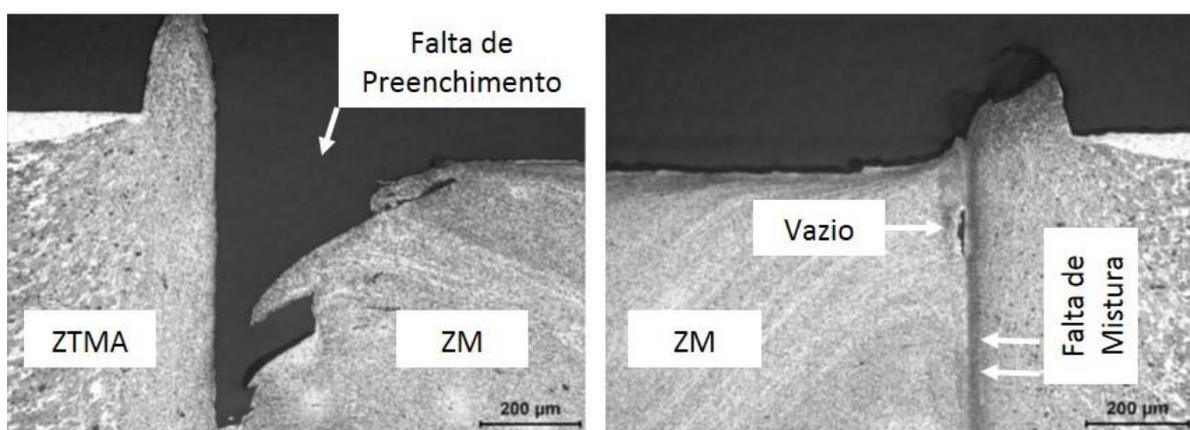


Figura 3.4 Defeitos volumétricos próximos a ZM em uma junta soldada por *FSpW* na liga Alclad 2024-T3 (MAZZAFERRO et al., 2009).

Em juntas soldadas na qual houve penetração da ferramenta nas duas chapas sobrepostas, em função dos movimentos de penetração e retração da ferramenta de soldagem um defeito geométrico usualmente denominado “cunha” ou “gancho” pode ser

gerado. Não há um consenso quanto ao seu efeito sobre a integridade da junta. Alguns pesquisadores defendem a hipótese de que a cunha agiria como engaste mecânico na direção de cisalhamento, enquanto outros consideram que a cunha exerça um efeito prejudicial, uma vez que a falha (propagação de fissuras) pode ocorrer ao longo da cunha quando a solda é submetida a uma carga externa (ROSENDO, 2009). A Figura 3.5 apresenta a micrografia da secção transversal de uma solda *FSpW* que apresentou o fenômeno de cunha.

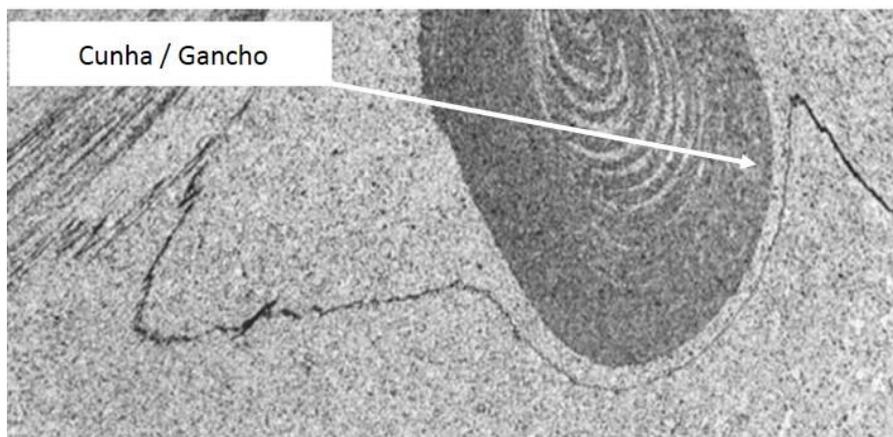


Figura 3.5 Micrografia de uma junta soldada evidenciando a Cunha / Gancho (ROSENDO, 2009).

O tamanho da zona de soldagem é um dos principais fatores que interferem na resistência mecânica da solda. Embora os fatores que influenciam na extensão da zona soldada ainda não sejam bem compreendidos, observa-se que há uma relação de proporção direta entre a carga máxima em cisalhamento, pois o aumento da extensão da zona de solda implica em maior seção resistente efetiva da junta e, deste modo, da carga necessária para a falha (SU et al., 2006; BOZZI et al., 2010). A Figura 3.6 apresenta esta relação evidenciada no estudo de Su et. al. (2006) para juntas soldadas entre as ligas de alumínio AA5754 e a liga de magnésio AM60.

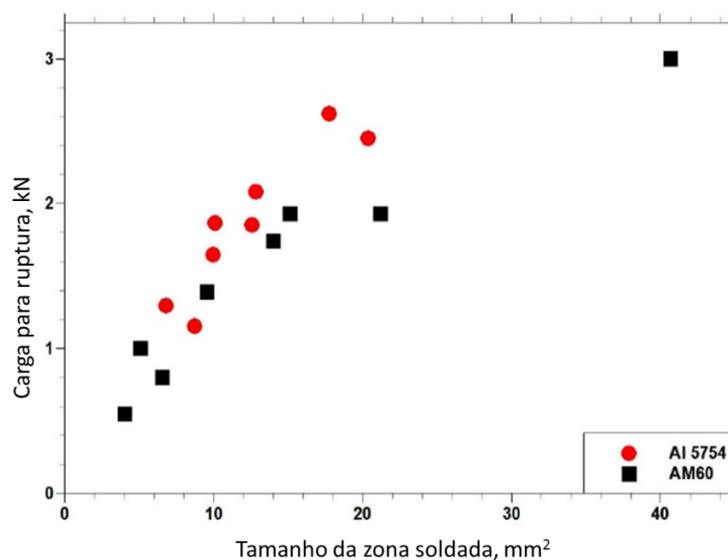


Figura 3.6 Relação do tamanho da zona soldada na resistência mecânica de juntas soldadas por FSSW entre as ligas AA5752 e AM60 (Adaptado de SU, 2005).

3.3 Soldas Dissimilares por Fricção entre as Ligas de Al e Mg

A crescente demanda por automóveis desenvolvidos sob novos conceitos que aliem baixo peso estrutural e elevado desempenho mecânico alavancou a busca por métodos eficazes de união multimateriais, em especial entre ligas leves, tais como Al e Mg. Porém, unir estes materiais representa um grande desafio devido a ampla dissimilaridade físico-química que apresentam. A soldagem por fricção representa um potencial método de união para superar essas limitações, uma vez que envolve baixa geração de calor, sendo processado no estado sólido, não envolvendo a fusão dos materiais base. Desta forma, uma reduzida quantidade de reações químicas ocorre levando ao menor volume de fases intermetálicas a serem formadas (MCLEAN et al., 2003)

Embora a técnica de soldagem no estado sólido tenha mostrado avanços quanto à soldabilidade de materiais dissimilares, estudos recentes têm reportado que mesmo através da soldagem por fricção CIMs do tipo $Al_{12}Mg_{17}$ (SATO et al., 2004; KOSTKA et al., 2009) e Al_3Mg_2 (KOSTKA et al., 2009; CHEN, 2009) são encontrados quando a união é realizada pelo contato direto entre o Al e o Mg.

McLean et al. (2003) descreveu em seu estudo o processo de formação destes CIMs na soldagem por FSW entre a liga de Al AA5083 e a liga de Mg AZ31. Durante o processo, o aquecimento em torno da ferramenta aumenta a temperatura do material

adjacente por volta de 80 % da temperatura de fusão entre o alumínio e o magnésio, que é aproximadamente igual à do eutético para $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17} + \text{Mg}_{(\text{solução sólida})}$ correspondente à 437°C . Esta temperatura, aliada à intensa plastificação, possibilita o processo de mútua difusão entre os átomos de alumínio e magnésio. Esta intensa mútua difusão pode induzir a formação de uma fase líquida constitucional quando o material é constantemente mantido em temperaturas maiores que 460°C . Da mesma forma, a fase Al_3Mg_2 , pode ser produzida através da reação peritética de $\text{Al} + \text{Al}_{12}\text{Mg}_{17} \rightarrow \text{Al}_3\text{Mg}_2$ (SATO et al., 2004)

Compostos intermetálicos têm por característica elevada dureza e fragilidade. Isto afeta adversamente o desempenho mecânico das juntas soldadas, uma vez que agem como origem e como caminho preferencial para propagação de trincas (CHEN, 2008).

3.4 Soldas Dissimilares por Fricção entre as Ligas de Al e Mg Empregando Zn como Metal Intermediário

A redução da formação de CIMs na soldagem entre Al e Mg pode ser alcançada através da manutenção da temperatura abaixo da temperatura do eutético (437°C) durante a soldagem ou através da incorporação de um metal intermediário entre os materiais base.

A adição de um metal intermediário pode agir como um elemento de liga ou como uma barreira na difusão entre o Al e o Mg, restringindo a formação de CIMs entre estes elementos. Estudos indicam que esses metais adicionais podem ser divididos em duas categorias: a dos metais com alto ponto de fusão, mantendo-se no estado sólido e prevenindo a interação química entre o Al e o Mg durante a soldagem, tal como o titânio (GAO et al., 2012), níquel (PENNER et al., 2013) e o ferro (PENNER et al., 2014). No entanto, devido a discrepância nos pontos de fusão, muitos defeitos como poros e vazios (PENNER et al., 2014) surgiriam. A outra categoria consiste em aumentar a soldabilidade utilizando elementos de relativo baixo ponto de fusão entre o Al e o Mg, como o estanho, a prata (WANG et al., 2013) e o cério (LIU et al., 2006). Contudo, o efeito é limitado e em alguns casos o preço é elevado para fins práticos.

A inserção de zinco entre as chapas de Al e Mg é um modo economicamente viável e promissor de inibir a formação indesejada de intermetálicos. Como não há formação de intermetálicos entre Al e Zn (considerando o sistema ternário Al-Mg-Zn), o Zn pode agir como um elemento de liga para aumentar as propriedades mecânicas das juntas. Liu et al.

(2014; 2012) reportou em seus estudos que a inserção do metal de adição a base de Zn aumentou o desempenho das juntas produzidas pelo processo de soldagem a arco elétrico TIG (*Tungsten inert gas*). De modo similar, Zhao et al. (2008) reportou o efeito da aplicação de uma camada de Zn em juntas entre Al e Mg produzidas pelo método de união por difusão (*Difusion-bonded joints*), no qual foram formadas fases intermetálicas, porém estas estavam dispostas na forma de partículas dispersas tendo como efeito produzir soldas com o dobro da resistência mecânica.

Ainda há uma lacuna de conhecimento quanto a aplicação deste método para o processo de soldagem *FSpW* abrindo caminho para o estudo nessa área.

4 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

4.1 Fluxograma Experimental

O procedimento experimental adotado neste trabalho é apresentado no fluxograma da Figura 4.1. Uma vez que a técnica *FSpW* tem forte potencial para aplicação em estruturas multimateriais automotivas, foram inicialmente selecionados materiais de base de particular interesse desses setores. Portanto, foi escolhido soldar a liga de magnésio AZ31-O com a liga de alumínio AA5754-H24 sem revestimento de Zn (configuração AA5754/AZ31) e com revestimento de zinco (configuração AA5754/AZ31 – Zn).

Para avaliar a influência dos parâmetros de processo nas propriedades mecânicas e metalúrgicas das juntas, sete diferentes condições de soldagem foram propostas na etapa “Planejamento e Produção das Soldas”. As diferentes condições de soldagem foram aplicadas às duas configurações de soldagem propostas AA5754/AZ31 e AA5754/AZ31 - Zn. Deste modo, relações comparativas entre o efeito da presença de Zn na interface das juntas foram obtidas, bem como, a influência dos parâmetros de processo nas propriedades das juntas foi explorada.

As características macro e microestruturais das juntas produzidas foram investigadas por microscopia ótica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV), espectroscopia por dispersão de energia (EDS) e microscópio confocal de varredura a laser. Além disso, o processo foi monitorado por termopares, a fim de obter o ciclo térmico e correlacioná-lo com as mudanças microestruturais e propriedades mecânicas das juntas. O estudo das propriedades mecânicas locais das juntas foi realizado através de microdureza Vickers e as diferentes zonas de soldagem foram caracterizadas. O desempenho mecânico global das juntas foi avaliado através de ensaios com carregamento quasi-estático e dinâmico. Os ensaios mecânicos com carregamento quasi-estáticos utilizados foram, o ensaio de cisalhamento por tração e o ensaio de tração cruzada; e sob modo de carregamento dinâmico - ensaio de fadiga. Após os ensaios, os corpos de prova rompidos foram submetidos à análise de falhas.

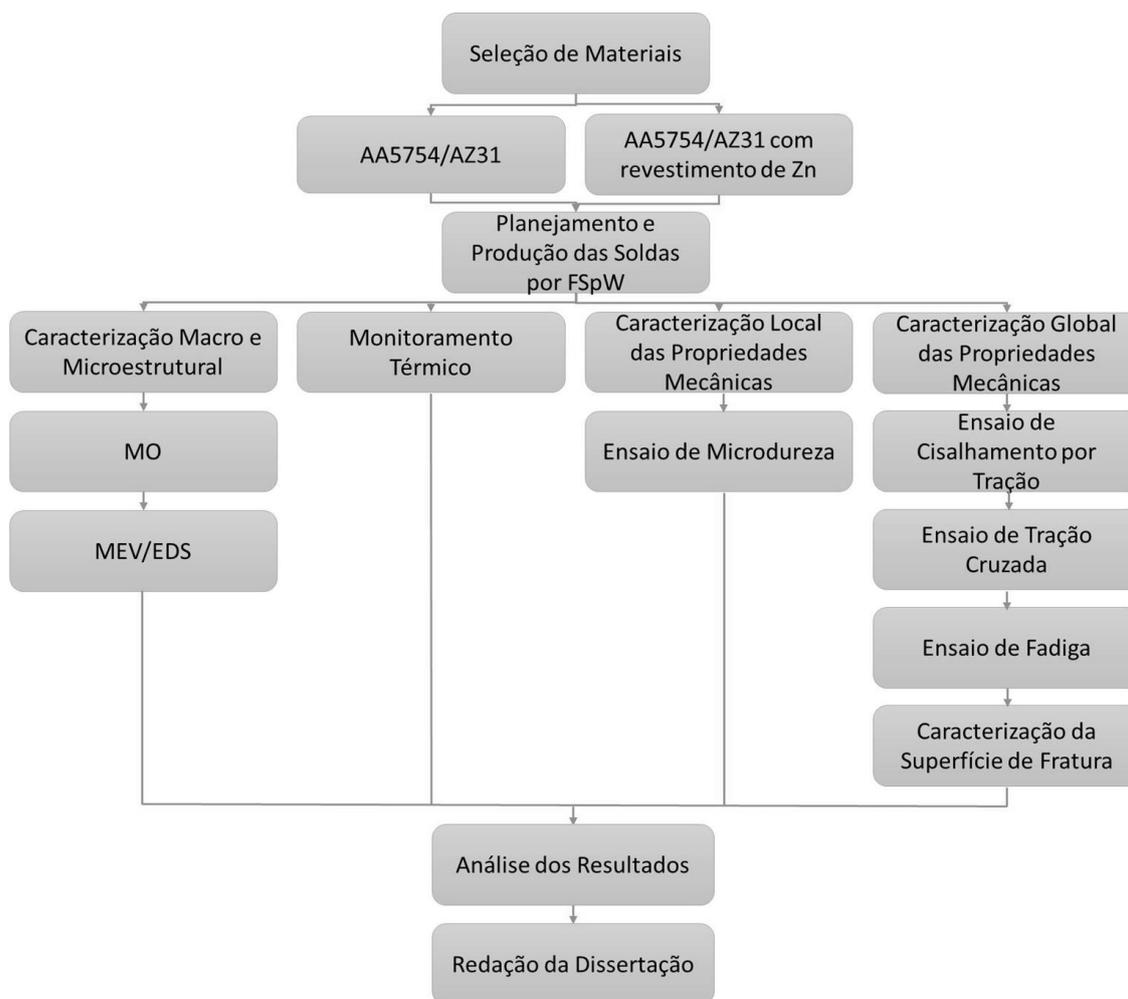


Figura 4.1 Fluxograma do procedimento experimental.

4.2 Materiais

Para este estudo foram selecionadas chapas da liga de Al AA5754-H24 e da liga de Mg AZ31-O, ambas com 2 mm de espessura. A liga de alumínio AA5754-H24 (submetida ao processo de laminação a frio e, posteriormente, recozida) pertencente à série 5XXX, na qual, o magnésio é o principal elemento de liga, desta forma, apresentando excelentes propriedades mecânicas e baixa susceptibilidade à corrosão sob-tensão (DAVIS, 1993). A composição química nominal desta liga foi apresentada na Tabela 3.1. A liga de magnésio AZ31-O (recozida e recristalizada) tem alumínio e zinco como elementos de liga majoritários, conforme Tabela 3.4, os quais conferem melhores propriedades mecânicas e de resistência à corrosão.

Nas configurações de soldagem em que o Zn foi utilizado como material intermediário, as chapas de alumínio foram submetidas ao tratamento superficial em que

um revestimento de Zn foi aplicado por eletrodeposição na superfície do Al. Traços de Cu podem ser encontrados no revestimento, uma vez que à superfície da chapa de Al primeiramente é aplicada uma fina camada de Cu, com o intuito de aumentar a adesão de Zn ao material. A espessura final de camada de zinco galvanizada é em torno de 3,49 μm , conforme evidenciado na Figura 4.2.

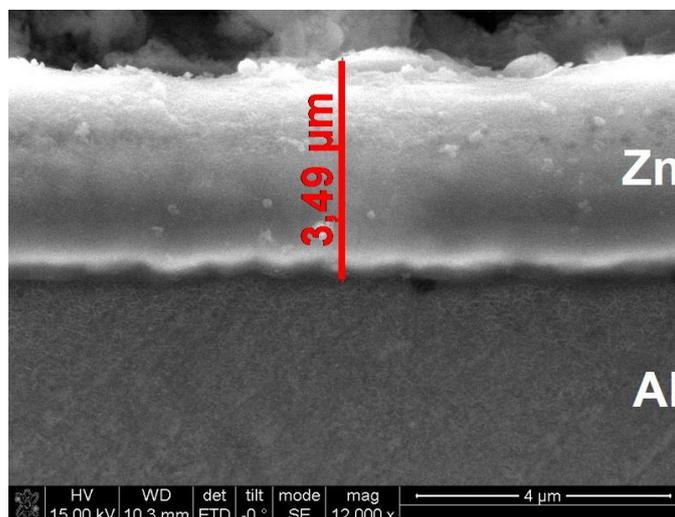


Figura 4.2 Camada de zinco aplicada na superfície da chapa de Al AA5754.

4.3 Procedimento de Soldagem

As soldas dissimilares entre a liga de magnésio AZ31-O e a liga de alumínio AA5754-H24 (sem e com revestimento de zinco) produzidas através do processo de soldagem *FSpW* foram realizadas no instituto de pesquisa HZG, instituição detentora dos direitos da patente do processo. Para a produção das soldas foi utilizada uma máquina comercial RPS 100 desenvolvida em parceria com a empresa Harms & Wende, na Alemanha. A máquina apresenta um sistema pneumático de fixação, tem 7,8 kN de capacidade máxima de carga (eixo vertical) e a máxima velocidade de rotação é de 3000 rpm. À máquina de soldagem está acoplado um sistema de monitoramento que registra as variáveis do processo. A Figura 4.3 apresenta a máquina de soldagem a ponto utilizada juntamente do sistema de monitoramento.

O processo *FSpW* foi empregado utilizando-se a variante “penetração da camisa”, com ferramenta cilíndrica composta por três componentes concêntricos distintos: anel de fixação de 15 mm, camisa com diâmetro externo de 9 mm e um pino com 6 mm, sendo os dois últimos com rosca para intensificar a mistura de material.



Figura 4.3 Máquina de soldagem *FSpW* RSP 100 acoplado ao sistema de monitoramento.

4.4 Parâmetros de Soldagem

Este processo está condicionado por cinco parâmetros: ordem de disposição das chapas, velocidade de rotação (VR), profundidade de penetração (PP), tempo de permanência (TP) e força de fixação (FF). Para este estudo foi escolhido manter-se constante a força de fixação em 12 kN e a disposição das chapas, utilizando-se configuração de sobreposição, sendo a chapa de alumínio a superior e a chapa de magnésio na posição inferior. Nas configurações em que foram utilizadas chapas de alumínio revestidas com zinco, este se encontrava como material intermediário entre as chapas de alumínio (superior) e magnésio (inferior).

As soldas foram produzidas seguindo a abordagem de experimentos “um fator por vez” (*one fator at time - OFAT*) que se baseia na variação de apenas um parâmetro de processo enquanto os demais são mantidos constantes (MONTGOMERY, 2009). Como referência, foram escolhidos os parâmetros na qual uma junta otimizada de boa resistência mecânica foi produzida, e então, em torno destes foram variados individualmente os níveis de cada parâmetro, obtendo-se uma matriz de condições de soldagem. Esta abordagem permite uma análise preliminar da influência de cada parâmetro sobre as soldas produzidas.

Neste trabalho foram utilizadas duas configurações de soldagem: AA5754/AZ31 e AA5754/AZ31-Zn. Por tratar-se de combinações diferentes de materiais, necessitou-se

utilizar faixas de parâmetros específicos para cada configuração de materiais. Para a configuração AA5754/AZ31, os parâmetros foram variados de 1500 – 2300 rpm para VR, de 1,4 – 1,8 mm para a PP da camisa e de 1,0 – 3,0 s para o TP, sendo então, criadas sete condições de soldagem através da combinação destes parâmetros, conforme Tabela 4.1.

