

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

Departamento de Metalurgia

ESTUDO DA VIABILIDADE DA SOLDAGEM DISSIMILAR PONTO POR FRICÇÃO
ENTRE AS LIGAS DE ALUMÍNIO AA5654-H24 E MAGNÉSIO AZ31-O

Vanessa Fischer da Silveira Fischer

Trabalho de Diplomação

Orientador: Professor Dr. Thomas G. R. Clarke

Porto Alegre
2012

Dedico esta dissertação minha mãe Gilce Fischer da Silveira Fischer.

AGRADECIMENTOS

Ao meu orientador Thomas G. R. Clarke pela orientação e demais contribuições técnicas e pessoais;

Aos meus professores Dr. Telmo Roberto Strohaecker e Dr. Afonso Reguly pelos ensinamentos e influência na minha formação;

Aos colegas do Centro de Pesquisas Helmholtz-Zentrum Geesthacht Centre for Materials and Coastal Research, principalmente ao Dr. Jorge dos Santos e ao Dr. Uceu Suhuddin que contribuíram para a conclusão deste trabalho;

A todo o pessoal do LAMEF pela acolhida e companheirismo.

SUMÁRIO

LISTA DE FIGURAS	VI
LISTA DE TABELAS	X
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS.....	XI
RESUMO	XII
ABSTRACT.....	XIV
1.0. INTRODUÇÃO	1
1.1. Motivação.....	2
1.2. Objetivos	2
2.0. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	3
2.1 Material	3
2.1.1. Magnésio	3
2.1.1.1. Características Gerais	3
2.1.1.2. Características Físico Metalúrgica	6
2.1.1.3. Nomenclatura das Ligas de Magnésio.....	12
2.1.1.4. Liga Magnésio-Alumínio-Zinco.....	13
2.1.1.5. Liga de Magnésio AZ31	16
2.1.2. Alumínio	17
2.1.2.1. Características Gerais.....	17
2.1.2.2. Características Físico Metalúrgicas	18
2.1.2.3. Nomenclatura das Ligas de Alumínio	22
2.1.2.4. Sistemas de Designação do Tratamento Térmico para o Alumínio e suas Ligas	25
2.1.2.5. Ligas de Alumínio-Magnésio	27
2.1.2.6. Liga Alumínio AA5754.....	29
2.2. Solda Ponto por Fricção	30
2.2.1. Introdução	30
2.2.2. Princípio do Processo	31
2.2.3. Propriedades Mecânicas e Microestruturais	33
2.3. Estudos Anteriores em Soldas Dissimilares por Fricção e Mistura Mecânica entre as Ligas de Alumínio e Magnésio	38

3.0.	PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL	43
3.1.	Descrição do Material	44
3.2.	Procedimento de Soldagem	44
3.3.	Definição dos Parâmetros de Soldagem	45
3.4.	Controle da Temperatura	46
3.5.	Caracterização Mecânica	47
3.6.	Caracterização Metalúrgica	49
4.0.	RESULTADOS E DISCUSSÃO	52
4.1.	Otimização dos Parâmetros do Processo SpF	52
4.2.	Controle da Temperatura	57
4.3.	Caracterização Metalúrgica	58
4.3.1.	Caracterização Metalúrgica da Liga de Alumínio AA5754-H24	59
4.3.2.	Caracterização Metalúrgica da Liga de magnésio AZ31-O	64
4.3.3.	Caracterização Metalúrgica do Composto Intermetálico	67
4.4.	Caracterização Mecânica	71
4.4.1.	Avaliação da Microdureza	71
4.4.1.1.	Avaliação da Microestrutura da Placa de Alumínio AA5744-H24	72
4.4.1.2.	Avaliação da Microdureza da Placa de Magnésio AZ31-O	74
4.4.1.3.	Avaliação da Microdureza da Camada Intermetálica	75
4.4.2.	Teste de Cisalhamento	76
4.4.2.1.	Análise da Fratura em Solicitação de Cisalhamento	77
5.0.	CONCLUSÕES	80
6.0.	SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS	82
7.0.	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	83
8.0.	ANEXOS	87

LISTA DE FIGURAS

Figura 2. 1	Efeito da umidade do ar na oxidação do magnésio (PAN 2006).	7
Figura 2. 2	Célula cristalina unitária do Magnésio: (a) Posições atômicas (b) Plano Basal, face plana e plano principal [1210] (c) Plano Principal [1110] (d) Direções Principais (AVEDESIAN 1999).	8
Figura 2. 3	Principais mecanismos de deformação no Magnésio (YOSHINAGA 1965)..	8
Figura 2. 4	Micrografia da liga de magnésio AZ31 extrudado e recristalizado com presença de maclas (BARNETT 2008).	9
Figura 2. 5	Diagrama de fase da liga binária de Mg-Al (AVEDESIAN 1988).	14
Figura 2. 6	MET micrografia mostrando as regiões de precipitação descontínua (lado esquerdo) e contínua (lado direito) em um amostra de Mg AZ91 envelhecida a 200°C por 4h (CELLOTO 2001).	15
Figura 2. 7	Microestrutura da liga AZ31 em diferentes condições de revenido, visão longitudinal: (a) Estrutura de AZ31B-F extrudado com grandes grãos recristalizados equiaxiais (250X) e (b) Estrutura de uma chapa de AZ31-O (250X) (AVEDESIAN 1999).	16
Figura 2. 8	Estrutura cristalina do alumínio – cúbico de face centrada: (a) representação da célula unitária, (c) célula unitária reduzida e (c) agregado de muitos átomos (TOTTEN 2003).	20
Figura 2. 9	Diagrama de fase Al-Mg (DAVIS 1993).	28
Figura 2. 10	Representação esquemática do sistema da ferramenta do processo SpF e seus três componentes: pino, luva e anel de fixação (DA SILVA 2007).	31
Figura 2. 11	Ilustração esquemática da variante luva penetrante SpF com as 4 etapas do processo: (a) a rotação da ferramenta e a fixação das chapas, (b) imersão da luva e retração do pino, (c) imersão do pinos e de retração da luva e (d) remoção da ferramenta (DA SILVA 2007).	32
Figura 2. 12	Ilustração esquemática da variante pino penetrante do processo SpF com as 4 etapas principais: (a) a rotação da ferramenta e fixação das chapas, (b) mergulho de pinos e de retração da luva, (c) mergulho luva e retração pino e (d) remoção da ferramenta (DA SILVA 2007).	33
Figura 2. 13	Seção transversal da junta de alumínio AA 2023 cladado soldada por SpF, contendo as zonas: de mistura (ZM), zona termo mecanicamente afetada (ZTMA) e zona afetada pelo calor (ROSENDO 2007).	34

Figura 2. 14	Micrografia obtida através de um microscópio eletrônico de varredura da microestrutura da ZM de uma da junta de alumínio AA 2023 cladado soldada por SpF, (DA SILVA 2007).....	34
Figura 2. 15	Micrografias obtidas através de um microscópio eletrônico de varredura das microestruturas de uma junta de alumínio AA 2023 cladado soldada por SpF; (a) ZTMA e (b) ZTA (DA SILVA 2007).....	35
Figura 2. 16	Defeitos volumétricos dentro da zona de mistura da junta de alumínio AA 2023 cladado soldada por SpF (ROSENDO 2007).....	36
Figura 2. 17	Seção transversal da solda SpF com presença de cunha: (a) cunha moderada e (b) pico de cunha (PARRA 2008).....	36
Figura 2. 18	Modos de falha durante os testes de cisalhamento: (a) fratura de cisalhamento, (b) arrancamento não-circunferencial e (c) arrancamento circunferencial (YANG 2008).....	37
Figura 2. 19	Vista geral com baixa ampliação de uma solda dissimilar por FMM entre as liga Al - AA5083 e liga Mg - AZ31 (MCLEAN 2003).	39
Figura 2. 20	Micrografia óptica do composto intermetálico formado durante a soldagem por fricção e mistura mecânicas entre as ligas Al - AA 1050 e Mg - AZ31 (SATO 2004).....	40
Figura 2. 21	Diagrama de fase binário Al-Mg (SATO 2004).....	41
Figura 2. 22	Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura da interface Al/Mg - intermetálico da solda dissimilar FFM entre as ligas Al - AA5083 e Mg - AZ3B (MCLEAN 2003).	42
Figura 2. 23	Microscópio óptico Leica DM IRM	51
Figura 3. 1	Fluxograma descrevendo o procedimento experimental do trabalho.....	43
Figura 3. 2	Representação esquemática da configuração da solda.....	44
Figura 3. 3	Ferramenta da SpF e suas partes: pino, luva e anel de fixação	45
Figura 3. 4	Máquina de soldagem SpF (RPS 100).	45
Figura 3. 5	Representação esquemática do entalhe na placa de magnésio.....	46
Figura 3. 6	Máquina tipo fuso da Zwick / Roell utilizada para a avaliação da resistência mecânica das juntas soldadas sob solicitação de cisalhamento.....	47
Figura 3. 7	Indentação no material base 500X: (a) chapa de alumínio e (b) chapa de magnésio.....	48
Figura 3. 8	Configuração das linhas de identificação.....	48
Figura 3. 9	Microdurômetro modelo ZHV1/2 Micro-Vickers.....	49
Figura 3. 10	Máquina de corte Struers Discotom-6 e máquina de polimento Buehler Phoenix 4000.....	49
Figura 4. 1	Gráficos de efeito para as médias das forças de cisalhamento e razão sinal-ruído em relação aos parâmetros do processo: (a) Velocidade de Rotação, (b) Profundidade de Penetração, (c) Posicionamento, (d) Tempo de Permanência e (e) Força de Fixação.	54
Figura 4. 2	Efeito da variação dos parâmetros de soldagem sobre a força de cisalhamento suportada pela solda.	57
Figura 4. 3	Gráfico de acompanhamento da temperatura para a condição SpF-Al/Mg-2.....	58
Figura 4. 4	Macrografia da secção transversal do botão da solda SpF-Al/Mg-2.....	59
Figura 4. 5	Macrografia da secção transversal da solda SPF-Al/Mg-2 mostrando as zonas da solda na placa de alumínio.	59

Figura 4. 6	Detalhes dos “vazios” encontrados dentro da ZM: (a) Região inferior 100X e (b) Região Superior 100X.	60
Figura 4. 7	Micrografia do Material Base Al 5754-H24: (a) 100X e (b) 200X.....	60
Figura 4. 8	Micrografias da ZM: (a) Região Superior 100X, (b) Região Central 100X e (c) Região Inferior 100X.	62
Figura 4. 9	Micrografias da ZTMA: (a) 100X e (b) 200X.....	62
Figura 4. 10	Comparação entre os diferentes efeitos da recristalização dinâmica sofridas pelas zonas: (a) ZM e (b) ZMTA.	63
Figura 4. 11	Micrografias da ZTA: (a) 100X e (b) 200X.	63
Figura 4. 12	Comparação entre as microestruturas do MB e da ZTA, evidenciando o efeito da temperatura imposta pelo processo sobre o MB: (a) MB e (b) ZTA.....	64
Figura 4. 13	Macrografia da secção transversal da solda SPF-Al/Mg-2 mostrando as zonas da solda na placa de magnésio.	64
Figura 4. 14	Micrografia do Material Base Mg AZ31-O: (a) 200X e (b) 500X.....	65
Figura 4. 15	Microestrutura da SZ: (a) 100X, (b) 200X e (c) 500X.....	66
Figura 4. 16	Microestrutura da ZTMA: (a) 200X e (b) 500X.....	66
Figura 4. 17	Microestrutura da ZTA: (a) 200X e (b) 500X.	67
Figura 4. 18	Macrografia da solda SpF-Al/Mg, tendo em destaque a camada formada durante o processo de soldagem entre a interface das placas de alumínio e magnésio: (a) 16X e (b) 50X.....	68
Figura 4. 19	Micrografia da camada formada durante o processo de soldagem entre a interface das placas de alumínio e magnésio: (a) Região 1 (100X), (b) Região 2 (100X), (c) Região 3 (100X), (d) Região 1 (500X), (e) Região 2 (500X) e (f) Região 3 (500X).	69
Figura 4. 20	Micrografia obtida por microscopia eletrônica de varredura da camada formada durante o processo de soldagem entre a interface das placas de alumínio e magnésio: (a) Região A e (b) Região B.	69
Figura 4. 21	O espectro de DRX obtido para a região de transição.....	70
Figura 4. 22	Perfil de microdureza da condição de solda SpF-Al/Mg-2.	71
Figura 4. 23	Perfil de microdureza da placa superior de alumínio na condição de solda SpF-Al/Mg-2	73
Figura 4. 24	Efeito do processo de soldagem sobre a microestrutura do material base: (a) Material Base, (b) Zona Afetada pelo Calor, (c) Zona Termomecanicamente Afetada e (d) Zona de Mistura.	73
Figura 4. 25	Detalhe da indentação feita na região com presença do composto intermetálico (200X).	74
Figura 4. 26	Perfil de microdureza da placa inferior de magnésio na condição de solda SpF-Al/Mg-2	75
Figura 4. 27	Secção transversal do botão de solda SpF-Al/Mg-2, com destaque para o composto intermetálico formado na interface entre as placas de alumínio e magnésio.....	75
Figura 4. 28	Detalhe da indentação Vickers (500X): (a) Região A e (b) Região B.	76
Figura 4. 29	Macrografia da superfície da fratura das amostras: (a) SpF-Al/Mg-2-A e (b)SpF-Al/Mg-2-B.	77

Figura 4. 30	Secção transversal ao centro do botão fraturado da amostra SpF-Al/Mg-2-B com modo de fratura através da solda (100X).	78
Figura 4. 31	Detalhe do composto intermetálico demarcado na Figura 38 (200X): (a) região 1, (b) região 2 e (c) região 3.	78
Figura 4. 32	MEV mostrando os diferentes micromecanismos de fratura presentes na superfície da fratura através da solda da amostra SpF-Al/Mg-2-A.....	79
Figura 8. 1	Vista aérea do Centro de Pesquisas alemão Helmholtz-Zentrum, em Geesthacht na Alemanha.	87

LISTA DE TABELAS

Tabela 2. 1	Propriedades físicas e mecânicas de alguns materiais estruturais e ligas (Infomet: Informações britadas, fundidas e laminadas 2012).....	5
Tabela 2. 2	Principais propriedades físicas e químicas do magnésio (Magnesium.com online research 2012).	7
Tabela 2. 3	Código de letras ASTM para ligas de magnésio (ADEVESIAN 1999).....	12
Tabela 2. 4	Designação do tratamento térmico para as ligas de magnésio (ADEVESIAN 1999).	13
Tabela 2. 5	Composição química da liga de magnésio AZ31 (AVEDESIAN 1999).....	17
Tabela 2. 6	Principais propriedades físicas do alumínio (TOTTEN 2003).....	18
Tabela 2. 7	Designação do tratamento térmico para as ligas de alumínio (DAVIS 1993)..	25
Tabela 2. 8	Subdivisão do Tratamento Térmico H (DAVIS 1993).....	25
Tabela 2. 9	Subdivisão do Tratamento Térmico T (DAVIS 1993).....	26
Tabela 2. 10	Composição química nominal da liga AA5754 (aluMATTER 2012).....	29
Tabela 2. 11	Propriedades físicas e elásticas da liga AA 5754 (aluMATTER 2012).	30
Tabela 2. 12	Propriedades Mecânicas da liga AA5457 H22 (aluMATTER 2012).....	30
Tabela 3. 1	Procedimento para preparação metalográfica para dissimilar SpF entre Al – AA5754 e Mg AZ3.....	50
Tabela 4. 1	Fatores e níveis para DOE.....	52
Tabela 4. 2	Condições experimentais e a média dos resultados.	53
Tabela 4. 3	Relação dos valores das médias e razão sinal-ruído (maior é o melhor) para cada nível de cada parâmetro, obtidos através da matriz ortogonal L9.	54
Tabela 4. 4	A melhor configuração dos parâmetros de soldagem.....	56
Tabela 4. 5	As novas condições experimentais e os resultados dos testes de cisalhamento para cada condição.	56
Tabela 4. 6	Composição química obtida por EDS na região de transição entre Al5754 e Mg AZ31.....	70
Tabela 4. 7	Microdureza do composto intermetálico	76
Tabela 4. 8	Resistência mecânica das soldas SpF-Al/Mg-2 sob sollicitação de cisalhamento.	76

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

Al	Alumínio;
ASTM	American Society for Testing and Materials;
CFC	Estrutura Cristalina de Face Centrada;
DIN	Deutsches Institut für Normung;
DRX	Difratômetro de raios-X;
EDS	Energy-Disperse X-Ray Spectroscopy;
FEA	Fator de Empacotamento
FMM	Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica;
FSpW	Fricition Spot Welding;
GKSS	Gesellschaft für Kernenergie in Schiffahrt und Schiffahrt;
GP	Zona de Guinier-Preston;
HC	Estrutura Cristalina Hexagonal Compacta;
HZG	Helmholtz-Zentrum Geesthacht Centre for Materials and Coastal Research
Mg	Magnésio;
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura;
PPM	Partes por milhão
SpF	Solda Ponto por Fricção;
SNR	Razão Sinal-Ruído
T _F	Temperatura de fusão;

RESUMO

A Soldagem Ponto por Fricção (SpF) é um processo de união por estado sólido destinado à soldagem de juntas sobrepostas, adequado para soldagem de materiais leves como, por exemplo, ligas de alumínio e de magnésio para aplicações estruturais. O processo consiste essencialmente no aquecimento por atrito e na deformação plástica dos componentes, produzidos pela interação de uma ferramenta rotativa não consumível com as superfícies a serem unidas (sem poça de fusão). A gama de componentes e materiais para os quais a SpF pode ser usado está em contínua expansão e o processo rapidamente se tornou uma tecnologia industrial atraente. A demanda por estruturas leves está aumentando rapidamente em ambas as indústrias: automotiva e aeronáutica, fomentada pela crescente competitividade do mercado, motivando as indústrias à otimização de seus processos visando à redução do consumo de combustível em veículos e a adequação as questões ambientais. Estes fatores fazem do processo SpF um grande atrativo na substituição ou no uso complementar de tecnologias consagradas como soldagem ponto por resistência elétrica e a LASER (indústria automotiva) e rebitagem (indústria aeronáutica). Neste trabalho foi feito um estudo da viabilidade da soldagem dissimilar entre as ligas de Alumínio AA5754-H24 e Magnésio AZ31-O através do processo SpF. O estudo teve como objetivo avaliar os efeitos dos parâmetros de processo na microestrutura, na geometria da junta e no desempenho mecânico, além de buscar a otimização do processo para as ligas em estudo. A relação entre a qualidade da junta e os parâmetros da SpF foi estudada usando o Método Taguchi. A análise por Taguchi foi feita para determinar o conjunto dos parâmetros mais eficazes, dentro do intervalo investigado, sobre a qualidade das juntas soldadas. Tal otimização foi feita por meio do estudo do comportamento das soldas sob solicitação monotônica de cisalhamento. Juntas sobrepostas foram produzidas utilizando a condição de soldagem otimizada, combinando os parâmetros ótimos de posicionamento, velocidade de rotação, tempo de permanência, profundidade de penetração e força de fixação. Os resultados obtidos demonstram que soldas de boa qualidade podem ser produzidas com este processo. No entanto, a formação de uma

camada intermetálica ($Al_{12}Mg_{17}$) na interface da solda resulta em uma solda com nenhuma ductilidade e, portanto, com pouca aplicação na engenharia.

ABSTRACT

Friction spot welding (FSpW) is a spot-like solid-state joining process suitable for welding lightweight materials e.g. aluminium and magnesium alloys for structural applications. The process that essentially relies on frictional heating and plastic deformation of workpieces produced by the interaction of a non consumable rotating tool with that of the surfaces to be joined (no melting point of bulk material). The range of components and materials for which FSpW can be used is expanding continuously and process has quickly become a significant industrial technology. The demand for lightweight structures is increasing rapidly in both automotive and aeronautical industries aiming fuel consumption reduction and also attendance to the environment issues. The process has show potential applicability to complementary use together with other well established techniques such as resistance and LASER spot welding and riveting. In this work a study of feasibility of dissimilar Friction Spot Welding between AA5754-H24 Aluminium Alloy and AZ31-O Magnesium Alloy. The objectives were the assessment of the welding parameters on the strength, microstructure and geometry of the joint, as well as the optimization of the process. The relationship between the joint quality and laser spot welding parameters was studied using Taguchi design of experiment method. Taguchi analysis was made to determine the most effective parameters in the investigated range on the quality of laser welded joints. The methodology used for the optimization of the welding parameters was the study of the behavior of welds under shear load. Overlap joints were produced using the optimum welding condition, combining the optimal parameters for displacement, rotation speed, dwell time, plunge depth and clamping ring. The results revealed that visually sound welds can be produced using FSpW. However, the formation of a thin, intermetallic layer at the interface ($Al_{12}Mg_{17}$) results in welds exhibit virtually no ductility and therefore would have little engineering application.

1.0. INTRODUÇÃO

Na indústria automotiva, métodos de fixação mecânica (rebitagem e auto-piercing) e soldagem por fusão são aplicados para produção de juntas ponto. Entretanto, aumento de peso, dificuldade de automação, necessidade de uso de selantes e problemas de corrosão são fortemente associados a estas aplicações. Além disso, problemas como a formação de camadas óxidos/hidróxidos, dissolução de hidrogênio são relacionados aos métodos de soldagem ponto a laser e soldagem ponto por resistência elétrica de ligas de alumínio de alta resistência.

Ligas de magnésio (Mg) têm recebido uma grande atenção da indústria automotiva por serem as mais leves entre as ligas de metais estruturais, com apenas dois terços da densidade das ligas de alumínio (Al). Portanto, ligas de Mg são materiais estruturais promissores para a fabricação de veículos. Por sua vez, as ligas de Al por possuírem grande resistência, boa formabilidade e permitirem grande redução de peso têm sido usadas para a fabricação de veículos. Deste modo, para que se possa alcançar uma combinação das propriedades das ligas de Al e Mg é necessário o desenvolvimento de técnicas capazes de produzir juntas confiáveis entre ligas de Al e Mg.

Neste cenário, o processo de Fricção e Mistura Mecânica (FMM) oferece um grande potencial para superar esses problemas. FMM possui muitas vantagens em relação às técnicas de soldagem por fusão, tais como não haver a necessidade de tratamento térmico após a soldagem, elevadas resistências à fadiga e à capacidade de soldar ligas dissimilares. Fricção e mistura mecânica é um processo de soldagem no estado sólido, onde não há produção de volume de material fundido durante a soldagem. O processo de Fricção e Mistura Mecânica baseia-se no aquecimento por fricção e na deformação plástica entre as peças de trabalho, produzidos pela interação com uma ferramenta rotacional não consumível com o material das superfícies de interface a serem soldadas. Uma das variantes deste processo é a Soldagem Ponto por Fricção (SpF) que produz juntas ponto.

SpF é caracterizado por ser um processo que produz juntas soldadas livres de defeitos com grande resistência, oferecendo assim, muitas vantagens sobre as técnicas convencionais de juntas ponto, tais como alta eficiência energética, redução do número de etapas do processo, nenhum pós-processamento, devido à alta qualidade superficial, reprodutividade bem como elevada compatibilidade ambiental.

Hitano et al, realizou anteriormente, FMM de materiais dissimilares entre as ligas de Al 1050 e Mg AZ31, e relatou a soldabilidade e as propriedades mecânicas da solda dissimilar de alta qualidade entre as ligas de Al e Mg (SATO 2004). Park também obteve êxito na solda dissimilar FMM entre as ligas de Al 1050 e Mg AZ31, e mostrou a presença de um amplo composto intermetálico $Mg_{17}Al_{12}$ no centro da solda (SATO 2004). Ambos os trabalhos demonstraram a viabilidade da FMM de materiais dissimilares entre as ligas de Al e Mg. O presente estudo analisa características microestruturais em dissimilar SpF entre as ligas de Al 5754 e Mg AZ31.

1.1. Motivação

A motivação para soldar ligas de Al e Mg surge a partir da necessidade de reduzir o consumo de combustível por redução de peso na indústria automotiva. Uma vez que as Ligas de Mg, são as mais leves entre as ligas de metais estruturais, com dois terços da densidade das ligas de alumínio, se tornando assim um material estrutural promissor para a fabricação de automóveis. Ligas de Al por oferecerem grande resistência, boa formabilidade e redução de peso estão sendo consideradas pela indústria automotiva (MECLEAN 2003, CHEN 2008). Entretanto, a soldagem por fusão entre ligas de Al e Mg não é adequada devido a formação de compostos intermetálicos durante a soldagem. SpF oferece grande possibilidade para a produção de soldas dissimilares de alta qualidade entre ligas de Al e Mg.

1.2. Objetivos

O objetivo deste trabalho é demonstrar a viabilidade SpF de materiais dissimilares entre as ligas de Al 5754-H24 e Mg AZ31-O, incluindo a compreensão dos efeitos dos parâmetros do processo da SpF sobre as propriedades dos materiais e da camada do composto intermetálico e compreensão da evolução da microestrutura dos componentes da solda.

2.0. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Material

2.1.1. Magnésio

2.1.1.2. Características Gerais

O Magnésio e suas ligas têm recebido uma grande atenção da indústria, especialmente da indústria automotiva. Esta atenção refere-se a sua elevada resistência específica e menor densidade entre os metais estruturais considerados para aplicações automotivas, bem como, boa usinabilidade e reciclagem, excelente fusibilidade e aptidão para a fundição de alta pressão, boa soldabilidade sobre atmosfera controlada, elevadas propriedades de amortecimento, considerável melhora na resistência à corrosão usando ligas de elevada pureza. Possuindo também uma elevada resistência em relação a sua densidade e módulo mais elevado do que os plásticos comuns de engenharia e do que as fibras de vidro reforçadas por compósitos de polímero. Entretanto, baixo módulo de elasticidade, baixa resistência à corrosão, elevado grau de contração volumétrica na solidificação, baixa forjabilidade a frio, além disso, sua elevada reatividade química é uma das razões para o uso limitado (MORDIKE 2001) (PICARD 2006) (PINHEIRO 2008) (PAN 2006). A Tabela 2. 1 compara alguma das propriedades físicas e mecânicas do magnésio em relação a outros materiais estruturais comuns.

Para assegurar sua inserção no mercado, tentativas estão sendo feitas não apenas para melhorar o perfil característico das ligas de magnésio (pela adição de elementos de liga), mas também para o desenvolvimento de novas técnicas de manufatura, uma vez que o seu sucesso é fortemente relacionado com sua soldabilidade e a técnicas de soldagem que sejam capazes de produzir juntas de alta qualidade (PICARD 2006) (PINHEIRO 2008).

O magnésio é um dos oito elementos mais comuns na crosta da Terra o teor médio de magnésio é de 2,1%) e o sexto elemento metálico mais abundante, constituindo cerca de

2,5% da superfície terrestre. A água do mar, que contém 2,5% de magnésio, salmouras e minerais de magnésio são as principais fontes de matérias-primas para obtenção do magnésio. A magnesita parece ser a mais importante fonte de magnésio, podendo alcançar um grau de pureza de 95% (KAINER 2010) (TOZAKI 2006).

Atualmente, dois processos básicos são utilizados no processo de extração de magnésio. A eletrólise do cloreto de magnésio anidro fundido derivado da magnesita, salmoura, ou água do mar, o que corresponde a cerca de 80% da produção e redução térmica de óxido de magnésio (MgO) por ferro-silício derivado a partir de minérios de carbonato (AVEDESIAN 1999) (SU 2005) (ELIEZER 1988).

Tabela 2.1 Propriedades físicas e mecânicas de alguns materiais estruturais e ligas (Infomet: Informações britadas, fundidas e laminadas 2012).

Propriedades/ Classe	Propriedades Físicas					Propriedades Mecânicas			Propriedades Mecânicas Específicas		
	Densidade (Kg/m ³)	Ponto de Fusão (°C)	CTE (µm/m°C)	Condutividade Térmica (W/m.K)	Resistividade Elétrica (10 ⁻⁹ Ωm)	Módulo de Elasticidade (GPa)	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência à Tração (MPa)	Módulo de Elasticidade Específico (10 ⁶ km)	Limite de Escoamento Específico (10 ⁶ km)	Limite de Resistência a Tração Específico (10 ⁶ km)
Mg	1740	649	26,1	159	46	44	21	90	2,58	1,23	5,27
Al	2700	660	24	210	27	68	98	118	2,57	3,7	4,46
Fe	7870	1535	12,2	76,2	89	200	50	262	2,59	1,68	3,39
AZ31	1770	605-630	26	96	92	45	150	255	2,55	8,78	13,6
AZ31*	2780	502-638	23,2	151	44,9	72,4	345	427	2,65	12,7	15,7
Al2021-T6	7848	1520	12,5	51,5	51,5	200	350	515	2,6	4,55	6,69

(*) Recozido

2.1.1.2. Características Físico Metalúrgica

O magnésio é um elemento prata-metálico, representado pelo símbolo Mg, cujo número atômico é 12, o peso atômico é de 24,3050 u.a. e número de valência igual a 2, além de possuir um forte caráter electropositivo. É um metal alcalino-terroso, encontrado principalmente nas formas de magnesita, dolomita e carnalita. Quando exposto a atmosfera em temperatura ambiente produz filme de óxido de magnésio em sua superfície, se exposto à umidade, o óxido de magnésio se transforma em hidróxido de magnésio, não sendo mais protegidos contra ataques adicionais e corrosão. Sobre condições atmosféricas, magnésio não ligado possui ponto de fusão e ebulição de 650°C e 1090 °C respectivamente. A exposição de magnésio fundido à atmosfera leva a formação de nitritos e óxidos, uma vez que possua grande reatividade com o oxigênio e com o nitrogênio, em um nível inferior (AVEDESIAN 1999), o efeito da umidade do ar sobre a oxidação do magnésio pode ser observado na Figura 2. 1. A Tabela 2. 2 lista as principais propriedades físicas e químicas do magnésio.

A estrutura cristalina do magnésio puro sobre é hexagonal compacta ($a = 3,2030$ nm e $c = 1,633$ nm), com proporção de “c/a” de 1,642. Se comparado com a proporção de “c/a” de uma esfera perfeitamente rígida ($c/a = 1,633$), o magnésio possui um corpo quase perfeitamente fechado. A Figura 2. 2 mostra as posições atômicas da célula unitária do magnésio, juntamente com seus principais planos e direções (AVEDESIAN 1999) (ELIEZER 1988) (PICARD 2006).

Como consequência de sua estrutura, os principais mecanismos de deformação no cristal de magnésio têm sido relatados como deslizamento basal $(0001) \langle 11\bar{2}0 \rangle$, deslizamento prismático $\{10\bar{1}0\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$, deslizamento piramidal $\{10\bar{1}0\} \langle 11\bar{2}0 \rangle$ e maclagem $\{1012\} \langle 1011 \rangle$. A Figura 2. 3 resume os principais mecanismos de deformação do magnésio (YOSHINAGA 1965).

Tabela 2. 2 Principais propriedades físicas e químicas do magnésio (Magnesium.com online research 2012).

Propriedades do Magnésio	
Raio Atômico (Å)	1,6
Volume Atômico (cm^3/mol)	14,0
Estrutura Cristalina	HC
Ponto de Fusão	$650^{\circ}C \mp 2$
Ponto de Ebulição	$1107^{\circ}C \mp 10$
Calor Latente de Fusão ($Mj//Kg$)	0,37
Calor Latente de Evaporação ($Mj//kg$)	5,25
Calor de Combustão ($Mj//kg$)	25,1
Calor Específico ($J/kg.K$)	1045
Densidade (sólido) (g/cm^3)	1,74
Densidade acima de $650^{\circ}C$ (líquido) (g/cm^3)	1,58
Coefficiente de Poisson (ν)	0,35
Coefficiente Linear de Expansão Térmica ($\mu m/^{\circ}C$)	26,1
Potencial padrão de redox (V)	-2,372

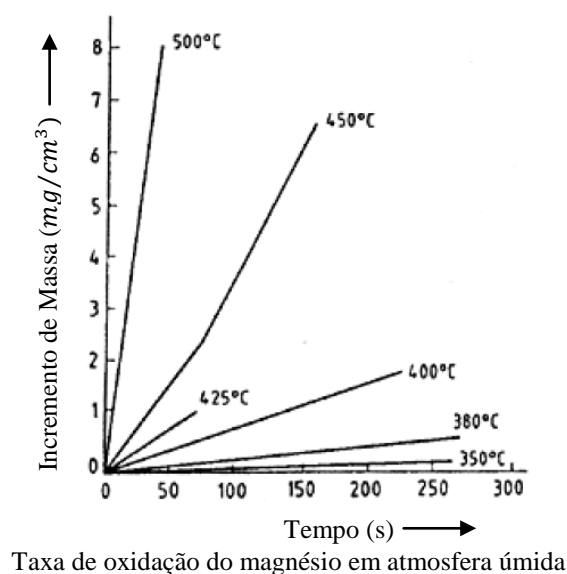


Figura 2. 1 Efeito da umidade do ar na oxidação do magnésio (PAN 2006).

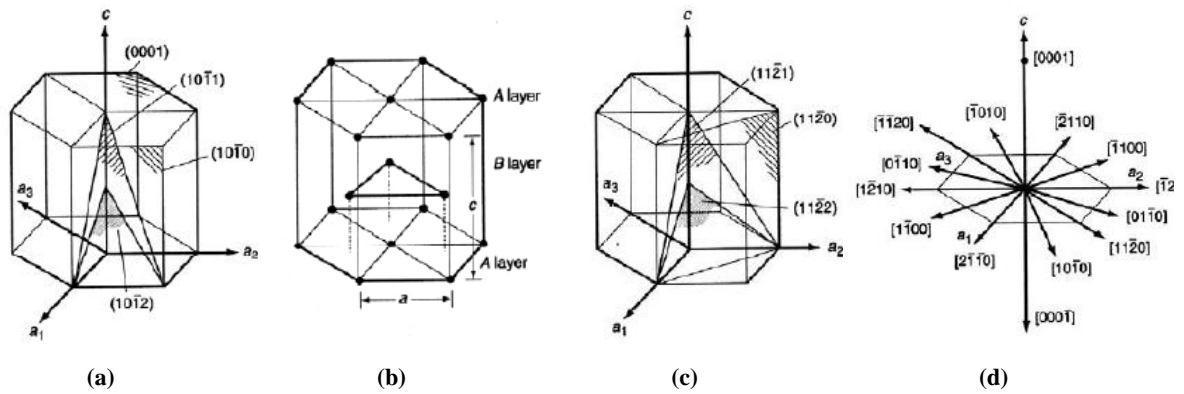


Figura 2.2 Célula cristalina unitária do Magnésio: (a) Posições atômicas (b) Plano Basal, face plana e plano principal $[1\bar{2}10]$ (c) Plano Principal $[1\bar{1}10]$ (d) Direções Principais (AVEDESIAN 1999).

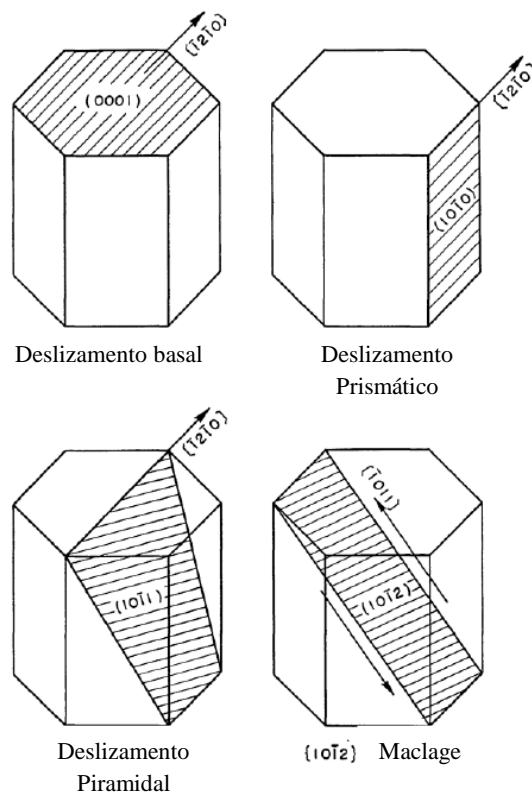


Figura 2.3 Principais mecanismos de deformação no Magnésio (YOSHINAGA 1965).

A temperatura ambiente, deslizamento primário ocorre no plano basal (0001) e na direção mais compacta do plano $\langle 11\bar{2}0 \rangle$, devido a existir apenas um sistema de escorregamento ativo. À temperaturas elevadas, deslizamento também ocorrerá na direção $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ do plano piramidal $\{10\bar{1}1\}$ aumentando consideravelmente a plasticidade. Nas ligas de magnésio, maclas possuem forma lenticular com pontas afiadas,

terminando em um contorno de grão ou em outra macla. Maclas também podem atravessar umas as outras (YOSHINAGA 1965). A Figura 2. 4 apresenta a micrografia da liga de magnésio AZ31 com algumas maclas presentes.

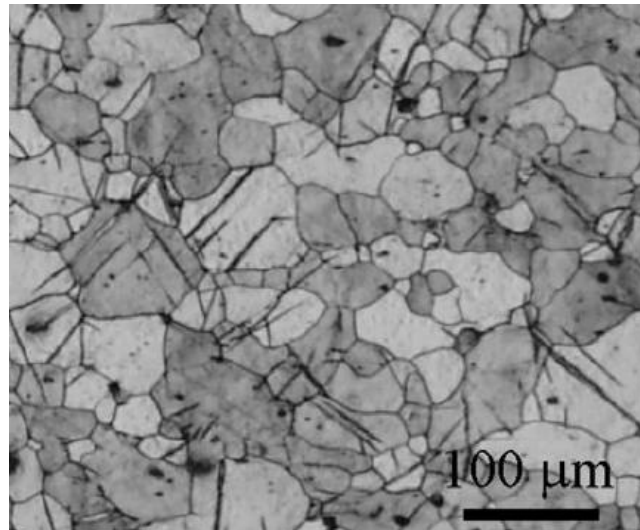


Figura 2. 4 Micrografia da liga de magnésio AZ31 extrudado e recristalizado com presença de maclas (BARNETT 2008).

Para aplicações industriais, de magnésio deve receber adição de elementos de ligas. O magnésio tem um comportamento de liga, devido à sua estrutura cristalina hexagonal ($c = c / a$) e do seu diâmetro atômico (0,320 nm), que é um fator de tamanho favorável, dando-lhe uma capacidade de formar solução sólida com uma ampla variedade de elementos, particularmente com aqueles elementos com grande importância comercial, incluindo alumínio, zinco, lítio, manganês, prata, terra, zircônio, terras raras e tório. No entanto, restrições na solubilidade sólida são impostas por meio de diferenças de valência e por causa da afinidade química do magnésio ser altamente electropositivo com alguns desses elementos, o que leva à formação de vários compostos estáveis (AVEDESINA 1999) (ELIEZER 1988). Uma ampla gama de compostos intermetálicos podem ser formados nas ligas de magnésio, os três tipos mais frequentes são AB, AB₂ e CaF₂ (AVEDESIAN 1999).

As propriedades físicas do magnésio são afetadas pela quantidade em que cada elemento de liga é adicionado a ele. Alguns principais efeitos dos elementos de liga são descritos abaixo (AVEDESIAN 1999) (KAINER 2010):

- Alumínio: Possui o efeito mais favorável sobre magnésio do qualquer outro elemento de liga. Ele melhora a resistência e a dureza, a resistência à corrosão,

reduz o ponto de fusão e aumenta o intervalo de fusão da liga tornando-a mais fácil de fundir. Em ligas contendo mais de 6% em peso de alumínio, a fase intermetálica $Mg_{17}Al_{12}$ é formada;

- Berílio: possui baixa solubilidade no magnésio, entretanto, possui um grande potencial para controlar a oxidação durante a fusão ou soldagem. Entretanto, deve ser usado criteriosamente, pois pode causar crescimento de grão;
- Cálcio: é um elemento de liga especial adicionado em quantidades muito pequenas. Quando adicionado em ligas de fundição, imediatamente antes de vazamento, ele reduz a oxidação no estado fundido, e melhora o processo de laminação das folhas de magnésio;
- Cobre: afeta de maneira negativa a resistência à corrosão das ligas de magnésio se presente em quantidades superiores a 0,05% em peso. No entanto, melhora a resistência em altas temperaturas;
- Manganês: é encontrada na maioria das ligas de magnésio. Além disso, melhora a ductilidade e a resistência a água salgada das ligas Mg-Al e Mg-Al-Zn, removendo o ferro e outros metais pesados formando compostos intermetálicos;
- Silício: melhora a fluidez do metal no estado fundido. No entanto, diminui a resistência à corrosão das ligas de magnésio se o ferro também estiver presente na liga;
- Prata: sua adição melhora as propriedades mecânicas das ligas de magnésio pela melhora da resposta da liga ao tratamento térmico de envelhecimento;
- Ferro: é uma das impurezas mais nocivas às ligas de magnésio, onde geralmente reduz drasticamente a resistência à corrosão, mesmo presente em quantidades muito pequenas;
- Níquel: como ferro é uma das impurezas prejudiciais às ligas de magnésio porque também reduz drasticamente a resistência à corrosão, mesmo presente em quantidades muito pequenas;
- Lítio: pode ser usado em grandes quantidades, a fim de reduzir a densidade do magnésio ainda mais. Além disso, um aumento no teor de Li além de 11% em peso conduz a uma mudança na estrutura cristalina de hexagonal compacta para cúbica de corpo centrado, melhorando assim a conformabilidade de produtos forjados. A adição de Li reduz a resistência, mas aumenta a ductilidade.

- Metal de terras raras: sua adição aumenta a resistência das ligas de magnésio em temperaturas elevadas. Eles também reduzem fissurações e porosidades na fundição, pois eles restringem o intervalo de solidificação da liga.
- Zinco: é usado, muitas vezes em combinação com alumínio, em ligas de magnésio para melhorar a resistência na temperatura ambiente. O zinco também é usado em combinação com zircônio, terras raras, ou com tório para produzir ligas de magnésio endurecidas por precipitação, permitindo assim uma boa resistência. O zinco também ajuda a amenizar o efeito prejudicial corrosivo das impurezas de ferro e de níquel, que possam estar presente nas ligas de magnésio.

As ligas de magnésio estão disponíveis em diversas formas, incluindo fundidas e conformadas. As ligas fundidas predominam sobre as conformadas, devido a algumas peculiaridades das ligas de magnésio (ELIEZER 1988):

- A maioria das ligas de magnésio apresentam elevada fluidez, permitindo a fundição de peças complexas de paredes finas;
- O magnésio possui um baixo calor específico por unidade de volume em comparação com outros metais, permitindo ciclos mais rápidos o que reduzir o desgaste das matrizes;
- O ferro proveniente das matrizes tem baixa solubilidade nas ligas de magnésio, o que é benéfico, porque reduz qualquer tendência a sua aderência na peça.

A fundição de baixa pressão representa 70% da produção dos fundidos, considerando que oferece um equilíbrio entre a qualidade e custo do produto, sendo incorporado em veículos com estruturas complexas com poucas etapas de fabricação. Fundição de alta pressão também tem sido utilizada na produção de peças de alta qualidade a partir de ligas existentes e em ligas que não poderiam ser produzidas com êxito utilizando o processo convencional. O elevado custo e a reduzida maleabilidade à temperatura ambiente, devido ao número limitado de sistemas de deslizamento e pela formação de maclas, faz com que o volume dos produtos conformados seja muito menor do que o volume de produtos fundidos (FROES 2000) (PINHEIRO 2008). Além disso, a estrutura hexagonal compacta e o tamanho de grão muito variável tornam sua formabilidade muito difícil. No entanto, é facilmente trabalhado a temperaturas ligeiramente elevadas (200 ° C a 300 ° C) (ADEVESIAN 1999) (FROES 2000).

O comportamento a corrosão das ligas de magnésio é um importante fator na seleção de matérias pela indústria. O potencial do eletrodo de magnésio é elevado quando colocado série eletroquímica e um fino filme não aderente de $Mg(OH)_2$ é formado. Problemas também podem com corrosão galvânica, necessitando de proteção quando há contato com outros metais. No entanto, usando-se um bom design e conceitos de proteção adequados podem-se eliminar tais problemas (ELIEZER 1988). Boa resistência à corrosão atmosférica durante a exposição é comum em liga de magnésio, embora sejam suscetíveis à corrosão em ambiente de cloreto, que pode impor limitações à aplicação mais ampla dessas ligas (ELIEZER 1988).

2.1.1.3. Nomenclatura das Ligas de Magnésio

Embora não haja um sistema internacional para a designação das ligas de magnésio, esta classificação tende a seguir o método utilizado pela a Sociedade Americana de Teste e Materiais (ASTM) para as ligas de magnésio, que consiste em três partes. Cada liga é designada por um código de letras que indicam os principais elementos de liga (listados em ordem decrescente de conteúdo de liga), seguido por números que indicam suas percentagens em peso (listados na mesma ordem dos códigos das letras e arredondados para o número inteiro mais próximo) e por outra letra separada por hífen que indicam o estado da liga (A, B, etc.) e tratamento térmico (ADEVESIAN 1999). As Tabela 2. 3 e Tabela 2. 4 listam os códigos dessa norma ASTM para a nomenclatura das ligas de magnésio.

Tabela 2. 3 Código de letras ASTM para ligas de magnésio (ADEVESIAN 1999).

Letra	Elemento	Letra	Elemento
A	Alumínio	N	Níquel
B	Bismuto	P	Chumbo
C	Cobre	Q	Prata
D	Cádmio	R	Cromo
E	Terras Raras	S	Silício
F	Ferro	T	Estanho
G	Tório	W	
J	Estrôncio	X	Cálcio
K	Zircônio	Y	Antimônio
L	Lítio	Z	Zinco
M	Manganês		Ítrio

Tabela 2. 4 Designação do tratamento térmico para as ligas de magnésio (ADEVESIAN 1999).

Designação	Estado / Tratamento Térmico
F	Como fabricado
O	Recozido e recristalizado (apenas ligas forjadas)
H3	Encruada e posteriormente estabilizada
H10 / H11	Ligeiramente encruada
H23 / H24 / H26	Encruada e parcialmente recozida
T	Tratado termicamente para produzir revenido estável
W	Solubilizado (revenido instável)
T1	Resfriada e naturalmente envelhecida
T2	Recozido (apenas ligas fundidas)
T3	Solubilizado e posteriormente trabalhado a frio
T4	Solubilizado
T5	Resfriado e envelhecido artificialmente
T6	Solubilizado e estabilizado
T7	Solubilizado, trabalhado a frio e envelhecido artificialmente
T9	Solubilizado, envelhecido artificialmente e trabalhado a frio
T10	Resfriado, envelhecido artificialmente e trabalhado a frio

2.1.1.4. Liga Magnésio-Alumínio-Zinco

A série das ligas de magnésio contendo o alumínio como o seu principal elemento de liga, além de baixo custo, exibe uma boa combinação de resistência mecânica, ductilidade, fusibilidade e excelentes resistência à corrosão. Pela formação de solução sólida de alumínio no magnésio e de um composto intermetálico, a adição de alumínio melhora a resistência mecânica e a dureza, tornando o assim, o elemento de liga com o efeito mais favorável nas ligas magnésio do que qualquer outro elemento (ADEVESIAN 1999). A Figura 2. 5 mostra o diagrama de equilíbrio para o sistema Mg-Al.

No magnésio ligado com o alumínio, a fase- γ é um composto intermetálico com uma composição estequiométrica de $Mg_{17}Al_{12}$ e Mg- α com célula unitária do tipo cúbica. Durante a precipitação da fase- γ , que pode ocorrer de forma contínua ou descontínua, não ocorre a formação da zona Guinier-Preston (GP) ou de outra fase metaestável. Precipitação descontínua consiste no crescimento celular de camadas alternadas de fase- γ e uma matriz de magnésio com composição próxima do equilíbrio com contorno de alto ângulo. Essa reação heterogênea conduz à formação de uma estrutura lamelar por trás de um contorno de grão em movimento. O crescimento de regiões com precipitado heterogêneo cessa

relativamente cedo no processo de precipitação. A precipitação contínua cresce competitivamente com a precipitação descontínua e se forma em todas as regiões restantes com matriz supersaturada. É constituída por placas longas em forma de ripa que são de 0,1 mm a diversos micra de comprimento, grosseiramente disperso sobre o plano basal da matriz (ADDISON 2004) (CELLOTO 2001) (MALIK 2008). A Figura 2. 6 mostra exemplos de ambas às formas de precipitação.

Precipitações contínuas e descontínuas podem coexistir, após o envelhecimento a temperatura intermediárias (200 - 300°C) de uma solução supersaturada e também após o aquecimento de uma solução supersaturada a partir da temperatura ambiente. A temperatura de envelhecimento e a concentração de defeitos na estrutura usualmente determinam o tipo de precipitação nas ligas de Mg-Al. Quando o processo de difusão pelo contorno de grão é o processo predominante, a precipitação descontínua é formada, ao passo que a precipitação contínua ocorre a partir de uma solução sólida resfriada onde a difusão se torna mais rápida (CELLOTO 2001).

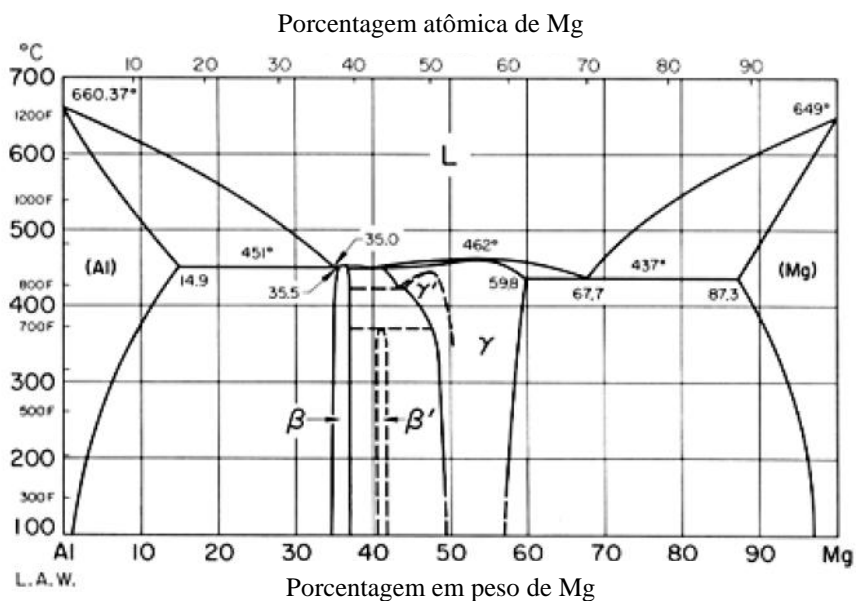


Figura 2. 5 Diagrama de fase da liga binária de Mg-Al (ADEVESIAN 1988).

Em comparação as ligas binárias de Mg-Al, a adição de zinco não origina nenhuma fase nova ao diagrama ternário da liga Mg-Al-Zn. Quando a relação entre a quantidade de Al e Zn é maior que 3:1, neste caso, o zinco substitui o alumínio na fase- γ , criando a composto intermetálico ternário do tipo $Mg_{17}Al_{11.5}Zn_{0.5}$ ou $Mg_{17}(Al, Zn)_{12}$. A adição do zinco nas ligas de Mg-Al aumenta a sua fluidez e resistência a temperatura ambiente pela redução de alumínio em solução sólida no magnésio. Essa redução conduz um aumento na

quantidade de fase precipitada formada no envelhecimento e, assim, aumenta moderadamente a sua resistência, além de combater o efeito prejudicial da presença de ferro e de níquel na resistência à corrosão nas ligas de magnésio (AVEDESIAN 1999) (MALIK 2009) (PINHEIRO 2008). Entretanto, quantidades de zinco superiores a 1% em peso nas ligas de magnésio podem levar a trincas a quente durante a solidificação, e superiores a 2% em peso podem levar a fissuras durante a soldagem (KAINER 2010).



Figura 2. 6 MET micrografia mostrando as regiões de precipitação descontínua (lado esquerdo) e contínua (lado direito) em um amostra de Mg AZ91 envelhecida a 200°C por 4h (CELLOTO 2001).

Em relação ao manganês, esse elemento de liga aumenta a resistência à corrosão, a ductilidade e ligeiramente a tensão de escoamento, mas não possui um efeito significativo no limite de resistência à tração. Devido à remoção do ferro e outros elementos metálicos pesados, tais como, níquel e cobre através da formação de compostos intermetálicos. O manganês possui um efeito positivo sobre a soldabilidade e atua como refinador de grão (AVEDESIAN 1999) (KAINER 2010).

As propriedades mecânicas deste grupo de ligas de magnésio diminuem rapidamente a temperaturas acima de 120 - 130°C. Este comportamento é devido ao fato de que as ligas de magnésio sofrem deformação principalmente pelo deslizamento no contorno de grãos, e ao $Mg_{17}Al_{12}$ (que tem um ponto de fusão de aproximadamente 460°C, e é comparativamente macio a temperaturas mais baixas) não servir como ancorador do crescimento de grão para estas ligas. Assim, os requisitos comerciais levaram à utilização de outras ligas contendo terras raras, cálcio e tório (AVEDESIAN 1999).

Além disso, o zircônio não pode ser usado como um refinador de grão em ligas contendo Al, Mn, Sn, Sb, Ni, Fe, Co, ou Si porque forma composto estável com estes elementos e é, então, removido a partir da solução sólida.

2.1.1.5. Liga de Magnésio AZ31

A Figura 2. 7 apresenta as típicas microestruturas mostrando grãos recristalizados e o composto intermetálico $Mg_{17}Al_{12}$ de acordo com os diferentes tratamentos térmicos (AVEDESIAN 1999).

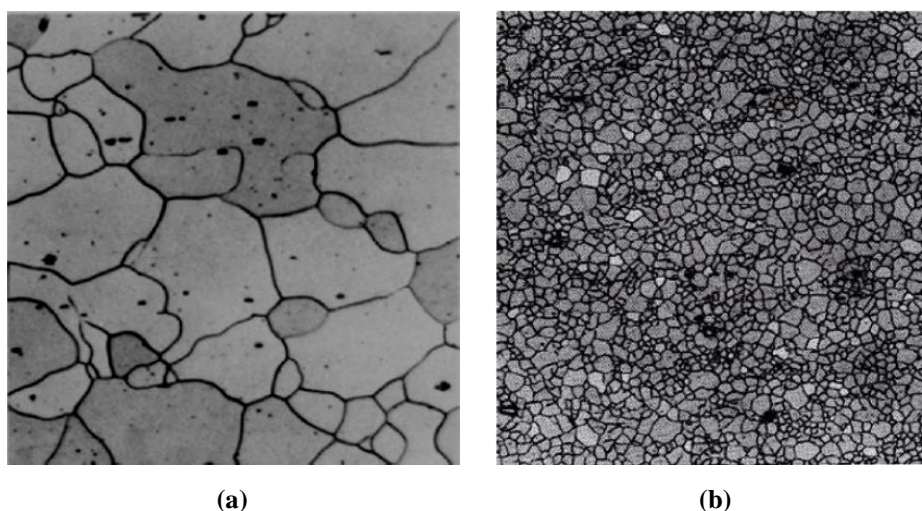


Figura 2. 7 Microestrutura da liga AZ31 em diferentes condições de revenido, visão longitudinal: (a) Estrutura de AZ31B-F extrudado com grandes grãos recristalizados equiaxiais (250X) e (b) Estrutura de uma chapa de AZ31-O (250X) (AVEDESIAN 1999).