Tabela 4.1 Condições de soldagem para configuração AA5754/AZ31.

Condições	Velocidade de Rotação (rpm)	Profundidade de Penetração (mm)	Tempo de Permanência (s)	Força de Fixação (kN)
C.1	1500	1,6	2	12
C.2	1900	1,6	2	12
C.3	2300	1,6	2	12
C.4	1900	1,4	2	12
C.5	1900	1,8	2	12
C.6	1900	1,6	1	12
C.7	1900	1,6	3	12

Para a configuração AA5754/AZ31 - Zn os parâmetros de processo foram variados de 700 – 1300 rpm para VR, de 1,0 – 1,6 mm para a PP da camisa e de 0,0 – 2,0 s para o TP. O quadro completo das sete condições de soldagem é apresentado na Tabela 4.2.

Tabela 4.2 Condições de soldagem para configuração AA5754/AZ31 - Zn.

Condições	Velocidade de Rotação (rpm)	Profundidade de Penetração (mm)	Tempo de Permanência (s)	Força de Fixação (kN)
C.1	700	1,3	0	12
C.2	1000	1,3	0	12
C.3	1300	1,3	0	12
C.4	1000	1,0	0	12
C.5	1000	1,6	0	12
C.6	1000	1,3	1	12
C.7	1000	1,3	2	12

4.5 Caracterização Metalúrgica

4.5.1 Caracterização Macro e Microestrutural

As análises metalográficas foram realizadas nos materiais base e nas seções transversais das juntas soldadas. Os corpos de prova soldados foram seccionados no centro do botão de solda por discos abrasivos de diamante em uma máquina de corte Struers Discotom-6. As amostras seccionadas foram então embutidas a frio e submetidas aos procedimentos convencionais de lixamento (lixas d'água com granulometria entre 320 e 4000) e polimento (pasta de diamante 1 μm e polimento final com solução de sílica coloidal OPS) em uma lixadeira e politriz universal Buehler Phoenix 4000.

Após a preparação metalográfica, os corpos-de-prova sofreram ataque químico, o qual ocorreu em duas etapas, sendo primeiramente realizado o ataque para o magnésio e posteriormente o alumínio. Para o ataque do magnésio foi utilizada solução de ácido pícrico (6g de ácido pícrico, 100 mL de etanol, 5 mL de ácido acético e 10 mL de água destilada). Este ataque permite a análise dos aspectos geométricos da solda e microestrutura das zonas de soldagem. Na segunda etapa foi realizado o ataque químico eletrolítico do alumínio em solução Barker (1,8% de ácido fluobórico em H_2O), que permite a análise dos aspectos geométricos da solda e revela os grãos de alumínio. É essencial que se siga esta sequência de ataque químico, pois o reagente Barker atua como um forte corrosivo para as ligas de magnésio.

As zonas da solda, assim como a presença de defeitos e detalhes geométricos das juntas, foram avaliadas através de microscopia ótica (MO) utilizando um microscópio ótico Leica DM IRM integrado ao software Leica Application Suite 3.5. Para obtenção das imagens da microestrutura do Al a luz polarizada foi ajustada a 90° , desta forma foi obtido um contraste colorido entre os grãos.

Análise microestrutural através de microscopia eletrônica de varredura (MEV) foi realizada em um microscópio modelo JOEL JSM-6490LV. Utilizando um detector Oxford INCA Energy 250, espectroscopia por dispersão de energia (EDS) foi empregada na análise quantitativa da composição química em regiões específicas do material. Também foi utilizado MEV para observação da superfície de fratura dos corpos de prova utilizados nos ensaios de cisalhamento por tração, ensaio de tração cruzada e no ensaio de fadiga, avaliando-se os mecanismos de falha.

4.5.2 Ciclo Térmico

O controle do ciclo térmico durante a soldagem foi realizado como um instrumento complementar para a compreensão do processo, uma vez que, a temperatura máxima e distribuição de calor durante o processo de soldagem afeta consideravelmente as propriedades microestruturais (ex.: crescimento de grãos, distribuição de precipitados e formação de intermetálicos) e mecânicas das juntas (ex.: dureza, geração de tensões residuais, desempenho sob tração, resistência a fadiga). A temperatura foi registrada para somente uma condição específica (representativa das demais) de cada uma das configurações de soldagem, sendo escolhida a de maior desempenho mecânico, a condição C.2 (condição C.2 para a configuração AA5754/AZ31 da Tabela 4.1; e condição C.2 para configuração AA5754/AZ31 - Zn da Tabela 4.2).

A temperatura do processo foi medida por um sistema composto por dois termopares tipo k (níquel-cromo/níquel-alumínio) com 0,5 mm de diâmetro conectado a um sistema de condicionamento de sinal e aquisição de dados National Instruments cDAQ-9172 com um amplificador externo e integrado a um conversor-AD, integrado a um microcomputador. O software Labview executou a aquisição de dados em tempo real com uma aquisição de 50 kHz.

Para o posicionamento estratégico dos termopares furos passantes de 0,6 mm de diâmetro foram produzidos na chapa inferior (magnésio) na região central da solda, de modo a se localizarem aproximadamente na interface entre as chapas superpostas (a 2 mm de distância das superfícies externas de ambas as chapas).

4.6 Caracterização das Propriedades Mecânicas Locais

4.6.1 Ensaio de Microdureza Vickers

A fim de avaliar as alterações locais na resistência mecânica dos materiais após o processamento e auxiliar na definição da extensão das zonas características processo, foram realizadas medições de perfil de microdureza Vickers.

As indentações foram realizadas na seção transversal das juntas sobrepostas nas placas de alumínio e magnésio, utilizando o microdurômetro modelo Zwick/Roell ZHV. Esse é composto por uma mesa automatizada em x/y e integrado ao software TestXpert para obtenção de dados.

Foram produzidas duas linhas de indentações horizontais na seção transversal da junta, uma espaçada verticalmente 1 mm da placa superior e a outra 1 mm da base da placa inferior. O espaçamento entre as indentações foi de 0,3 mm ao longo de 10 mm para cada linha de indentação, totalizando 60 pontos. Também foram realizadas indentações individuais em regiões específicas para avaliar características da interface da solda. As indentações foram produzidas aplicando-se uma carga de 0,2 kgf durante 10 segundos.

4.7 Caracterização das Propriedades Mecânicas Globais

4.7.1 Ensaio de Cisalhamento por Tração

A caracterização da resistência mecânica das juntas soldadas foi realizada através do ensaio de cisalhamento por tração. Os procedimentos de ensaio foram realizados utilizando uma máquina universal de ensaios mecânicos Zwick/Roell com capacidade de carga de 100 kN, integrada à plataforma operacional TestXpert para obtenção de dados. O ensaio foi realizado em tréplica para cada condição de soldagem à temperatura ambiente e com uma velocidade constante do travessão (afastamento das garras) de 2 mm/min. A máquina de ensaio, assim como o detalhe da fixação do corpo-de-prova são mostrados na Figura 4.4.

Os corpos de prova para este ensaio foram produzidos, para ambos os materiais, em chapas de 2 mm de espessura medindo 100 mm de comprimento e 25,4 mm de largura (baseando-se nas dimensões definidas pela norma DIN EN ISO 14273:2000 voltada para a avaliação de soldas ponto produzidas por resistência elétrica. Um ponto de solda foi produzido por corpo de prova (CP), no centro da área de sobreposição das chapas, a qual mede 25,4 x 25,4 mm. A Figura 4.5 apresenta as dimensões do corpo de prova do ensaio de cisalhamento por tração.

Após o ensaio de cisalhamento por tração, as superfícies de fratura dos CPs foram analisadas por microscópio confocal de varredura a laser e o tamanho da zona soldada foi medido. O equipamento utilizado foi o microscópio 3D confocal óptico/laser VK 9700 da Keyence. Desta maneira, foi possível obter uma melhor compreensão dos fatores que afetam as propriedades mecânicas das juntas soldadas. Uma representação do perfil de uma superfície de fratura obtido por essa técnica e do comprimento desta região é apresentado na Figura 4.6.



Figura 4.4 Máquina Zwick/Roell e detalhe do sistema de fixação do corpo de prova.

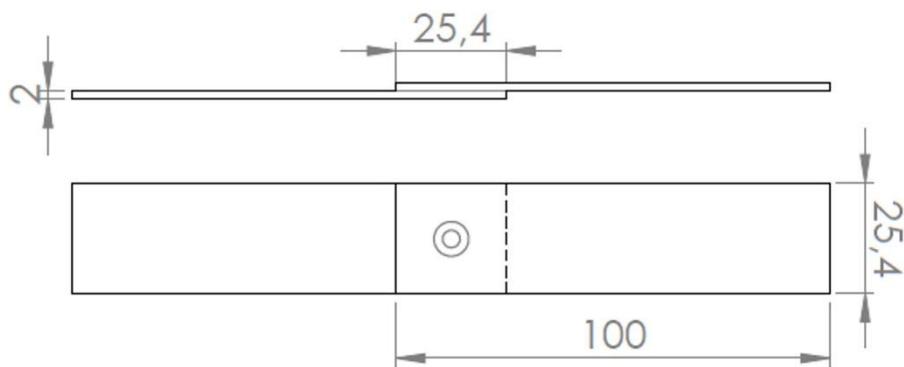


Figura 4.5 Dimensões dos corpos de prova para o ensaio de cisalhamento por tração (mm).

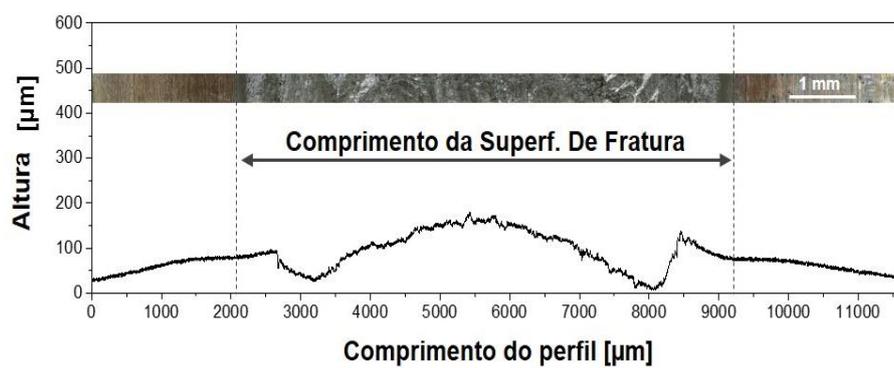


Figura 4.6 Representação do método de medição do tamanho da zona soldada.

4.7.2 Ensaio de Tração Cruzada

Os ensaios de tração cruzada foram realizados utilizando-se a máquina universal de ensaios mecânicos Zwick/Roell com capacidade de carga 100 de kN, integrada à plataforma operacional TestXpert para obtenção de dados. Como no ensaio de cisalhamento por tração, os ensaios foram realizados em tréplica para cada condição de soldagem, à temperatura ambiente e com uma velocidade de deslocamento do travessão de 2 mm/min. O detalhamento do sistema de fixação do corpo de prova é mostrado na Figura 4.7.

A obtenção das dimensões dos corpos de prova para o ensaio de tração cruzada foi realizada baseando-se na norma DIN EN ISO 14272:2000 designada para a avaliação de soldas ponto produzidas por resistência elétrica. A Figura 4.8 apresenta um desenho esquemático do CP utilizado e suas dimensões. As chapas em configuração de sobreposição cruzada foram unidas por um ponto de solda na região central da área de sobreposição. Os CPs utilizados para este teste medem 120 mm de comprimento, 50 mm de largura e apresentam um furo de 20 mm de diâmetro a partir de 25 mm das extremidades. Este furo passante é necessário para fixão do CPs no sistema de fixão da máquina de ensaios universal utilizada. A área de sobreposição adotada foi de 50 x 50 mm.

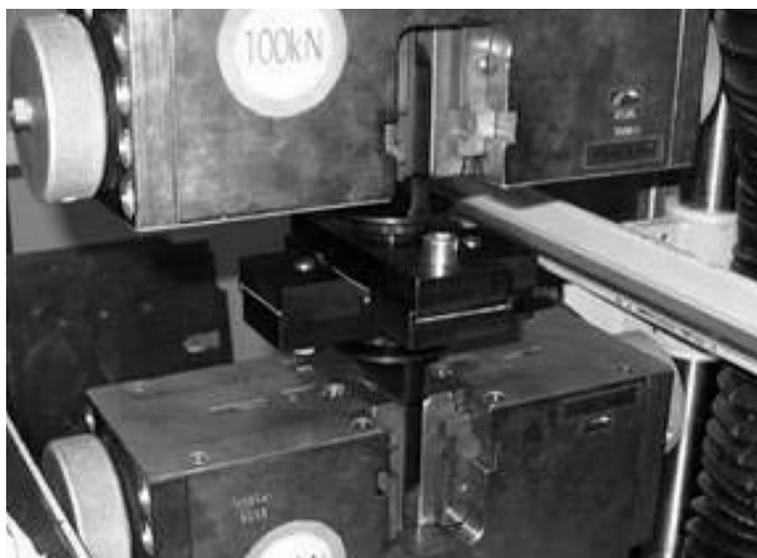


Figura 4.7 Sistema de fixação do corpo de prova do ensaio de tração cruzada.

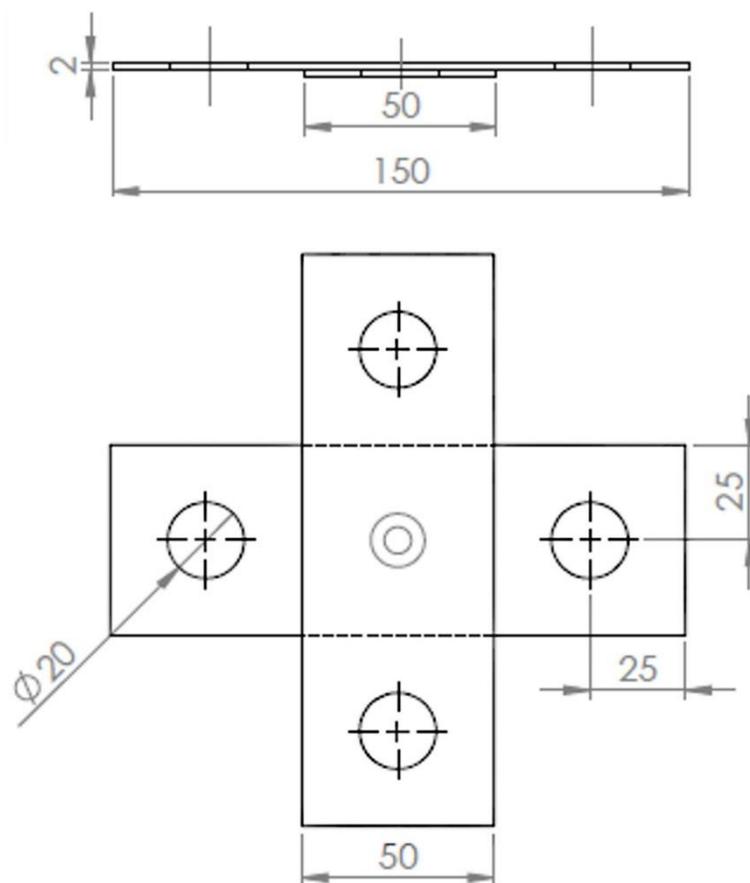


Figura 4.8 Dimensões dos corpos de prova para o ensaio de tração cruzada (mm).

4.7.3 Ensaio de Fadiga

Ensaio de fadiga foram realizados em uma máquina servo-hidráulica Schenck® Instron, Figura 4.9, com a finalidade de avaliar o desempenho da vida em fadiga das juntas soldadas por *FSpW*. Os CPs foram produzidos com a condição de soldagem C.2 para as duas configurações de soldagem propostas (juntas sem e com metal intermediário - Zn). A condição C.2 foi selecionada para a produção dos CPs, pois resultou em juntas sem defeitos e com melhor desempenho mecânico no ensaio de cisalhamento por tração (como será apresentado nas seções 5.1 e 5.2).

As dimensões dos corpos de prova para o ensaio de fadiga foram determinadas com base na norma DIN EN ISO 14324:2003, contendo 170 mm de comprimento, 45 mm de largura e um furo de 10 mm de diâmetro a 24 mm das extremidades. A área de sobreposição adotada foi de 72 mm e dois pontos de solda foram realizados com distância de 45 mm entre seus centros, conforme representado na Figura 4.10. Para este ensaio, os dois pontos de solda foram realizados baseando-se em padrões utilizados em testes para a

avaliação do desempenho mecânico de estruturas fixadas mecanicamente, como é o caso de juntas rebatadas, possibilitando assim estabelecer uma comparação.

Os CPs foram ensaiados à temperatura ambiente, sendo submetidos a uma função senoidal de carregamento cíclico em regime de tração pura com razão de carregamento constante ($R=\sigma_{\text{mín}}/\sigma_{\text{máx}}$) de $R=0.1$ e frequência de 20 Hz. Para cada configuração foram testados três corpos de prova, obtendo-se triplicatas de cada nível de carregamento utilizado para a construção das curvas de Wöhler.

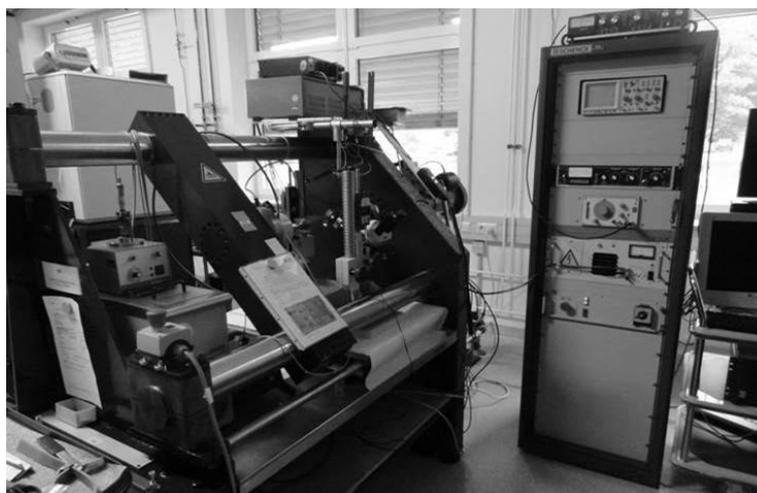


Figura 4.9 Máquina servo-hidráulica Schenck®.

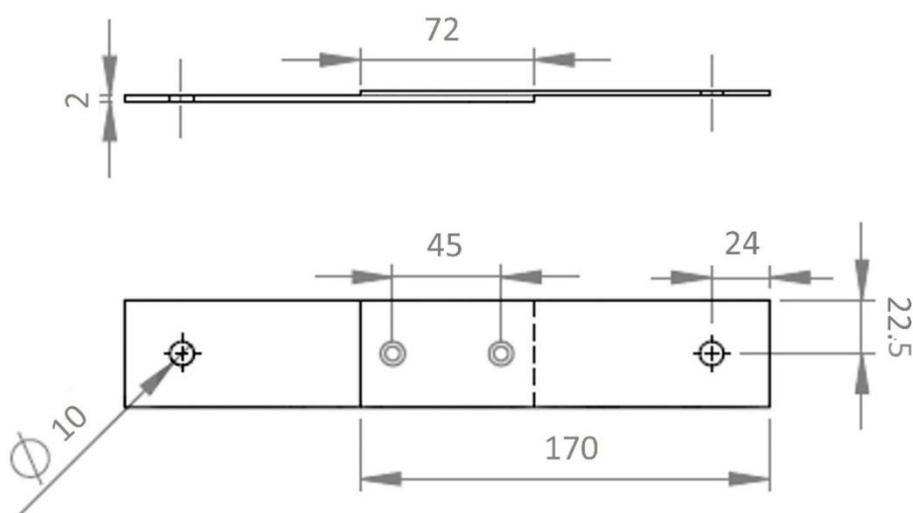


Figura 4.10 Dimensões dos corpos de prova para o ensaio de fadiga (mm).

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A apresentação dos resultados obtidos neste trabalho será segmentada de acordo com as duas diferentes configurações de soldagem propostas. Desta forma, este capítulo inicia-se com a apresentação e discussão dos resultados relacionados à configuração AA5754/AZ31 seguido então da configuração AA5754/AZ31 - Zn. Em ambos os grupos de resultados serão abordados tópicos relacionados à análise macro e microestrutural, análise do processo e do comportamento mecânico através de ensaio de dureza, ensaio de cisalhamento por tração, ensaio de tração cruzada e ensaio de fadiga. Ao final do capítulo, as caracterizações das superfícies de fratura obtidas nos ensaios mecânicos serão apresentadas e os mecanismos de fratura serão discutidos.

5.1 Configuração AA5754/AZ31

5.1.1 Caracterização Metalúrgica

Caracterização Macro e Microestrutural

As soldas foram realizadas entre as chapas da liga de Al AA5457-H24 e da liga de Mg AZ31-O sob sete diferentes condições de soldagem (conforme Tabela 4.1). As soldas foram satisfatoriamente produzidas para todas as condições de soldagem.

As análises macroestruturais das seções transversais revelam o perfil de distribuição da interface das juntas soldadas, conforme mostrado na Figura 5.1 referente às sete condições de soldagem. Destaca-se que, com exceção do parâmetro C.7, as juntas soldadas apresentam aspecto homogêneo com preenchimento completo da zona soldada e com ausência de defeitos, tais como a falta de preenchimento e mistura. No entanto, pode ser observado que todas as amostras apresentam relativamente grande volume de compostos intermetálicos (CIMS) ou regiões enriquecidas de Mg (como pode ser visto em maior detalhe na Figura 5.2 a qual é destacada, pelas linhas tracejadas, esta região na macrografia da junta soldada sob a condição C.2) que encontram-se distribuídos de forma irregular e distinta entre as juntas soldadas sob cada uma das condições. Não se pode

estabelecer uma relação direta entre o modo de distribuição do CIM e as condições de soldagem, uma vez que não é possível prever a formação e fluxo da fase líquida durante o processo, podendo variar em uma mesma condição de soldagem.