A liga de magnésio AZ31 é tipicamente usada como forjada e em formas de barras, bielas, secções estruturais e tubos (com moderadas propriedades mecânicas e de elevado alongamento) extrudados. As chapas e placas possuem boa formabilidade e resistência, elevada resistência à corrosão e boa soldabilidade. É utilizado nas condições de revenido F, O e H24 (AVEDESIAN 1999).

Sua composição química nominal é descrita na Tabela 2. 5. Alumínio e zinco são os principais elementos de liga, cuja presença aumenta a resistência, enquanto que o baixo limite de composição de cobre, níquel e ferro na liga AZ31-B assegura uma boa resistência à corrosão. Além disso, pequenas quantidades de manganês aumentam ligeiramente o limite de resistência á tração e ajudam a remover o ferro e outros elementos metálicos pesados, pela formação de compostos intermetálicos (AVEDESIAN 1999).

Tabela 2. 5 Composição química da liga de magnésio AZ31 (AVEDESIAN 1999).

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

2.1.2. Alumínio

2.1.2.1. Características Gerais

O Alumínio é um material extraordinariamente versátil. A variedade de formas que ele pode tomar (fundido, extrudado, tubos, folhas e placas, forjado...) e a diversidade de acabamentos superficiais disponíveis (revestimento, anodização, polimento...) fazem dele uma fonte de uma grande variedade de produtos. Tendo aplicação nos campos do transporte, construção, embalagens, eletrônicos e quadro estrutural. As principais propriedades que fazem do alumínio um metal valioso são sua baixa densidade, resistência, reciclabilidade, resistência à corrosão, durabilidade, ductilidade, conformabilidade e condutividade. Devido à combinação destas propriedades, a gama de aplicações do alumínio continua a crescer (aluMATTER 2012) (DAVIS 1993).

Mesmo sendo o terceiro elemento mais abundante na crosta terrestre, constituindo 7,3% em massa, o alumínio é um material recente, fazendo pouco mais de um século desde a sua primeira produção comercial. Apesar do fato de que o cobre, o chumbo e o estanho têm sido usados a milhares de anos, atualmente, o alumínio é mais produzido que todos os outros metais não ferros juntos. Ele se tornou o segundo metal mais utilizado no mundo após do aço. A produção anual do alumínio em 2006 foi a cerca de 34 milhões de toneladas e a produção de reciclados por volta de 16 milhões de toneladas (aluMATTER 2012) (DAVIS 1993).

O alumínio pode ser produzido por duas rotas diferentes: produção de alumínio primário a partir do minério de alumínio e da reciclagem do alumínio a partir da sucata de processos e de produtos utilizados. A produção de alumínio primário consiste no processo de Hall-Herould. Que consiste na dissolução da alumina em criolite fundida, e eletrólise do banho de sal fundido para obter alumínio metálico puro (aluMATTER 2012) (TOTTEN 2003).

2.1.2.2. Características Físico Metalúrgicas

O alumínio é um elemento prata-metálico, representado pelo símbolo Al, cujo número atômico é 13, com massa atômica de 23,981 u.a. e número de valência 3. O alumínio é muito reativo quimicamente para ocorrer na natureza como um metal livre. Sendo assim, é encontrado combinado em mais de 270 diferentes minerais. A principal fonte de alumínio é o minério de bauxita. Seu baixo peso é, talvez, sua melhor característica conhecida, tendo densidade de 2,7 kg/dm³, cerca de um terço da do aço. É muito resistente a atmosferas corrosivas, devido a uma fina e transparente camada de óxido que se forma instantaneamente protegendo o metal de maiores oxidações. O alumínio é muito resistente ao intemperismo, mesmo em atmosferas industriais. Sobre condições atmosféricas, alumínio não ligado (99,990% de pureza) possui pontos de fusão e ebulição de 660.2 °C e 2480.0 °C respectivamente (TOTTEN 2003).

O alumínio é um dos dois metais mais comuns (Al e o Cu) que possuem condutividade elétrica elevada o suficiente para ser usado como condutor, uma vez que o comportamento dos elétrons de alumínio é similar ao comportamento dos elétrons livres. Além disso, devido ao alumínio possuir menos que um terço da densidade do cobre, um condutor de alumínio com capacidade de corrente equivalente possui apenas metade da massa de um condutor de cobre (DAVIS 1993) (TOTTEN 2003). A Tabela 2. 6 lista as principais propriedades físicas e químicas do alumínio.

Tabela 2. 6 Principais propriedades físicas do alumínio (TOTTEN 2003)

Propriedades do Alumínio	Pureza (%)	
	99,990	99,000
Ponto de Fusão (°C)	660,2	657,0
Ponto de Ebulição (°C)	2480	-
Calor Latente de Fusão (cal/g)	94,6	93,0
Calor específico a 100°C (cal/g)	0,2226	0,2297
Densidade a 20°C g/cm³	2,7	
Resistividade Elétrica 20°C (μΩ-cm)	2,68	2,87
Coefficiente de expansão térmica × 10³ (20-100°C)	23,86	23,5
Condutividade Térmica e.g. unidades a 100°C	0,57	0,54
Refletividade (total), %	90	-

Comercialmente puro, o alumínio possui resistência mecânica de aproximadamente 90 MPa. Contudo, as propriedades mecânicas do alumínio e suas ligas dependem não apenas da pureza do alumínio, mas também da quantidade de trabalho mecânico ao qual ele foi submetido. O efeito do trabalho mecânico é deformar os grãos. Resultado em um aumento da resistência mecânica e da dureza, com uma redução da ductibilidade (TOTTEN 2003).

A estrutura cristalina do alumínio puro em todo o range de temperatura até o seu ponto de fusão é cúbico de face centrada ($a = 0,404958 \text{ nm}$) com número de coordenação 12. Esta estrutura cristalina possui maior fator de empacotamento ($FEA = 0,74$). A sua estrutura é estável a temperaturas partir de 4K até o ponto de fusão de 933K (DAVIS 1993) (TOTTEN 2003). A Figura 2. 8 mostra a estrutura cristalina do alumínio.

Para metais com estrutura CFC (cúbica de face centrada), as direções de escorregamento consistem na família de direções $\langle 110 \rangle$ e os planos de escorregamento consistem na família de planos $\{ 111 \}$. O vetor de burgers da discordância é determinado pela energia de defeito de empacotamento entre os átomos. O alumínio com estrutura CFC possui 12 sistemas de escorregamento: quatro únicos planos $\{ 111 \}$, dentro de cada plano existe três direções independentes $\langle 110 \rangle$. Além disso, possui um plano de maclagem $\{ 111 \}$. Quanto maior a energia de defeito de empacotamento, menor será a divergência da discordância parcial. Para o alumínio este valor é muito alto e igual a 135 (ergs/cm^{-2}) (DAVIS 1993) (TOTTEN 2003).

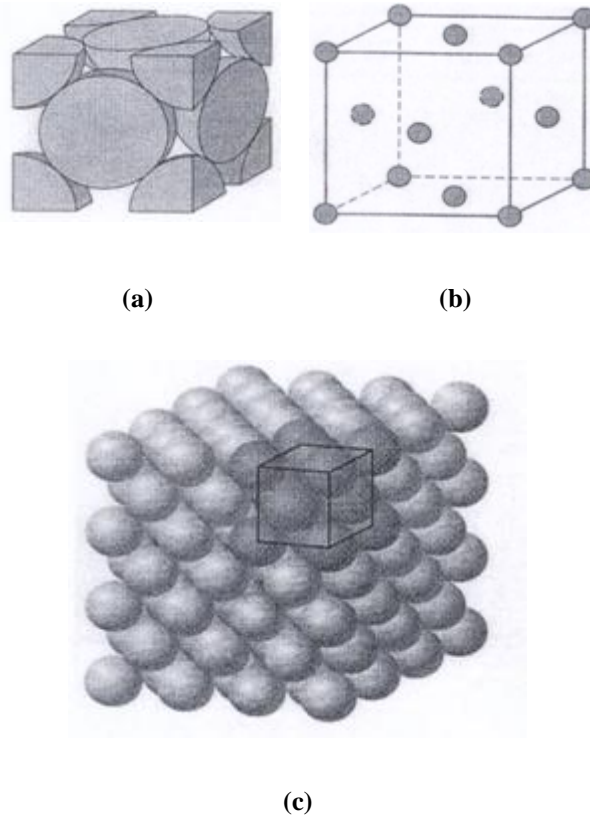


Figura 2. 8 Estrutura cristalina do alumínio – cúbico de face centrada: (a) representação da célula unitária, (b) célula unitária reduzida e (c) agregado de muitos átomos (TOTTEN 2003).

Tanto o alumínio comercial como o alumínio puro, possuem baixa resistência, conseqüentemente, em aplicações onde resistência à deformação e à fratura são essenciais eles não podem ser amplamente utilizados. Um elevado aumento da resistência pode ser obtido através da adição de elementos de liga, particularmente, aqueles que possuem importância comercial como: magnésio, manganês, silício, cobre ou zinco. A baixa densidade combinada com elevada resistência fazem as ligas de alumínio muito atrativas em aplicações onde a resistência específica é o mais importante requisito de projeto. As propriedades do alumínio são afetadas de várias formas pela presença de elementos de liga. Assumindo que partículas não dúcteis e segunda fase são formadas, fortes barreiras são formadas, contribuindo desta maneira para o aumento da resistência por solução sólida. A presença dessas partículas, que ao formarem uma barreira para o movimento das discordâncias acabam por afetar as taxas de encruamento (TOTTEN 2003). Alguns dos efeitos dos elementos de liga são descritos abaixo:

- Berílio: é usado como elemento de liga em ligas de alumínio contendo magnésio para reduzir a oxidação em elevadas temperaturas. Acima de 0.1% o berílio é usado

em banhos de alumínio para aços com função de aumentar a adesão do filme de alumínio e restringir a formação de complexos de Fe-Al;

- Boro: é usado em alumínio e suas ligas como refinador de grão e aumenta a condutibilidade através da precipitação de vanádio, titânio, cromo e molibdênio (todos prejudicam a condutibilidade elétrica);
- Cobre: ligas de alumínio-cobre contém cerca de 2 até 10% de Cu. Ambas as ligas conformadas e fundidas de alumínio-cobre respondem ao tratamento térmico de solubilização e subsequente envelhecimento com o aumento da resistência, endurecimento e redução do alongamento;
- Ferro: é a impureza mais comum encontrada no alumínio. Ele possui uma elevada solubilidade no alumínio fundido e é, portanto, facilmente dissolvido em todas as etapas de produção. Devido ao seu limite de solubilidade, ele é usado em condutores elétricos, onde promove um ligeiro aumento na resistência e melhores características de fluência a temperaturas moderadamente elevadas;
- Magnésio: é o principal elemento de liga da série 5XXX. Possui máxima solubilidade de 17,4% no alumínio. A adição de magnésio aumenta significativamente a resistência do alumínio sem que haja redução da ductibilidade. Ligas da série 5XXX possuem boa resistência à corrosão e boa soldabilidade;
- Manganês: é uma impureza muito comum no alumínio primário, com concentrações entre 5 a 50 ppm. Sua presença reduz a resistividade. O manganês aumenta a resistência através da formação de solução sólida ou através da formação de finos precipitados de fase intermetálica. O efeito do manganês é aumentar a temperatura de recristalização e promover a formação de uma estrutura fibrosa quando trabalhado a quente. Quando forma precipitados dispersos possui o efeito de desacelerar a recuperação e prevenir o crescimento de grão. Os precipitados de manganês aumentam a temperabilidade das ligas tratáveis termicamente;
- Níquel: a solubilidade do níquel no alumínio não excede 0,04%. Acima deste valor, está presente como composto intermetálico insolúvel, geralmente combinado com o ferro. Níquel (acima de 2%) aumenta a resistência do alumínio de alta pureza, entretanto, reduz sua ductibilidade.

As ligas de alumínio estão disponíveis em diversas formas, incluindo fundidas e conformadas. Ligas fundidas de alumínio são as mais versáteis entre todas as ligas para fundição e, geralmente, possuem os maiores índices de fluidez, entre as características que lhe garantem essa versatilidade estão:

- A boa fluidez para o preenchimento pequenas secções;
- Baixo ponto de fusão relativa comparado com outros metais;
- A rápida transferência de calor a partir do alumínio fundido para o molde, possibilitando curtos ciclos de fundição;
- O hidrogênio é o único gás com significativa solubilidade no alumínio e suas ligas;
- Muitas das ligas de alumínio são relativamente livres de trincas à quente e tendência à fratura;
- Estabilidade química;
- Boa superfície da peça no estado “como-fundido” com superfície lustrosa e com pouca ou nenhuma imperfeição.

Típicos exemplos de produtos conformados incluem chapas e folhas, formas extrudadas tais como esquadrias de janelas, peças automotivas forjadas e componentes estruturais (DAVIS 1993) (TOROS 2008).

As ligas de alumínio geralmente possuem boa resistência à corrosão atmosférica. Ligas de alumínio não revestidas são utilizadas em diversos campos, incluindo materiais estruturais, condutores elétricos e condutores térmicos (WANG 2007). Entretanto, algumas ligas possuem baixa resistência à corrosão devido à presença de elementos de ligas que podem quebrar localmente a camada passiva de filme óxido permitindo o ataque de íons agressivos como íons de cloreto que podem iniciar a corrosão por pites ou fresta. A prevenção à corrosão localizada e a redução do grau de corrosão podem ser alcançadas através do uso de inibidores que formam um filme óxido resistente sobre a superfície do material, prevenindo assim a ação dos íons agressivos (LI 2007).

2.1.2.3. Nomenclatura das Ligas de Alumínio

As ligas de alumínio são divididas em duas grandes categorias: fundidas e forjadas. Maior diferenciação para cada categoria é baseado no mecanismo primário de desenvolvimento das propriedades (DAVIS 1993).

O sistema de nomenclatura da Associação do Alumínio para ligas fundidas e conformadas é o mais amplamente utilizado nos Estados Unidos. Onde, as ligas conformadas são designadas por quatro dígitos: o primeiro dígito classifica a série da liga ou o principal elemento modificador presente no elemento básico; o segundo dígito, se diferente de zero, denota uma modificação da liga base; o terceiro e o quarto dígitos formam um número arbitrário que identifica uma liga específica da série. As ligas fundidas

são descritas por três dígitos numéricos seguidos por um decimal, novamente, o primeiro dígito significa a série da liga ou seu principal elemento em adição; o segundo e o terceiro dígitos identificam a liga específica, e o decimal indica se a composição da liga é para fundição (.0) ou para lingote (.1 ou .2). Um prefixo de letra maiúscula (A, B, C, etc) indica uma modificação da liga base. O sistema de designação para as ligas de alumínio fundidas e conformadas são descritas abaixo (DAVIS 1993) (TOTTEN 2003):

1. Ligas Conformadas:

- 1XXX: Liga com composição controlada de alumínio puro usada principalmente em indústrias químicas e eletrônicas. Possui grande resistência à corrosão, não é tratável termicamente, mas pode ser encruado;
- 2XXX: Liga que possui o cobre como principal elemento de liga. É tratável termicamente, sendo uma liga de grande resistência em uma grande faixa de temperatura. Esta série é amplamente usada pela indústria de transporte aéreo;
- 3XXX: Liga que possui o manganês como principal elemento de liga. Possui boa resistência à corrosão bem como boa conformabilidade e soldabilidade. Esta liga possui médio valor de resistência, característica que não pode ser melhorada por tratamento térmico, mas sim por encruamento. Usado como uma liga de propósito geral para aplicações na arquitetura e produtos diversos.
- 4XXX: Liga que possui o silício como principal elemento de liga. Essa liga é tratável termicamente, resultando em uma liga de média a alta resistência. Utilizada em eletrodos de soldagem e folhas de brasagem;
- 5XXX: Liga que possui o magnésio como principal elemento de liga. Essa liga exibe de média a alta resistência e é encruável. Sua habilidade de suportar elevadas cargas à temperaturas tão baixas como o zero absoluto e sua excelente resistência à corrosão fazem com que ele tenha aplicação na indústrias criogênicas, de construção e marines;
- 6XXX: Liga que possui o magnésio e o silício como seus principais elementos de liga. A adição de silício em sua composição prove a habilidade de ser fundido em formas complexas, permitindo ao designer ter uma taxa de resistência por peso elevada em uma determinada área ou componente. Essa liga é tratável termicamente, exibindo uma média à alta resistência. Possui excelente resistência à corrosão, bem como excelente condutividade elétrica e soldabilidade. Aplicações

destas ligas incluem painéis de carroceria automotiva e estrutura, máquinas e peças estruturais de engenharia civil.

- 7XXX: Liga que possui o zinco como principal elemento de liga. Essa série é tratável termicamente, permitindo alcançar elevada resistência e tenacidade. Essas ligas não possuem boa soldabilidade para técnicas de soldagem por fusão devido a elevada energia associada a esses processos, resultando na vaporização de certos elementos e na formação de compostos intermetálicos. A resistência a corrosão da série 7XXX não é tão boa quanto as das outras séries de alumínio. Usada para a fabricação de componentes estruturais de aeronaves e em outras aplicação onde elevada resistência é exigida;
- 8XXX: Liga que possui o lítio como principal elemento de liga. A adição de lítio tem a finalidade de aumentar a rigidez e a resistência em onde baixa massa de componentes seja requerida;
- 9XXX: Reservada para uso futuro.

2. Ligas fundidas:

- 1XX.X: Liga com composição controlada de alumínio puro usada principalmente na fabricação de rotores;
- 2XX.X: Liga que possui o cobre como principal elemento de liga, entretanto, outros elementos podem ser especificados;
- 3XX.X: Liga que possui o manganês como principal elemento de liga, entretanto, outros elementos como o cobre e o magnésio podem ser especificados. Esta série engloba quase 90% entre todas as peças fundidas;
- 4XXX.X: Liga que possui o silício como principal elemento de liga. Consiste em ligas binárias de alumínio-silício;
- 5XX.X: Liga que possui o magnésio como principal elemento de liga.
- 6XX.X: Não utilizado;
- 7XX.X: Liga que possui o zinco como principal elemento de liga, entretanto, outros elementos como cobre e magnésio podem ser especificados;
- 8XX.X: Liga que possui o estanho como principal elemento de liga.
- 9XX.X: Não utilizado.

2.1.2.4. Sistemas de Designação do Tratamento Térmico para o Alumínio e suas Ligas

O sistema de designação do tratamento térmico foi desenvolvido pela Associação do Alumínio sendo utilizado para todas as ligas de alumínio fundidas e conformadas. A designação do tratamento térmico segue a designação da liga, sendo separados por hífen. A designação consiste em letras. Subdivisões são indicadas por um ou mais dígitos subsequentes às letras (DAVIS 1993). As designações do tratamento térmico são mostradas nas Tabela 2. 7, Tabela 2. 8 e Tabela 2. 9.

Tabela 2. 7 Designação do tratamento térmico para as ligas de alumínio (DAVIS 1993).

Designação do tratamento térmico	
F	Como fabricado: Aplica-se a produtos conformados no qual nenhum controle especial sobre as condições térmicas ou de encruamento é empregado. Limites das propriedades mecânicas não são atribuídos às ligas forjadas neste tratamento, mas são atribuídos para ligas fundidas.
O	Recozido: Aplica-se a produtos forjados que tenham sido aquecidos para recristalização, produzir a condição de menor resistência, produtos fundidos são recozidos para melhorar a ductilidade e a estabilidade dimensional.
H	Encruado: Aplica-se a produtos forjados que são reforçados por encruamento através de trabalho a frio. O encruamento pode ser seguido por tratamento térmico complementar, produzindo uma redução na resistência. O H é sempre seguido por dois ou mais dígitos.
W	Solubilização: Aplica-se apenas a ligas que envelhecem espontaneamente à temperatura ambiente após tratamento de solubilização. Esta designação é específica apenas quando o período de envelhecimento natural é especificado.
T	Tratável Termicamente: Aplica-se a produtos que são tratados termicamente, por vezes é seguido por encruamento, para produzir uma “têmpera estável”. O T é sempre seguido por um ou mais dígitos.

Tabela 2. 8 Subdivisão do Tratamento Térmico H (DAVIS 1993).

Subdivisão do Tratamento Térmico H	
O primeiro dígito indica uma operação básica	
H1	Apenas encruado
H2	Encruado e parcialmente recozido
H3	Encruado e estabilizado
O Segundo dígito indica o grau de encruamento	
HX2	Um-quarto
HX4	Um-meio
HX8	Total
HX9	Extra-encruado
O terceiro dígito é uma variação entre o primeiro e o segundo dígito	

Tabela 2. 9 Subdivisão do Tratamento Térmico T (DAVIS 1993).

Subdivisão do Tratamento Térmico T	
O primeiro dígito indica a sequência do tratamento	
T1	Envelhecido naturalmente após resfriamento a partir de temperatura elevada
T2	Trabalho a frio após o resfriamento a partir de temperatura elevada e posteriormente naturalmente envelhecido
T3	Solubilizado, trabalhado a frio e envelhecido naturalmente
T4	Solubilizado e envelhecido naturalmente
T5	Envelhecido artificialmente após resfriamento a partir de temperatura elevada
T6	Solubilizado e envelhecido artificialmente
T7	Solubilizado e envelhecido artificialmente (super-envelhecido)
T8	Solubilizado, trabalhado a frio e envelhecido artificialmente
T9	Solubilizado, envelhecido artificialmente e trabalhado a frio
T10	Trabalho a frio após o resfriamento a partir de temperatura elevada e posteriormente artificialmente envelhecido
O segundo dígito é uma variação do Tratamento Térmico	
Exemplos	T42 ou T62 Tratamento térmico executado pelo usuário
Dígitos adicionais indicam alívio de tensões	
Exemplo	TX51 Alívio de tensões por alongamento
	TX52 Alívio de tensões por compressão
	TX54 Alívio de tensões por alongamento e compressão

As ligas conformadas são divididas em duas categorias: (a) Não tratadas termicamente, ligas cuja resistência deriva de solução sólida ou por endurecimento por dispersão, podendo ter sua resistência elevada através do trabalho a frio, essa categoria inclui as séries 1XXX, 3XXX, 4XXX e 5XXX, e (b) Tratáveis termicamente, ligas que são endurecidas por tratamento de solubilização e envelhecimento controlado, incluem as séries 2XXX, algumas ligas da série 4XXX, 6XXX e 7XXX (DAVIS 1993).

As ligas fundidas não podem ser trabalhadas a frio e são utilizadas em seu estado como fundido ou em condição tratadas termicamente.

2.1.2.5. Ligas de Alumínio-Magnésio

As ligas de alumínio exibem uma ótima combinação de resistência mecânica, resistência à fadiga, conformabilidade e resistência à corrosão. Tais características são muito desejáveis pela indústria automotiva. Atualmente, as ligas de alumínio-magnésio (Al-Mg) da série 5XXX têm sido usadas pelas indústrias automotivas devido a excelente resistência específica, resistência à corrosão e soldabilidade (FULLER 2002) (TOROS 2008).

No alumínio ligado com magnésio, o magnésio forma um complexo sistema com o alumínio. Existe um eutético, *líquido* $\rightarrow Al + Mg_5Al_8$, de 14,9 – 35% em peso de magnésio. O teor de magnésio decresce linearmente em relação ao Al por aproximadamente 0.5% a cada 1% em peso de magnésio em solução sólida (MONDOLFO 1976). A Figura 2. 9 mostra o diagrama de fase Al-Mg.

O magnésio possui elevada solubilidade no alumínio (acima de 14,9% em massa a temperaturas de 450°C). Essa solubilidade decresce a aproximadamente 1,7% na temperatura ambiente. As ligas binárias Al-Mg apresenta uma resposta muito pequena ao envelhecimento, precipitação pode ocorrer, mas nenhum endurecimento é observado até que o teor de magnésio exceda 5% em peso. No trabalho a frio, precipitados arredondados de Al_3Mg_2 são nucleados nas discordâncias, mas não possuem efeito significativo de endurecimento. Contudo, em ligas com teor de magnésio superior a 4% em massa, trabalho a frio pode resultar em precipitação nos contornos de grão. A nucleação e o crescimento de Al_3Mg_2 nos contornos de grão à temperatura ambiente reduz a ductibilidade e a resistência à corrosão sob-tensão. Para nenhuma liga conformada da série 5XXX observa-se valores elevados de resistência através de endurecimento por precipitação. Ligas fundidas com elevado conteúdo de magnésio podem exibir algum grau de endurecimento por precipitação quando submetido a elevadas condições térmicas (TOTTEN 2003).

Ligas comerciais da série 5XXX possuem teores de magnésio entre 0.5 a 6% em massa. Ligas com baixo teor de magnésio são usadas onde a conformabilidade e o acabamento superficial são características críticas, devido as suas elevadas taxas de encruamento. Maiores teores de magnésio são usados em aplicações estruturais onde resistência mecânica, resistência à fadiga e a fratura, e soldabilidade são de grande importância (TOTTEN 2003).

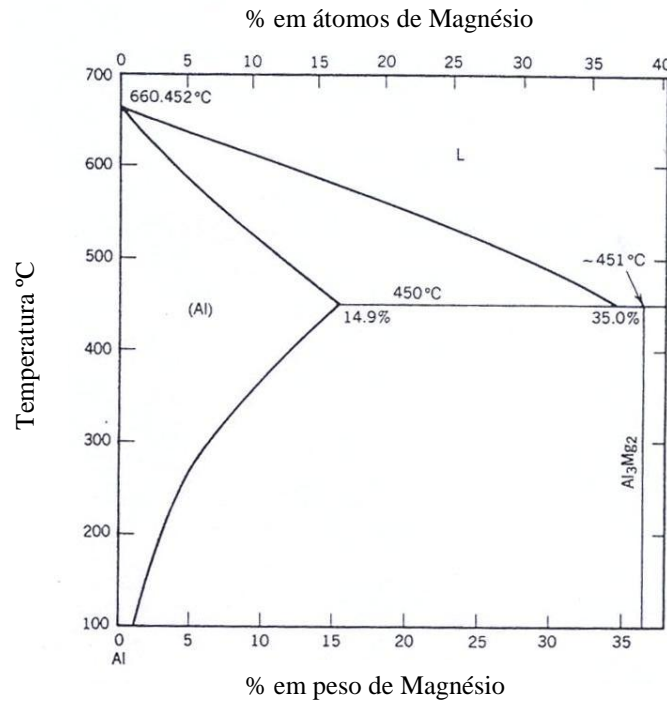


Figura 2. 9 Diagrama de fase Al-Mg (DAVIS 1993).

Ligas de Al-Mg devem a sua resistência ao endurecimento por solução sólida devido ao magnésio. Outros elementos de liga tais como o cromo, manganês e zircônio são adicionados para o controle do crescimento dos grãos e dos sub-grãos, contribuindo para o aumento da resistência (FULLER 2002). A adição de pequenas quantidades de scândio aumenta a tensão de escoamento e a resistência à recristalização das ligas de alumínio das séries 5XXX, devido ao precipitado de Al_3Sc ser coerente, ordenado e esférico (FULLER 2002) (TOTTEN 2003). Pequenas adições de prata podem estimular o endurecimento por envelhecimento em ligas contendo 5% ou teores abaixo de 1% em peso de magnésio. Entretanto, a adição de prata não afeta o endurecimento por envelhecimento na presença de Sc. Adições de Cu em ligas de alumínio contendo 7% em peso de magnésio induzem a resposta ao tratamento térmico de envelhecimento, mas resultam em sérios problemas de segregação. Adições de zinco podem resultar em endurecimento através da precipitação de fase-T ($Al_2Mg_3Zn_3$) (TOTTEN 2003).

A combinação de magnésio em solução sólida e trabalho a frio é extremamente eficiente no aumento da resistência mecânica. Todavia, ligas com grande teor de magnésio em peso podem ser susceptíveis à corrosão intergranular ou a corrosão sob-tensão. Portanto, para aumentar a resistência, outros elementos são adicionados às ligas de Al-Mg. Manganês é usualmente adicionado às ligas da série 5XXX para aumentar a resistência de

ligas com baixos níveis de magnésio. Além disso, a adição de manganês também pode provocar a redução do tamanho do grão recristalizado, dependendo das condições do processo. Em elevados teores, pode ocorrer a precipitação de Al₆Mn, que retarda a recristalização, aumentando a taxa de encruamento (TOTTEN 2003).

A espessura da camada de óxido na superfície em ligas de Al-Mg é tão espessa quanto a presente no alumínio puro. A usinabilidade aumenta com o aumento do teor de magnésio, e por adição de lítio e chumbo. Adições de Cr, Zr e Ti reduzem as propriedades de estampagem profunda.

2.1.2.6. Liga Alumínio AA5754

A liga de alumínio 5754 pertence à série 5XXX (onde o magnésio é o principal elemento de liga) e tem sido desenvolvida especialmente para indústria automotiva. Excelentes propriedades mecânicas e baixa susceptibilidade à corrosão sob-tensão são assegurados pela otimização do conteúdo de magnésio. AA 5754 possui grande conformabilidade, resistência à fadiga e ao impacto, elevada resistência à corrosão por pite e à corrosão intercrystalina, boa usinabilidade, bem como boa estabilidade microestrutural após exposição a moderadas temperaturas. Além disso, a qualidade da anodização permite excelentes propriedades de anodização. A resistência desta liga se deve a uma combinação de endurecimento por solução sólida, trabalho a frio e redução do tamanho de grão (FULLER 2002) (SENKARA 2000). A Tabela 2. 10, Tabela 2. 11 e Tabela 2. 12 apresentam a composição química nominal, as propriedades físicas e elásticas e mecânicas da liga de alumínio da grade AA 5754, respectivamente.

Tabela 2. 10 Composição química nominal da liga AA5754 (aluMATTER 2012).

Liga AA 5754	
Elemento	Composição em wt%
Mg	2.6 - 3.6
Mn + Cr	0.110 - 0.6
Mn + Cr	≤ 0.5
Fe	≤ 0.4
Si	≤ 0.4
Cr	≤ 0.3
Zn	≤ 0.2
Total de outros	≤ 0.15
Ti	≤ 0.15

Cu	≤ 0.1
Outros elementos	≤ 0.05
Al	Restante

Tabela 2. 11 Propriedades físicas e elásticas da liga AA 5754 (aluMATTER 2012).

Propriedades físicas e elásticas da liga AA 5754		
Elásticas	Módulo de elasticidade (MPa)	70500
	Módulo de rigidez (MPa)	26500
Físicas	Coeficiente de poisson (ν)	0.33
	Temperatura Solidus(°C)	595
	Temperatura Liquidus (°C)	645
	Capacidade de calor específico ($J/Kg.K$)	897
	Coeficiente de expansão térmica ($\times 10^3$)	23.7
	Densidade (g/cm^3)	2.68
	Resistividade (n Ω -m)	53
	Condutividade Térmica (W/m-K)	132
Condutividade Elétrica (%IACS)	32.5	

Tabela 2. 12 Propriedades Mecânicas da liga AA5457 H22 (aluMATTER 2012).

Propriedades Mecânicas			
Liga	$Rp_{0.2}$ (MPa)	Rm (MPa)	Alongamento (%)
AA 5754 H22	105	225	26

2.2. Solda Ponto por Fricção

2.2.1. Introdução

Solda Ponto por Fricção (SpF), também conhecida como “refill spot welding”, é um processo de soldagem por estado sólido, que permite juntar duas ou mais chapas sobrepostas, desenvolvida e patenteada pelo Helmholtz-Zentrum Geesthacht (Alemanha) (SCHILLING 2004). O processo SpF consiste na penetração de uma ferramenta rotativa (composta por um pino, uma luva e por um anel de fixação) na peça introduzindo calor por fricção na superfície da chapa superior. Enquanto o anel de fixação mantém as chapas fortemente unidas, o pino e a luva são movidos em direções opostas, um do outro. O

material plastificado é comprimido para o espaço deixado pelo pino. A luva é retraída de volta a superfície da chapa ao mesmo tempo em que o pino continua em movimento empurrando o material comprimido de volta para a chapa (DA SILVA 2007).

Como uma solda livre de defeitos com elevada resistência (nenhum material de adição ou elemento de junção é necessário) e sem buraco residual, a SpF oferece diversas vantagens sobre as técnicas de soldagem pontual convencionais incluindo elevada eficiência energética, sem necessidade de tratamento pós-soldagem devido a qualidade superficial, elevada velocidade de soldagem, reprodutividade e grande compatibilidade ambiental. Além disso, as industriais automotiva e aeronáutica estão dando considerável atenção a SpF e as outras técnicas de soldagem pontuais, uma vez que, elas oferecem uma alternativa para superar as desvantagens dos processos convencionais de soldagem (DA SILVA 2007).

2.2.2. Princípio do Processo

A SpF utiliza um sistema de ferramenta com três partes compreendendo um anel de fixação, uma luva e um pino. Cada componente pode ser movido independentemente um do outro, visto que cada uma delas possui um sistema de ativação individual (DA SILVA 2007). O anel de fixação é responsável por manter as placas fortemente unidas e evitar perda de material enquanto o pino e a luva rotacionam. A Figura 2. 10 apresenta um desenho esquemático do sistema de ferramentas empregado.

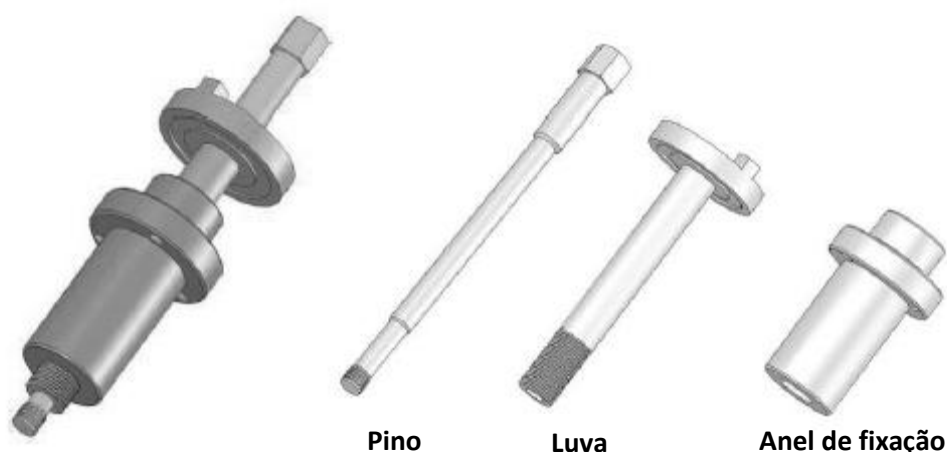


Figura 2. 10 Representação esquemática do sistema da ferramenta do processo SpF e seus três componentes: pino, luva e anel de fixação (DA SILVA 2007).

O processo SpF possui duas variações relacionadas com o método de penetração da ferramenta dentro das chapas: (a) Pino penetrante, onde o pino é penetrado dentro do material, enquanto a luva é retraída e (b) Luva penetrante, onde a luva penetra dentro no material, enquanto o pino é retraído. Quatro estágios diferentes são encontrados em ambas as variações. Neste processo, o pino e a luva possuem diferentes velocidades translacionais, mas rotacionam na mesma direção com velocidades angulares iguais (MAZZAFERRO 2009) (TIER 2008).

1. Luva Penetrante: O anel de fixação pressiona as placas superior e inferior enquanto o pino e a luva rotacionam e são deslocados até a superfície da chapa superior gerando calor por fricção. Ambos, pino e luva são movidos em direções opostas um do outro (a luva penetra o material, enquanto o pino é retraído até que seja alcançada a profundidade de penetração especificada) enquanto rotacionam na mesma direção. O material plastificado é empurrado para o espaço deixado pela retração do pino. Um tempo de permanência, para ambos, pino e luva pode ser usado para se conseguir uma melhor mistura do material. Após, pino e luva retraem de volta em direção à superfície da chapa empurrando o material plastificado que foi originalmente deslocado de volta para a chapa. O processo é concluído deixando um botão de solda completamente preenchido com um mínimo ou nenhum recuo da superfície. A Figura 2. 11 apresenta uma ilustração do processo de luva penetrante, bem como, a identificação das etapas do processo (DA SILVA 2007).

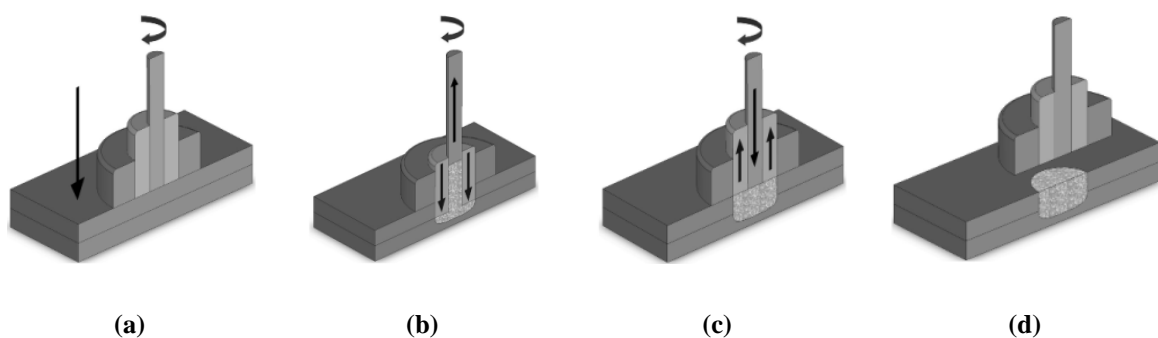


Figura 2. 11 Ilustração esquemática da variante luva penetrante SpF com as 4 etapas do processo: (a) a rotação da ferramenta e a fixação das chapas, (b) imersão da luva e retração do pino, (c) imersão do pino e de retração da luva e (d) remoção da ferramenta (DA SILVA 2007).

2. Pino Penetrante: é muito similar ao processo da luva penetrante com exceção que o pino é quem penetra no material, enquanto a luva é retraída de maneira a criar um espaço para acomodar o material deslocado. A Figura 2. 12 apresenta uma ilustração do processo com pino penetrante.

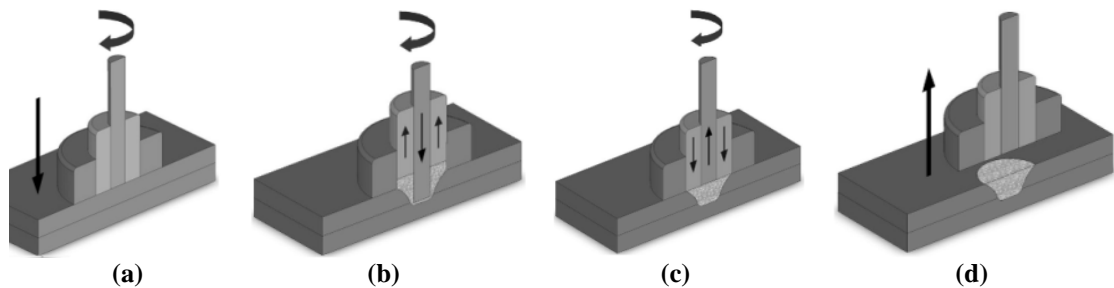


Figura 2. 12 Ilustração esquemática da variante pino penetrante do processo SpF com as 4 etapas principais: (a) a rotação da ferramenta e fixação das chapas, (b) mergulho de pinos e de retração da luva, (c) mergulho luva e retração pino e (d) remoção da ferramenta (DA SILVA 2007).

As duas variantes possuem vantagens e desvantagens. Na SpF pino penetrante as forças sobre a ferramenta são menores exigindo menores potências da máquina conferindo assim maior vida à ferramenta. A variante SpF luva penetrante exige mais em termos de esforços e potência da máquina de soldagem, porém, o tamanho do botão de solda é maior e, conseqüentemente, apresentará uma junta mais resistente (DA SILVA 2007).

2.2.3. Propriedades Mecânicas e Microestruturais

A maioria das conexões SpF apresenta uma larga área eficaz de solda (elevado grau de preenchimento), no entanto perda de material, falta de preenchimento e uma pequena redução na espessura da superfície superior da junta (desbaste) pode ser observada.

Normalmente três regiões distintas de soldagem são encontradas em processos de solda ponto por fricção: zona de mistura (ZM), zona termicamente afetada (ZTMA) e zona termicamente afetada (ZTA), que podem ser observadas na Figura 2. 13.

A microestrutura da ZM consiste em grãos recristalizados finos e equiaxiais. O atrito da ferramenta, a agitação mecânica do material em rotação e a penetração da ferramenta geram calor de fricção e impõem uma severa deformação plástica no material, fornecendo força motriz suficiente capaz de iniciar a recristalização dinâmica e, portanto,

permite que o fluxo de material no estado sólido. Além disso, o calor adiabático resultante da deformação sub-interfacial (abaixo da interface do material da ferramenta) contribui para as temperaturas da zona de soldagem, que atinge aproximadamente $0,8 T_F$ (T_F sendo o ponto de fusão do material). Diferenças no tamanho de grãos dentro do ZM podem ser encontradas, devido ao fluxo de material e gradientes de temperatura, a qual esta região é submetida (DA SILVA 2007). A Figura 2. 14 apresenta uma micrografia obtida através de um microscópio eletrônico de varredura da microestrutura da ZM.

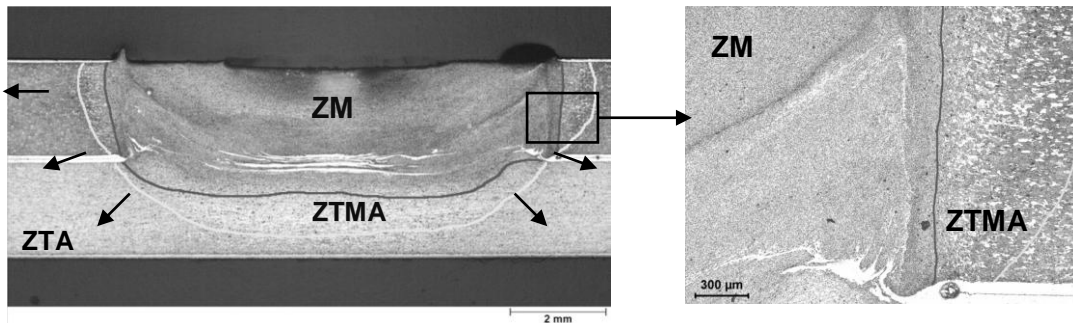


Figura 2. 13 Seção transversal da junta de alumínio AA 2023 cladado soldada por SpF, contendo as zonas: de mistura (ZM), zona termo mecanicamente afetada (ZTMA) e zona afetada pelo calor (ROSENDO 2007).

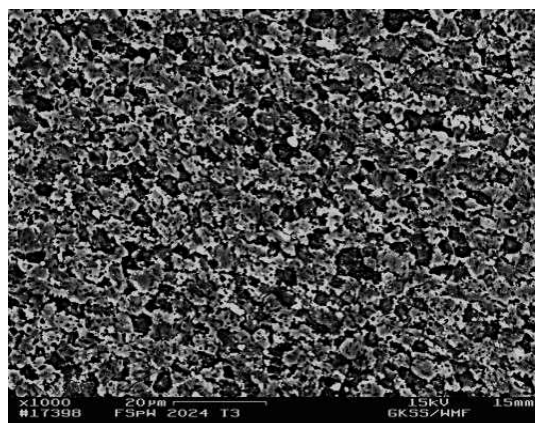


Figura 2. 14 Micrografia obtida através de um microscópio eletrônico de varredura da microestrutura da ZM de uma da junta de alumínio AA 2023 cladado soldada por SpF, (DA SILVA 2007).

A ZTMA é exposta tanto a temperatura e deformação plástica durante o processo de SpF e é caracterizada por uma estrutura altamente deformado em um padrão de fluxo ascendente em torno da ZM. No entanto, a temperatura atingiu não é suficiente elevada para que ocorra recristalização, recuperação e superenvelhecimento ocorrem nesta região.

Na ZTA, a microestrutura experimenta um ciclo térmico, mas não sofre qualquer deformação plástica, causando crescimento do grão da microestrutura original do material de base, afetando localmente a resistência. Este fato pode ser observado por meio de análise de microdureza (DA SILVA 2007). A Figura 2. 15 apresenta micrografias obtidas através de um microscópio eletrônico de varredura das microestruturas da ZTMA e da ZTA.

Dentro da ZM, particularmente na interface entre topo ZM e do material base, pequenos defeitos volumétricos podem ser encontrados, tais como falta de preenchimento, vazios, grupos de vazios agrupados e falta de mistura. Embora exista a presença desses defeitos, juntas com boa resistência foram encontradas para algumas soldas defeituosas. No entanto, estes defeitos podem exigir alguns cuidados no que se diz respeito à vida em fadiga de solda (BARNETT 2008) (DA SILVA 2007). A Figura 2. 16 apresenta alguns defeitos volumétricos encontrados na ZM.

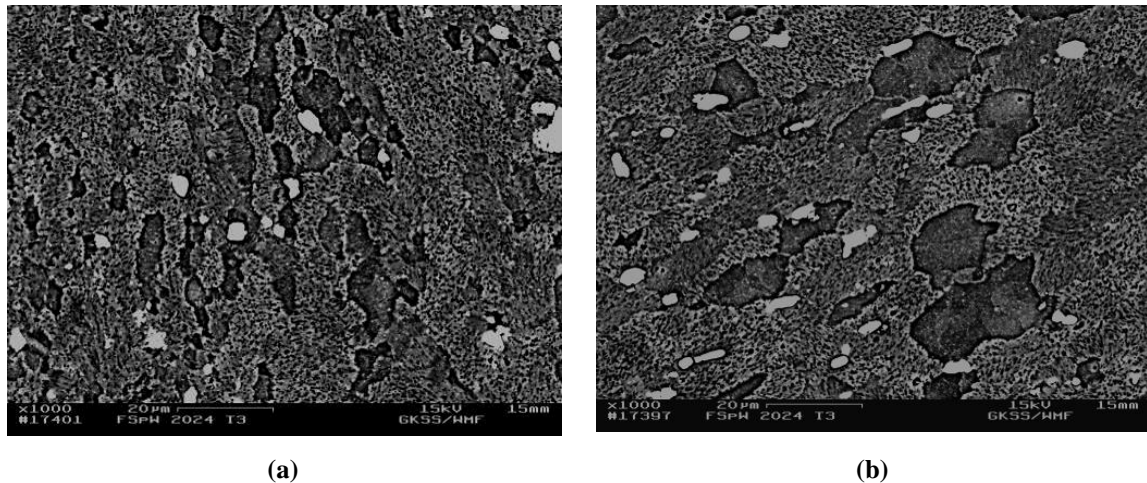


Figura 2. 15 Micrografias obtidas através de um microscópio eletrônico de varredura das microestruturas de uma junta de alumínio AA 2023 cladado soldada por SpF,: (a) ZTMA e (b) ZTA (DA SILVA 2007).

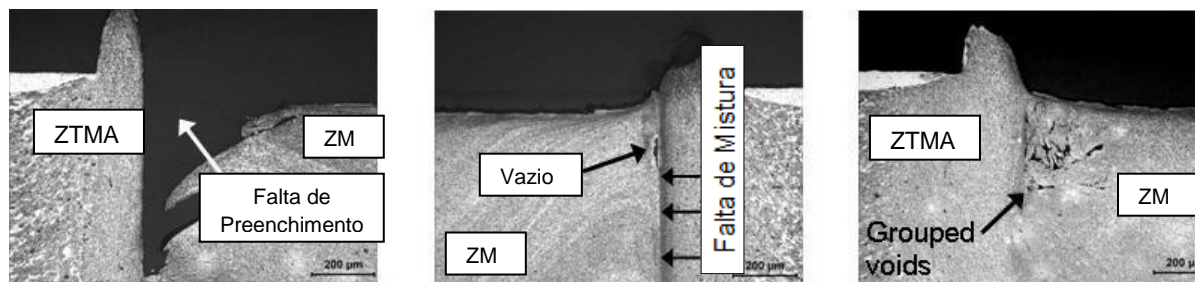


Figura 2. 16 Defeitos volumétricos dentro da zona de mistura da junta de alumínio AA 2023 cladado soldada por SpF (ROSENDO 2007).

O perfil da interface entre as placas superior e inferior demonstrou ter uma importante influência no desempenho mecânico de solda. Durante o processo de SpF a penetração da ferramenta na chapa inferior durante a soldagem promove uma flexão para cima da interface de chapa. Este fenômeno é conhecido como cunha e está associado com o volume de penetração da ferramenta através da interface das chapas, refere-se a um defeito geométrico na interface das duas chapas sobrepostas, sendo uma característica do processo de soldagem ponto por fricção. Os diferentes relatórios sobre o efeito da cunha sobre a integridade da solda ponto são contraditórios. Enquanto alguns autores consideram os seus efeitos benéficos para as propriedades mecânicas da solda (a cunha age como um engaste mecânico na direção de cisalhamento, resultando em uma contribuição adicional para a carga de ruptura), outros observaram esse fenômeno como um efeito prejudicial, uma vez que a falha (a propagação de fissuras) pode ocorrer ao longo da cunha quando a solda é submetida a uma carga externa (TIER 2008). A Figura 2. 17 apresenta micrografias das secções transversais de duas soldas SpF que apresentaram o fenômeno de cunha.

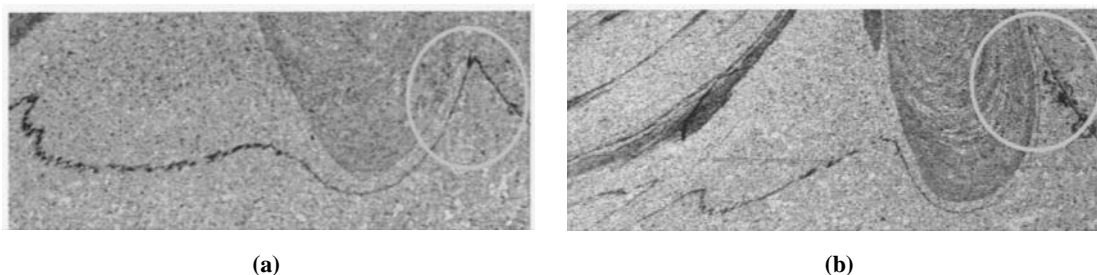


Figura 2. 17 Seção transversal da solda SpF com presença de cunha: (a) cunha moderada e (b) pico de cunha (PARRA 2008).

Soldas ponto podem sofrer cargas de cisalhamento devido ao deslocamento relativo de rotação entre as chapas adjacentes. O desempenho mecânico das juntas ponto soldadas por fricção tem sido investigado usando teste de cisalhamento por tração (DA SILVA

2007). Durante o teste de cisalhamento, as soldas SpF demonstraram três modos de falha, como mostra a Figura 2. 18.

O primeiro modo refere-se à fratura cisalhante ao longo da região soldada, onde a propagação de trinca é paralela à interface inicial, ocorrendo através da região da solda até a sua completa separação. O modo de fratura ao longo da solda está associado ao comportamento frágil da junta, uma vez que a fratura ocorre ao longo da zona de mistura. O segundo modo está relacionado como arrancamento não-circunferencial, com a falha ocorrendo na região de solda da chapa superior. Neste caso, a trinca se inicia com uma superfície lisa de fratura em um dos lados do botão de solda e propaga formando uma superfície de fratura em cunha do outro lado. O último modo é o arrancamento circunferencial onde o desgaste excessivo da chapa superior causa a falha na periferia da região da solda. O mecanismo de falha nesses dois últimos padrões de fratura é dúctil associada à deformação plástica em torno da zona soldada antes da falha (DA SILVA 2007) (MAZZAFERRO 2009).

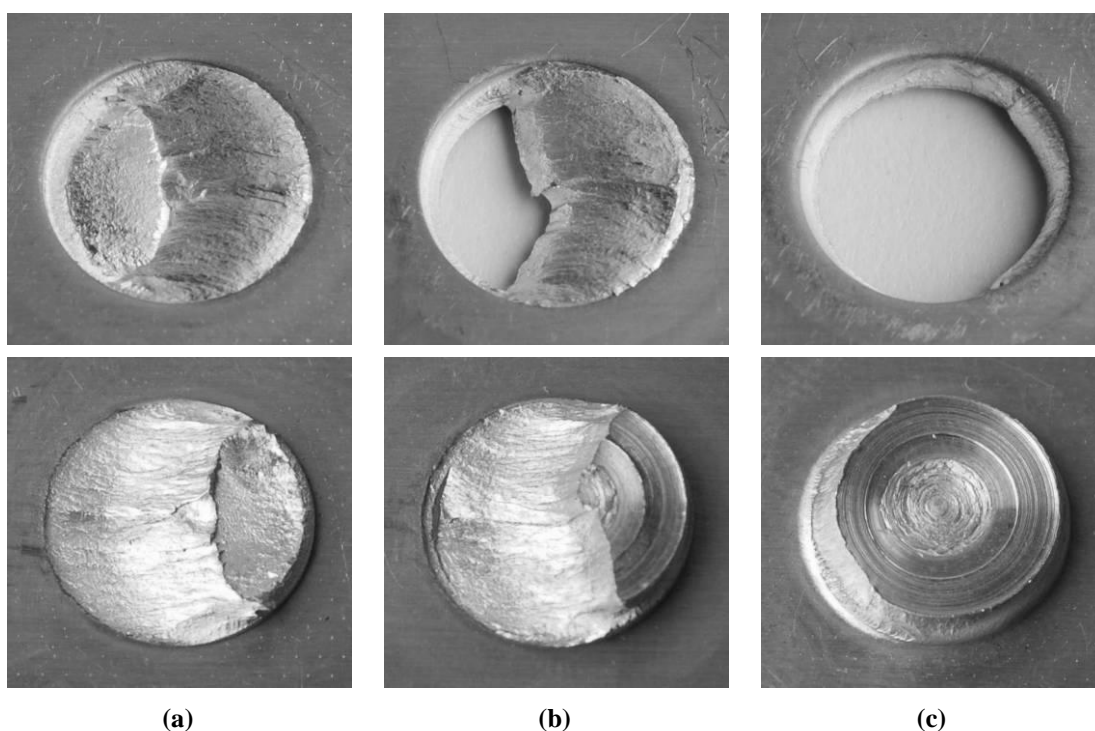


Figura 2. 18 Modos de falha dos testes de cisalhamento: (a) fratura de cisalhamento, (b) arrancamento não-circunferencial e (c) arrancamento circunferencial (YANG 2008).