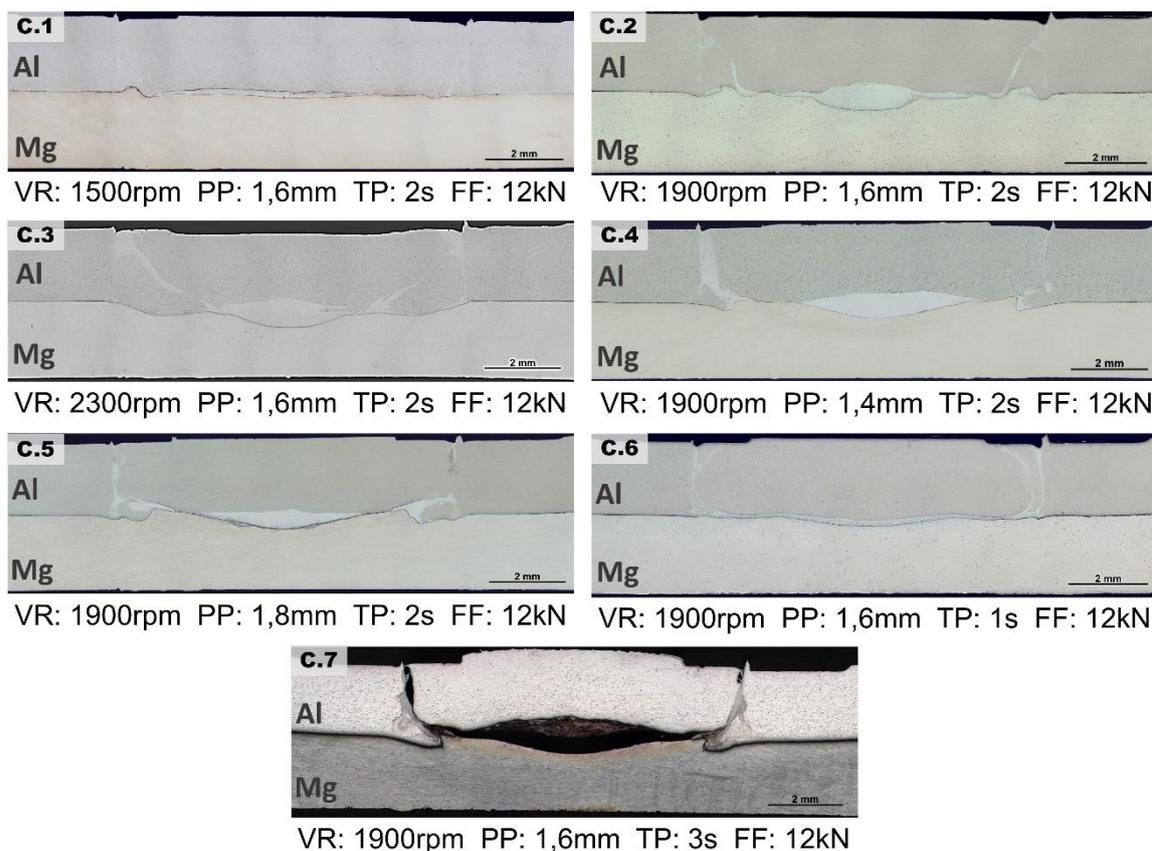


Figura 5.1 Macrografias referentes às juntas soldadas sob configuração AA5754/AZ31.

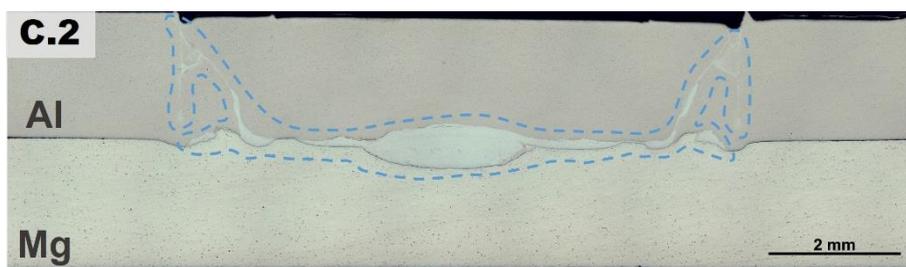


Figura 5.2 Macrografia da junta soldada sob condição C.2 na configuração AA5754/AZ31 destacando a região onde houve a formação de CIMs ou região rica em Mg.

Embora o processo ocorra efetivamente no estado sólido, a formação do composto intermetálico, assim como a formação de defeitos, pode estar correlacionada com a ocorrência de uma liquação constitucional (SATO et al., 2004). Na soldagem por fricção

entre Al e Mg, a liquação conduz à formação de fases intermetálicas frágeis como o $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$ (eutético entre o Mg e o $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$) e o Al_3Mg_2 (eutético entre Al e o Al_3Mg_2), conforme indica o diagrama de fases binário Mg-Al (ASM INTERNATIONAL, 1992) na Figura 5.3. A formação da fase eutética durante a soldagem por fricção é devido a mútua difusão dos átomos de Mg e Al que é facilitada pelo transporte da liga de Mg para a chapa de Al e a formação de estrutura de grãos refinados durante o processo (SUHUDDIN et al., 2013).

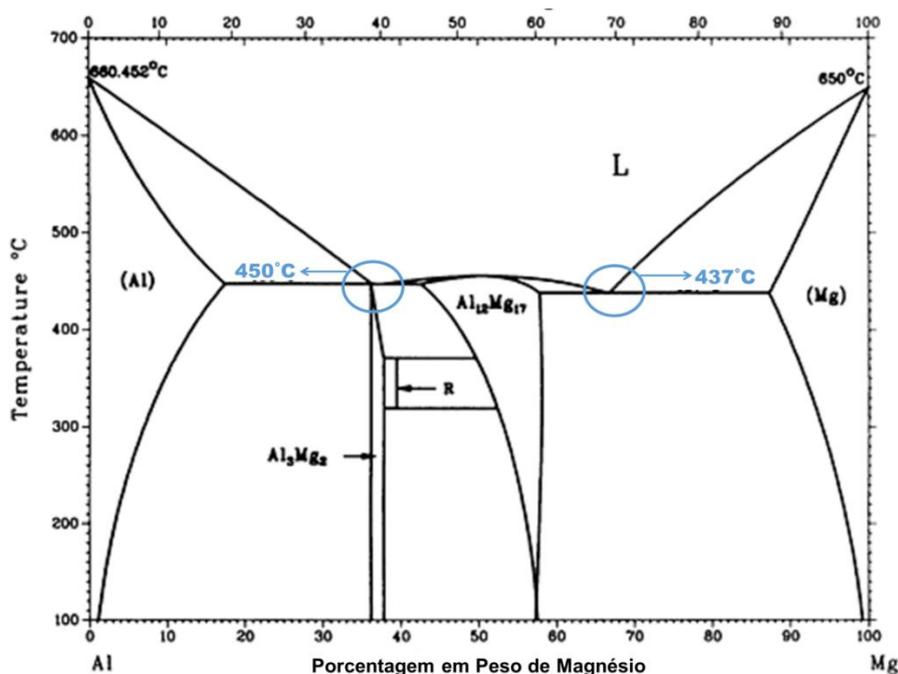


Figura 5.3 Diagrama de fases binário Mg-Al (ASM INTERNATIONAL, 1992).

Para auxiliar na compreensão dos processos termoativados, como a formação das regiões ricas em Mg ou CIM, o registro do ciclo térmico fez-se essencial. A Figura 5.4 apresenta os resultados da medição de temperatura do processo para AA5754/AZ31 soldada sob a condição C.2. O ciclo térmico experimentado pelas juntas pode ser dividido esquematicamente em cinco estágios. No primeiro estágio (penetração da camisa) a temperatura do processo aumenta drasticamente, atingindo um máximo de 440°C. Em seguida experimenta um decaimento e atinge temperaturas na ordem de 375°C. Subsequentemente, no segundo e no terceiro estágios (tempo de permanência e retração da ferramenta), a temperatura tende a elevar-se para em torno de 420°C. Após a retração da camisa no estágio de acabamento superficial, a temperatura começa a diminuir rapidamente, até atingir, por fim, a temperatura ambiente no estágio cinco.

Na etapa de penetração da camisa atinge-se o pico de temperatura de 440°C. Neste estágio, a grande deformação plástica proporciona a intensa difusão entre os materiais que, aliado ao calor de fricção, possibilita atingir o estágio onde a composição de Mg-Al constitui a estrutura eutética, na qual a fase líquida é localmente formada. Mesmo que a temperatura máxima registrada (cerca de 80% T_{solidus} de sistema Mg-Al) não atinja a temperatura equivalente à temperatura de fusão dos materiais base, fase líquida pode ainda ser formada, pois a intensa mútua difusão pode levar à formação de fase líquida constitucional quando o material é continuamente mantido a temperaturas maiores que 437°C, temperatura do eutético (MCLEAN et al., 2003).

A subsequente queda da temperatura, após o pico máximo, pode ser explicada devido à formação da fase líquida local ocasionar um decréscimo na viscosidade do material plastificado, o que acarreta na diminuição do calor por fricção, justificando a significativa queda da temperatura para cerca de 375°C. Em decorrência da queda de temperatura a fase líquida passa a solidificar-se, aumentando a viscosidade do material plastificado e gerando novamente calor por fricção o que leva a temperatura para aproximadamente 420°C. Durante o segundo e terceiro estágios há a flutuação da temperatura em torno deste valor devido ao repetitivo processo de aquecimento e resfriamento. Nesses estágios ocorre a contínua difusão entre os materiais resultando na extensa formação da fase líquida constitucional de composição eutética.

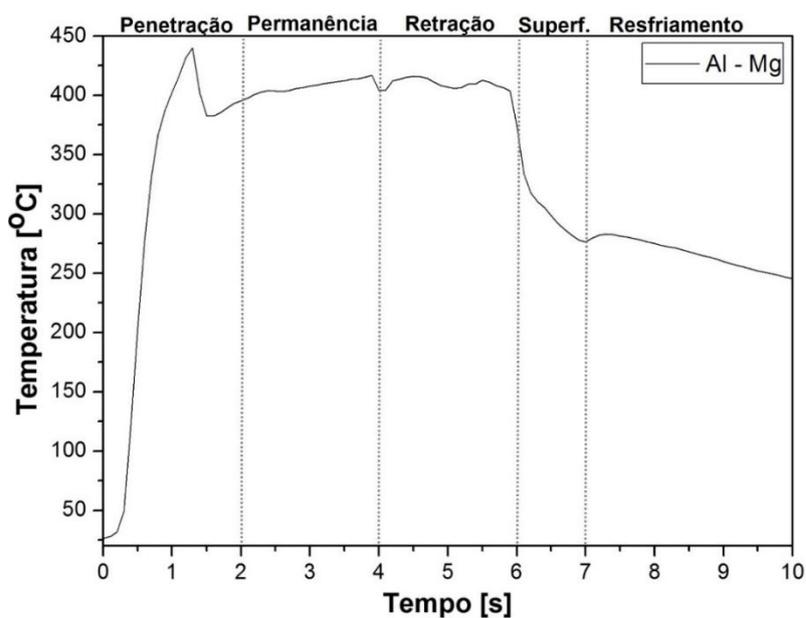


Figura 5.4 Ciclo térmico para condição C.2 na configuração AA5457/AZ31.

Em um estudo realizado por Gerlich et al. (2007), no qual a liga AA6111 foi soldada à liga de Mg AZ91 através do processo de soldagem por fricção e mistura a ponto (*Friction Stir Spot Welding – FSSW*), faixas de temperatura similar foram registradas. A temperatura máxima medida nas regiões do entorno da ferramenta foi próxima a temperatura do eutético de 437°C.

A fim de melhor compreender as características metalúrgicas da interface da solda, onde ocorre a formação do CIM, análise por MEV foi realizada na solda produzida com a condição C.2 e o resultado é apresentado na Figura 5.5.

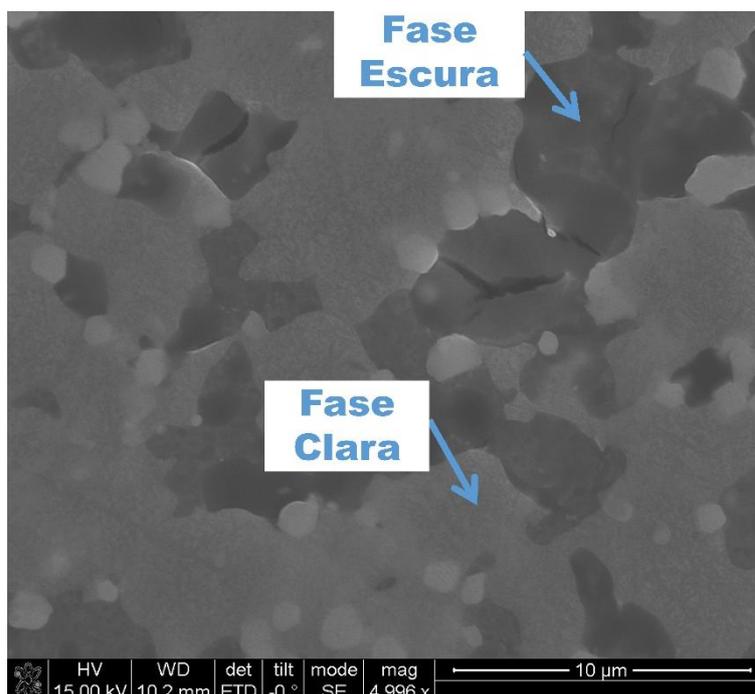


Figura 5.5 Imagem via MEV do CIM da solda de configuração AA5754/AZ31 na condição C.2.

Foi observada a presença de pelo menos duas fases, uma clara e uma escura, nas quais foram realizadas análises químicas qualitativas pontuais via EDS. Os resultados desta análise, Tabela 5.1, sugerem que a fase clara é composta por aproximadamente 55,77% de Mg e a fase escura por 65,83% de Mg, o que de acordo com o diagrama de fases binário Al-Mg, corresponde a fase primária γ $Al_{12}Mg_{17}$ e a estrutura eutética γ $Al_{12}Mg_{17} + \delta$ Mg, respectivamente. Durante o processo, quando a redistribuição de Al-Mg na interface atinge a composição da estrutura eutética, fase líquida é formada localmente, pois o eutético apresenta a mais baixa temperatura solidus no diagrama de fases binário Al-Mg. É experimentada então, durante a solidificação da fase líquida, a reação eutética:

líquido \rightarrow $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17} + \text{Mg}$ (MCLEAN et al., 2003; ZETTLER et al., 2006; KOSTKA et al., 2009).

Tabela 5.1 Análises químicas qualitativas pontuais via EDS da região de interface.

Peso Atômico%	Material Base		Interface da Solda	
	AA5754-H24	AZ31-O	Região Clara	Região Escura
Al	95,78	03,84	44,23	34,17
Mg	03,39	96,16	55,77	65,83
Possível Fase	-	-	$\gamma \text{Al}_{12}\text{Mg}_{17}$	$\gamma \text{Al}_{12}\text{Mg}_{17} + \delta \text{Mg}$

A geração de calor, bem como as intensas taxas de deformação impostas durante a plastificação e mistura do material, provocam significativas alterações microestruturais não somente na interface da solda como também ao longo das chapas de AA5754-H24 e AZ31-O, conforme será apresentado a seguir.

A Figura 5.6 exibe as micrografias referentes às regiões formadas decorrentes do processo. O ataque químico utilizando o reagente Barker e a subsequente análise via MO utilizando luz polarizada permite a distinção de três regiões ao longo do material: a zona de mistura (ZM), a zona termomecanicamente afetada (ZTMA) e a zona termicamente afetada (ZTA). A ação do ataque químico também evidenciou as regiões majoritariamente compostas por Mg, tal como o composto intermetálico contendo Mg, através da presença de vazios, dado que o reagente Barker tem ação destrutiva sob o Mg.

A microestrutura do MB é caracterizada pela presença de grãos alongados na direção de laminação devido ao processo de trabalho a frio ao qual o material é submetido na fabricação.

Na ZM, em decorrência da elevada temperatura e do alto grau de deformação plástica imposta ao material pela ação da rotação e penetração da ferramenta, a microestrutura caracteriza-se pela formação de grãos refinados e com morfologia equiaxial. Essas características são observadas uma vez que esses fenômenos promovem a força de ativação necessária para iniciar a recristalização dinâmica no material. É perceptível relativa diferença entre o tamanho de grão entre as micrografias da ZM da

região superior e da ZM da região inferior. Isto é principalmente relacionado com as características de fluxo de material e dos gradientes de temperatura as quais o material é submetido (MISHRA, 2005).

Na região adjacente a ZM é encontrada a ZTMA, sendo a microestrutura final influenciada pela ação da temperatura e da deformação plástica. Esta região é constituída de grãos drasticamente deformados apresentando um fluxo vertical ascendente gerado pela intensa taxa de deformação imposta pela rotação da ferramenta.

A região mais afastada do centro da solda compreende a ZTA, a qual é submetida à ação de ciclos térmicos causando pequeno grau de crescimento de grão comparado ao MB original.

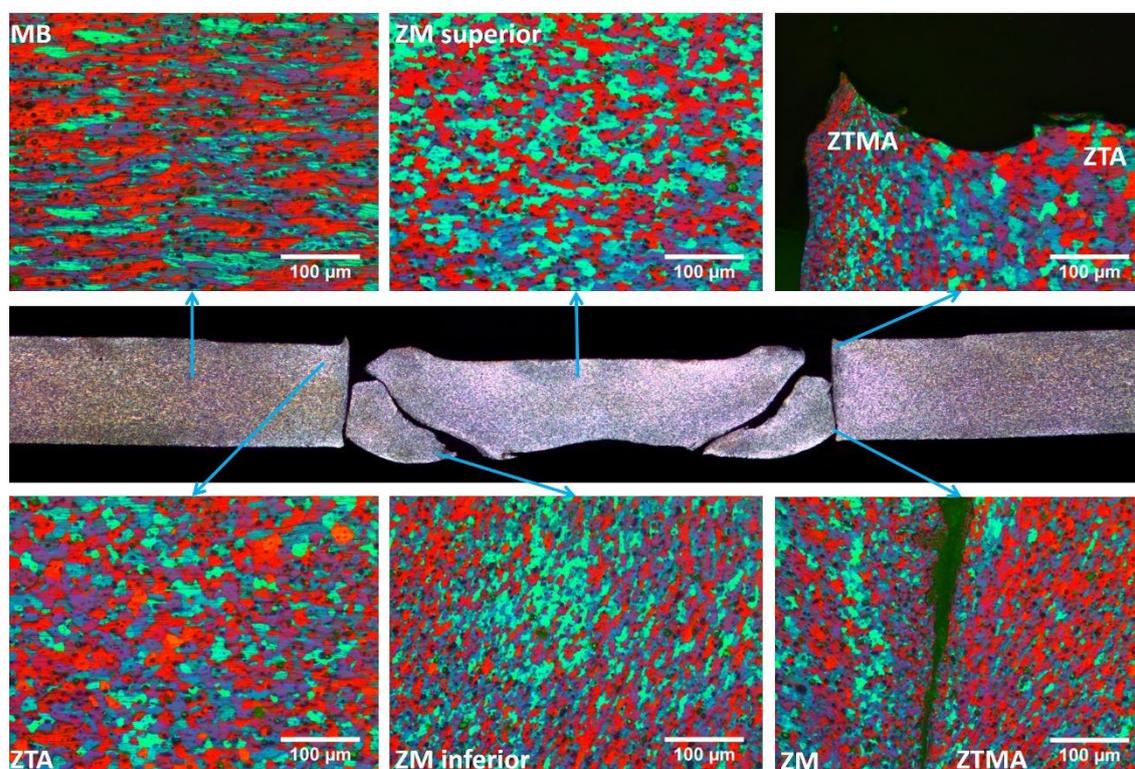


Figura 5.6 Micrografias das regiões formadas devido ao processo para a chapa de AA5754-H24 soldada na configuração AA5754/AZ31 sob a condição C.2.

Para ligas de Al não tratáveis termicamente, estudos sugerem que a região de recristalização associada à deformação induzida pela ferramenta está limitada a região em torno do pino e da camisa, isto é, compreendendo a ZM (PEEL et al., 2003). Entretanto, no presente estudo o material base utilizado encontra-se em estado altamente encruado, uma vez que foi submetido a endurecimento por deformação a frio, o que concede ao material

alta energia de contorno de grão e concentração de tensão residual. Desta forma, a microestrutura do material base é altamente instável recristalizando rapidamente a temperaturas elevadas (PEEL et al., 2003). Uma vez que o processo *FSpW* entre as ligas dissimilares de Mg AZ31-O e de Al AA5754-H24 atingiu temperaturas superiores a $0,5T_f$ dos materiais, os contornos de grão apresentaram significativa mobilidade (PORTER, 1992). Com isto, a zona de recristalização se estendeu lateralmente para além da extremidade da camisa, seguido pelo fenômeno de crescimento de grãos, na qual há mobilidade dos contornos de grão, diminuindo o número de grão e aumentando seu tamanho médio, assim, reduzindo a energia total dos contornos de grão (PORTER, 1992).

Na chapa de AZ31-O, o material base também é modificado pelo processo e três zonas distintas são observadas: a zona de mistura (ZM), zona termomecanicamente afetada (ZTMA) e a zona termicamente afetada (ZTA). A Figura 5.7 apresenta em baixo aumento uma visão global da chapa de Mg soldada sob a condição C.2 e exibe as micrografias referentes às regiões formadas decorrentes do processo.