Diferentes fatores tais como energia de entrada, material, geometria da ferramenta e área da junta podem influenciar as propriedades mecânicas da solda. Muitos estudos

mostram que a resistência da solda ponto por fricção depende, principalmente, o tamanho da zona de soldagem que está associada com a condição do processo e do perfil da ferramenta. Soldas com maiores resistências estão relacionadas com largas zonas de misturas alcançada pela redução da velocidade de rotação. A interface da solda tende a se curvar para cima na borda exterior da região do botão para soldas executadas com taxas mais elevadas de rotação da ferramenta, enquanto que interfaces planas são obtidas com baixas taxas de rotação, o que significa maiores interfaces de solda (ROSENDO 2007).

Quando a velocidade de rotação da ferramenta é baixa ou o tempo de permanência da ferramenta é muito longo, os materiais são extensivamente agitados levando a um aumento no tamanho botão, o que resulta num aumento da resistência ao cisalhamento da superfície soldada entre as chapas superior e inferior (FREENEY 2006) (TOZAKI 2006). A área da zona de mistura está fortemente relacionada à resistência ao cisalhamento e à energia da solda, uma vez que áreas menores (menores resistências ao cisalhamento) são resultados menor calor de soldagem (aporte térmico) introduzido na amostra. Em relação à profundidade de penetração, um aumento na profundidade de penetração da ferramenta melhora o comportamento da solda sob-tensão cisalhante. No entanto, uma profundidade de penetração profunda pode levar a redução da resistência da solda devido ao desgaste excessivo o da chapa superior (ADDISON 2004) (DA SILVA 2007) (SU 2005).

2.3. Estudos Anteriores em Soldas Dissimilares por Fricção e Mistura Mecânica entre as Ligas de Alumínio e Magnésio

As indústrias automotiva e de transporte têm demonstrado grande interesse na utilização das ligas de magnésio. Visto que o magnésio é o mais leve dos materiais estruturais, com dois terços da densidade das ligas de alumínio, é um material estrutural promissor na fabricação dos veículos, uma vez que pode reduzir peso e desta forma o consumo de combustíveis. As ligas de alumínio por sua vez oferecem grande resistência, boa conformabilidade e redução de peso, sendo consideradas na fabricação de veículos (CHEN 2008) (MCLEAN 2003).

Uma combinação das propriedades das ligas de alumínio e magnésio pode ser obtida através de processos de soldagem dissimilar, tornando possível redução de peso e grande eficiência de produção. Contudo, técnicas de soldagem por fusão das ligas de alumínio e magnésio produzem grãos grosseiros e grandes quantidade de compostos intermetálicos no metal de solda, de modo a prejudicar as propriedades mecânicas da solda (CHEN 2008 (SATO 2004).

Como uma técnica de soldagem por estado sólido, o processo de soldagem por fricção e mistura mecânica (FMM) pode soldar ligas de alumínio e magnésio, com maiores qualidade do que as produzidas por técnicas de soldagem por fusão, uma vez que no processo FMM a quantidade de fases intermetálicas formadas é consideravelmente menor, como consequência da baixa taxa de redução e quantidade reduzida das reações químicas em relação aos processos de soldagem por fusão (CHEN 2003) (SATO 2004). Hitaro et al. anteriormente, realizou soldas dissimilares por FMM entre ligas de alumínio AA1050 e liga de magnésio AZ31, relatando a soldabilidade e propriedades mecânicas de uma solda de alta qualidade entre ligas de alumínio e magnésio. Park et al. também realizou soldas dissimilares por FMM (entre Al AA1050 liga e liga Mg AZ31) e demonstrou que a solda dissimilar possuía grande quantidade do composto intermetálico $Al_{12}Mg_{17}$ no centro de solda (SATO 2004). A Figura 2. 19 apresenta uma macrografia da FMM dissimilar entre as ligas de Al - AA5083 e Mg - AZ31.

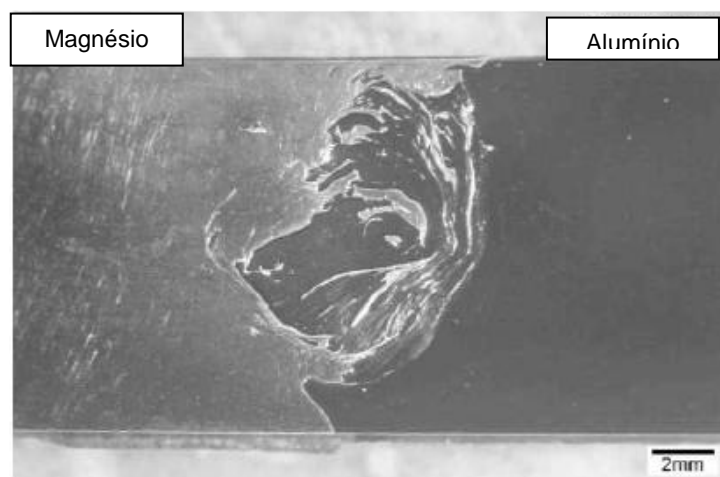


Figura 2. 19 Vista geral com baixa ampliação de uma solda dissimilar por FMM entre as liga Al - AA5083 e liga Mg - AZ31 (MCLEAN 2003).

Estudos sobre a aplicação do processo de soldagem por FMM para unir ligas de magnésio e alumínio têm demonstrado que uma provável liquefação constitucional durante o processo de soldagem pode levar a formação de um intermetálico frágil na interface da junta. Este intermetálico possui um microestrutura composta por um eutético lamelar divorciado contendo $Al_{12}Mg_{17} + Mg$ e Al_3Mg_2 , resultando em um solda que não exige ductibilidade efetiva e, portanto, com pouca aplicação na engenharia (CHEN 2008) (KOSTKA 2009) (MKLEAN 2003) (SATO 2004). A Figura 2. 20 apresenta imagem obtidas por microscopia óptica do composto intermetálico de uma junta soldada por fricção e mistura mecânica entre as ligas Al – AA1051 e Mg – AZ31, onde a região A e B

correspondem a $Al_{12}Mg_{17}$ e $Al_{12}Mg_{17} + Mg_{(em\ solução\ sólida)}$, respectivamente (SATO 2004).

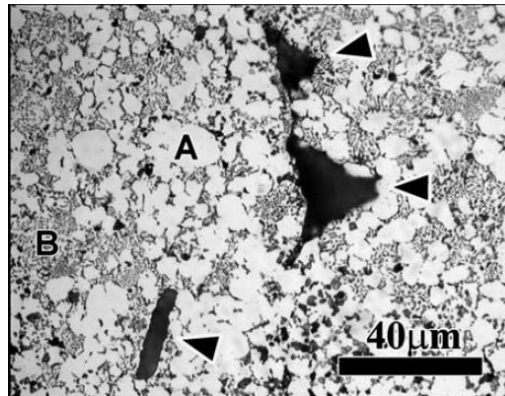


Figura 2. 20 Micrografia óptica do composto intermetálico formado durante a soldagem por fricção e mistura mecânicas entre as ligas Al - AA 1050 e Mg – AZ31 (SATO 2004).

Durante o processo de soldagem por FMM, o material de solda sofre calor de fricção e intensa deformação plástica devido à rotação da ferramenta de soldagem. De acordo com McLean et. al. a temperatura alcançada durante o processo de solda por FMM para ligas de alumínio e magnésio, tipicamente, é de $0.8 T_F$ (onde T_F é a temperatura de fusão das ligas), temperatura aproximadamente igual a do eutético para $Al_{12}Mg_{17} + Mg_{(em\ solução\ sólida)}$ correspondendo a $437^\circ C$ (MCLEAN 2003). Esta temperatura é suficiente alta para que ocorra mútua difusão entre os átomos de alumínio e de magnésio. Adicionalmente, as taxas de difusão devem ser maiores que em condições estáticas, taxas de difusões são maiores durante deformação plástica com elevada taxa de deformação (PAN 2006). Intensa mútua difusão pode formar uma fase líquida constitucional quando o material é constantemente mantido em temperaturas maiores que $460^\circ C$ (CHEN 2008) (KOSTKA 2009) (MKLEAN 2003) (SATO 2004).

A reação eutética ocorre durante a solidificação da fase líquida, como um eutético lamelar divorciado, que forma $Al_{12}Mg_{17} + Mg_{(em\ solução\ sólida)}$ após a solidificação primária de $Al_{12}Mg_{17}$ (CHEN 2008). A Figura 2. 21 indica a provável sequência de solidificação a partir de uma fase líquida com composição química de aproximadamente 30 – 40 at.% Al e 70 – 60 at.% Mg, que é indicada como “faixa de composição”. Isto sugere que a liquificação constitucional produz essa composição na região solidificada durante o processo de soldagem dissimilar por FMM (CHEN 2008). A interface entre o substrato de magnésio e a camada de intermetálico é plana e lisa. Em contraste, a interface entre o

substrato de alumínio e a camada de intermetálico é grosseira, e em algumas regiões finas tiras de fase intermetálica e partículas da liga de magnésio podem penetrar alguns micrômetros dentro da liga de alumínio (KOSTKA 2009). O composto intermetálico $Al_{12}Mg_{17}$ possui grão bem refinado, e entre a interface de $Al_{12}Mg_{17}$ e do substrato de alumínio, pequenas inclusões de nano-grãos de Al_3Mg_2 podem aparecer (CHEN 2008) (KOSTKA 2009). De acordo com o diagrama de fase binário Al-Mg (Figura 2. 21), a fase Al_3Mg_2 , pode ser produzida através da reação peritética de $Al + Al_{12}Mg_{17} \rightarrow Al_3Mg_2$. O caminho preferencial para fratura é entre $Al_{12}Mg_{17}$ e o substrato de alumínio, demonstrando que a ligação entre o intermetálico e a liga de alumínio é mais fraca que a ligação da fase intermetálica com a liga de magnésio. O eutético cresce como um eutético lamelar divorciado com magnésio solidificando sobre o substrato de magnésio formando uma interface coerente (MCLEAN 2003). A Figura 2. 21 mostra o caminho preferencial da fratura em uma solda dissimilar FMM entre as ligas Al – AA5083 e Mg – AZ3B.

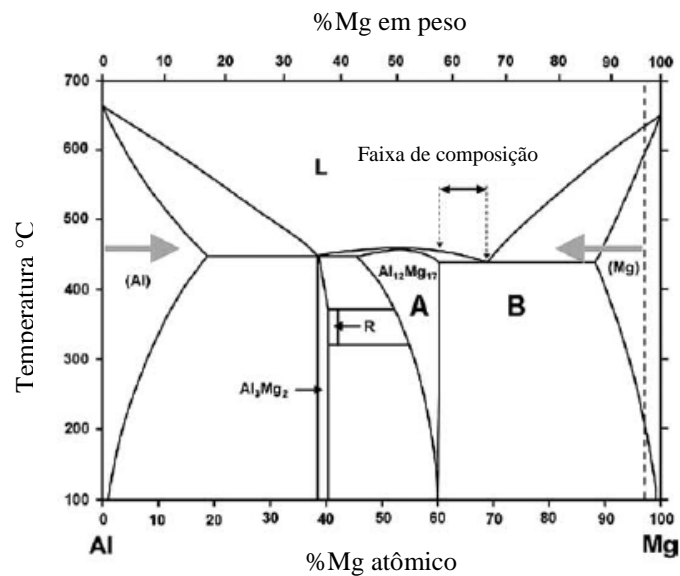


Figura 2. 21 Diagrama de fase binário Al-Mg (SATO 2004).

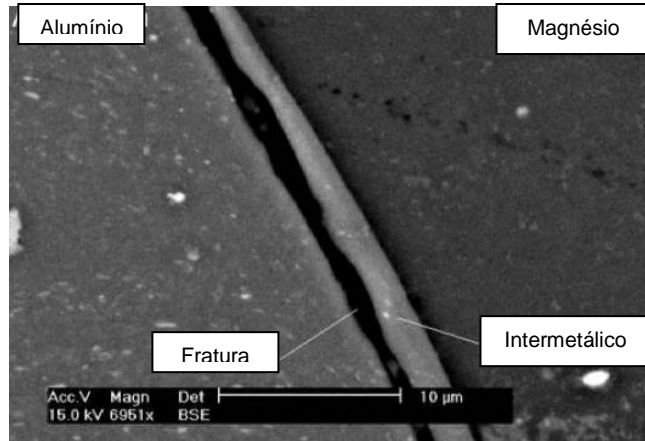


Figura 2. 22 Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura da interface Al/Mg – intermetálico da solda dissimilar FFM entre as ligas Al – AA5083 e Mg – AZ3B (MCLEAN 2003).

3.0. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O procedimento experimental segue a metodologia descrita no diagrama de fluxo predefinido na Figura 3.1 Fluxograma descrevendo o procedimento experimental do trabalho..

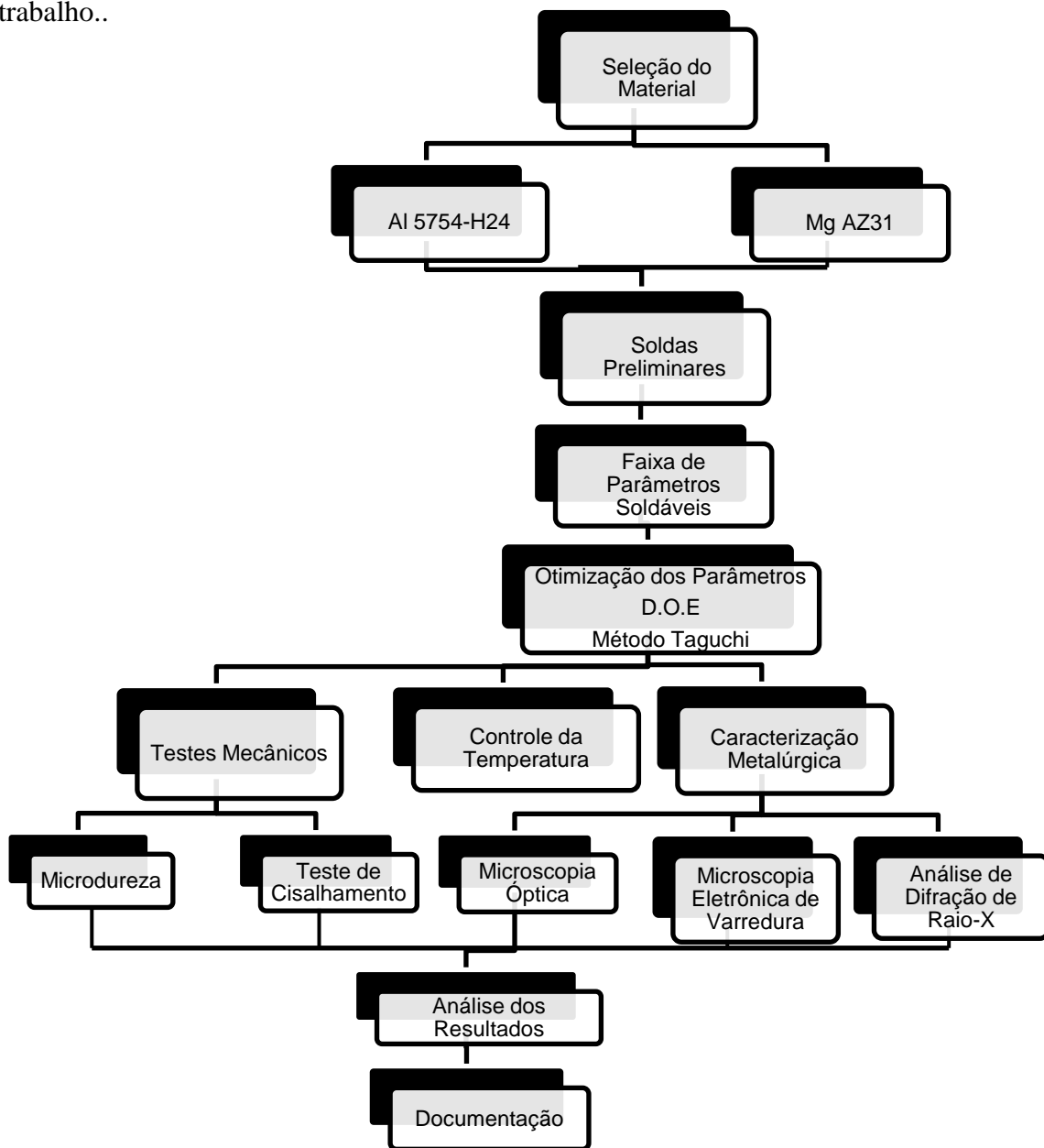


Figura 3.1 Fluxograma descrevendo o procedimento experimental do trabalho.

3.1. Descrição do Material

Neste trabalho foram utilizadas chapas de liga de alumínio AA 5754-H24 e de magnésio AZ31-O com 2 mm de espessura. As chapas foram cortadas em placas com 100 mm de comprimento e 30 mm de largura. As amostras SpF foram preparados em configuração de cisalhamento com 30 mm de sobreposição, como mostrado na Figura 3. 2.

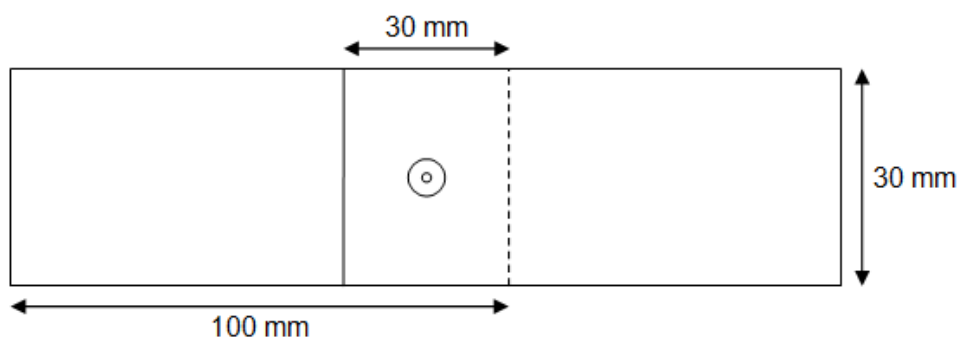


Figura 3. 2 Representação esquemática da configuração da solda

3.2. Procedimento de Soldagem

As soldas foram produzidas com uma máquina especialmente desenvolvida para este processo numa parceria entre o Centro de Pesquisa Helmholtz-Zentrum GmbH em parceria com a empresa RIFTEC GmbH, na Alemanha. O sistema de monitoramento permite o controle da penetração, da velocidade de rotação, do torque, da carga axial, do tempo de soldagem, bem como as posições do pino e da luva. A máxima força de penetração é de 7,8 kN (eixo vertical) e a máxima velocidade de rotação é de 3000 rpm. O sistema de fixação é pneumático. As dimensões da ferramenta consistem em um anel de fixação, uma luva roscada com \varnothing 9 mm e um pino roscado com \varnothing 6 mm. As Figura 3. 3 e Figura 3. 4 mostram a ferramenta e a máquina, respectivamente.



Figura 3. 3 Ferramenta da SpF e suas partes: pino, luva e anel de fixação



Figura 3. 4 Máquina de soldagem SpF (RPS 100).

As duas placas, adequadamente limpas com acetona, foram colocados em configuração de cisalhamento utilizando um suporte de fixação, e os parâmetros de soldagem foram definidos no sistema de controle. Primeiramente a ferramenta começou a rotacionar, após ser atingida a velocidade determinada, o pistão foi movido para cima promovendo o contato entre a chapa superior e a ferramenta, fornecendo a força necessária de aperto. O processo de soldagem foi iniciado manualmente e a solda foi realizada de acordo com os parâmetros de soldagem determinados utilizando a variante luva penetrante como método de penetração da ferramenta. A velocidade de rotação foi interrompida manualmente, a pressão axial aliviada e amostra soldada retirada. Durante todo o processo, a temperatura da ferramenta foi controlada por um termopar.

3.3. Definição dos Parâmetros de Soldagem

Cinco parâmetros foram utilizados neste trabalho: a ordem de disposição das chapas, a velocidade de rotação (VR), profundidade de penetração (PP), tempo de permanência (TP) e força de fixação (FF). Na fase inicial, diferentes combinações de parâmetros foram testadas, para que fosse possível determinar um intervalo de variação adequado para cada parâmetro. Os valores iniciais dos parâmetros foram escolhidos com base em estudos anteriores de SpF com os mesmos materiais. Usando a abordagem de

“one-factor-at-time” foi possível determinar os possíveis intervalos de trabalho de cada parâmetro.

A fim de encontrar a combinação ideal dos parâmetros de soldagem e compreender a importância de cada parâmetro na otimização da solda ponto por fricção foi implementado o Método Taguchi usando o software Minitab. Todos os cinco parâmetros de processamento já especificados, cuja influência significativa sobre a microestrutura e propriedades da solda era esperada, foram selecionadas como variáveis do D.O.E. (Design of Experiment).

3.4. Controle da Temperatura

O controle de temperatura durante a soldagem foi realizado usando um sistema composto por dois termopares tipo K (níquel-cromo/níquel-alumínio) com 0,5 mm de diâmetro conectado a um sistema de aquisição de dados com um amplificador externo e integrado a um conversor-AD. O software Labview executou a avaliação dos dados em tempo real com uma aquisição de 10 kHz.

Os termopares foram posicionados entre as placas de alumínio e magnésio. Para a inserção dos termopares, foi executado um entalhe passante na placa de magnésio, a 14,5 mm da borda, com 1 mm de profundidade, como mostrado na Figura 3. 5. As pontas dos termopares foram posicionadas dentro do entalhe, ficando dispostas entre a placa inferior de magnésio e a placa superior de alumínio. A ponta do primeiro termopar foi fixada bem abaixo da região do anel de fixação e a ponta do segundo termopar fixada no centro de solda. Este posicionamento foi tomado de maneira a permitir a medição da temperatura no centro da solda e para ser ter noção da distribuição da temperatura através das placas.

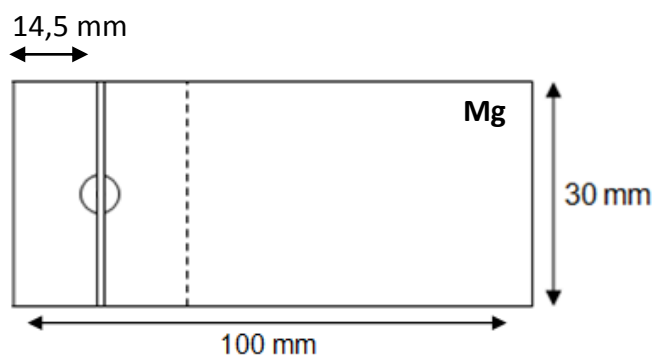


Figura 3. 5 Representação esquemática do entalhe na placa de magnésio.

3.4. Caracterização Mecânica

Os testes de cisalhamento foram realizados conforme as especificações da norma DIN EM ISO 14273 (DEUSTSCHES INSTITUT FUR NORMUNG 2002) à temperatura ambiente utilizando uma máquina tipo fuso da Zwick / Roell com capacidade de carga de 200 kN e software TestXpert para obtenção das propriedades de tensão (cargas máximas de tração foram identificadas como as forças de cisalhamento). Foi usada uma velocidade de ensaio constante de 2 mm/min . Pelo menos três réplicas de cada condição de solda foram testadas. A Figura 3. 6 mostra a máquina de ensaio utilizada, juntamente com os detalhes dos corpos de prova devidamente fixados para o ensaio de cisalhamento.



Figura 3. 6 Máquina tipo fuso da Zwick / Roell utilizada para a avaliação da resistência mecânica das juntas soldadas sob solicitação de cisalhamento.

Para o estudo do desempenho mecânico das soldas em termos do desenvolvimento da falha nas solicitações de cisalhamento foi utilizado o estereoscópio modelo Wild M8 equipado com uma câmera CCD. Após a caracterização das falhas com o estereoscópio, uma amostra fraturada foi seccionada ao longo do centro do botão de solda e preparada metalograficamente para investigação, em microscopia óptica, da trinca proveniente dos mecanismos de fratura.

Para avaliar as modificações na resistência do material decorrente do processo de soldagem, foram realizadas medições do perfil de microdureza ao longo das zonas da solda para das placas de alumínio e magnésio. Os testes de microdureza foram realizados através

da seção transversal da junta previamente polida, utilizando um microdurômetro de dureza Vickers, com penetrador convencional, com carga de 0,2 kg (HV0.2) e período de indentação de 10 segundos. A Figura 3. 7 mostra uma ampliação das indentações deixadas nos materiais base.

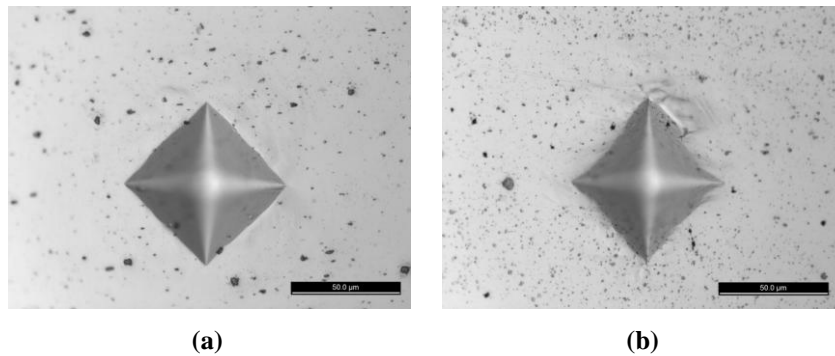


Figura 3. 7 Indentação no material base 500X: (a) chapa de alumínio e (b) chapa de magnésio

As linhas de indentação foram realizadas no meio da placa superior e no meio da placa inferior. O espaçamento entre as indentações foi de 0,3 mm ao longo de 10 mm para cada centro de solda, totalizando 65 pontos. As Figura 3. 8 e Figura 3. 9 mostram a configuração das linhas de identificação e o microdurômetro utilizado neste estudo (modelo ZHV1/2 Micro-Vickers com deslocamento controlado por joystick acoplado a um computador com o software TestXpert para análise dos resultados), respectivamente.

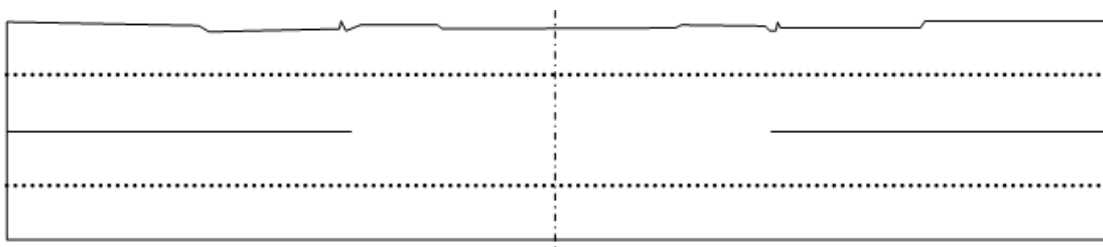


Figura 3. 8 Configuração das linhas de identificação.



Figura 3. 9 Microdurômetro modelo ZHV1/2 Micro-Vickers.