O MB conserva as características metalúrgicas do material original obtido por processo de laminação a quente e por isso parcialmente recozida, apresentando grãos equiaxiais com grau acentuado de heterogeneidades decorrente do tratamento termomecânico, o qual promove a recristalização dinâmica incompleta e desigual do material. Há também a presença de maclas devido à contribuição do mecanismo de maclação na deformação do metal durante o processo de fabricação.

A ZM é caracterizada por grãos refinados e equiaxiais como resultado do fenômeno de recristalização dinâmica.

Na ZTMA a microestrutura é caracterizada por grãos deformados e alongados devido à ação do trabalho mecânico imposto pela rotação da ferramenta. Na ZTMA os grãos não sofrem grandes porcentagens de recristalização dinâmica, pois as temperaturas geradas nesta zona não são tão elevadas como na ZM, impedindo assim uma maior taxa de recristalização.

Na ZTA a influência da temperatura acarreta um sutil aumento do tamanho de grão original do material base e aparente redução na densidade de maclas de deformação. Nesta região observa-se somente pequena influência do fenômeno de crescimento de grão em função do aporte de temperatura.

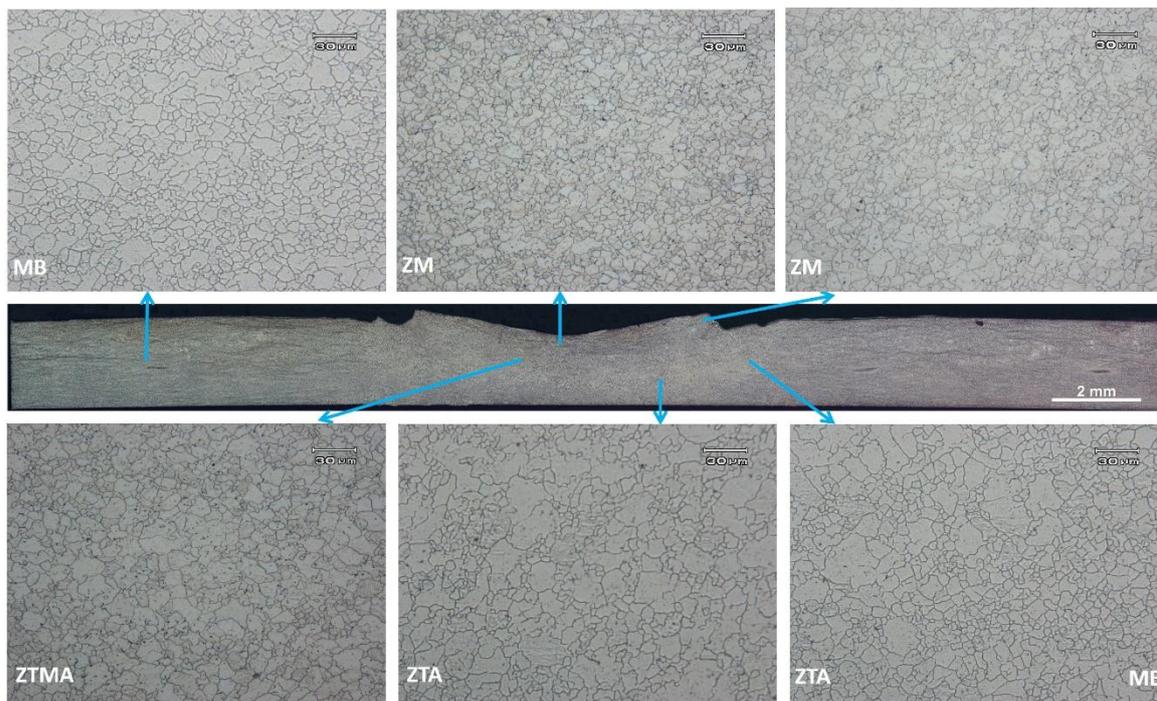


Figura 5.7 Micrografias das regiões formadas devido ao processo para a chapa de AZ31-O soldada na configuração AA5754/AZ31 sob a condição C.2.

Estudos relatam o importante papel que as zonas onde há refinamento de grão têm quanto à difusão, uma vez que a formação de uma estrutura de grãos refinados implica em maior quantidade de contornos de grão, facilitando este mecanismo. Processos de soldagem por fricção levam à formação de uma zona de mistura contendo alta densidade de contornos de grão de baixo ângulo e estrutura de grão refinados (SUHUDDIN et al., 2013). Um contorno de grão de baixo ângulo é caracterizado por uma orientação menor que 15° , enquanto que, um alto ângulo é representado por um ângulo maior que 15° . Desta forma, a maior presença de áreas de contorno de grão (grãos refinados) é associada com uma estrutura mais aberta, na qual a migração dos átomos ao longo dos contornos de grão é mais propícia do que a difusão dos átomos através da rede cristalina (PORTER, 1992). Logo, a presença de grãos refinados nas ZM do Al e do Mg junto a interface da solda contribui intensamente para uma maior taxa de difusão entre os átomos de Al e Mg.

5.1.2 Propriedades Mecânicas Locais

Ensaio de Microdureza

O comportamento do perfil de microdureza está diretamente associado às modificações microestruturais decorrentes do processo de soldagem. O efeito das alterações foi investigado através do registro do perfil de microdureza Vickers na mesma junta soldada na qual foi realizada a caracterização microestrutural, condição de soldagem C.2, Figura 5.8.

Referindo-se inicialmente ao perfil de microdureza da chapa de Al, é importante mencionar que as ligas da série 5XXX são comumente endurecíveis por trabalho mecânico, tal como laminação a frio. Desta forma, o material base encontra-se em um estado altamente encruado, o que refletirá em alto valor de dureza para o MB em comparação com a zona de mistura (PEEL et al., 2003). A dureza registrada para o MB apresentou um valor médio de 77 HV. O material apresenta uma atenuação de dureza na região da ZM apresentando dureza média é de 61 HV. Esta variação de dureza ao longo da chapa pode estar relacionada com a microestrutura desenvolvida, uma vez que a microestrutura altamente encruada do MB foi completamente alterada para grãos refinados e equiaxiais na ZM, como pode ser visto na Figura 5.6. O estado intensamente encruado da liga AA5754-H24 apresenta grande instabilidade microestrutural, desta forma, prontamente recristaliza e possivelmente ocorra crescimento de grão sob as altas temperaturas atingidas localmente durante o processo de fricção. Geralmente é encontrada uma região de transição relativamente estreita apresentando recristalização e crescimento de grão, a ZTA, sendo que a fração de recristalização tende a decrescer rapidamente com o distanciamento do centro da solda (PEEL et al., 2003).

Dois pontos discrepantes foram registrados na região da ZM, com valor de 124 HV e 98 HV. Esses valores elevados são relativos às indentações que interceptaram o componente intermetálico, o qual é associado a elevada dureza. A Figura 5.9 apresenta em detalhe um exemplo de indentação interceptando o CIM e o MB.

Para a chapa de AZ31-O, linha cinza da Figura 5.8, o perfil de microdureza apresentou uma sutil elevação dos valores registrados restrita somente a região central. Com base nas micrografias obtidas na Figura 5.7 pode-se dizer que não há diferença significativa de tamanho de grão entre as zonas microestruturais, com exceção da ZM e da ZTMA que apresentam grãos refinados. Isto é refletido no perfil de microdureza. O valor

médio para esta região englobada pelo diâmetro da camisa equivale a 61,4 HV, enquanto para as demais regiões está entorno de 58,7 HV.

A liga AZ31-O conformada é endurecida por solução sólida, então a dureza é afetada pelo teor de soluto, tamanho de grão e densidade de discordâncias. Contudo, no processo por fricção não ocorre perda de soluto devido a evaporação ou segregação decorrente da solidificação; assim como a densidade de discordâncias deve ser similar em todas as zonas, incluindo a ZM, devido a ocorrência simultânea de recristalização dinâmica e o acúmulo de deformação. Sendo assim, o perfil de microdureza é influenciado somente pelo tamanho de grão (PARK et al., 2003). O comportamento dos perfis de dureza se repete com poucas alterações para todas as condições de soldagem, o que indica que as transformações oriundas do processo não variam de modo significativo com as demais combinações de parâmetros.

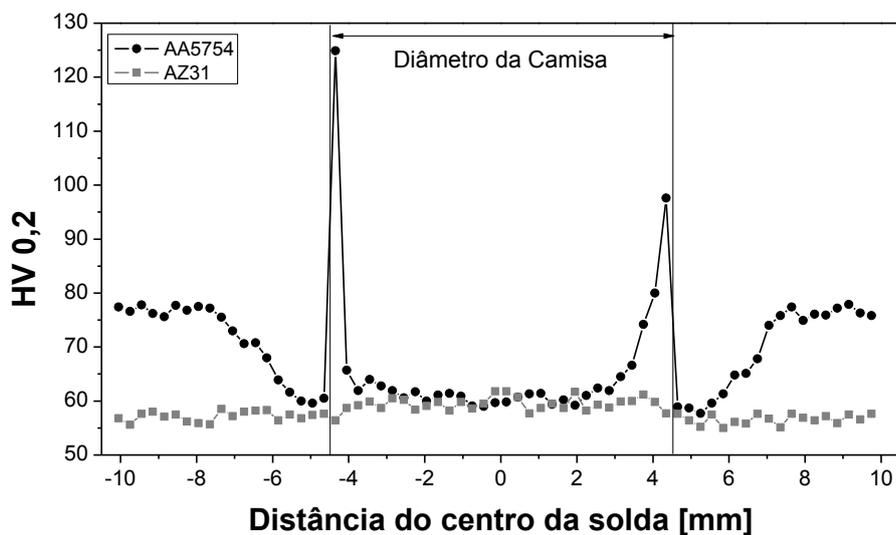


Figura 5.8 Perfil de microdureza da junta soldada C.2 para configuração AA5754/AZ31.

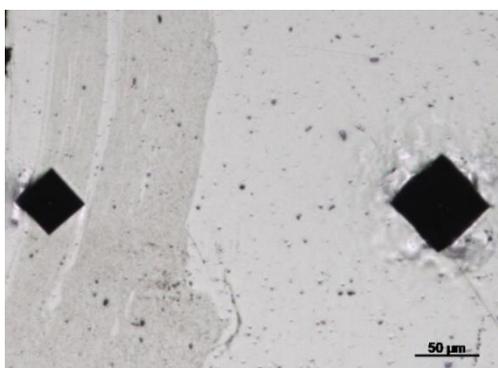


Figura 5.9 Pontos de microdureza interceptando o composto intermetálico e o MB.

5.1.3 Propriedades Mecânicas Globais

Ensaio de Cisalhamento por Tração

O ensaio padrão para a avaliação da resistência mecânica das soldas *FSpW* é o ensaio de cisalhamento por tração. Desta forma, relações entre os parâmetros de processo e propriedades mecânicas obtidas pelo ensaio de cisalhamento das soldas foram realizadas.

A Tabela 5.2 apresenta os parâmetros e os respectivos resultados obtidos no ensaio de cisalhamento por tração para a configuração AA5754/AZ31. Para as soldas produzidas nesta configuração os resultados obtidos apresentaram grande dispersão, o qual supõe-se que ocorra devido à disposição da fase intermetálica na interface da solda variar para uma mesma condição de soldagem, isto está possivelmente relacionado com a formação da fase líquida e o imprevisível fluxo durante o processo (SUHUDDIN et al., 2014a). A condição C.2 apresentou maior resistência ao cisalhamento, associado à um baixo desvio padrão em comparação as outras condições de soldagem, sendo este em torno de 9,4%.

Apesar do grande desvio padrão encontrado para algumas condições de soldagem, foi possível atribuir uma correlação entre a variação dos parâmetros do processo e os valores médios obtidos no ensaio de cisalhamento por tração através da Figura 5.10. Estas correlações foram criadas através da abordagem “um fator por vez” (OFAT) na qual é feita uma análise separada de cada parâmetro do processo e sua respectiva influência na resistência ao cisalhamento. Durante essa análise, cada parâmetro de processo foi variado individualmente, enquanto os demais eram mantidos fixos.

Tabela 5.2 Valores do ensaio de cisalhamento por tração para configuração AA5754/AZ31.

Condições	VR (rpm)	PP (mm)	TP (s)	FF (kN)	Carga de Cisalhamento (N)
C.1	1500	1,6	2	12	2316,6 ± 65,1
C.2	1900	1,6	2	12	2980,0 ± 280,1
C.3	2300	1,6	2	12	2286,7 ± 325,0
C.4	1900	1,4	2	12	2560,0 ± 270,0
C.5	1900	1,8	2	12	2593,3 ± 1086,5
C.6	1900	1,6	1	12	2858,3 ± 591,92
C.7	1900	1,6	3	12	1684,38 ± 470,35

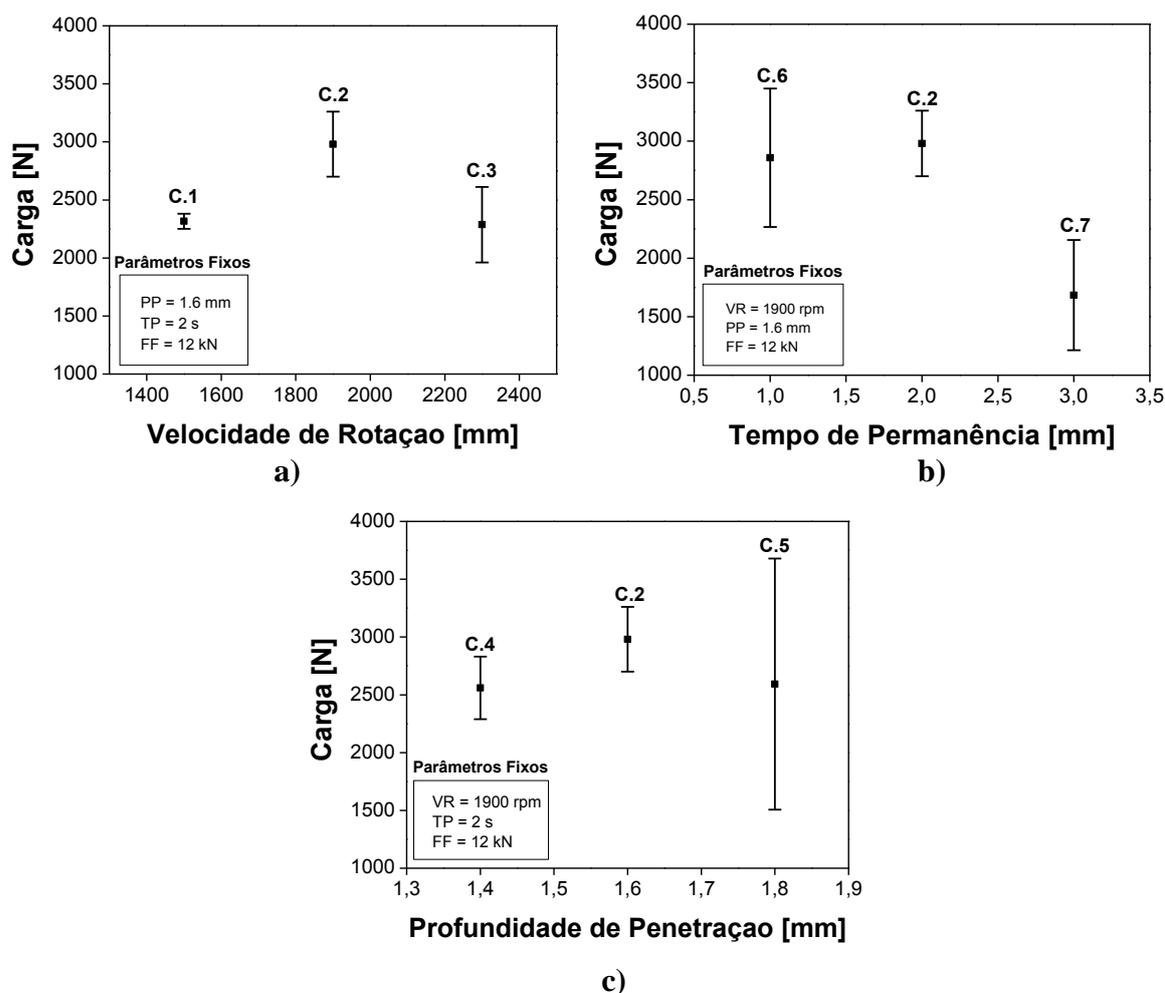


Figura 5.10 Influência dos parâmetros no ensaio de cisalhamento por tração para configuração AA5754/AZ31.

A Figura 5.10a apresenta a influência da variação da velocidade de rotação quando os demais parâmetros são mantidos fixos. A elevação da VR de 1500 rpm (condição C.1) para 1900 rpm (condição C.2) representou um aumento na carga de cisalhamento suportada, o que pode ser explicado pela intensificação da mistura dos materiais, garantido uma maior união. Porém, quando a VR é aumentada para níveis acima de 1900 rpm (condição C.3) acarreta em excessiva geração de calor e de mistura entre os materiais na interface, que contribui para a formação de extensivo CIM na interface fragilizando a solda.

Outro fator que pode estar relacionado com a resistência mecânica das soldas é o modo com que o CIM está disposto na interface da solda. Na condição C.2, o CIM tende a concentrar-se em uma reduzida região no centro da solda, enquanto nas condições C.1 e

C.3 tende a ocupar maior extensão na interface da solda, podendo agir como facilitador para a propagação de trincas, conforme pode ser observado nas macrografias da Figura 5.1.

A Figura 5.10b apresenta a influência do TP da ferramenta no material durante a soldagem. O parâmetro tempo de permanência pode estar relacionado com o processo de difusão entre os materiais base, uma vez que este mecanismo é dependente do tempo. Quando o tempo de permanência aumenta de 1s (condição C.6) para 2 s (condição C.2), sutil aumento da resistência mecânica é observado, e pode estar relacionado com o maior tempo para que ocorra efetiva difusão, garantindo melhor união da interface. Porém, um aumento ainda maior deste parâmetro (condição C.7) pode estar associado com excessiva geração de calor. Isto também contribui para a formação de extensivo volume de fase líquida durante o processo, que pode levar à formação de grande quantidade de CIM e defeitos relacionados ao processo de solidificação (como vazios e falta de preenchimento, como pode ser visto na Figura 5.1). Neste caso, a distribuição do CIM também pode ter influenciado na resistência mecânica, uma vez que na condição C.6 tende a apresentar-se disposto ao longo da interface, contribuindo para a propagação de trincas, enquanto, na condição C.2 concentra-se somente no centro, e para a condição C.7 diversos defeitos afetam negativamente a resistência mecânica da solda (as macrografias dos perfis transversais das juntas soldadas são apresentadas na Figura 5.1).

Por fim, a Figura 5.10c apresenta a relação do parâmetro profundidade de penetração da ferramenta na resistência ao cisalhamento por tração das juntas. Este parâmetro também está relacionado diretamente com a quantidade de material a ser misturado durante o processo e a quantidade de calor gerado na interface da solda. Quando a profundidade de penetração é aumentada de 1,4 mm (condição C.4) para 1,6 mm (condição C.2) há uma elevação da resistência mecânica, provavelmente ocasionada pela maior mistura e união entre os materiais que o aumento deste parâmetro promove. Contudo, quando este parâmetro atinge valores ainda maiores (1,8 na condição C.5) o excessivo calor gerado na interface da solda pode levar a formação de grande volume de CIM disposto ao longo da interface da solda (conforme exibido nas macrografias da Figura 5.1).

Tamanho da Zona Soldada

A literatura indica que há uma relação entre o tamanho da zona soldada e a resistência mecânica de juntas soldadas por processos por fricção a ponto (TIER et al. 2013) (SU et al., 2005).

Deste modo, as chapas de Al, após rompidas no ensaio de cisalhamento por tração, tiveram a extensão da área interfacial entre o MB e o CIM medidas e os resultados estão plotados na Figura 5.11. Através destes resultados é possível afirmar a provável relação entre um maior tamanho da zona soldada associado a maiores valores obtidos no ensaio de cisalhamento por tração (SUHUDDIN et al., 2014a).

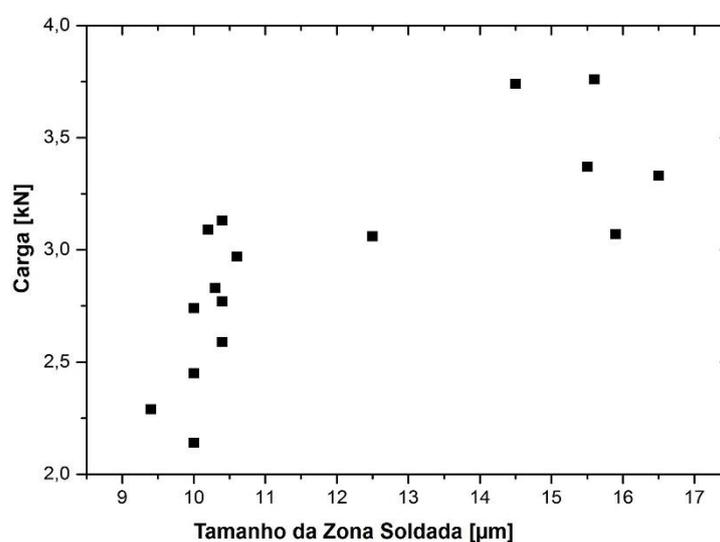


Figura 5.11 Influência do tamanho da zona soldada sob o ensaio de cisalhamento por tração na configuração AA5754/AZ31.

Ensaio de Tração Cruzada

Os ensaios de tração cruzada foram realizados para as mesmas condições de soldagem utilizadas no ensaio de cisalhamento por tração e são apresentados na Tabela 5.3. Este ensaio é comumente empregado para avaliar o desempenho das juntas soldadas sob uma condição de carregamento mais severa (ROSENDO, 2009). Isto pode explicar os resultados obtidos, os quais apresentam para todas as condições de soldagem, valores de resistência muito inferiores aos obtidos no ensaio de cisalhamento por tração.

Também é possível observar que os valores de carga obtidos para cada condição de soldagem neste ensaio não estão em conformidade com os obtidos no ensaio de

cisalhamento por tração, sendo assim, enquanto no ensaio de cisalhamento por tração a condição de melhor desempenho mecânico foi atribuída à condição C.2, para o presente ensaio (tração cruzada) isto é atribuído para a condição C.3, pois apresenta elevada resistência mecânica, 282,80 N, e baixo desvio padrão, 4,9 %. Isto indica que os fatores que influenciam a fratura sob esse carregamento diferem dos ocorridos sob carregamento de cisalhamento; porém, a relação dos efeitos dos parâmetros de soldagem na resistência mecânica sob tração cruzada ainda não foram claramente identificados.

Tabela 5.3 Valores do ensaio de tração cruzada para a configuração AA5754/AZ31.

Condições	VR (rpm)	PP (mm)	TP (s)	FF (kN)	Carga de Tração (N)
C.1	1500	1,6	2	12	179,05 ± 36,82
C.2	1900	1,6	2	12	231,24 ± 70,42
C.3	2300	1,6	2	12	282,80 ± 13,82
C.4	1900	1,4	2	12	186,29 ± 78,12
C.5	1900	1,8	2	12	294,65 ± 104,24
C.6	1900	1,6	1	12	233,65 ± 73,49
C.7	1900	1,6	3	12	180,75 ± 44,79

Ensaio de Fadiga

No estudo da avaliação da integridade das soldas produzidas por *FSpW* sob a configuração AA5754/AZ31, foram realizados ensaios de fadiga para analisar o desempenho das juntas soldadas quando submetidas a carregamento cíclico. Cinco diferentes níveis de carregamento foram aplicados aos corpos de prova, sendo o nível de carga inicial determinado como 83,55% da máxima resistência a tração (*ultimate tensile strength* – UTS) obtida no ensaio de cisalhamento por tração para a condição de soldagem C.2 (VR: 1900 rpm, PP: 1,6 mm, TP: 2 s, FF: 12 kN), e os seguintes níveis de carregamento foram definidos de acordo com a evolução dos testes. A vida em fadiga foi definida como sendo a carga abaixo do qual não houve falha até 6×10^6 ciclos.

A Tabela 5.4 apresenta os parâmetros utilizados para o ensaio de fadiga e os respectivos resultados obtidos por cada corpo de prova testado nos diferentes níveis de carregamento. Para todas as amostras foi utilizada uma frequência de 20 Hz e uma razão de

carregamento $R=0,1$. A partir destes resultados, a curva de Wöhler foi construída conforme é exibido na Figura 5.12. Para esta configuração de soldagem a vida em fadiga foi atingida a uma carga máxima de 746,75 N, ou seja, nesta condição de carregamento não foi observado falha para os três corpos de prova testados até 6 milhões de ciclos.

Tabela 5.4 Parâmetros de teste do ensaio de fadiga e respectivos números de ciclos atingidos por cada corpo de prova da configuração AA5754/AZ31.

Configuração	Corpo de Prova	% UTS	Fmax [N]	Fmin [N]	Amp [N]	Média [N]	Ciclos
AA5754/AZ31	1						327106
	2	83,55	2490,1	249,01	1120,53	1369,54	351884
	3						249859
	4	58,47	1742,42	174,24	784,09	958,33	830407
	5						611017
	6						1174619
	7	41,76	1244,61	124,46	56,08	684,54	1240587
	8						1035471
	9						>6000000
	10	33,41	995,67	99,57	448,05	547,62	1673226
	11						1935634
	12						>6000000
	13	25,06	746,75	74,67	336,04	410,713	>6000000
	14						>6000000

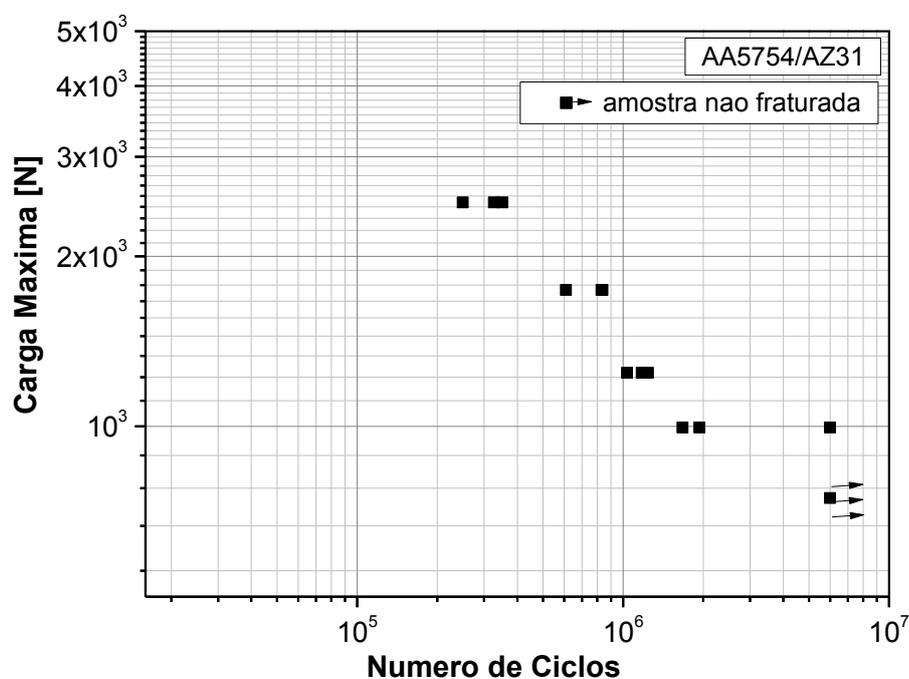


Figura 5.12 Curva de Wöhler para a junta na configuração AA5754/AZ31 soldada sob a condição C.2.

5.2 Configuração AA5754/AZ31 - Zn

5.2.1 Caracterização Metalúrgica

Caracterização Macro e Microestrutural

A soldagem de materiais dissimilares corresponde a um grande desafio do ponto de vista da seleção de parâmetros, como foi observado e discutido anteriormente. As diferenças físicas entre os materiais propostos, intimamente relacionados com a composição química, exigem a seleção precisa de parâmetros de processo. A adição de Zn, na interface entre a liga de Al AA5754-H24 e a liga de Mg AZ31-O, torna o sistema proposto ainda mais complexo, portanto grupos de parâmetros diferentes foram necessários para produção de juntas nesta configuração de soldagem. Os parâmetros utilizados foram apresentados na Tabela 4.2.

Na Figura 5.13 são apresentados os resultados das caracterizações macroestruturais das seções transversais das juntas. Observou-se que soldas foram satisfatoriamente produzidas para todas as condições de soldagem propostas. As macrografias revelam uma distribuição plana do perfil da interface entre os materiais, sem a presença de sinuosidades tais como gancho / cunha. Isto pode ser atribuído ao fato de que para todas as condições a profundidade de penetração da ferramenta ser menor do que 1.3 mm, ficando então o movimento da ferramenta restrito a chapa de Al, sem atravessar as duas chapas. Alguns defeitos podem ser notados, como vazios, na condição de soldagem C.1; falta de mistura, na condição C.5 e C.7; e falta de preenchimento na condição C.6. Estes defeitos podem ser atribuídos a uma ineficiente mistura do material plastificado durante a soldagem.

Em comparação com as macrografias obtidas para configuração AA5754/AZ31 apresentadas na seção 5.1.1 na Figura 5.1, é visível a redução da presença de CIM na interface das soldas para todas as condições de soldagem. Afim de facilitar a visualização a Figura 5.14 apresenta em maior detalhe a macrografia da junta soldada sob condição C.2 da configuração AA5754/AZ31 – Zn destacando, entre as linhas tracejadas, as regiões de principal formação de CIM ou ricas em Mg.

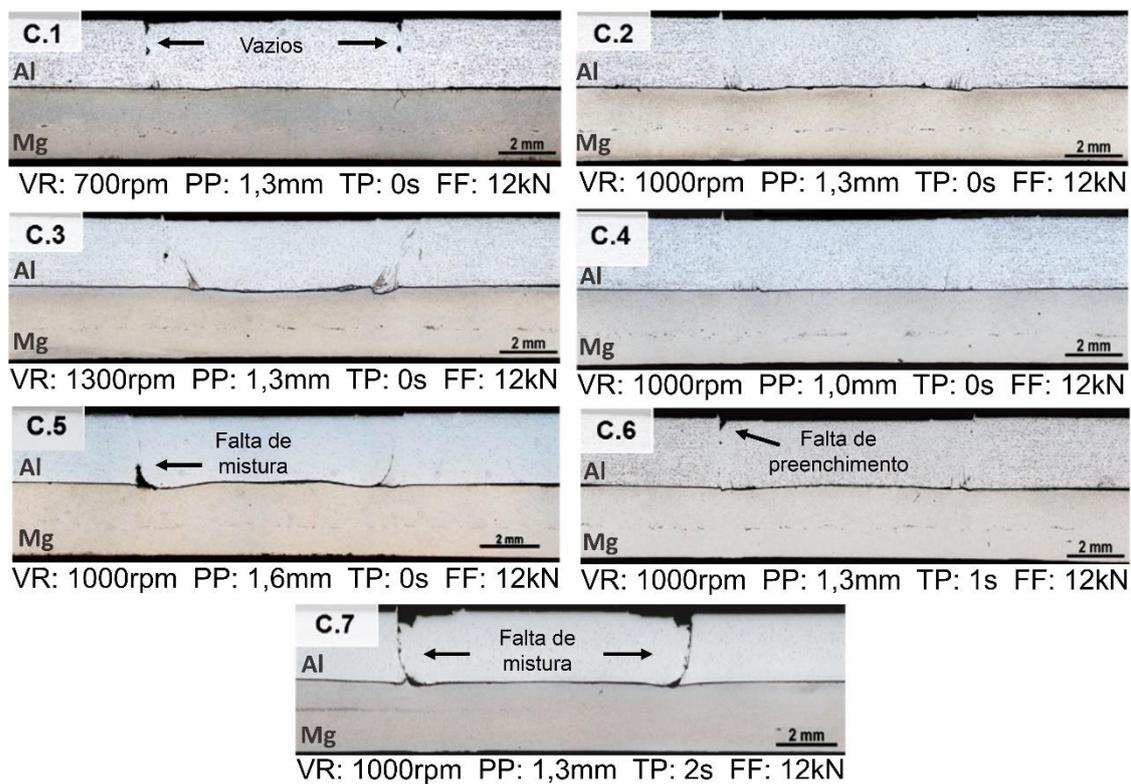


Figura 5.13 Macrografias referentes às juntas soldadas sob configuração AA5754/AZ31 - Zn.



Figura 5.14 Macrografia da junta soldada sob condição C.2 na configuração AA5754/AZ31 - Zn destacando a região onde houve a formação de CIMs ou região rica em Mg.

A interface da junta soldada sob a condição C.2, representativa das demais, foi analisada em maiores detalhes nas regiões indicadas na Figura 5.15a. É observado que a camada de Zn é rompida durante o processo, conforme indicam as setas, devido à severa deformação aplicada pelo movimento da ferramenta durante o processo *FSpW*.

Ao longo da interface da solda, é visível que partindo do centro da solda (região 1, Figura 5.15b e seguindo em direção à região próxima à região de penetração da camisa (região 3, Figura 5.15d), a ruptura da camada de Zn torna-se mais acentuada. Na região 2, Figura 5.15c, a camada de Zn está dividida em duas partes com um distanciamento de

cerca de 10 μm , enquanto a região 3 apresenta um perfil irregular com espessura em torno de 60 μm . Nesta região há um fluxo ascendente de material no qual o Mg é transportado para a chapa de Al. Isto é decorrente do fluxo de material plastificado que é arrastado durante a retração da camisa ao retornar à posição inicial na superfície da chapa do Al.

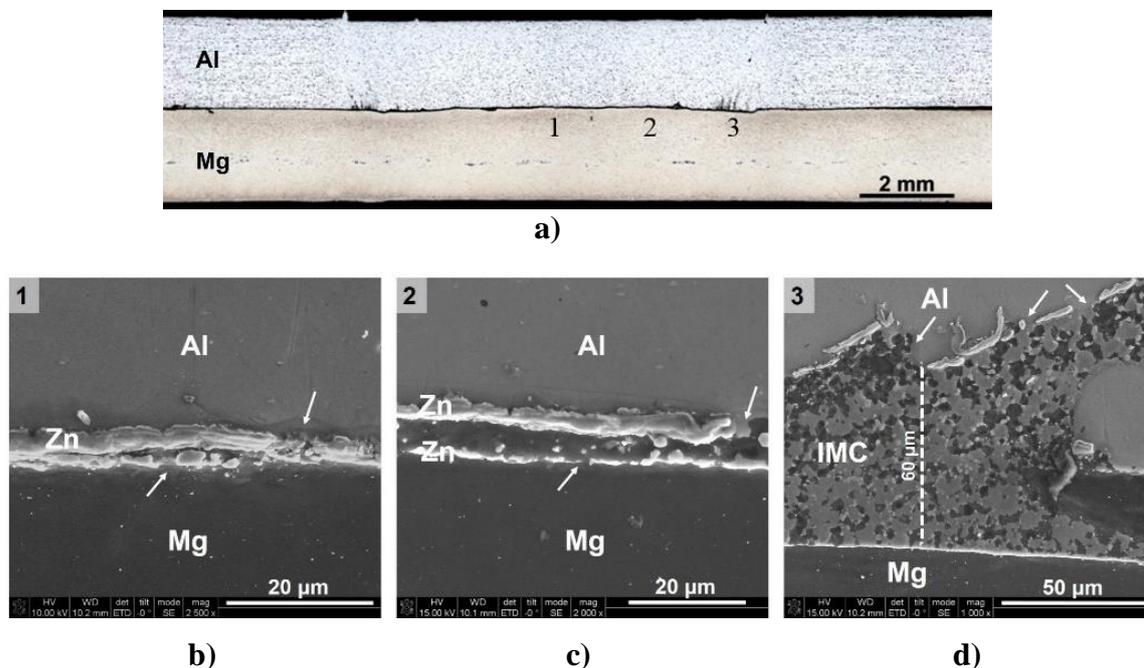


Figura 5.15 a) Macrografia da junta soldada sob condição C.2 para configuração AA5754/AZ31 - Zn indicando as regiões detalhadas em MEV: b) região 1, c) região 2 e d) região 3.

A Figura 5.15d sugere que mesmo com a adição de Zn na interface da solda a formação de CIM provavelmente tenha ocorrido, mesmo que em menor quantidade. Estudos recentes envolvendo o uso de Zn como um metal intermediário à soldagem de ligas de Al à Mg com o intuito de evitar ou reduzir a formação de CIM também relatam esse fato. Os trabalhos de Fei Liu et. all. (LIU et al., 2013) (LIU et al., 2012) no qual foi avaliado o efeito do emprego de Zn nas propriedades microestruturais e mecânicas de juntas produzidas por TIG e o trabalho L.M. Zhao et. all. (ZHAO, 2008) no qual foi explorado o efeito da adição de Zn como metal intermediário nas soldas produzidas por difusão (*Diffusion-Bonded Mg-Al joints*) relatam que a interface da solda é composta principalmente de CIMs do tipo MgZn_2 , solução sólida de Zn, solução sólida de Al e solução sólida de Mg, de acordo com o diagrama de fases ternário Al-Mg-Zn. A Figura 5.16 apresenta uma imagem deste diagrama (ASM INTERNATIONAL, 1992). Demais CIMs como $\text{Al}_6\text{Mg}_{11}\text{Zn}_{11}$, MgZn_2 e Al_2Mg_3 foram relatados, contudo em reduzida quantidade.

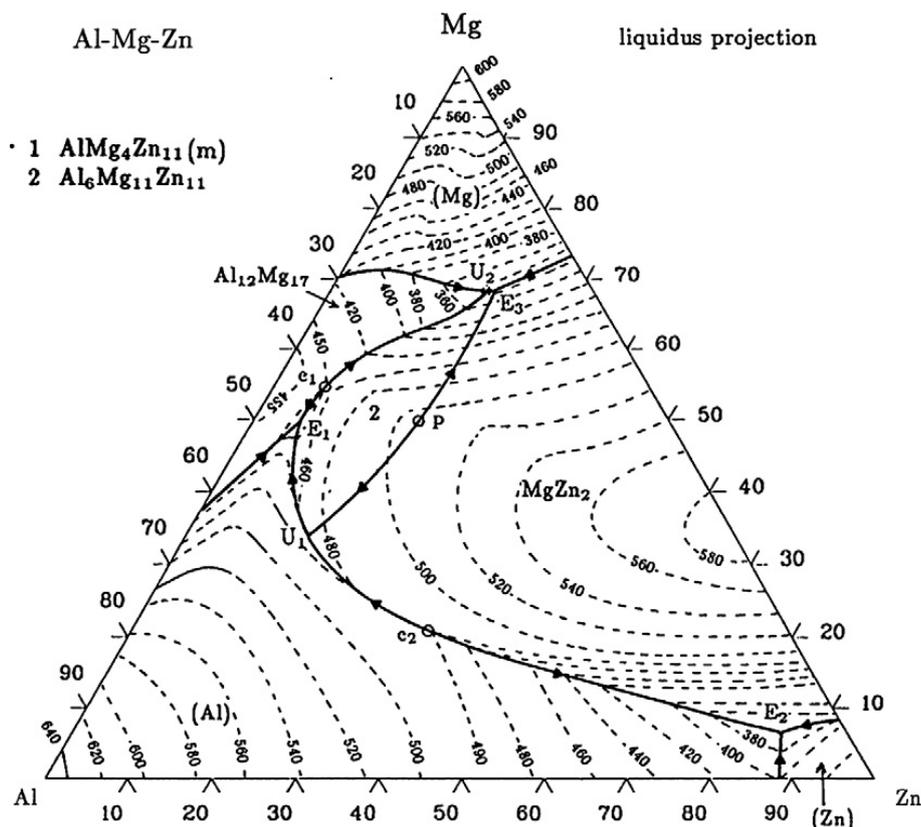


Figura 5.16 Diagrama de fases ternário Al-Mg-Zn (ASM INTERNATIONAL, 1992).

Para auxiliar na compreensão dos processos termoativados, o registro do ciclo térmico também foi realizado para esta configuração, sendo obtido para a condição de soldagem C.2. O resultado da medição é mostrado na Figura 5.17. Para este caso o processo constitui-se de 4 estágios (pois, o tempo de permanência foi suprimido para 0 s): 2 s para a penetração da ferramenta, 2 s para a retração da ferramenta, 1 s de rotação da ferramenta na superfície da chapa superior da solda para o acabamento superficial e por fim o resfriamento.

Os processos ocorridos durante a soldagem que descrevem as variações na temperatura são semelhantes aos já descritos na seção 5.1.1. Entretanto, é importante observar que no ciclo térmico da configuração AA5754/AZ31 sem o revestimento de Zn, Figura 5.4, a permanência da temperatura acima de 400 °C englobava os estágios de penetração, permanência e retração da ferramenta, somente havendo redução da temperatura a partir do estágio de acabamento superficial. Contudo, para a configuração AA5754/AZ31 - Zn, há um pico de temperatura no estágio de penetração da ferramenta atingindo uma temperatura máxima de cerca de 430°C, seguido então de um decréscimo da temperatura que flutua em torno de 350°C restrito ao estágio de retração da ferramenta. Já

no seguinte estágio, acabamento superficial, ocorre uma queda brusca da temperatura atingindo valores abaixo de 250°C e segue reduzindo até a temperatura ambiente no período de resfriamento.

Com base na observação do ciclo térmico, a presença de uma temperatura de pico de 430°C corrobora com a formação de CIM por ser uma temperatura próxima a temperatura do eutético para Al-Mg, conforme discutido anteriormente na análise do ciclo térmico da configuração sem a camada de Zn. No entanto, o menor tempo de exposição do material a temperaturas elevadas implica em menor tempo para a formação de tal CIM, o que pode explicar a reduzida região de CIM encontrado na interface das soldas.

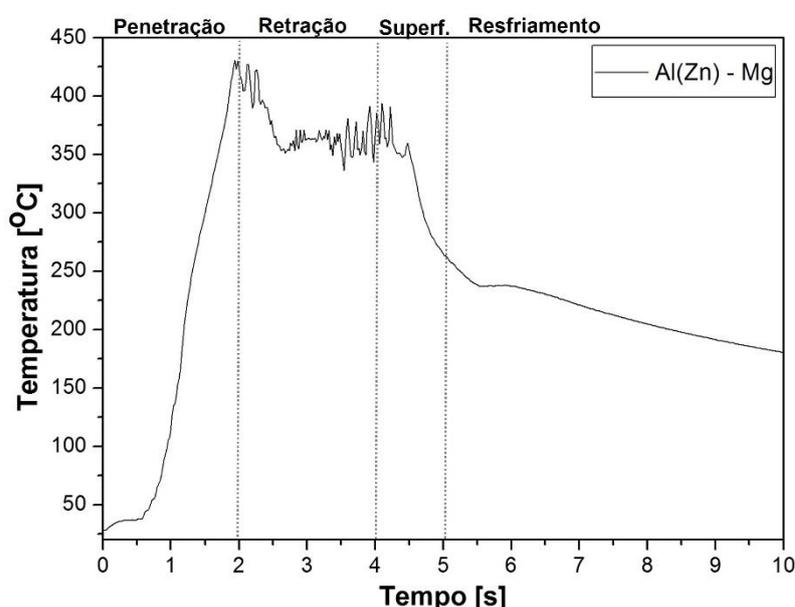


Figura 5.17 Ciclo térmico para condição C.2 na configuração AA5457/AZ31 - Zn.