3.6. Caracterização Metalúrgica

Os corpos de prova soldados foram seccionadas no centro do botão de solda por discos abrasivos de diamante em uma máquina de corte Struers Discotom-6 semiautomática. Após o corte, cada amostra foi embutida com uma resina de cura a frio transparente (Resina Epoxycure + Catalizador Epoxycure), seguido por lixamento e polimento usando uma máquina automática modelo polimento Buehler Phoenix 4000. Por fim, as amostras foram limpas com etanol, utilizando um limpador ultrassônico e posteriormente secadas com um soprador térmico. As máquinas de corte e polimento são mostradas na Figura 3. 10. A Tabela 3. 1 Procedimento para preparação metalográfica para dissimilar SpF entre Al – AA5754 e Mg – AZ31. apresenta o procedimento utilizado para a preparação metalográfica.



Figura 3. 10 Máquina de corte Struers Discotom-6 e máquina de polimento Buehler Phoenix 4000.

Tabela 3. 1 Procedimento para preparação metalográfica para dissimilar SpF entre Al – AA5754 e Mg – AZ31.

	Etapas	Lubrificante	Tempo (min)	Carga (n/lbs)	RPM
Lixamento	Lixa de carbeto de silício P600	Água	1	8	300
	Lixa de carbeto de silício P800	Água	1	8	300
	Lixa de carbeto de silício P1200	Água	1	8	300
	Lixa de carbeto de silício P2500	Água	1	8	300
	Lixa de carbeto de silício P4000	Água	6	8	300
Polimento	Suspensão Policristalina de diamante de 3µm	Struers DP-Lubrificante Azul	6	6	150
	Solução de OPS	-----	4,5	5	120

As amostras separadas para análise metalográficas foram atacadas em duas etapas: na primeira etapa as amostras foram atacadas quimicamente por uma solução de ácido pícrico (2-3 g de ácido pícrico, 140 mL de etanol, 30-40 ml de água destilada e 6,5-7 mL de ácido acético) e na segunda etapa as amostras foram atacadas com processo eletroquímico utilizando solução Barker (1,8% de ácido fluobórico em H₂O). O ataque com solução de ácido pícrico foi utilizado para análise dos aspectos geométricos da solda e revelação de grãos na placa de Mg, enquanto o ataque com solução Barker foi utilizado para análise dos aspectos geométricos da solda e revelação de grãos na placa de Al. É essencial seguir a sequência de ataque, mencionado acima, uma vez que o reagente Barker atua como um forte agente corrosivo para a liga de Mg.

Microscopia óptica foi empregada para avaliação das zonas da solda, presença de defeitos e detalhes geométricos das juntas. Micrografias foram feitas utilizando uma câmera Leica DFC 295 acoplada a um microscópio óptico Leica DM IRM, Figura 2. 23, equipado com o software Leica Application Suite V.3.5.

Análise microestrutural utilizando microscopia eletrônica de varredura foi conduzida em um microscópio de eletrônico de varredura (MEV), modelo JEOL JSM-6490LV em SE-Modus (elétrons secundários) equipado com um analisador por energia dispersiva de raios X (EDS), a fim de observar a camada interfacial de contorno irregular formada na região de solda e fazer análise quantitativa de sua composição química. A preparação da amostra foi à mesma que a utilizada para a microscopia óptica. O MEV também foi utilizado para observar a superfície de fratura das amostras do teste de

cisalhamento. Neste caso, a preparação da amostra não é necessária, exceto a limpeza da superfície de fratura.



Figura 2. 23 Microscópio óptico Leica DM IRM

Para a determinação dos constituintes da camada interfacial formada na região de solda foi utilizado um difratômetro de raios-X modelo D8 Advance-Bruker (Radiação de cobre). O procedimento de preparação da amostra foi igual ao utilizado para a análise por microscopia ótica.

4.0. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. Otimização dos Parâmetros do Processo SpF

Após a seleção da faixa de parâmetros utilizando o método de variação de um parâmetro por vez (“one-factor-at-a-time”), o Método Taguchi foi usado a fim de se obter a combinação ideal dos parâmetros de soldagem e compreender a importância de cada parâmetro na otimização da solda ponto por fricção. Foi utilizada como matriz ortogonal o design L18 (matriz ortogonal de design misto) que permite estudar todo o intervalo dos parâmetros do processo com o menor número de experimentos possível. Este estudo incluiu quatro fatores de 3-níveis e um fator de 2-níveis. Onde um fator é qualquer coisa que se tenha suspeita de ter alguma influência no desempenho do produto ou processo em estudo e um nível é o valor ou o estado que um fator detém em um experimento. Neste estudo, foram tomados como fatores: o posicionamento, velocidade de rotação da ferramenta, profundidade de penetração, tempo de permanência e força de fixação. A Tabela 4. 1 abaixo resume os fatores utilizados neste estudo.

Tabela 4. 1 Fatores e níveis para DOE.

Fator	Níveis de Valores		
	Nível 1	Nível 2	Nível 3
Posicionamento	Al-Mg	Mg-Al	-----
Velocidade de Rotação (RPM)	1500	1900	2300
Profundidade de Penetração (mm)	1,4	1,6	1,8
Tempo de Permanência (s)	0	1	2
Força de Fixação (kN)	8	10	12

Os outros parâmetros do processamento foram mantidos constantes: temperatura da ferramenta (50 – 70°C), o tempo de penetração (2 segundos) e tempo de retração (2 segundos). A matriz ortogonal utilizada para otimizar as condições de soldagem e os valores médios da força de cisalhamento para cada condição de soldagem, que neste estudo foram usados para avaliar a influência dos fatores, uma vez que é a principal característica considerada para descrever a qualidade das juntas SpF, são mostrados na Tabela 4. 2.

Tabela 4. 2 Condições experimentais e a média dos resultados.

Solda	Posicionamento	Velocidade de Rotação (RPM)	Profundidade de Penetração (mm)	Tempo de Permanência (s)	Força de Fixação (kN)	Força de Cisalhamento (kN)
1	Al-Mg	1500	1,4	0	8	2.155
2	Al-Mg	1500	1,6	1	10	2.475
3	Al-Mg	1500	1,8	2	12	3.025
4	Al-Mg	1900	1,4	0	10	2.54
5	Al-Mg	1900	1,6	1	12	2.915
6	Al-Mg	1900	1,8	2	8	2.91
7	Al-Mg	2300	1,4	1	8	2.445
8	Al-Mg	2300	1,6	2	10	2.785
9	Al-Mg	2300	1,8	0	12	3.53
10	Mg-Al	1500	1,4	2	12	2.035
11	Mg-Al	1500	1,6	0	8	2.61
12	Mg-Al	1500	1,8	1	10	2.2
13	Mg-Al	1900	1,4	1	12	2.855
14	Mg-Al	1900	1,6	2	8	2.045
15	Mg-Al	1900	1,8	0	10	1.625
16	Mg-Al	2300	1,4	2	10	2.205
17	Mg-Al	2300	1,6	0	12	2.155
18	Mg-Al	2300	1,8	1	8	1.195

A Figura 4. 1 mostra os gráficos de efeito para as médias das forças de cisalhamento e para a razão sinal-ruído. Os gráficos de efeito examinam as diferenças entre as médias das forças de cisalhamento e razão sinal-ruído para cada parâmetro, mostrando como os diferentes níveis de cada parâmetro afetam a resposta (neste caso a força de cisalhante suportada pela solda). Existe um efeito mínimo quando a linha que conecta os pontos é horizontal, ou seja, paralelo ao eixo-x. Quanto maior a diferença na posição vertical dos pontos marcados (quanto maior o desvio do paralelismo ao eixo-x), maior é a magnitude do efeito.

De acordo com Taguchi o princípio fundamental na medição da qualidade consiste em encontrar uma configuração de fatores de sinal que minimizem a variabilidade no desempenho de solda em resposta a condições ambientais e outros fatores de ruído. Onde, fatores de ruído são aqueles que não estão sob controle durante o processo e fatores de sinal são os parâmetros definidos ou controlados pelo operador. Neste estudo, foi escolhido o tipo padrão "maior é o melhor" para razão sinal-ruído, de modo a maximizar a resposta do sistema (força de cisalhamento) tão grande quanto possível.

Gráficos de efeito para as médias das forças de cisalhamento e as razões sinal-ruído

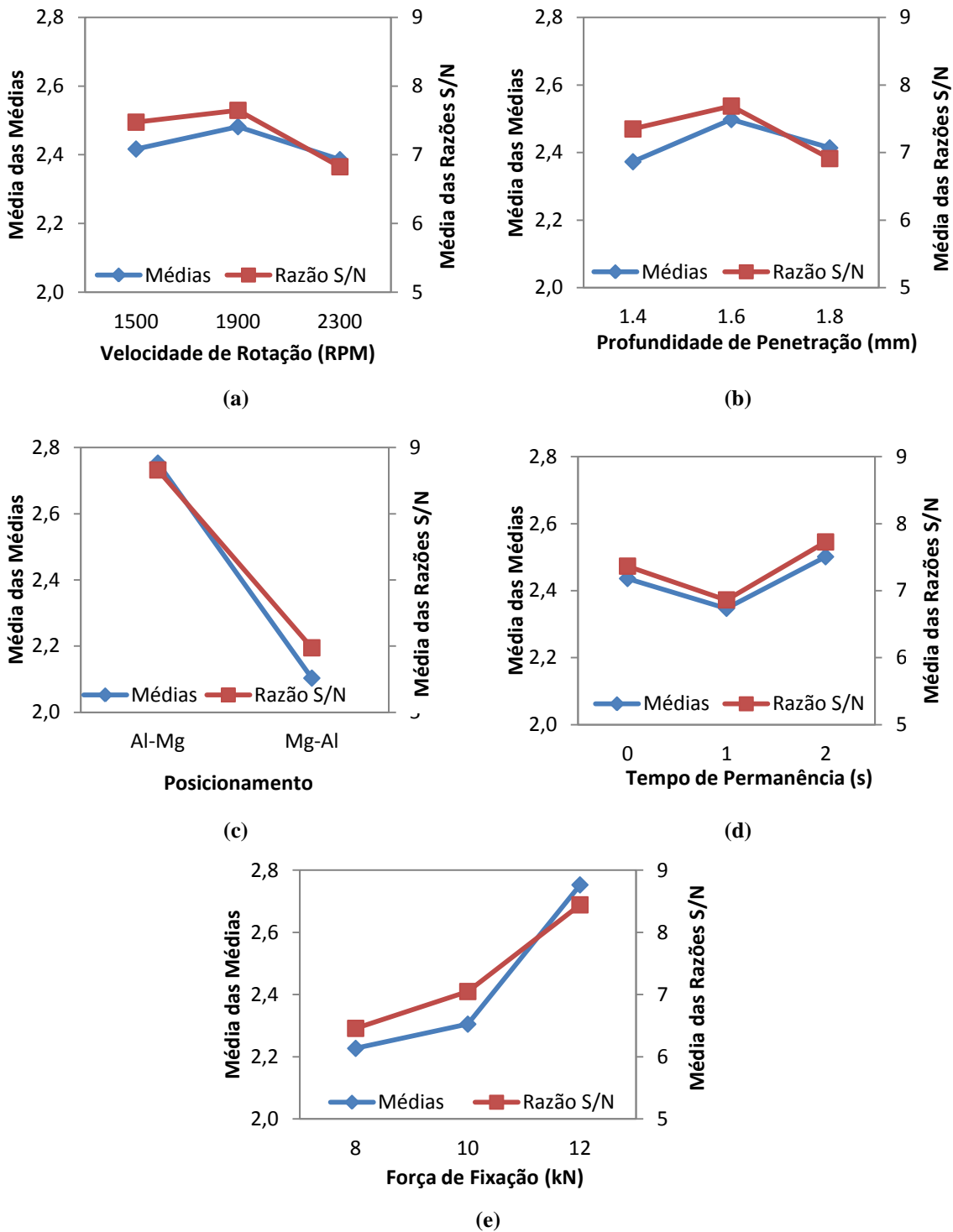


Figura 4. 1 Gráficos de efeito para as médias das forças de cisalhamento e razão sinal-ruído em relação aos parâmetros do processo: (a) Velocidade de Rotação, (b) Profundidade de Penetração, (c) Posicionamento, (d) Tempo de Permanência e (e) Força de Fixação.

Os valores para as médias das forças de cisalhamento e para razões sinal-ruído (maior é o melhor) para cada nível de cada parâmetro obtidos através da matriz ortogonal L9 são dados na Tabela 4. 3. Os valores das últimas duas linhas representam o valor delta e

a classificação para cada parâmetro, eles ajudam a avaliar qual é parâmetro que tem o maior efeito sobre a característica da resposta de interesse. Através da diferença entre o maior e o menor valor encontrado entre os níveis de cada parâmetro, delta mede o tamanho do efeito do mesmo em relação à média das forças de cisalhamento e a razão sinal-ruído. Considerando os valores de delta, a classificação ordena os parâmetros do maior para o menor efeito sobre a característica de resposta.

Tabela 4. 3 Relação dos valores das médias e razão sinal-ruído (maior é o melhor) para cada nível de cada parâmetro, obtidos através da matriz ortogonal L9.

Nível	Posicionamento		Velocidade de Rotação (rpm)		Profundidade de penetração (mm)		Tempo de Permanência (s)		Força de Fixação (kN)	
	SNR	Médias	SNR	Médias	SNR	Médias	SNR	Médias	SNR	Médias
1	8,661	2,753	7,476	2,417	7,35	2,373	7,365	2,436	6,457	2,227
2	5,973	2,103	7,648	2,482	7,689	2,498	6,861	2,347	7,05	2,305
3	-----	-----	6,827	2,386	6,912	2,414	7,726	2,501	8,444	2,753
Delta	2,687	0,651	0,821	0,096	0,777	0,125	0,865	0,153	1,987	0,526
Classificação	1	1	4	5	5	4	3	3	2	2

A maior variação para a média das forças médias de cisalhamento e para a razão sinal-ruído foi observado para o parâmetro de posicionamento, mostrando que este parâmetro tem a maior influência sobre a força de cisalhamento. Em relação à força de fixação e tempo de permanência, ambos demonstraram um grande impacto na média da força de cisalhamento e na razão sinal-ruído. A profundidade de penetração e velocidade de rotação apresentaram os menores valores de delta, tendo assim, a menor influência no processo. Portanto, a ordem em que cada parâmetro selecionado neste estudo afeta à força de cisalhamento pode ser classificado como: posicionamento > força de fixação > tempo de permanência > velocidade de rotação > profundidade de penetração.

A análise do design do Taguchi deu a melhor combinação entre os níveis de cada parâmetro que assegura um elevado nível de força de cisalhamento de acordo com o conjunto de dados experimentais. O posicionamento da placa de alumínio sobre a placa de magnésio e elevados níveis de força de fixação possuem a melhor resposta para a razão sinal-ruído e a média da força de cisalhamento. Para os parâmetros de profundidade de penetração e de velocidade de rotação valores médios apresentaram o melhor desempenho. No caso do tempo de penetração o maior nível apresentou melhores resultados. A

combinação dos cinco melhores níveis de cada parâmetro que otimizam o processo de soldagem ponto por fricção com base nos resultados experimentais para maximizar a força de cisalhamento é mostrada na Tabela 4. 4.

Tabela 4. 4 A melhor configuração dos parâmetros de soldagem.

Posicionamento	Velocidade de Rotação (rpm)	Profundidade de Penetração (mm)	Tempo de Permanência (s)	Força de Fixação (kN)
Al-Mg	1900	1.6	2	12

A fim de reavaliar os efeitos de cada parâmetro na força de cisalhamento, novas experiências foram feitas. Com base na melhor condição de parâmetros encontrada, uma nova matriz de parâmetros foi construída através da fixação do parâmetro de posicionamento da placa de alumínio sobre a de magnésio e após a variação de cada um dos quatro parâmetros restantes enquanto os outros três eram mantidos constantes (VR: 1900; PP: 1,6 mm; TP: 2 s e FF: 12kN). A temperatura da ferramenta e o tempo de penetração e retração foram mantidos constantes a 40 – 50°C e 2 segundos, respectivamente. A Tabela 4. 5 apresenta a nova matriz de parâmetros juntamente com os valores de força média de cisalhamento para cada condição experimental.

Tabela 4. 5 As novas condições experimentais e os resultados dos testes de cisalhamento para cada condição.

Parâmetro variado	Solda	Posicionamento	VR (rpm)	PP (mm)	TP (s)	FF (kN)	Força de Cisalhamento (kN)
Velocidade de Rotação (rpm)	SpF-Al/Mg-1	Al-Mg	1500	1,6	2	12	2,32
	SpF-Al/Mg-2	Al-Mg	1900	1,6	2	12	2,98
	SpF-Al/Mg-3	Al-Mg	2300	1,6	2	12	2,29
Tempo de Permanência (mm)	SpF-Al/Mg-4	Al-Mg	1900	1,4	2	12	2,56
	SpF-Al/Mg-5	Al-Mg	1900	1,8	2	12	2,68
Tempo de Permanência (s)	SpF-Al/Mg-6	Al-Mg	1900	1,6	0	12	2,1
	SpF-Al/Mg-9	Al-Mg	1900	1,6	1	12	2,85
Força de Fixação(kN)	SpF-Al/Mg-7	Al-Mg	1900	1,6	2	8	2,74
	SpF-Al/Mg-8	Al-Mg	1900	1,6	2	10	2,65

As cargas máximas atingidas nos testes de cisalhamento foram plotadas contra os parâmetros do processo conforme mostra a Figura 4. 2. Considerando os valores de pico, para os quatro casos, a melhor combinação dos parâmetros encontrada foi a mesma que a

determinada pelo método do Taguchi (posicionamento: Al-Mg; VR: 1900; PP: 1,6 mm; TP: 2 s e FF: 12kN).

A melhor condição dos parâmetros encontrada para a soldagem dissimilar entre as ligas de alumínio AA5754-H24 e de magnésio AZ31-O pelo processo de soldagem ponto por fricção, solda FSpW-Al/Mg-2, foi escolhida para o estudo da temperatura e análises mecânicas e microestrutural.

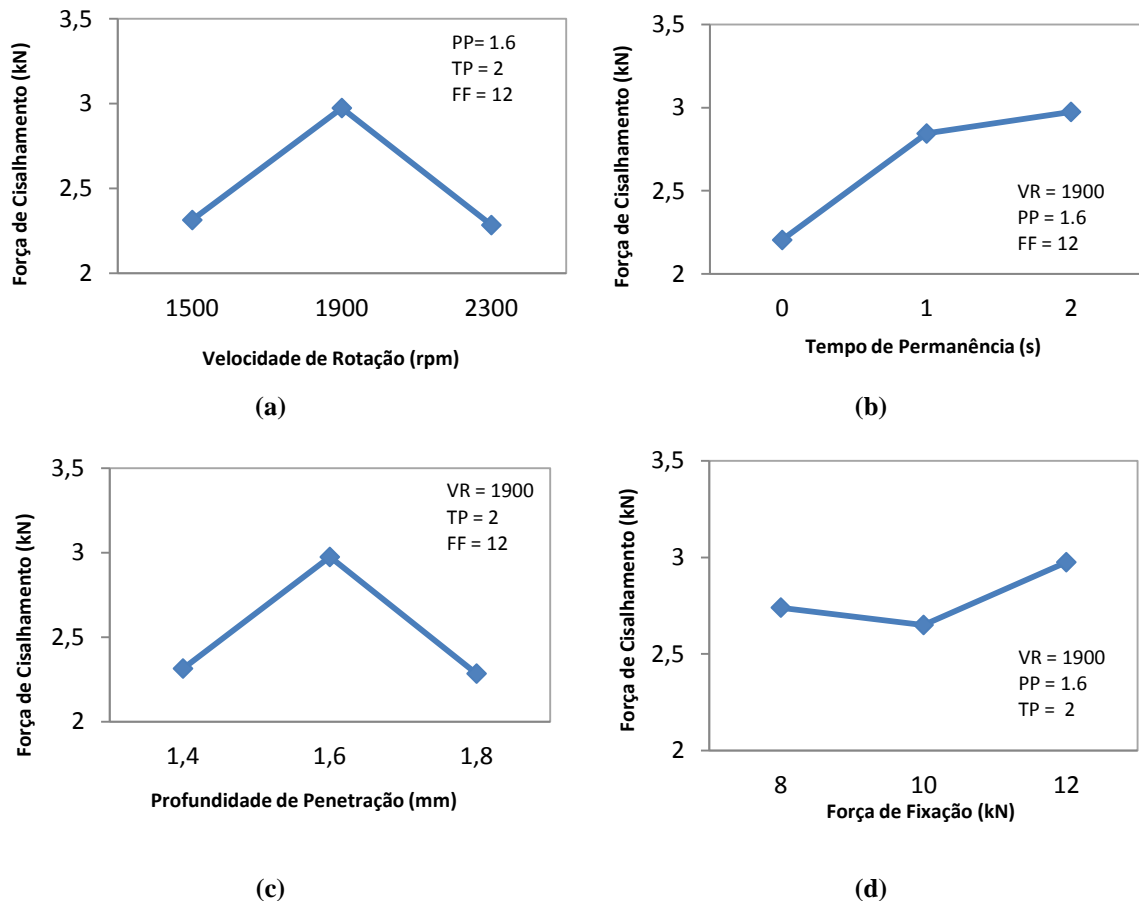


Figura 4.2 Efeito da variação dos parâmetros de soldagem sobre a força de cisalhamento suportada pela solda.

4.2. Controle da Temperatura

É importante saber a temperatura alcançada durante o processo de SpF, uma vez que muitas transformações metalúrgicas, como o crescimento de grãos, solubilização e precipitação, são termoativados. O primeiro resultado importante obtido através do acompanhamento da temperatura durante o processo de soldagem foi que para nenhum dos materiais bases utilizados foi atingida sua temperatura de fusão. Entretanto, um pico de temperatura de 440,3°C foi alcançado no centro da solda, que é aproximadamente igual à

temperatura do eutético de 437°C para $\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17} + \text{Mg}_{(\text{em solução sólida})}$. Esta temperatura (aproximadamente 0,8 da temperatura de fusão para estes dois materiais) aliada ao elevado grau de deformação plástica imposto ao material durante a soldagem através da intensificação da difusão mútua entre os átomos de alumínio e magnésio pode provocar a formação de um fase líquida constitucional com composição aproximada ao do eutético na interface entre as placas de Al e Mg (SATO 2004). O segundo resultado importante foi que a máxima temperatura alcançada abaixo da região do anel de fixação foi de $401,8^{\circ}\text{C}$, ultrapassando 0,5 da temperatura de fusão para ambos os materiais, isto significa que o crescimento de grãos pode ocorrer para esta região (PORTER). A Figura 4. 3 apresenta o gráfico de acompanhamento da temperatura para a condição de solda SpF-Al/Mg-2, para a qual foram encontrados dois picos de temperaturas de $440,3^{\circ}\text{C}$ e $401,8^{\circ}\text{C}$ para o centro da solda e para a região abaixo do anel de fixação, respectivamente.

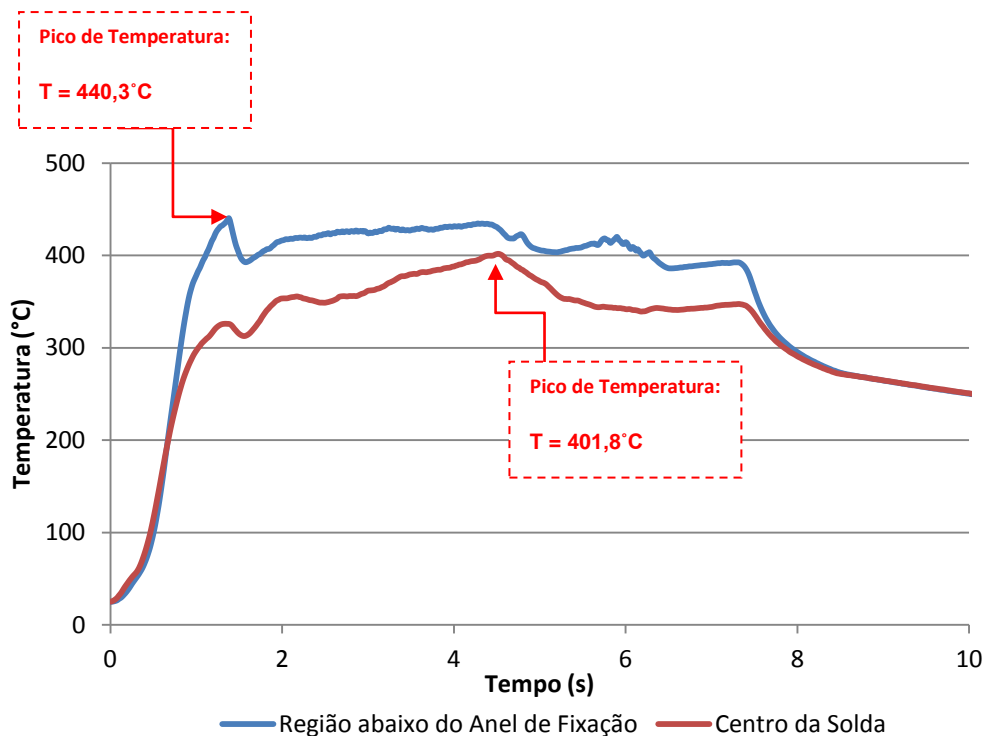


Figura 4. 3 Gráfico de acompanhamento da temperatura para a condição SpF-Al/Mg-2.

4.3. Caracterização Metalúrgica

No presente estudo, foram utilizados dois diferentes materiais: liga de Al 5754-H24 e liga de Mg AZ31B-O, deste modo, a análise metalúrgica foi conduzida para cada material. Além disso, foi observada a presença de uma camada intermetálica entre a interface de solda. Deste modo, a análise metalúrgica foi realizada em três etapas: Al 5754-H24, Mg AZ31B-O e camada intermetálica. A Figura 4. 4 apresenta a macrografia da

secção transversal do botão da solda SpF-Al/Mg-2, sendo nítida a presença da camada intermetálica através da linha de soldagem.

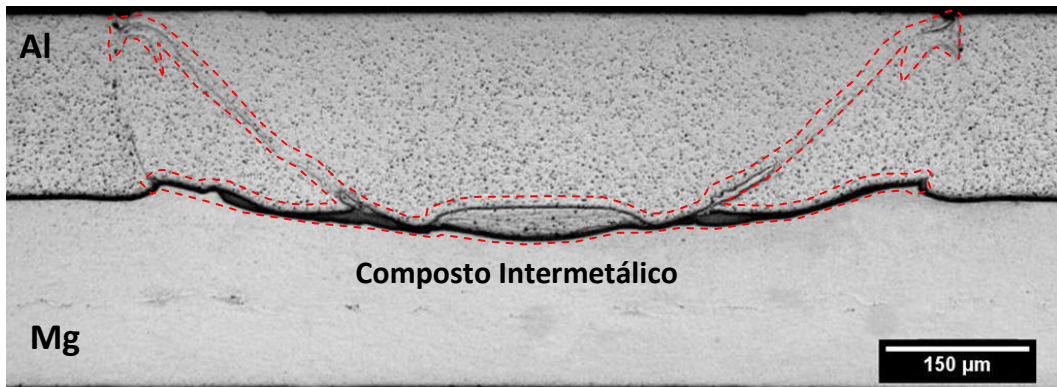


Figura 4. 4 Macrografia da secção transversal do botão da solda SpF-Al/Mg-2

4.3.1. Caracterização Metalúrgica da Liga de Alumínio AA5754-H24

Devido aos diferentes ciclos térmicos e ao grau de deformação impostos pelo processo SpF sobre liga Al 5754-H24, a análise metalográfica revelou três zonas de solda: ZM de Mistura (ZM), Zona Termomecanicamente Afetada (ZTMA) e Zona Termicamente Afetada (ZTA). A Figura 4. 5 mostra a macrografia da secção transversal da solda SpF-Al/Mg-2 (apenas para a placa de alumínio) destacando as zonas da solda. A delimitação mostrada tanto para a ZM como para a ZTMA é apenas aproximada. As setas representam a ZTA, que se estende além dos limites mostrados na macrografia.