Para a melhor compreensão das modificações ocorridas na interface, nas regiões indicadas na Figura 5.15 foram realizadas análises quantitativas da composição química via EDS. Na região 1 os experimentos percorreram as linhas brancas partindo da chapa superior (AA5754-H24 com revestimento de Zn) para a inferior (AZ31-O), conforme indicado na imagem via MEV da Figura 5.18b. A linha de EDS 1, Figura 5.18a, representativa das regiões na qual a camada de Zn permaneceu contínua, indica que a presença de Zn como um metal intermediário entre os MB foi eficiente para evitar a difusão entre esses elementos, reduzindo assim, a possibilidade de formar CIM Al-Mg. Uma vez que os átomos de Al ocupam a rede cristalina do Zn e diminui a quantidade de

Mg na camada de Zn, isto reduz as possibilidades de formação de CIM Mg-Zn e também Mg-Al IMC (ZHAO, 2008).

A linha de EDS 2, Figura 5.18c, confirma a presença mútua de Al e Mg através da interface da solda em áreas em que a camada de Zn rompeu, o que pode contribuir para a formação de CIM Al-Mg.

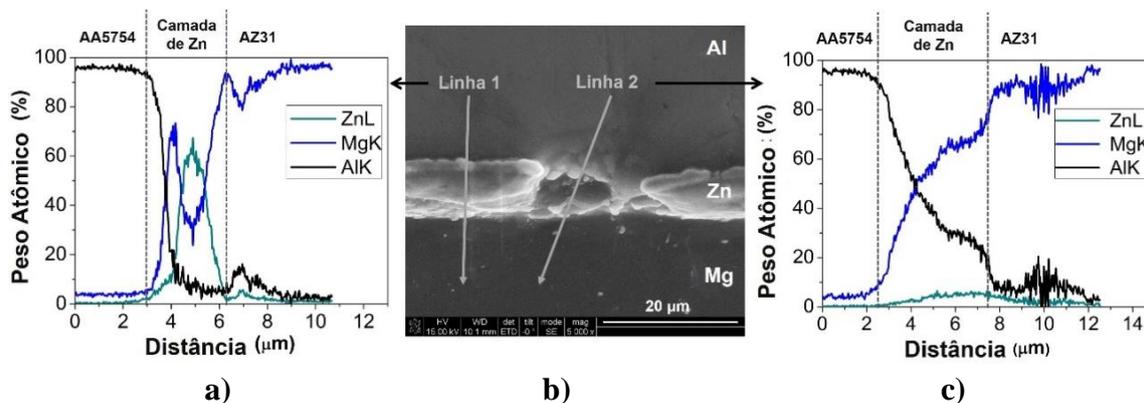


Figura 5.18 Imagem via MEV e as linhas de análise da interface da junta soldada para condição C.2 na configuração AA5457/AZ31 - Zn.

Na região 3, onde também houve contato direto entre o Al e o Mg, a interação entre estes materiais submetidos às temperaturas do processo e a intensa deformação plástica, o que promove a intensiva difusão localizada na interface, pode levar a formação de CIM (SUHUDDIN et al., 2014b; ZHAO, 2008). A micrografia da Figura 5.19 evidencia o possível CIM formado nesta região, que consiste de pelo menos duas fases, uma clara e uma escura. Nesta região, análises químicas quantitativas pontuais via EDS foram realizadas e os resultados são apresentados na Tabela 5.5. Combinando os resultados obtidos com o diagrama de fases, Figura 5.16, sugere-se que o ponto 1 representa a camada de Zn, sendo majoritariamente composto de Zn e traços de Cu (que também foi utilizado durante o processo de galvanização). O ponto 2, fase escura, é composto de aproximadamente 91,65 % em peso atômico de Mg, o que indica a formação de solução sólida de Mg. A composição do ponto 3 refere-se provavelmente ao CIM $Mg_{12}Al_{17}$.

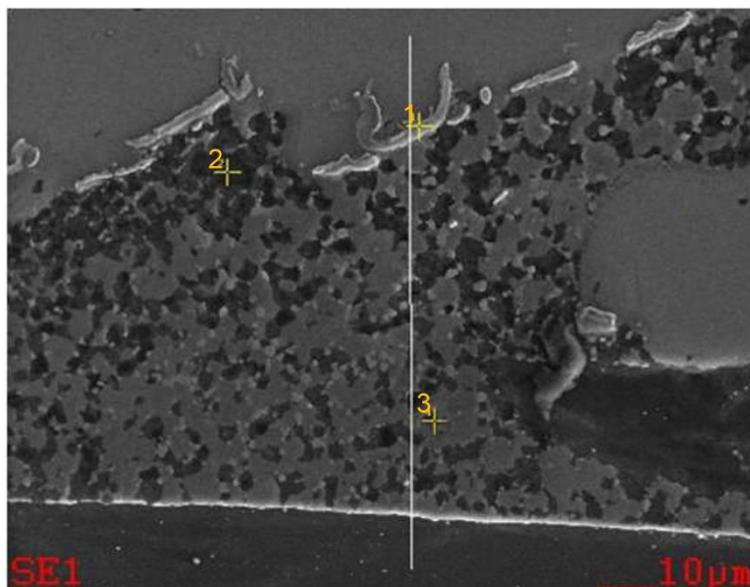


Figura 5.19 Imagem via MEV evidenciando o CIM da solda de configuração AA5754/AZ31 – Zn na condição C.2 indicando os pontos de análise qualitativa via EDS.

Tabela 5.5 Análises químicas qualitativas pontuais via EDS da região de interface.

Elemento	Peso Atômico %		
	Ponto 1	Ponto 2	Ponto 3
Cu	45,8	0,13	0,93
Zn	50,19	1,18	3,73
Mg	3,45	91,65	62,94
Al	0,55	7,04	32,39
Possível Fase	Camada de Zn	SS Mg	Mg ₁₂ Al ₁₇

As alterações microestruturais ocorridas nos MB decorrentes do processo de soldagem por *FSpW* também foram investigas.

A Figura 5.20 apresenta as micrografias obtidas de diferentes regiões da chapa de AA5754-H24. As características microestruturais observadas são muito semelhantes às descritas anteriormente para a configuração AA5754/AZ31 (seção 5.1.1), sendo igualmente observada a região da ZM composta por grão refinados; a ZTMA composta por

grãos deformados no sentido do fluxo de material; e o MB de grãos deformados no sentido de laminação. Contudo, a presença da ZTA parece ter sido suprimida. Uma vez que a extensão dessa zona é dependente do gradiente térmico, sugere-se que isto tenha ocorrido já que os parâmetros utilizados para esta configuração envolvem menores VR e PP, o que gera menos calor durante o processo de soldagem. Outro fator que difere da microestrutura na configuração sem a camada de Zn é a visível redução do CIM. Evidenciadas pela ação do ataque químico Barker, as regiões ricas em Mg para esta configuração estão restritas ao local abaixo da região de penetração da camisa.

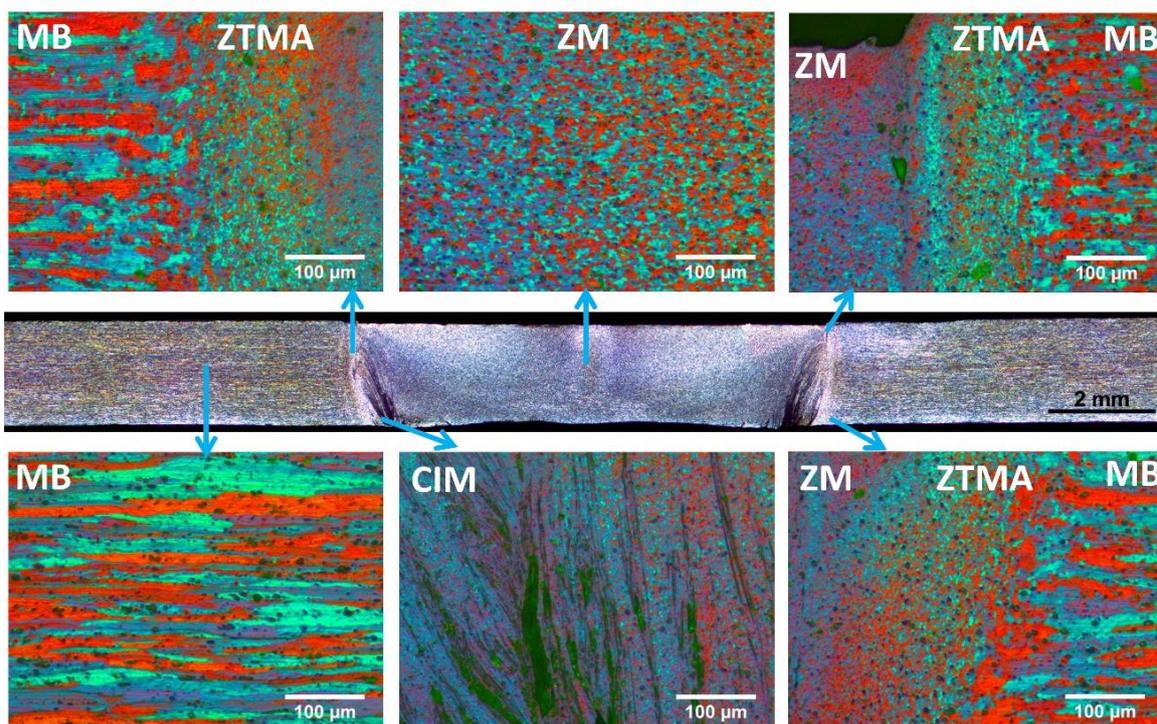


Figura 5.20 Micrografias das regiões formadas devido ao processo para a chapa de AA5754-H24 revestida de Zn soldada na configuração AA5754/AZ31 – Zn sob a condição C.2.

Para a chapa de AZ31-O, Figura 5.21, não são perceptíveis modificações microestruturais. Isto deve-se ao fato de a profundidade de penetração da ferramenta para todas as condições de soldagem desta configuração serem menores que 1,3 mm (inferior as utilizadas na configuração AA5754/AZ31) ocasionando menor fluxo de material e gradiente térmico ao longo da chapa.

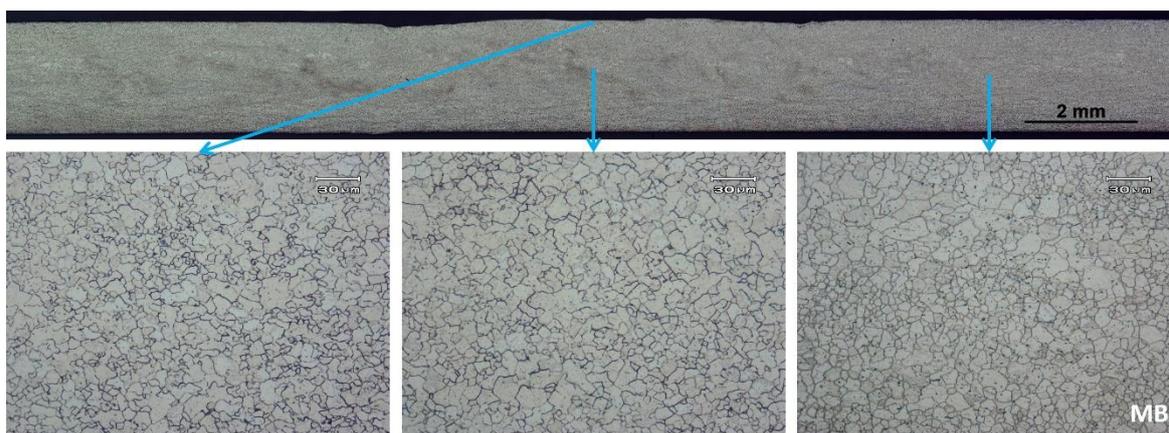


Figura 5.21 Micrografias das regiões formadas devido ao processo para a chapa de AZ31-O soldada na configuração AA5754/AZ31 – Zn sob a condição C.2.

5.2.2 Propriedades Mecânicas Locais

Ensaio de Microdureza

O efeito das alterações microestruturais provocadas pelo processo de *FSpW* foi investigado através de medidas de microdureza Vickers na mesma seção transversal em que foram realizadas as caracterizações metalográficas. Os perfis de microdureza das juntas soldadas nesta configuração são apresentados na Figura 5.22.

Assim como na seção 5.1.2, a linha de medição referente a liga AA5754-H24 (linha superior) apresentou um perfil heterogêneo. Enquanto o MB apresenta dureza média de 77 HV, a região central da solda, delimitada no perfil de microdureza pela área entre o diâmetro da camisa, exibiu um valor médio de 62 HV, representando em uma redução em torno de 19%. Isto é resultado da alteração da microestrutura altamente encruada característica do MB laminado para grãos equiaxiais recristalizados. Apesar de para esta configuração ter ocorrido redução da quantidade de CIM, dois pontos de elevada dureza (92 HV e 80 HV) foram interceptados corroborando a presença destes nos arredores da região em que houve penetração da camisa.

As medições de microdureza Vickers para a liga de Mg AZ31-O, representadas pela linha inferior na Figura 5.22, exibiu um perfil homogêneo ao longo de toda a chapa com valor médio de 60 HV. Como observado anteriormente na caracterização microestrutural da junta, a chapa de AZ31-O não sofreu transformações microestruturais significativas, o que é confirmado pelas micrografias exibidas na Figura 5.21.

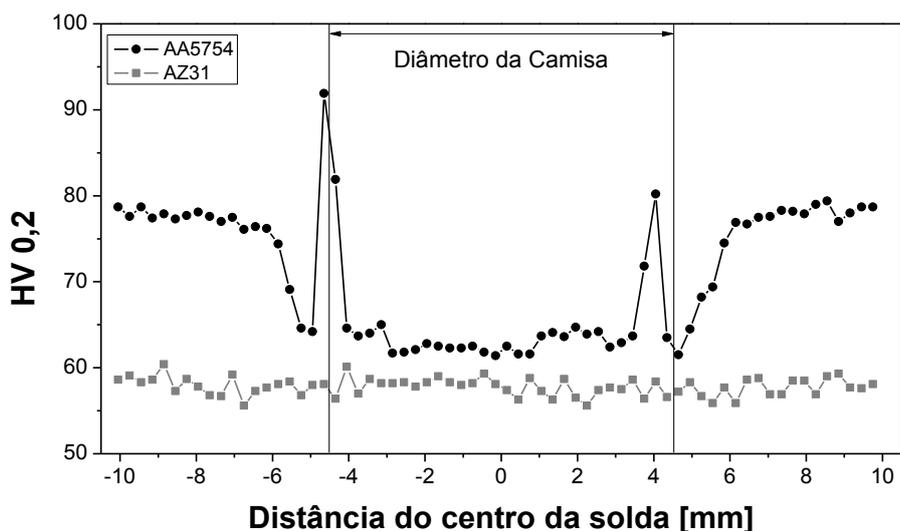


Figura 5.22 Perfil de microdureza da junta soldada na condição C.2 para configuração AA5754/AZ31 - Zn.

5.2.3 Propriedades Mecânicas Globais

Ensaio de Cisalhamento por Tração

A Tabela 5.6 apresenta os resultados dos ensaios de cisalhamento por tração para as sete diferentes condições investigadas. Os resultados indicam que houve um aumento da carga de cisalhamento suportada para as condições soldadas nesta configuração aliados a menores desvios padrão, indicando maior estabilidade e reprodutibilidade do processo para as condições de soldagem estudadas para esta configuração. A condição C.2 apresentou a melhor combinação entre elevada carga de cisalhamento, 4163,3 N e baixo desvio padrão, sendo de apenas 5%. Em consideração à condição de melhor desempenho mecânico para a configuração AA5457/AZ31 - Zn, pode-se afirmar que a aplicação do revestimento de Zn representou um aumento expressivo no desempenho mecânico sob cisalhamento, chegando a 48% em relação a melhor junta produzida na configuração anterior.

Tabela 5.6 Valores do ensaio de cisalhamento por tração para as condições de soldagem na configuração AA5754/AZ31 - Zn.

Condições	VR (rpm)	PP (mm)	TP (s)	FF (kN)	Carga de Cisalhamento (N)
C.1	700	1,3	0	12	3879,8 ± 373,2
C.2	1000	1,3	0	12	4163,3 ± 210,8
C.3	1300	1,3	0	12	3459,2 ± 498,3
C.4	1000	1,0	0	12	3433,3 ± 147,4
C.5	1000	1,6	0	12	3040,0 ± 646,3
C.6	1000	1,3	1	12	4073,3 ± 362,5
C.7	1000	1,3	2	12	1440,0 ± 174,4

Baseado nos resultados do ensaio de cisalhamento por tração, é possível correlacionar a influência dos parâmetros de soldagem e o desempenho mecânico das soldas produzidas através da abordagem de “one-factor-at-time”. A influência dos parâmetros no ensaio de cisalhamento por tração é apresentada na Figura 5.23.

Através das Figura 5.23a e c, nota-se que um aumento da VR ou da PP até certo nível (de 700 rpm, condição C.1, para 1000 rpm, condição C.2; e de 1,0 mm, condição C.4, para 1,3 mm, condição C.2) resulta em um leve aumento na carga de cisalhamento suportada pelas juntas. Acréscimos em um destes parâmetros promovem o fluxo de maior quantidade de material e conseqüentemente são geradas juntas com áreas soldadas maiores, o que está relacionado à maior desempenho mecânico (AMANCIO et al., 2011; BOZZI et al., 2010). Porém, aumentos da VR acima de 1000 rpm ou da PP acima de 1,3 mm afetam negativamente a resistência das juntas soldadas. Isto pode ocorrer pois a intensa elevação de um desses parâmetros possivelmente ocasiona excessiva geração de calor por fricção, principalmente no início do processo, levando à redução na viscosidade do material plastificado. Subseqüentemente, ocorre queda na geração de calor por fricção devido ao escorregamento da ferramenta, pois o material plastificado tenta atingir um regime menos viscoso próximo da camisa. Devido a este fenômeno, menor volume de material é arrastado pelo movimento de rotação da camisa conduzindo, portanto, à formação de juntas soldadas com menor área de ligação, resultando em soldas de menor resistência. O

fenômeno descrito é conhecido em soldagem por fricção como “*Slip/Stick transition*” (MISHRA, 2005; GERLICH et al., 2007).

Considerando o TP, Figura 5.23b, nota-se que progressivos acréscimos deste parâmetro conduzem à uma redução na carga de cisalhamento suportada pelas juntas. Maior o TP da ferramenta no material implica em maior tempo de processamento, o que favorece mecanismos de difusão entre os materiais e contribui para a formação de maior quantidade de CIM na interface da solda. Estes CIM são deletérios para a resistência mecânica, levando as juntas a suportarem menores cargas de cisalhamento.

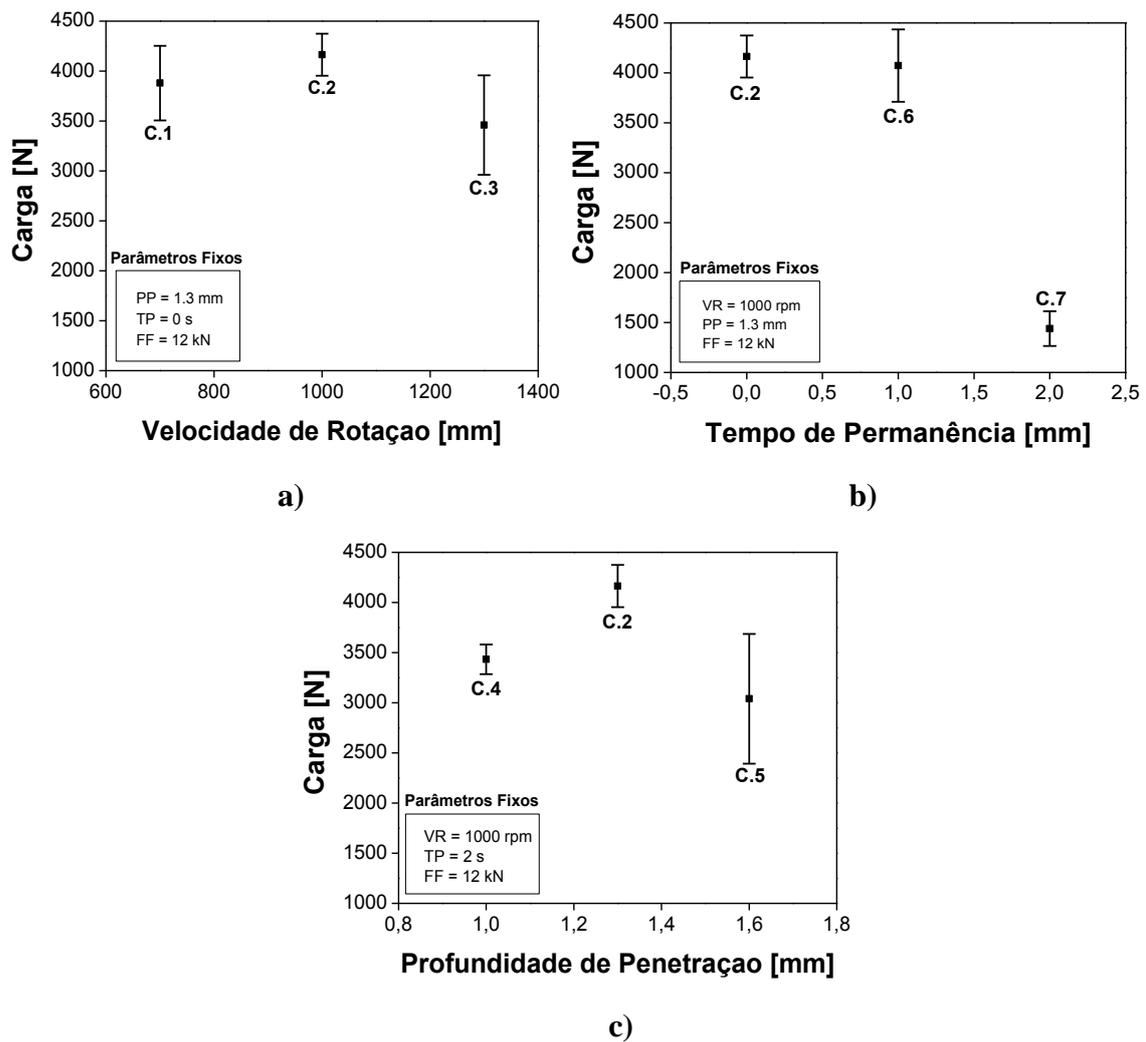


Figura 5.23 Influência dos parâmetros no ensaio de cisalhamento por tração para configuração AA5754/AZ31 - Zn.

Tamanho da Zona Soldada

A fim de encontrar a relação entre o tamanho da zona soldada com a resistência mecânica, os corpos de prova do ensaio de cisalhamento por tração rompidos tiveram a superfície de fratura medidas e plotados na Figura 5.24. Os resultados indicam que é intrínseco a uma área soldada mais extensa apresentar maior resistência mecânica (TIER et al. 2013; SU et al., 2005).

Apesar de a configuração de soldagem AA5754/AZ31 - Zn ter apresentado, em geral, tamanhos de zona soldada menores do que para a configuração sem o revestimento de Zn (uma vez que as condições de soldagem envolvem parâmetros em níveis menos elevados), altas cargas de cisalhamento estão associadas a esta configuração. Isto indica que o amplo volume de CIM na interface da solda, como encontrado na configuração AA5457/AZ31, exerce grande influência na redução do desempenho mecânico das juntas soldadas (SUHUDDIN et al. 2014a).

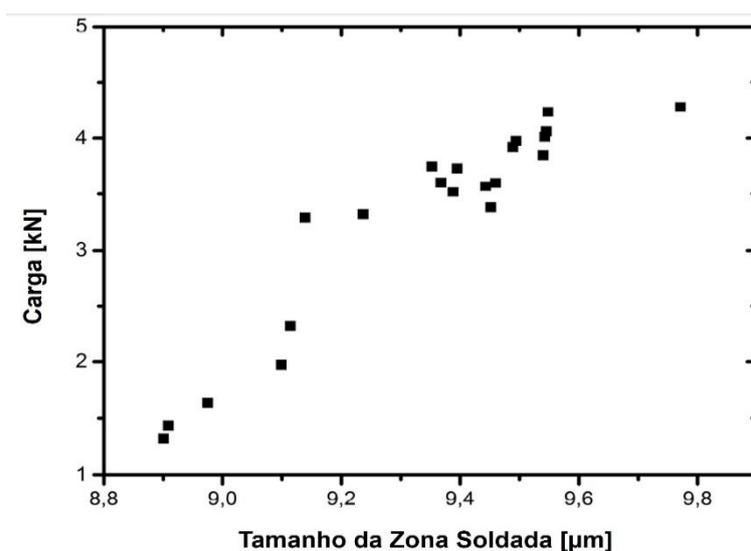


Figura 5.24 Influência do tamanho da zona soldada sob o ensaio de cisalhamento por tração na configuração AA5754/AZ31 - Zn.

Ensaio de Tração Cruzada

Os ensaios de tração cruzada foram realizados para as mesmas condições de soldagem utilizadas no ensaio de cisalhamento por tração. Os resultados obtidos no ensaio estão apresentados na Tabela 5.7.

Por este ensaio utilizar uma condição de carregamento mais severa, os valores de carga suportada em todas as condições de soldagem foram inferiores as obtidas no ensaio de cisalhamento por tração, bem como observado para a configuração de soldagem sem o Zn.

Os resultados do ensaio de tração cruzada, obtidos para esta configuração, se mostraram em completo acordo aos obtidos no ensaio de cisalhamento por tração. Desta forma, a condição de soldagem C.2 também apresentou maior resistência mecânica, 935,50 N, e baixo desvio padrão, 4,56 %. Pode-se supor então, que os parâmetros de soldagem executaram influência semelhante sob ambos tipos de carregamento (cisalhamento e tração cruzada).

Em comparação à condição de melhor desempenho mecânico para a configuração AA5457/AZ31 - Zn, pode-se afirmar que a aplicação do revestimento de Zn representou um aumento significativo no desempenho mecânico sob tração cruzada, atingindo um acréscimo de 230,8 % em relação a melhor junta produzida na configuração anterior.

Tabela 5.7 Valores do ensaio de tração cruzada para as condições de soldagem na configuração AA5754/AZ31 - Zn.

Condições	VR (rpm)	PP (mm)	TP (s)	FF (kN)	Carga de Tração (N)
C.1	700	1,3	0	12	718,39 ± 39,84
C.2	1000	1,3	0	12	935,50 ± 42,68
C.3	1000	1,3	2	12	592,19 ± 25,65
C.4	1000	1,0	0	12	449,04 ± 1,97
C.5	1000	1,6	0	12	333,06 ± 22,00
C.6	1000	1,3	1	12	760,41 ± 15,51
C.7	1000	1,3	2	12	293,51 ± 18,28

Ensaio de Fadiga

Para fins de comparação a respeito do estudo da avaliação da integridade das soldas produzidas por *FSpW*, foram realizados ensaios de fadiga sob a configuração AA5754/AZ31 - Zn. Cinco diferentes níveis de carregamento foram aplicados aos corpos

de prova, sendo o nível de carga inicial determinado como 80,90% da máxima resistência a tração (*ultimate tensile strength* – UTS) obtida no ensaio de cisalhamento por tração para a condição de soldagem C.2 (VR: 1000 rpm, PP: 1,3 mm, TP: 0 s, FF: 12 kN), e os seguintes níveis de carregamento foram definidos de acordo com a evolução dos testes. A vida em fadiga foi definida como sendo a carga abaixo do qual não houve falha até 6×10^6 ciclos.

A Tabela 5.8 apresenta os parâmetros utilizados para o ensaio de fadiga e os respectivos resultados obtidos por cada corpo de prova testado nos diferentes níveis de carregamento. Para todas as condições foi utilizada uma frequência de ensaio de 20 Hz e uma razão de carregamento $R=0,1$. A partir destes resultados, a curva de Wöhler foi construída conforme é exibido na Figura 5.25.

Para esta configuração de soldagem a vida em fadiga foi atingida a uma carga máxima de 1010,45 N, ou seja, nesta condição de carregamento não foi observado falha nos corpos de prova testados até 6 milhões de ciclos. Este resultado representa um aumento de 35,31% do valor de vida em fadiga obtido para a configuração AA5754/AZ31 sem a utilização de revestimento de Zn.

Tabela 5.8 Parâmetros de teste do ensaio de fadiga e respectivos números de ciclos atingidos por cada corpo de prova da configuração AA5754/AZ31 - Zn.

Configuração	Corpo de Prova	% UTS	Fmax [N]	Fmin [N]	Amp [N]	Media [N]	Ciclos
AA5754/AZ31 - Zn	1						16584
	2	80,90	3368,16	336,82	1515,67	1852,44	72215
	3						81713
	4						257579
	5	56,60	2357,71	235,77	1060,97	1296,74	254287
	6						332348
	7	40,45	1684,08	168,41	757,84	926,24	654572
	8						510157
	9						741325
	10	32,36	1347,26	134,73	606,27	740,99	958710
	11						938280
	12						>6000000
	13	24,27	1010,45	101,04	454,70	555,75	>6000000
	14						>6000000

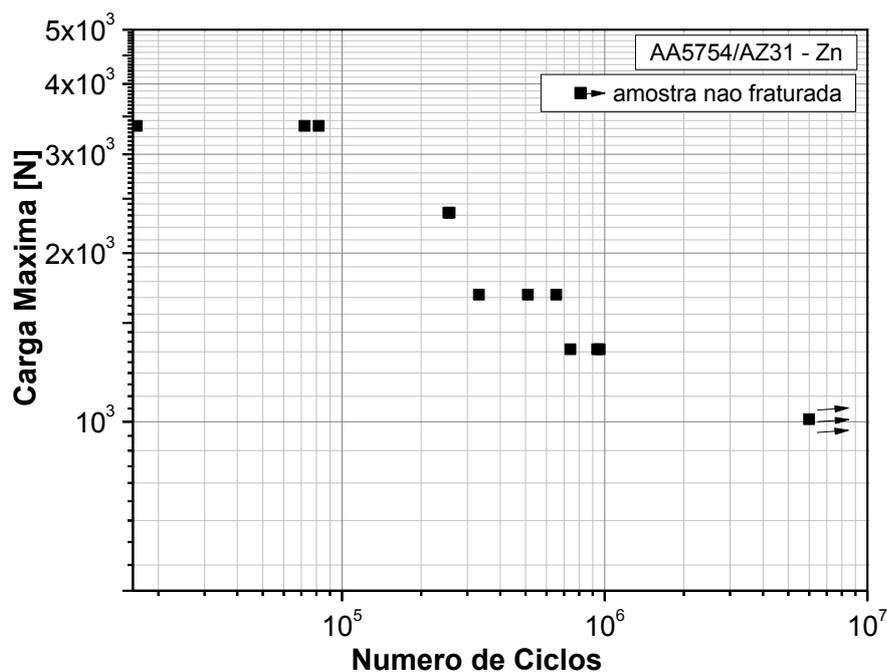


Figura 5.25 Curva de Wöhler para a junta na configuração AA5754/AZ31 – Zn soldada sob a condição C.2.

5.3 Caracterização da Superfície de Fratura

5.3.1 Superfície de fratura por cisalhamento

Os corpos de prova provenientes do ensaio de cisalhamento por tração tiveram sua superfície de fratura analisadas. O modo de fratura encontrado foi o mesmo em todas as condições de soldagem para ambas configurações (AA5754/AZ31 e AA5754/AZ31 - Zn), sendo este identificado como através da solda (de acordo com a nomenclatura usual). Por esta razão o modo de fratura será abordado em conjunto neste tópico. A Figura 5.26 apresenta a superfície de fratura correspondente a uma junta soldada sob a condição C.2 sob a configuração AA5754/AZ31 - Zn, considerada representativa das demais. Este modo de fratura é usualmente associado a um tipo de fratura frágil.

O processo de fratura tem início com a nucleação de trincas circunferencialmente na área próxima à da penetração da camisa. Isto ocorre devido ao campo de tensões em torno do local que apresenta baixa resistência também atribuído a presença de CIM. Posteriormente, ocorre a propagação seguindo um caminho paralelo à direção de carregamento através da interface para o centro da solda, que atua como seção resistente final. O caminho preferencial da fratura ocorre entre a camada do composto intermetálico formado ($Al_{12}Mg_{17}$) e a liga de Al, o que sugere que a camada intermetálica é mais

fortemente ligada à liga de magnésio. Mclean et. al propôs em seu estudo entre soldas dissimilares de alumínio AA5083 e magnésio AZ31B produzidas por FSW que o eutético ($\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17} + \text{Mg}_{(\text{em solução sólida})}$) cresce como um eutético lamelar solidificando sobre o substrato de magnésio formando uma interface coerente (MCLEAN et al. 2003).

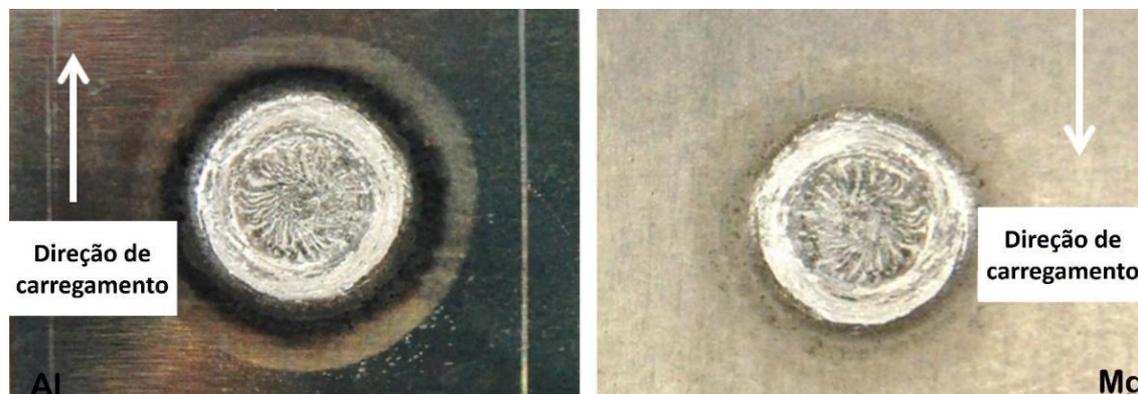


Figura 5.26 Modo de fratura através da solda proveniente do ensaio de cisalhamento por tração. Condição de soldagem C.2 na configuração AA5754/AZ31 - Zn.

Análises da superfície de fratura na chapa de Al foram realizadas via MEV a fim de identificar os micromecanismos de fratura. A Figura 5.27a apresenta o aspecto frágil ao longo da interface da solda. Uma maior ampliação da região central da solda, Figura 5.27b, indica a ocorrência de fratura frágil transgranular, que é relacionado a baixa absorção de energia. A superfície de fratura mostra-se relativamente lisa e de textura facetada, o que é consequência do mecanismo de clivagem típico de comportamento frágil.

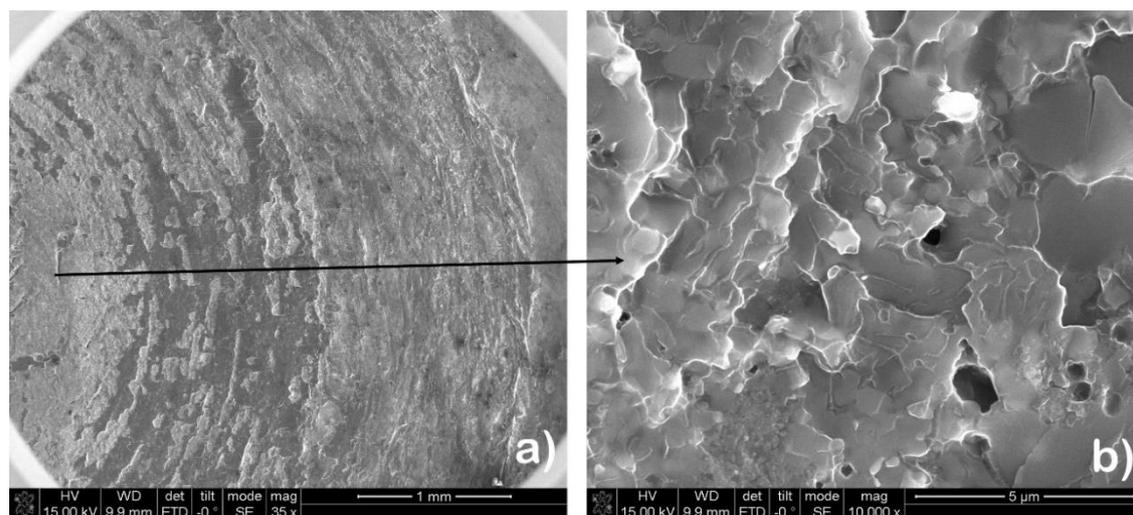


Figura 5.27 a) Imagem via MEV da superfície de fratura proveniente do ensaio de cisalhamento por tração de amostra soldada sob a condição C.2 na configuração AA5754/AZ31 - Zn; e b) imagem em maior ampliação revelando o micromecanismo de fratura por clivagem.

5.3.2 Superfície de fratura por tração cruzada

O modo de fratura encontrado nos corpos de prova provenientes do ensaio de tração cruzada para todas as condições de soldagem em ambas as configurações foi similar ao modo de falha encontrado no ensaio de cisalhamento por tração. Neste ensaio, os corpos de prova falham subitamente, sem considerável deformação plástica. Inicialmente, há nucleação de trincas circunferencialmente na área próxima à da penetração da camisa, ocorrendo subsequente propagação perpendicularmente a carga aplicada resultando em completo colapso da junta através da região soldada. A Figura 5.28 apresenta o modo de fratura através da solda proveniente do ensaio de tração cruzada para uma junta soldada sob a condição de soldagem C.2 na configuração AA5754/AZ31 - Zn, representativa das demais.

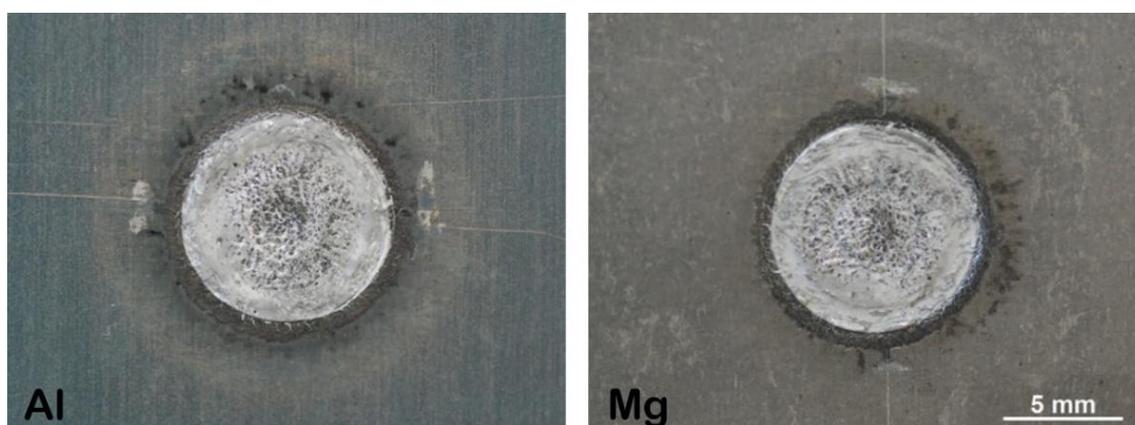


Figura 5.28 Modo de fratura através da solda proveniente do ensaio de tração cruzada. Condição de soldagem C.2 na configuração AA5754/AZ31 - Zn.

A Figura 5.29, obtidas via MEV, revelam em maior detalhe as características da superfície de fratura. Uma maior ampliação da região central, exibida na Figura 5.29b, sugere a ocorrência de um modo de falha de comportamento frágil, uma vez que os mecanismos de clivagem são predominantemente encontrados.

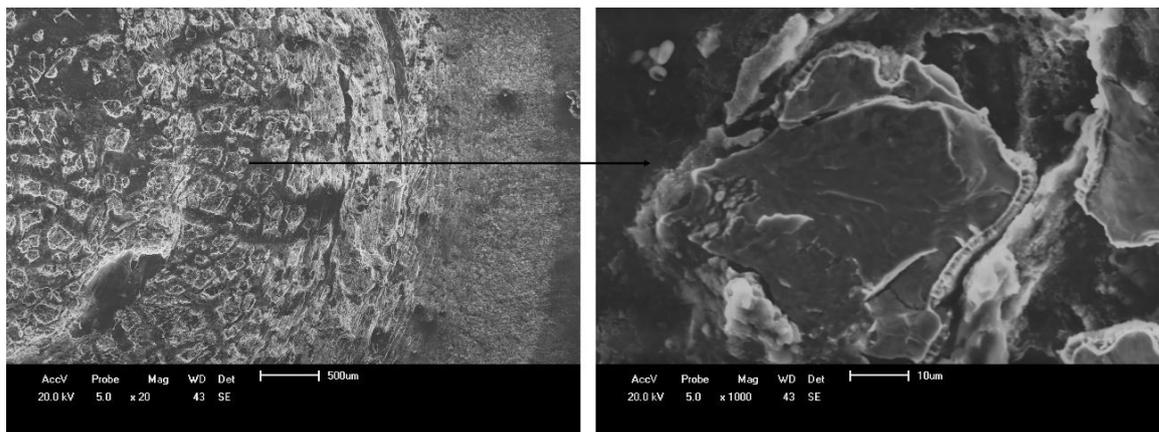


Figura 5.29 a) Imagem via MEV da superfície de fratura proveniente ensaio de tração cruzada de amostra soldada sob a condição C.2 na configuração AA5754/AZ31 - Zn; b) imagem em maior ampliação revelando o micromecanismo de fratura por clivagem.

5.3.3 Superfície de fratura por fadiga

Os corpos de prova testados sob ação de carga cíclica mostraram para todos os níveis de carregamento (baixo e alto ciclo) a formação de trinca circunferencial em torno da região da camisa na chapa de magnésio, conforme exibido na Figura 5.30 e indicado pelo número 1. A trinca progride contornando circunferencialmente até a metade da região soldada, como indicado pelo número 2, posteriormente propaga-se no material base perpendicularmente à direção de aplicação da carga, indicado pelo número 3. Esse resultado se mostra positivo uma vez que não foi observada falha do tipo interfacial através da solda (modo de falha característico de comportamento frágil) em nenhum corpo de prova testado (ROSENDO, 2009).

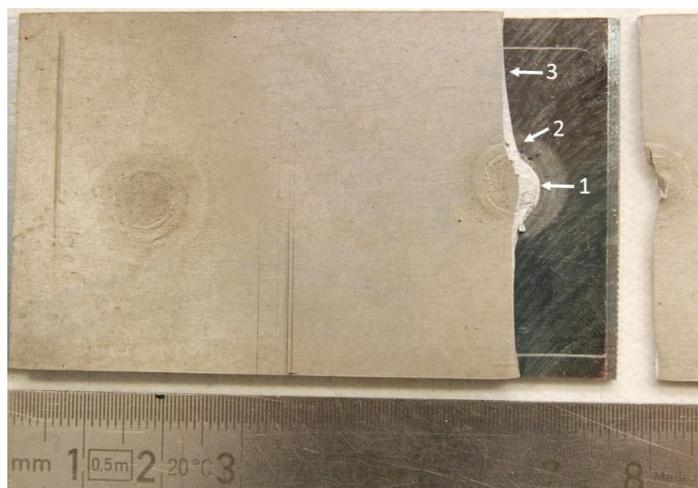


Figura 5.30 Modo de fratura circunferencial proveniente do ensaio de fadiga. Condição de soldagem C.2 na configuração AA5754/AZ31 - Zn.