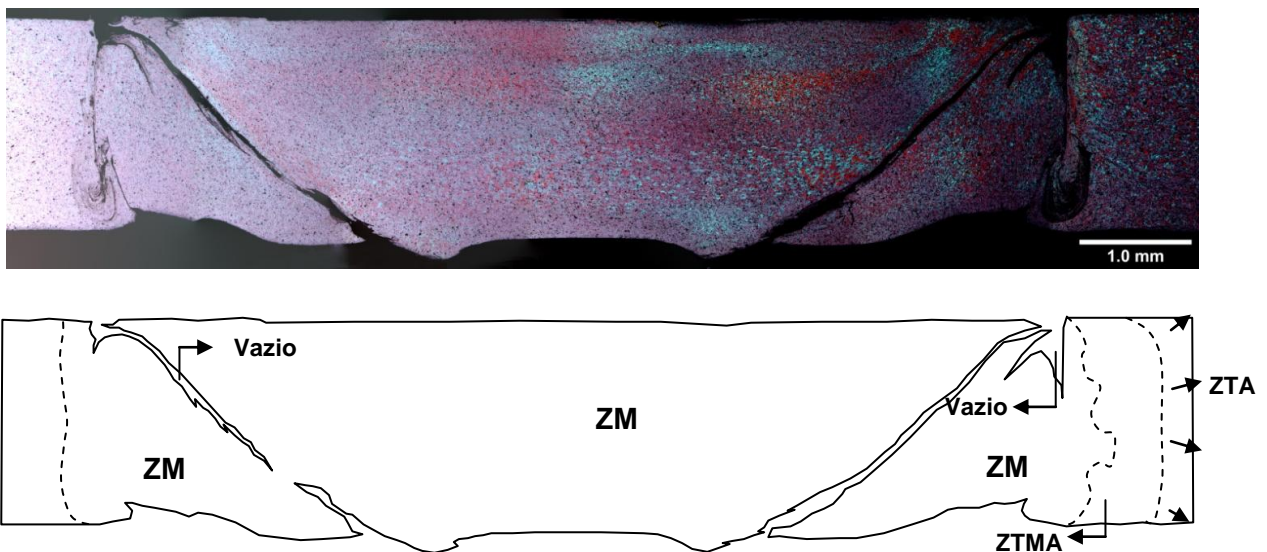


Figura 4. 5 Macrografia da secção transversal da solda SPF-Al/Mg-2 mostrando as zonas da solda na placa de alumínio.

Na Figura 4. 5 podem-se notar alguns vazios. No entanto, esses vazios não constituem falta preenchimento, ou algum outro defeito na solda, seu aparecimento se deve ao fato que após o ataque químico, no qual foi utilizado a solução Barker como reagente, o material presente nestas regiões (composto intermetálico), composto em sua maioria por magnésio (% em peso), ser destruída quando o reagente Barker é usado. A presença do composto intermetálico dentro da ZM na placa de alumínio pode ser associada ao fluxo de material durante a retração da luva. A Figura 4. 6 mostra em detalhes algumas das regiões onde foram encontrados estes vazios.

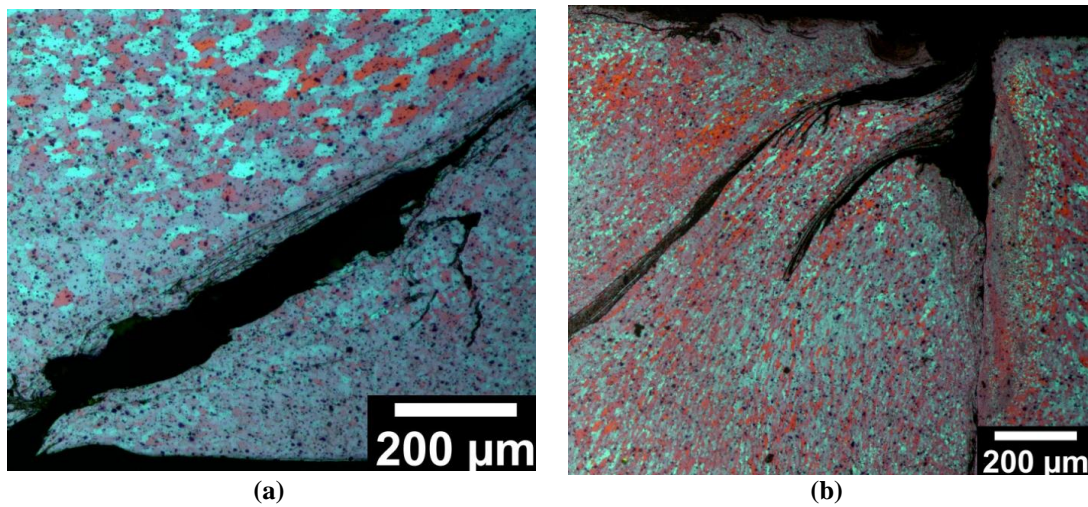


Figura 4. 6 Detalhes dos “vazios” encontrados dentro da ZM: (a) Região inferior 100X e (b) Região Superior 100X.

A microestrutura do material de base é mostrada na Figura 4. 7. É composta essencialmente por grãos alongados, uma vez que foi submetido ao processo de trabalho a frio (encruamento).

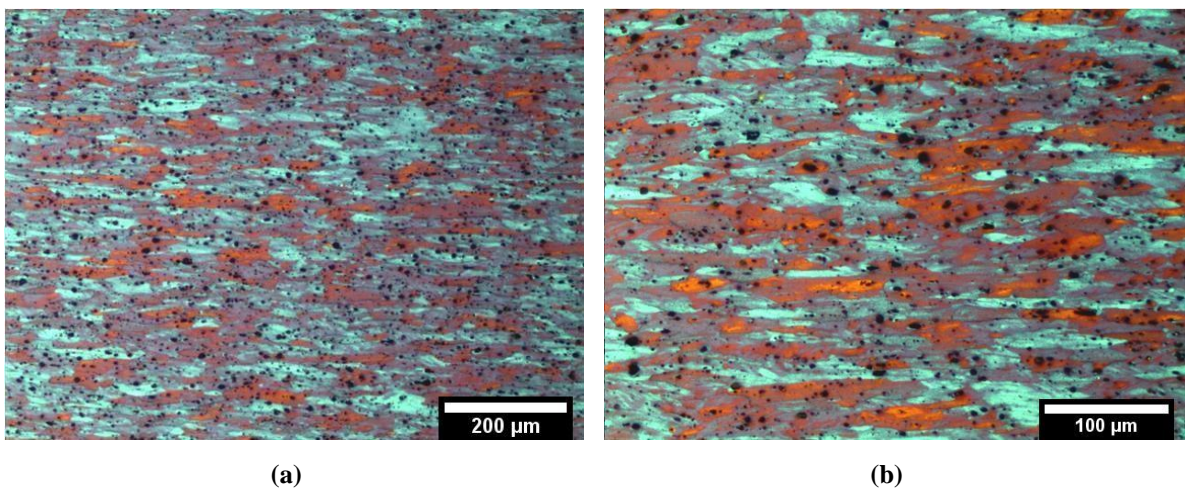


Figura 4. 7 Micrografia do Material Base Al 5754-H24: (a) 100X e (b) 200X.

A zona de mistura é caracterizada pela formação de uma microestrutura de grão refinado, com morfologia equiaxial, devido à recristalização dinâmica imposta pelo elevado grau de deformação plástica e pela temperatura, conferidos ao material pela rotação e penetração da ferramenta durante o processo. A análise microestrutural da ZM foi realizada em três posições distintas: nas regiões superior, central e inferior. Como mostrado na Figura 4. 8, diferentes tamanhos de grão podem ser observados para cada posição. A diferença no tamanho de grão dentro do ZM está principalmente relacionada com os diferentes graus de deformação e gradientes de temperatura experimentados dentro ZM durante o processo (DA SILVA 2007).

Diferentemente da maioria dos relatórios sobre solda ponto por fricção, a recristalização dinâmica introduzida pelo processo de soldagem não ficou confinada apenas a região deformada diretamente pela passagem da ferramenta (ZM). Estudos anteriores em SpF sugerem que a deformação induzida pela ferramenta, e a recristalização associada a ela, é limitada à região em torno do pino e da luva (DA SILVA 2007) (MAZZAFERRO 2008) (ROSENDO 2007) (TIER 2008). Neste presente estudo, a zona recristalizada se estendeu lateralmente além do limite da luva da ferramenta (ZM), compreendendo também a Zona Termomecanicamente Afetada (ZTMA).

Dada à espessura ZTMA e a sua relativa homogeneidade, é provável que as mudanças de microestrutura fora da ZM são impulsionadas tanto pelo calor gerado e pela deformação induzida pela ferramenta. O estado altamente encruado, com elevada energia interfacial (energia de contorno de grão) e concentração de tensões residuais (DIETER 1986), do material base significa que sua microestrutura é altamente instável e irá recristalizar prontamente sob as altas temperaturas geradas localmente durante a soldagem (PEEL 2003). A ZTMA é mostrada na Figura 4. 9, composta por pequenos grãos recristalizados. Esta região de transição é relativamente estrita, com a fração dos grãos recristalizados caindo rapidamente com o aumento da distancia a partir do botão de solda.

Como pode ser visto na Figura 4. 10, apesar de ambas as zonas: ZM e ZTMA terem sofrido recristalização dinâmica durante o processo de soldagem, é visível a diferença entre suas microestruturas. Esta diferença está associada aos diferentes níveis de deformação plástica e de temperatura aos quais estas zonas foram expostas.

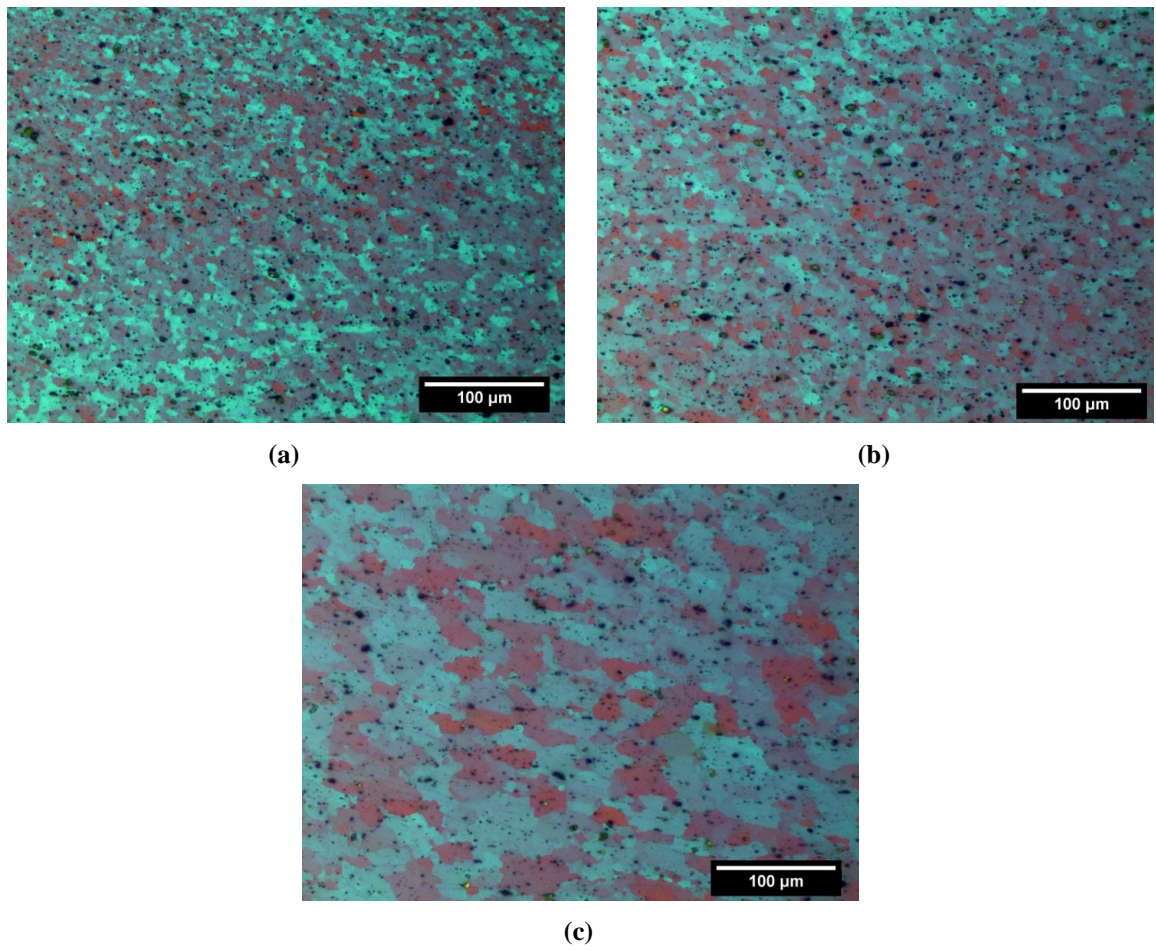


Figura 4. 8 Micrografias da ZM: (a) Região Superior 100X, (b) Região Central 100X e (c) Região Inferior 100X.

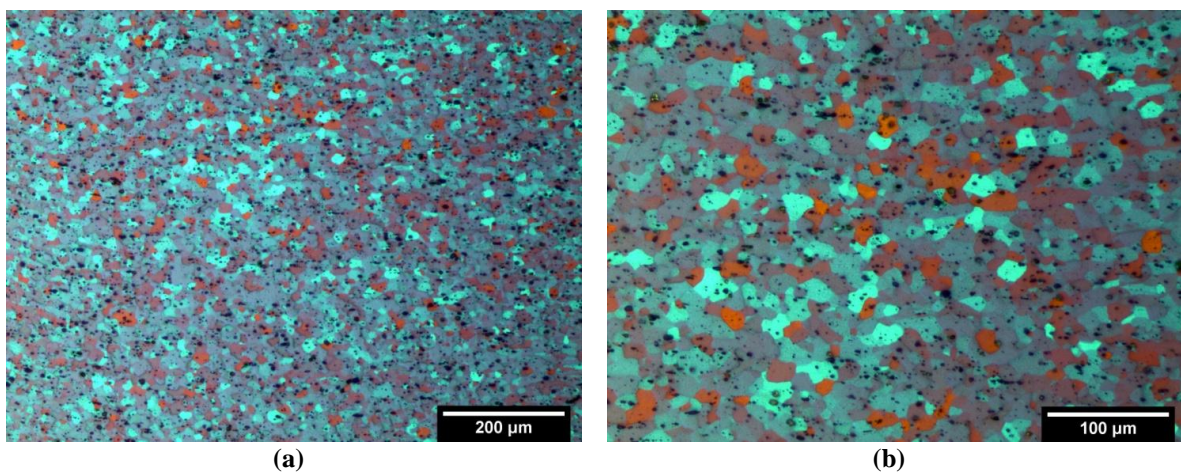


Figura 4. 9 Micrografias da ZTMA: (a) 100X e (b) 200X.

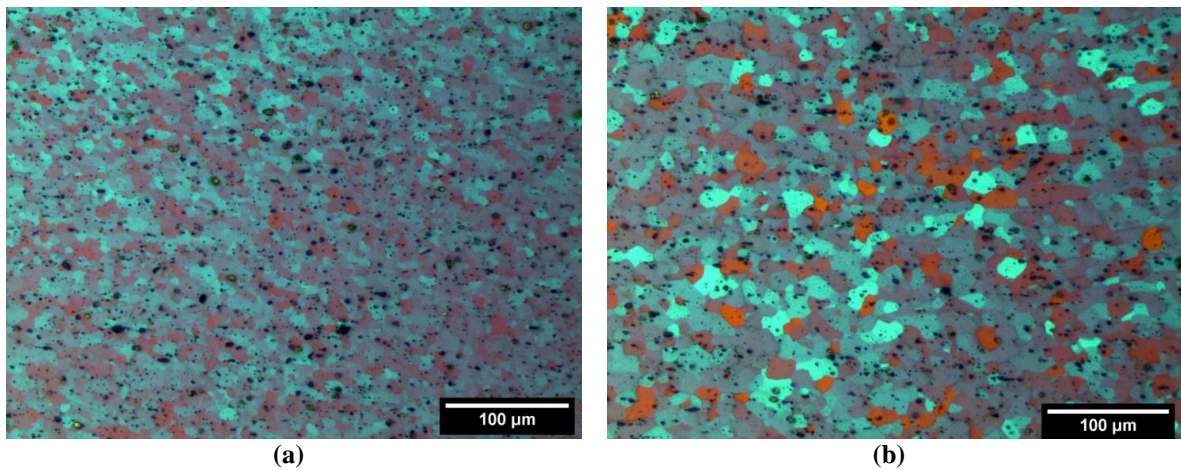


Figura 4. 10 Comparação entre os diferentes efeitos da recristalização dinâmica sofridas pelas zonas: (a) ZM e (b) ZMTA.

A Zona Termicamente Afetada (ZTA) sofreu apenas a influência do calor gerado durante o processo de soldagem, provocando ligeiro crescimento do grão original do material base, como mostra a Figura 4. 11. A Figura 4. 12 evidencia as alterações sofridas pela ZTA em relação ao material base.

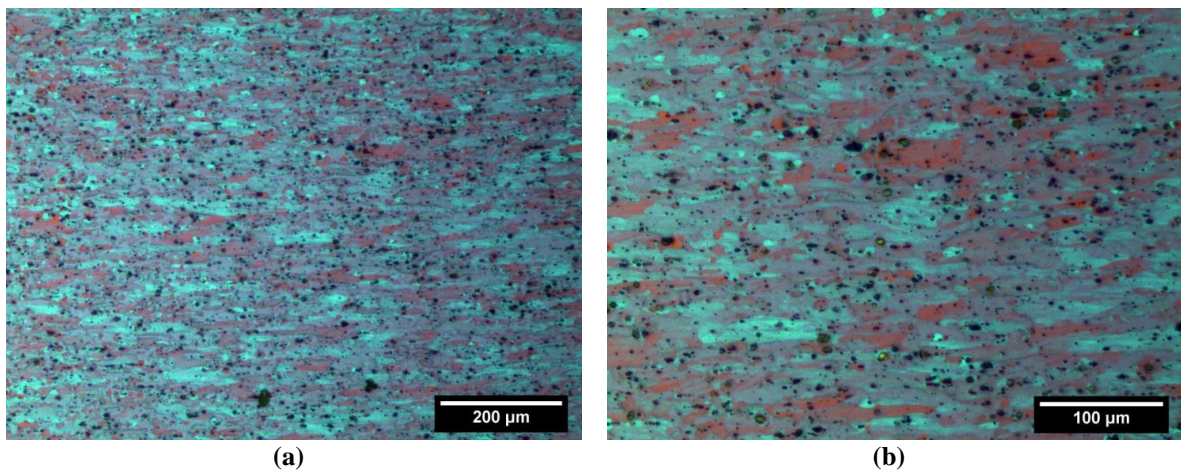


Figura 4. 11 Micrografias da ZTA: (a) 100X e (b) 200X.

Em resumo, parece que o processo de soldagem essencialmente resulta em uma microestrutura recozida em torno do botão de solda. Embora a ZM e a ZTMA possa ter se formado por meio do mecanismo de recristalização dinâmica, subsequente crescimento de grãos na ZTMA resulta em uma estrutura idêntica à formada pela recristalização estática do material base instável (PEEL 2003).

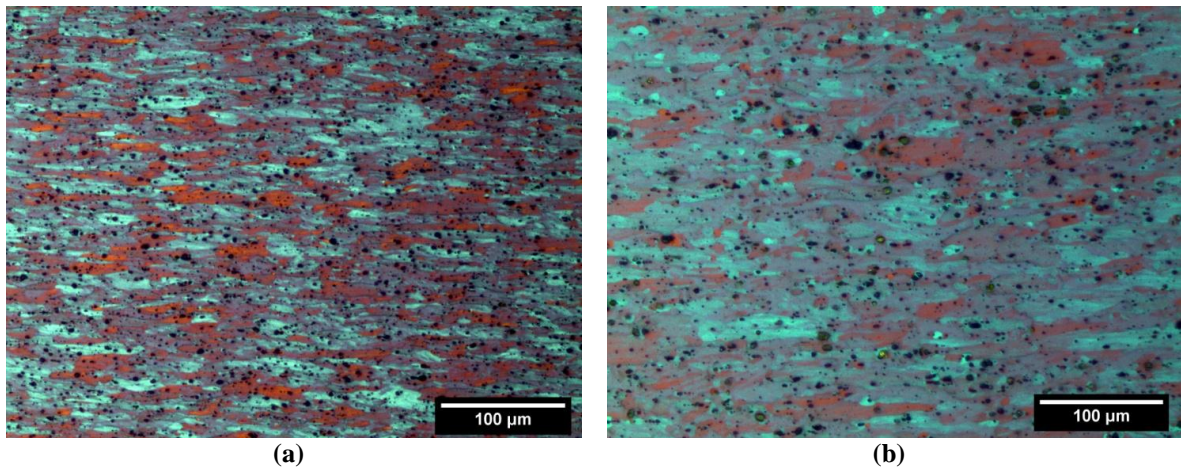


Figura 4. 12 Comparação entre as microestruturas do MB e da ZTA, evidenciando o efeito da temperatura imposta pelo processo sobre o MB: (a) MB e (b) ZTA.

4.3.2. Caracterização Metalúrgica da Liga de magnésio AZ31-O

Uma visão geral de baixa ampliação da secção transversal do botão de solda da condição SpF-Al/Mg-2 (apenas para placa de magnésio) é apresentada na Figura 4. 13. Além do material base (MB), três outras zonas são encontradas devido aos diferentes ciclos térmicos e graus de deformação impostos durante o processo, tais como Zona de Mistura (ZM), Zona Termomecanicamente Afetada (ZTMA) e a Zona Termicamente Afetada (ZTA).

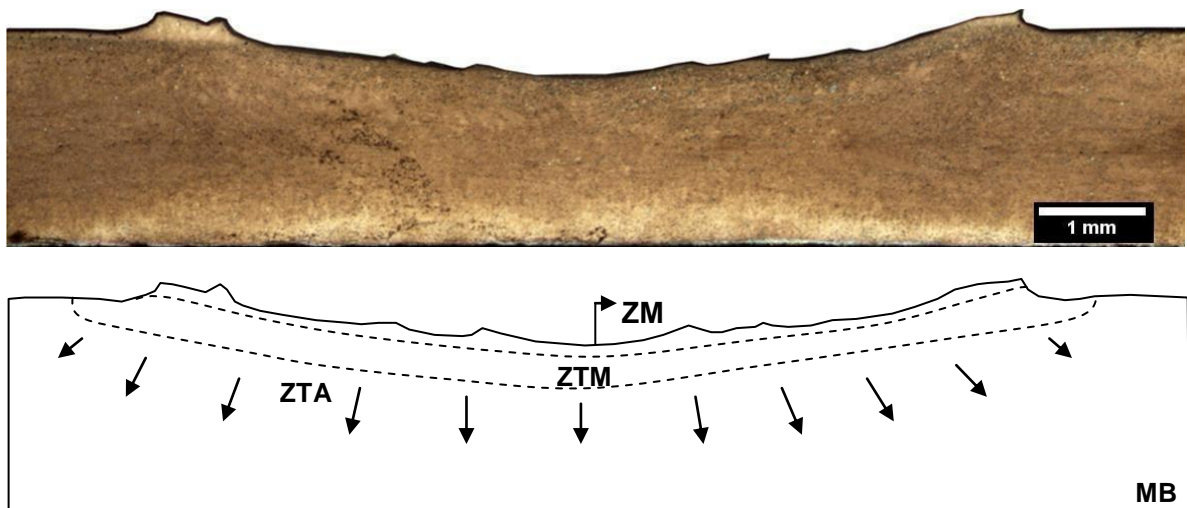


Figura 4. 13 Macrografia da secção transversal da solda SPF-Al/Mg-2 mostrando as zonas da solda na placa de magnésio.

A microestrutura do material base é mostrada na Figura 4. 14, sendo composta principalmente por grãos de magnésio e partículas fragmentadas do composto $Al_{12}Mg_{17}$,

não há homogeneidade na microestrutura e, sendo encontrados grãos com dimensões diferentes. Observe que maclas podem ser facilmente encontrados em toda a microestrutura material base.

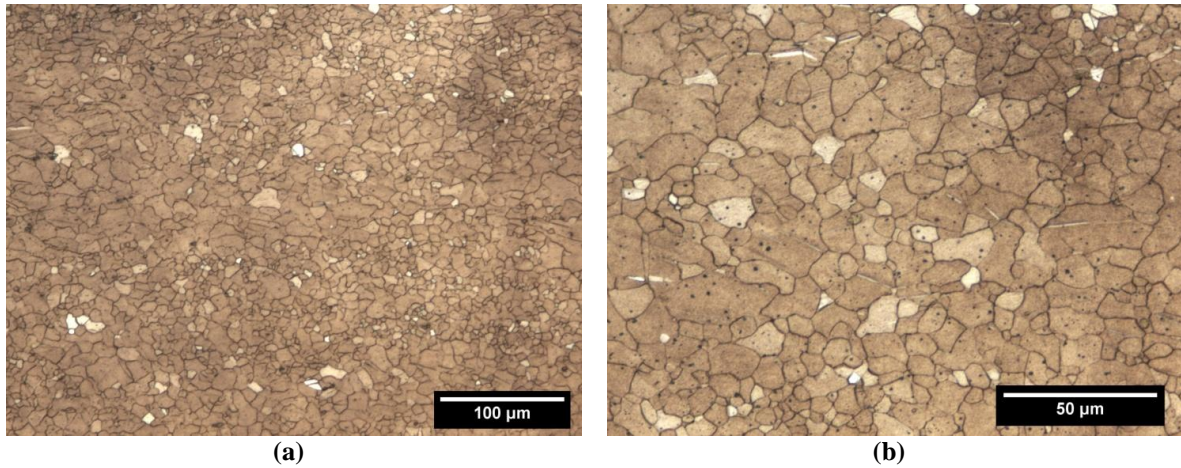


Figura 4. 14 Micrografia do Material Base Mg AZ31-O: (a) 200X e (b) 500X.

A Zona de Mistura é caracterizada por uma microestrutura refinada formada por grãos recristalizados decorrentes do fenômeno de recristalização dinâmica. Este fenômeno metalúrgico está associado à deformação e ao ciclo térmico imposto pela luva em rotação durante o processo SpF. Uma vez que a profundidade de penetração utilizada nesta solda foi de apenas 1,6 mm, a profundidade da ZM presente na placa de Mg é muito pequena, conforme pode ser visto na Figura 4. 15, as delimitações mostradas tanto para a ZM, ZTMA e ZTA são apenas aproximadas.

A ZTMA experimentou ambos, temperatura e deformação plástica, durante o processo de soldagem. Sua microestrutura é caracterizada pela existência de grãos alongados, que são aproximadamente rotacionados a 45 graus em comparação ao material base, conforme mostra a Figura 4. 16.