A Figura 5.31a exibe uma imagem obtida em MEV da região 1, indicando diferentes pontos de provável iniciação de trincas, situadas em irregularidades na interface circunferencial entre a chapa de Al e de Mg. A região 2, em que a direção de propagação é modificada, é apresentada na Figura 5.31b. A região 3, em que a propagação progride perpendicularmente à direção de aplicação da carga até a falha completa, é mostrada na Figura 5.31c. O regime de propagação estável é caracterizado principalmente por finas estrias de fadiga paralelas. A formação de estrias de fadiga em ligas de Mg é adicionalmente associada com a ocorrência do processo de *twinning-detwinning* (BEGUM et al., 2009), como pode ser observado na Figura 5.31d, uma vez que o número de sistemas de escorregamento em materiais de estrutura cristalina hexagonal compacta é limitado a temperatura ambiente.

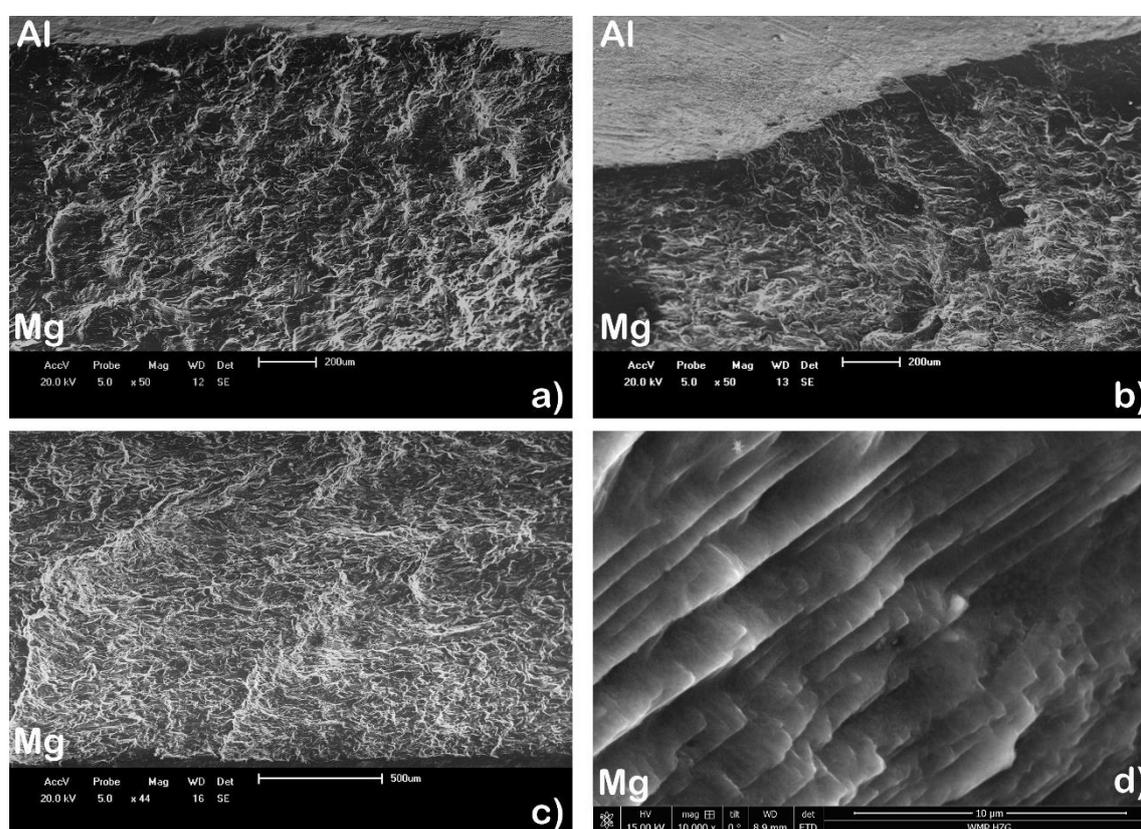


Figura 5.31 Imagens via MEV da superfície de fratura do ensaio de fadiga: a) evidenciando a região de provável iniciação da falha; b) região de mudança da direção de propagação; c) região de propagação ao longo do material base; d) estrias de fadiga na chapa de AZ31. Condição de soldagem C.2 na configuração AA5754/AZ31 - Zn.

6 CONCLUSÕES

Neste trabalho foi feito um estudo do processo de soldagem *FSpW* aplicado à juntas dissimilares entre a liga de Al AA5754-H24 e a liga de Mg AZ31-O com o intuito de avaliar o efeito do emprego de uma camada intermediária de zinco na interface das soldas. As soldas foram caracterizadas mecânica e metalurgicamente com o objetivo de compreender os mecanismos de formação da união, bem como relacionar os efeitos dos parâmetros de processo sob o desempenho das juntas soldadas. Através das observações experimentais realizadas a partir dos ensaios realizados as seguintes conclusões foram obtidas:

- Foi evidenciada a viabilidade da produção de juntas soldadas entre as ligas dissimilares AA5754-H24 e AZ31-O;
- Obteve-se um expressivo ganho no desempenho mecânico das juntas soldadas sob a configuração em que foi adicionada a camada de zinco como metal intermediário (AA5754/AZ31 – Zn). Através do ensaio de cisalhamento por tração, um incremento de 48 % em resistência ao cisalhamento foi observado. Em termos de resistência a tração cruzada os resultados foram ainda mais expressivos, atingindo um acréscimo de 230,8 %. Por fim, um aumento de 35,31% na vida em fadiga foi alcançado através da aplicação do metal intermediário;
- Os ensaios realizados para a configuração de soldagem AA5754/AZ31 apresentaram maior dispersão dos resultados, o que pode ser atribuído ao maior volume de composto intermetálico distribuído entre os materiais base das juntas soldadas;
- O aumento no desempenho mecânico obtido nos ensaios realizados para configuração AA5754/AZ31 - Zn pode ser associado com a redução do volume de composto intermetálico formado na interface das soldas entre os materiais base devido a adição da camada intermediária de zinco.

- Com base nos ensaios mecânicos realizados, foi concluído que, para a faixa de parâmetros utilizada, a condição de soldagem otimizada de cada configuração foi:
 - AA5754/AZ31: condição C.2 → 1900 rpm, 1,6 mm, 2 s, 12 kN;
 - AA5754/AZ31 – Zn: condição C.2 → 1000 rpm, 1,3 mm, 0 s, 12 kN;
- Para a configuração de soldagem AA5754/AZ31, supõe-se que o composto intermetálico encontrado seja $Al_{12}Mg_{17}$, formado devido à ocorrência de liquação constitucional durante o processo. A região do intermetálico apresenta uma microestrutura lamelar eutética contendo $Al_{12}Mg_{17}$ e Mg em solução sólida. Este composto intermetálico é duro e frágil, tendo efeito deletério para as soldas.
- Para a configuração de soldagem AA5754/AZ31 – Zn as análises indicaram que a presença da camada de zinco agiu como barreira para direta difusão entre alumínio e magnésio atuando como um dos principais fatores que levaram a redução da formação de compostos intermetálicos. Porém a ruptura deste revestimento, em regiões específicas foi observada, possibilitando a formação de $Al_{12}Mg_{17}$;
- Os parâmetros de soldagem mostraram ter efeito na geração de calor e assim nas alterações microestruturais, influenciando também no tamanho da zona soldada. Houve uma tendência, para ambas configurações, de quanto maior a zona soldada, maior a carga suportada antes da ruptura no ensaio de cisalhamento por tração.
- O processo de soldagem *FSpW* provocou alterações microestruturais, sendo observado que os grãos do material base do AA5754-H24 foram substituídos por finos grãos equiaxiais recristalizados dinamicamente na ZM, enquanto na ZTMA a microestrutura é caracterizada por grãos severamente deformados no sentido do fluxo gerado pelo movimento da ferramenta e por fim, na ZTA houve um sutil aumento do tamanho de grão original. Para o AZ31-O, a ZM caracterizou-se por grão refinados recristalizados dinamicamente, na ZTMA os grãos apresentam-se deformados pela ação de rotação da ferramenta e na ZTA os grãos sofreram sutil crescimento de grão.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

De maneira a dar continuidade ao trabalho que vem sendo realizado no desenvolvimento do processo *FSpW* para a soldagem de materiais dissimilares, propõe-se as seguintes sugestões para trabalhos futuros:

- Análise via espectroscopia de energia dispersiva de raio-x como complemento para a investigação da natureza e características dos compostos intermetálicos;
- Realizar estudos em que se apliquem diferentes materiais como camada intermediária entre as ligas de Al e Mg que possam melhorar as propriedades mecânicas das juntas soldadas;
- Desenvolver um estudo da otimização de parâmetros de soldagem através de ferramentas estatísticas utilizando uma faixa de parâmetros mais ampla.

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALLEN, C. D.; ARBEGAST, W. J. **Evaluation of Friction Spot Welds in Aluminum Alloys**. SAE Technical Paper 2005-01-1252, SAE International, SAE World Congress, Detroit, Michigan, 2005.

AMANCIO, F. S. ET AL. **Preliminary Investigation of the Microstructure and Mechanical Behaviour of 2024 Aluminium Alloy Friction Spot Welds**. Materials Transactions, v. 52, No. 5, p. 985 - 991, 2011.

ARORA, A. et al. **Torque, Power Requirement and Stir Zone Geometry in Friction Stir Welding through Modeling and Experiments**. Scripta Materialia, v. 60, p. 13 - 16, 2009.

ASM INTERNATIONAL. **Alloy Phase Diagrams**. v. 3, 48th ed. ASM Handbook. OH: ASM International, 1992.

AVEDESIAN, M.; BAKER, H. **Magnesium and Magnesium Alloys**. ASM International - ASM Specialty Handbook. 1999

BEGUM, S. et al. **Effect of Strain Ratio and Strain Rate on Low Cycle Fatigue Behavior of AZ31 Wrought Magnesium Alloy**. Materials Science and Engineering: A, v.1-2, 517 Ed., p. 334-43, 2009.

BOZZI, S. **Influence of FSSW Parameters on Fracture Mechanisms of 5182 Aluminium Welds**. Journal of Materials Processing Technology, v. 210, 11 Ed., p. 1429-35, 2010.

CELOTTO, S.; BASTOW T. J. **Study of Precipitation in Aged Binary Mg-Al and Ternary Mg-Al-Zn Alloys Using ²⁷Al NMR Spectroscopy**. Acta Materialia, v. 49, p. 41-51, 2001.

CHEN, Y.C.; NAKATA, K. **Microstructural Characterization and Mechanical Properties in Friction Stir Welding of Aluminum and Titanium Dissimilar Alloys**. Materials & Design, v. 30, 3 Ed., p. 469-74, 2009.

COLE, G. S.; SHERMAN, A. M. **Light Weight Materials for Automotive Applications**. Materials Characterization, Microstructural Characterization of Lightweight Structural Materials Transportation, v. 35, 1 Ed., p. 3-9, 1995.

DAVIS, J. R. **Aluminum and Aluminum Alloys**. ASM International: Materials Park, USA, 1993.

ENGLER, O.; LIU, Z.; KUHNKE, K. **Impact of Homogenization on Particles in the Al–Mg–Mn Alloy AA 5454 – Experiment and Simulation.** *Journal of Alloys and Compounds*, v. 560, p. 111–122, 2013.

GAO, M., ET AL. **Characterization and Formation Mechanism of Laser-Welded Mg and Al Alloys Using Ti Interlayer.** *Scripta Materialia*, v. 67, 2 Ed., 2012.

GARCÍA-SERNA, J.; PÉREZ-BARRIGÓN, L.; COCERO, M. J. **New Trends for Design towards Sustainability in Chemical Engineering: Green Engineering.** *Chemical Engineering Journal*, v. 133, 1–3 Ed., p. 7–30, 2007.

GERLICH, A.; YAMAMOTO, M.; NORTH, T. H. **Local Melting and Tool Slippage during Friction Stir Spot Welding of Al-Alloys.** *Journal of Materials Science*, v.43, 1 Ed., p. 2–11, 2007

HANCOCK, R. **Friction Welding of Aluminum Cuts Energy Costs by 99%.** *Welding Journal*, v. 83, 2 Ed., 2004.

HAN, L. et al. **The Effect of Pre-Straining on the Mechanical Behaviour of Self-Piercing Riveted Aluminium Alloy Sheets.** *Materials & Design*, v. 27, 10 Ed., 2006.

HOUSH, S.; MIKUCKI, B.; STEVENSON, A. **Selection and Application of Magnesium and Magnesium Alloys.** Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials. *Materials Park: ASM International*, v. 2, 1990.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **ISO 14273.** Specimen Dimensions and Procedure for Shear Testing Resistance Spot, Seam and Embossed Projection Welds, 2000.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **ISO 14272.** Specimen Dimensions and Procedure for Cross Tension Testing Resistance Spot and Embossed Projection Welds, 2000.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **ISO 14324** Resistance spot welding - Destructive tests of welds - Method for the fatigue testing of spot welded joints, 2003.

IWASHITA, T. **Method and Apparatus for Joining.** US Patent 6601751 B2, 2003.

KOSTKA, A. ET AL. **Microstructure of Friction Stir Welding of Aluminium Alloy to Magnesium Alloy.** *Scripta Materialia*, v. 60, 11 Ed., p. 953–956, 2009.

LIU, F.; REN, D.; LIU, L. **Effect of Al Foils Interlayer on Microstructures and Mechanical Properties of Mg–Al Butt Joints Welded by Gas Tungsten Arc Welding Filling with Zn Filler Metal.** *Materials & Design*, v. 46, p. 419–425, 2013.

LIU, F.; WANG, H.; LIU, L. **Characterization of Mg/Al Butt Joints Welded by Gas Tungsten Arc Filling with Zn–29.5Al–0.5Ti Filler Metal.** *Materials Characterization*, v. 90, p. 1–6, 2014.

LIU, F.; ZHANG, Z.; LIU, L. **Microstructure Evolution of Al/Mg Butt Joints Welded by Gas Tungsten Arc with Zn Filler Metal.** *Materials Characterization*, v. 69, p. 84–89, 2012.

LIU, L.; LIU, X.; LIU, S. **Microstructure of Laser-TIG Hybrid Welds of Dissimilar Mg Alloy and Al Alloy with Ce as Interlayer**. *Scripta Materialia*, v. 55, 4 Ed., p. 383–86, 2006.

LIU, P. et al. **Microstructure Characteristics in TIG Welded Joint of Mg/Al Dissimilar Materials**. *Materials Letters*, v. 61, 6 Ed., p. 1288–1291, 2007.

Mazda media release. **Mazda Develops World's First Aluminum Joining Technology Using Friction Heat**. 2003.

Mazda media release. **Mazda Develops World's First Aluminum Joining Technology Using Friction Heat**. 2005.

MAZZAFERRO, J. A. E. et al. **Preliminary Study on the Mechanical Behavior of Friction Spot Welds**. *Soldagem & Inspeção*, v.14, 3 Ed., p. 238–247, 2009.

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, 6 Ed., p. 462–64, 2003.

MILLER, W. S. et al. **Recent Development in Aluminium Alloys for the Automotive Industry**. *Materials Science and Engineering: A*, v. 280, 1 Ed., p. 37–49, 2000.

MISHRA, R. S.; MA, Z. Y. **Friction Stir Welding and Processing**. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, v. 50, 1–2 Ed., p. 1–78, 2005.

MONTGOMERY, D. C. **Design and Analysis of Experiments**. 7 Ed. Hoboken, Nj: John Wiley and Sons, Inc., 2009.

MORDIKE, B. L.; EBERT, T. **Magnesium: Properties — Applications — Potential**. *Materials Science and Engineering: A*, v. 302, 1 Ed., p. 37–45, 2001.

PAN, T. Y.; ZHU, W.; SCHWARTZ, W. J. **Spot Friction Welding – A New Joining Method For Aluminium Sheets**. In: *International Automotive Body Congress (IABC)*, v. 2, p. 95–99, 2005.

PARK, S. et al. **Effect of Micro-Texture on Fracture Location in Friction Stir Weld of Mg Alloy AZ61 during Tensile Test**. *Scripta Materialia*, v. 49, 2 Ed., p. 161–166, 2003.

PEEL, M. et al. **Microstructure, Mechanical Properties and Residual Stresses as a Function of Welding Speed in Aluminium AA5083 Friction Stir Welds**. *Acta Materialia*, v. 51, 16 Ed.; p. 4791–4801, 2003.

PENNER, P.; LIU, L.; GERLICH, A. **Dissimilar Resistance Spot Welding of Aluminum to Magnesium with Zn Coated Steel Interlayers**. *Welding Journal*, 6 Ed., 2014.

PENNER, P. et al. **Feasibility Study of Resistance Spot Welding of Dissimilar Al/Mg Combinations with Ni Based Interlayers**. *Science and Technology of Welding and Joining*, v. 18, 7 Ed., p. 541–550, 2013.

PORTER, D. A. **Phase Transformations in Metals and Alloys**. 3 Ed. (Revised Reprint), *CRC Press*, 1992.

ROSENDO, T. S. **Estudo do desempenho mecânico de solda(s) ponto por fricção (FSpW) da liga AA6181-T4.** Tese. PPGEM: UFRGS, 2009.

ROSENDO, T., B. et al. **Mechanical and Microstructural Investigation of Friction Spot Welded AA6181-T4 Aluminium Alloy.** *Materials & Design*, v. 32, 3 Ed., p. 1094–1100, 2011.

SATO, Y. S. et al. **Constitutional Liquation during Dissimilar Friction Stir Welding of Al and Mg Alloys.** *Scripta Materialia*, v. 50, 9 Ed., p. 1233–1236. 2004.

SCHILING, C.; DOS SANTOS, J. F. **Method and Device for Linking at Least Two Adjoining Work Pieces by Friction Welding.** WO/2001/036144, May 25 2001.

SHI, L.; YANG, Y. **Green Process Systems Engineering: Challenges and Perspectives.** 8th International Symposium on Process Systems Engineering, Process Systems Engineering, PTS A and B. v. 15, p. 600–611, 2003.

SILVA, A. A. M. et al. **Performance Evaluation of 2-Mm Thick Alclad AA2024 T3 Aluminium Alloy Friction Spot Welding.** SAE Technical Paper 2007-01-3812. Warrendale, PA: SAE International, 2007.

SUHUDDIN, U. F. H. et al. **Interfacial Modification in Dissimilar Friction Spot Welds of Al and Mg Alloys.** In: 10th Friction Stir Welding Symposium, Beijing, China, 2014.

SUHUDDIN, U. F. H. et al. **The Thermal Cycle during the Dissimilar Friction Spot Welding of Aluminum and Magnesium Alloy.** *Scripta Materialia*, v. 68, 1 Ed., p. 87–90, 2013

SUHUDDIN, U. F. H. et al. **Grain Structure Evolution during Friction-Stir Welding of AZ31 Magnesium Alloy.** *Acta Materialia*, v. 57, 18 Ed., p. 5406–5418, 2009.

SUHUDDIN, U. F. H. et al. **Microstructure and Mechanical Properties of Friction Spot Welds of Dissimilar AA5754 Al and AZ31 Mg Alloys.** *Materials Science and Engineering: A*, v. 590, p. 384–89, 2014.

SU, P.; GERLICH, A.; NORTH, T. H. **Friction Stir Spot Welding of Aluminum and Magnesium Alloy Sheets.** SAE Technical Paper 2005-01-1255, SAE International, Warrendale, PA, 2005.

SU, P. et al. **Energy Generation and Stir Zone Dimensions in Friction Stir Spot Welds.** SAE Technical Paper 2006-01-0971, SAE International, Warrendale, PA, 2006.

THOMAS, W. M. et al. **Friction Stir Butt Welding.** GB Patent 9125978-8, 1991.

TIER, M. D. et al. **The Influence of Refill FSSW Parameters on the Microstructure and Shear Strength of 5042 Aluminium Welds.** *Journal of Materials Processing Technology*, v. 213, 6 Ed., p. 997–1005. 2013.

TOTTEN, G. E.; MACKENZIE D. S. **Handbook of Aluminum.** In: *Physical Metallurgy and Processes*, v. 1, NY: Marcel Dekker, 2003.

WANG, Y. et al. **Microstructure and Mechanical Properties of Diffusion-Bonded Mg–Al Joints Using Silver Film as Interlayer.** *Materials Science and Engineering: A*, v. 559, p. 868–874, 2013.

YANG, Y. S.; LEE, S. H. **A Study on the Joining Strength of Laser Spot Welding for Automotive Applications.** *Journal of Materials Processing Technology*, v. 94, 2–3 Ed., p. 151–156, 1999.

YAN, J. et al. **Microstructure Characteristics and Performance of Dissimilar Welds between Magnesium Alloy and Aluminum Formed by Friction Stirring.** *Scripta Materialia*, v. 53, 5 Ed., p. 585–589, 2005.

ZETTLER, R. et al. **Dissimilar Al to Mg Alloy Friction Stir Welds.** *Advanced Engineering Materials*, v. 8, 5 Ed., p. 415–421, 2006.

ZHANG, Y. et al. **Microstructure Characterization and Tensile Properties of Mg/Al Dissimilar Joints Manufactured by Thermo-Compensated Resistance Spot Welding with Zn Interlayer.** *Materials & Design*, v.75, p. 166–173, 2015.

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, 4 Ed., p. 283–286, 2008.