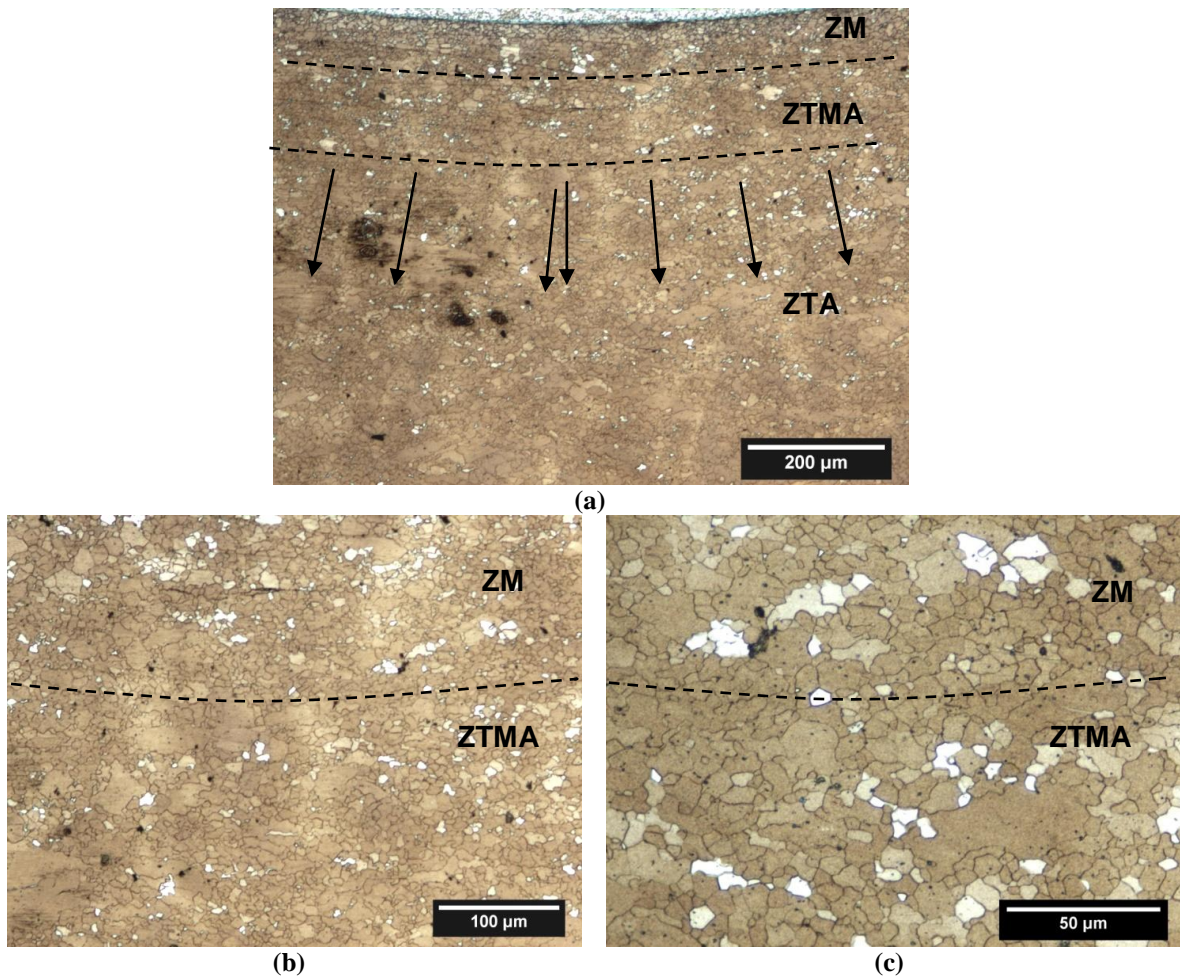


Figura 4. 15 Microestrutura da SZ: (a) 100X, (b) 200X e (c) 500X.

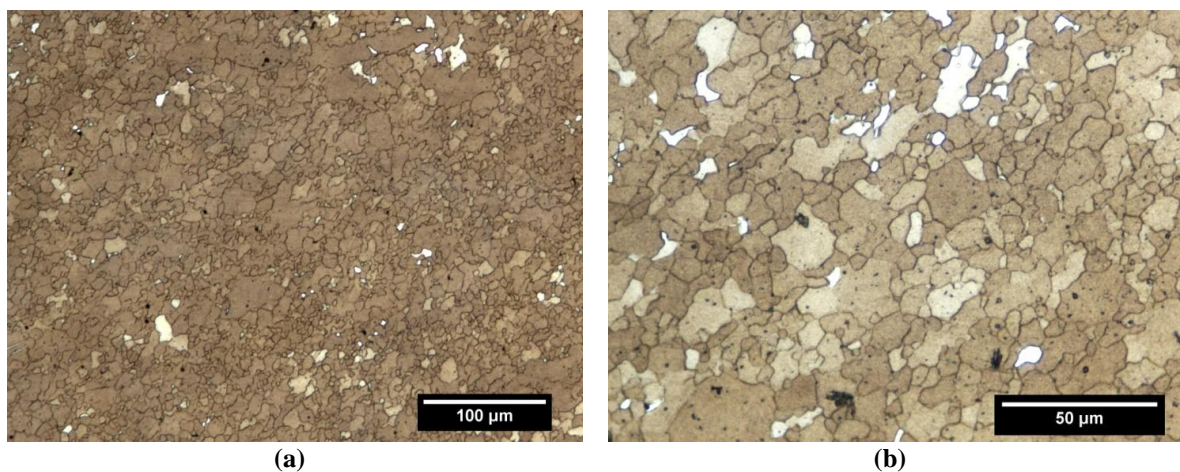


Figura 4. 16 Microestrutura da ZTMA: (a) 200X e (b) 500X.

Como mostra a Figura 4. 17, a microestrutura da Zona Termicamente Afetada (ZTA) sofreu apenas a influência do calor gerado durante o processo de soldagem. Neste caso, a microestrutura experimental apresenta apenas um ligeiro crescimento de grão em relação à

microestrutura original do material base. Não há nenhuma homogeneidade na microestrutura, podendo ser encontrados grãos com diferentes tamanhos.

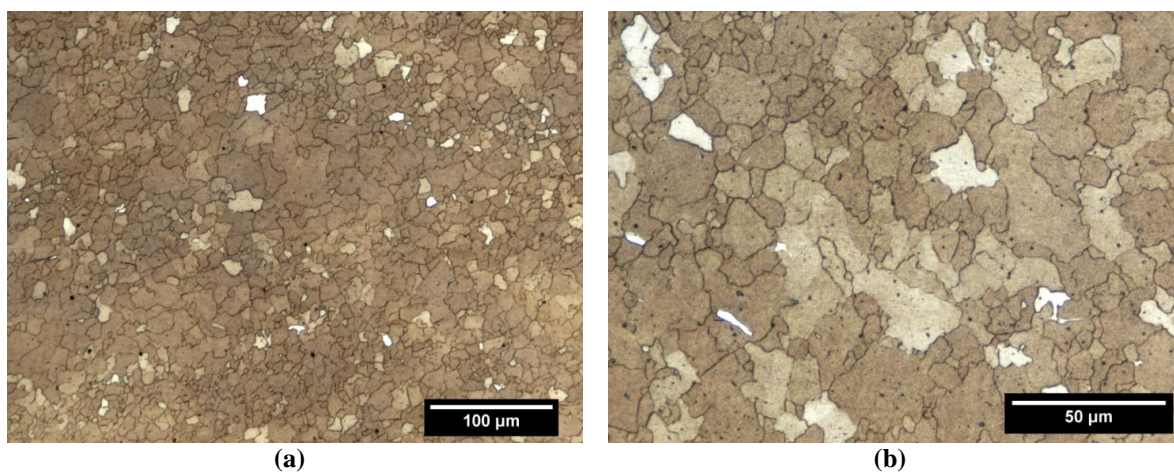


Figura 4. 17 Microestrutura da ZTA: (a) 200X e (b) 500X.

4.3.3. Caracterização Metalúrgica do Composto Intermetálico

A SpF como um processo de soldagem em estado sólido oferece algumas vantagens sobre as técnicas de soldagem por fusão, tais como: alcançar a união entre metais à temperaturas inferiores aos seus pontos de fusão, devido ao baixo nível de calor de entrada. Logo, SpF tem como potencial evitar problemas metalúrgicos como porosidade e fissuração a quente, problemas recorrentes de gases e liquefação constitucional, nos quais estão associados ao processo de solidificação. Estudos recentes envolvendo juntas dissimilares entre ligas de alumínio e magnésio (CHEN 2003) (KOSTKA 2009) (LIU 2009) (MCLEAN 2003) (SATO 2004), indicam que a liquação que conduz a formação da fase intermetálica frágil (eutético, Figura 2. 9 Diagrama de fase Al-Mg (DAVIS 1993). mostrando o diagrama binário Al-Mg), $Al_{12}Mg_{17}$ e Al_3Mg_2 , formada entre 437°C e 450°C respectivamente, pode ocorrer durante o processo de soldagem.

Durante o processo de soldagem SpF, como mencionado anteriormente, a temperatura no centro do botão de solda foi medida com auxílio de termopar, atingindo temperaturas próximas de 450°C, alcançando aproximadamente 0,8 da temperatura de fusão, que significa aproximadamente 425°C para os materiais utilizados nesse trabalho, que é uma temperatura próxima da temperatura de formação de ambas as partículas intermetálicas.

A análise da seção transversal do centro do botão de solda SpF-Al/Mg-2, conforme a Figura 4. 18, demonstrou que a solda não apresentou defeitos tais como:

trincas, vazios ou a falta de preenchimento, mas contém uma camada de forma irregular na região de transição entre o alumínio e o magnésio em destaque na Figura 4. 18.

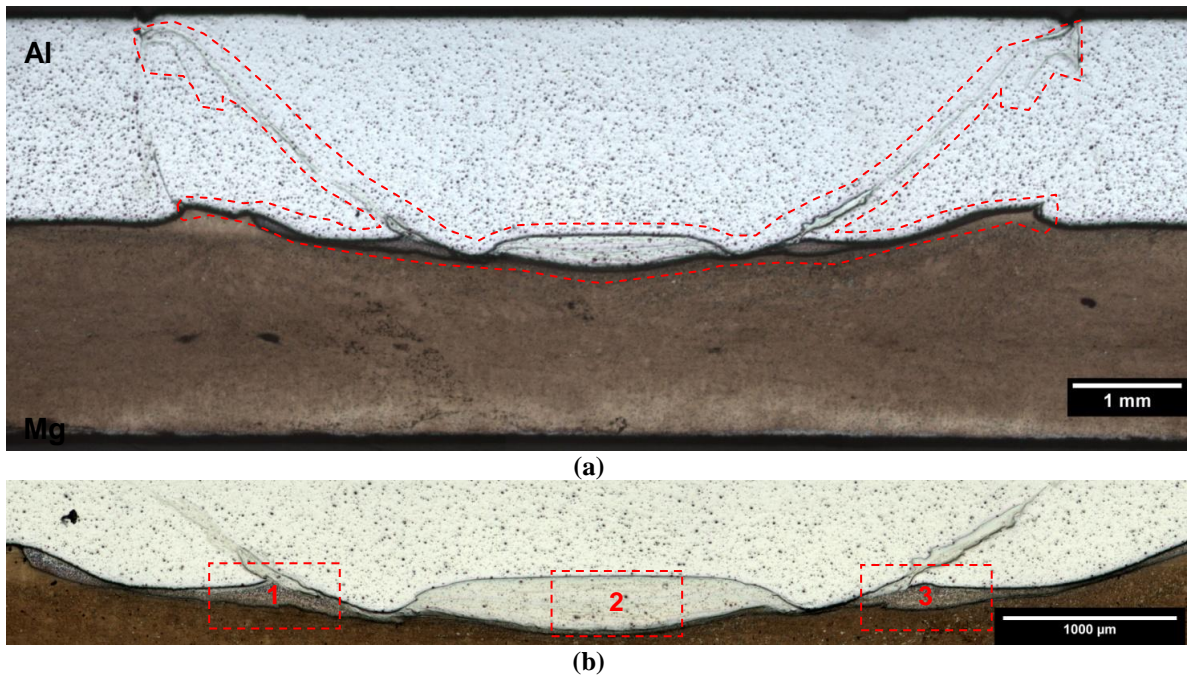


Figura 4. 18 Macrografia da solda SpF-Al/Mg, tendo em destaque a camada formada durante o processo de soldagem entre a interface das placas de alumínio e magnésio: (a) 16X e (b) 50X.

Micrografia óptica (OM) dessa camada, nas regiões 1, 2 e 3 da Figura 4. 18, é mostrada na Figura 4. 19. Esta camada pode ser dividida em duas regiões: região clara nomeada como a região A e região escura definida como região B.

A análise por microscopia eletrônica de varredura das regiões A e B, revelou que enquanto a região A é constituída apenas por uma fase branca, a região B tem uma microestrutura eutética constituída pelas fases branca e preta. A Figura 4. 20 mostra as micrografias para cada região.

Uma análise quantitativa da composição química por EDS foi conduzida para as regiões A e B, mostrando que composições químicas variadas, o resultado é mostrado na Tabela 4. 6. Estes resultados sugerem que as fases branca e preta, mostradas na Figura 4. 20, são o composto intermetálico $Al_{12}Mg_{17}$ e Mg em solução sólida, respectivamente. O diagrama binário Al-Mg, mostrado na Figura 2. 9, sugere que a região A e B correspondem a fase primária $Al_{12}Mg_{17}$ e uma estrutura eutética $Al_{12}Mg_{17} + Mg_{(em\ solução\ sólida)}$, respectivamente.

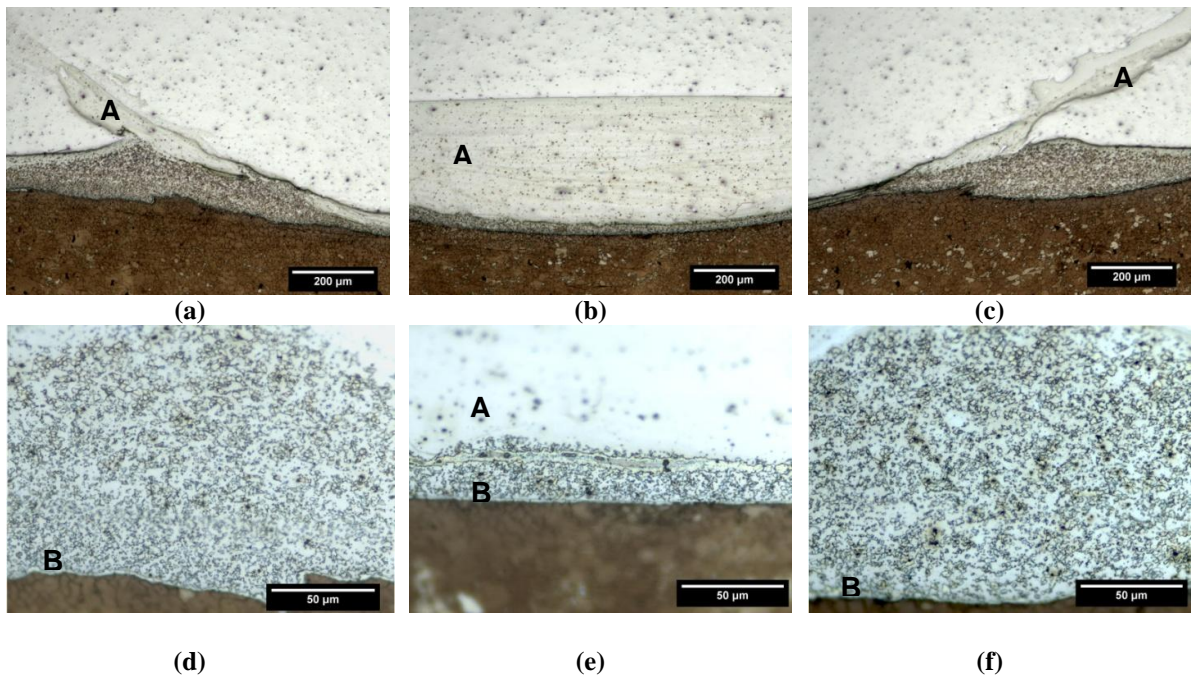


Figura 4. 19 Micrografia da camada formada durante o processo de soldagem entre a interface das placas de alumínio e magnésio: (a) Região 1 (100X), (b) Região 2 (100X), (c) Região 3 (100X), (d) Região 1 (500X), (e) Região 2 (500X) e (f) Região 3 (500X).

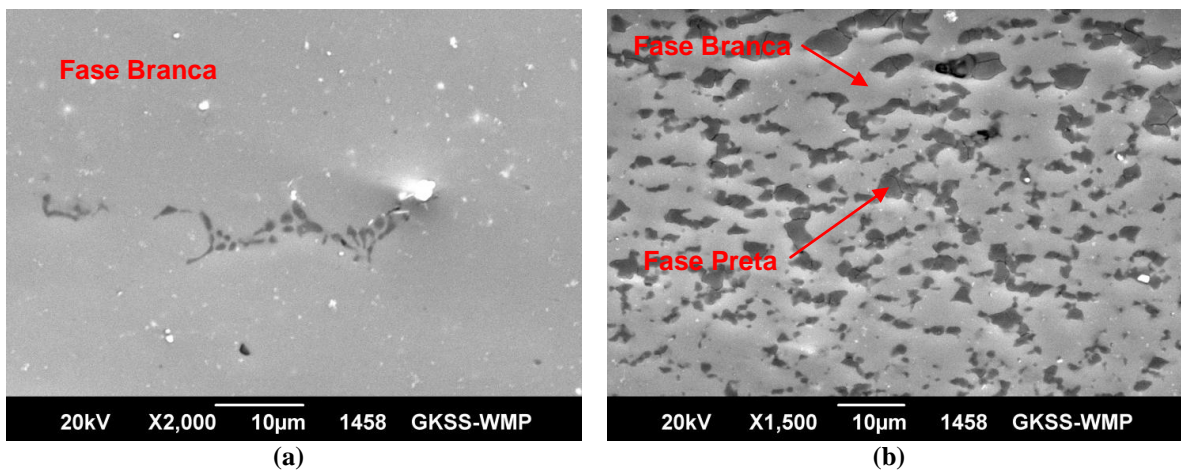


Figura 4. 20 Micrografia obtida por microscopia eletrônica de varredura da camada formada durante o processo de soldagem entre a interface das placas de alumínio e magnésio: (a) Região A e (b) Região B.

Tabela 4. 6 Composição química obtida por EDS na região de transição entre Al5754 e Mg AZ31.

% em peso	Material Base		Região de transição	
	Al	Mg	Região A	Região B
Al	95,78	96,39	48.76	36.49
Mg	03,39	02,25	50.17	62.31

A região de transição foi analisada utilizando um difratômetro de raios-X modelo D8 Advance-Bruker (Radiação de cobre). O espectro de DRX, confirma que a região de forma irregular da solda SpF-Al/Mg-2 contém um volume do composto intermetálico $Al_{12}Mg_{17}$. O espectro de DRX é mostrado na Figura 4. 21.

Como o material foi exposto ao calor e a intensa deformação plástica devido à rotação da ferramenta durante o processo de soldagem, e, tendo sido atingido um pico de temperatura de 440°C, temperatura alta o suficiente para que ocorra mútua difusão entre os átomos de Al e Mg na interface, sendo a taxa de difusão aumentada pela condição dinâmica do processo (KOSTKA 2009), intensa difusão pode formar uma fase líquida constitucional que durante o ciclo de solidificação sofrerá a reação eutética $Al_{12}Mg_{17} + Mg_{(em\ solução\ sólida)}$, após solidificação prévia de $Al_{12}Mg_{17}$.

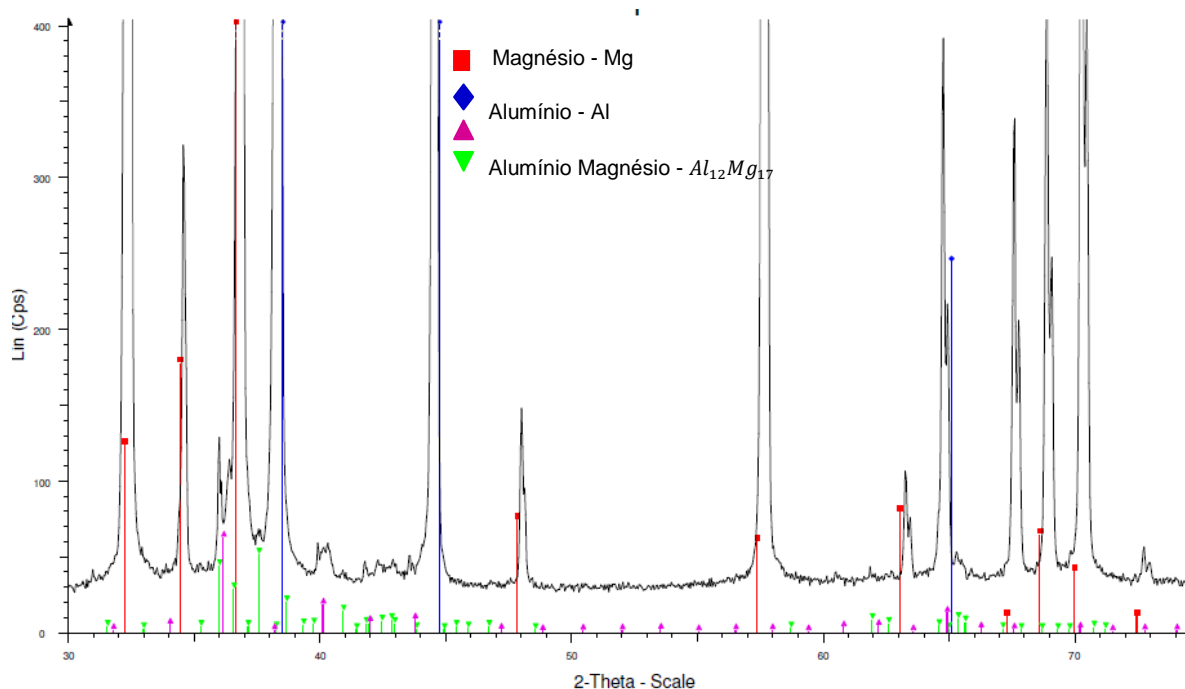


Figura 4. 21 O espectro de DRX obtido para a região de transição.

Em resumo, o processo de soldagem dissimilar ponto por fricção entre as ligas de alumínio AA5754-H24 e magnésio AZ31 produz um composto intermetálico na interface entre as duas placas, resultado da reação eutética: $Al_{12}Mg_{17} + Mg_{(em\ solução\ sólida)}$. Sendo a fase branca composta por $Al_{12}Mg_{17}$ e a fase preta composta por $Al_{12}Mg_{17} + Mg_{(em\ solução\ sólida)}$.

4.4. Caracterização Mecânica

4.4.1. Avaliação da Microdureza

Nos trabalhos de Harris e Norman sugere-se que a variação dos valores de microdureza na zona soldada e no material de base é devido às diferenças das microestruturas encontradas para as ligas de material de base e para a zona de soldagem (HARRIS 2003). O comportamento de microdureza na solda está diretamente associado com as mudanças microestruturais que ocorrem durante o processo de soldagem.

Medições de microdureza foram realizadas à meia altura das placas de alumínio e magnésio, com o objetivo de obter o perfil de dureza ao longo da região da solda. Permitindo assim, avaliar as mudanças na resistência do material decorrentes do processo de soldagem. Foi utilizado um indentador Vickers com espaçamento de 0,3 mm e uma carga de 0,2 kg. A Figura 4. 22 apresenta o perfil de microdureza da condição de solda SpF-Al/Mg-2. Uma macrografia da secção transversal da solda também é mostrada a fim de facilitar a visualização da localização relativa do perfil de microdureza.

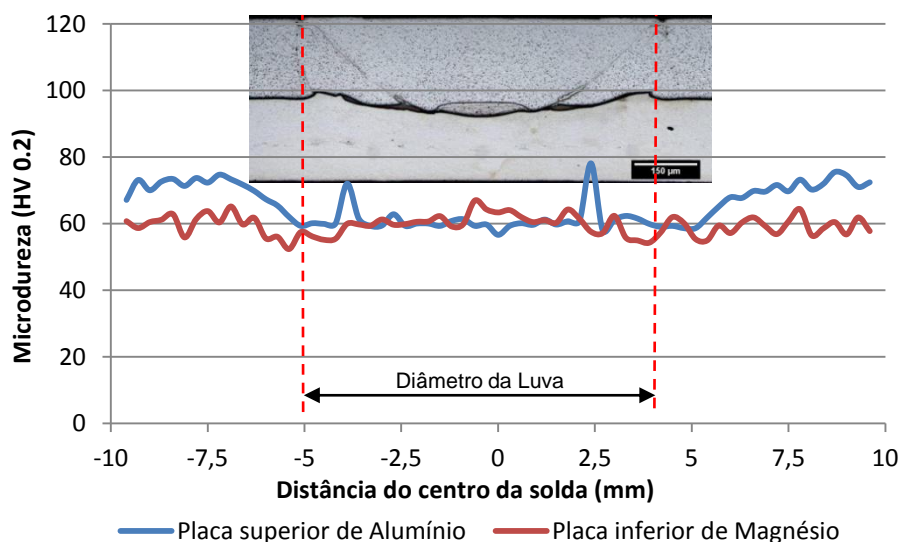


Figura 4. 22 Perfil de microdureza da condição de solda SpF-Al/Mg-2.

4.4.1.1. Avaliação da Microestrutura da Placa de Alumínio AA5744-H24

Como foi mencionado anteriormente, o material de base possui elevado grau de encruamento e este fato reflete no perfil de microdureza mostrado na Figura 4. 23. A dureza do material de base mostrou uma dispersão entre 70 e 82 HV e um valor médio de 77 HV. No entanto, o processo de soldagem teve um efeito de amolecimento do material, com uma redução de 22% dos valores de dureza (aproximadamente 61 HV) em torno da linha de soldagem.

A variação da dureza pode ser correlacionada com a microestrutura desenvolvida durante e o processo de soldagem. A microestrutura é descrita em termos das três principais regiões: ZM (Zona de Mistura), TMAZ (Zona Termomecanicamente Afetada) e ZTA (Zona Termicamente Afetada). A ZTA se mostrou bastante extensa como ficou evidenciado nas medições de dureza, se estendendo até uma distância da ordem de 14 mm para cada lado do centro do botão de solda. As ligas da série 5XXX são comumente endurecidas por trabalho a frio, possuindo uma microestrutura típica de laminação/encruamento que é o principal contribuinte para a elevada dureza do material base em comparação com a região do botão de solda. A Figura 4. 24 mostra as diferenças microestruturais entre MB e as principais zonas do botão da solda. Ficando claro o efeito drástico do processo de soldagem na microestrutura MB, onde a microestrutura encruada do material de base foi completamente substituída por grãos equiaxiais (ZTMA e ZM).

Uma redução de dureza é observada nas regiões que compreendem a ZAC e a ZTMA (de 80HV para 60HV), atingindo um mínimo de dureza na ZM (aproximadamente 57HV). Esta redução de dureza é o resultado da recuperação dinâmica sofrida pelas ZTMA e ZM e do recozimento sofrido na ZTA durante o processo de soldagem. Dentro da zona de mistura, dois pontos distintos com 67,1 e 75,5 HV foram encontrados. Isto pode ser explicado pelo fato de que suas respectivas indentações foram feitas em regiões com presença do composto intermetálico, que está associado a uma elevada dureza. A Figura 4. 25 mostra com detalhe as indentações feitas no composto intermetálico.

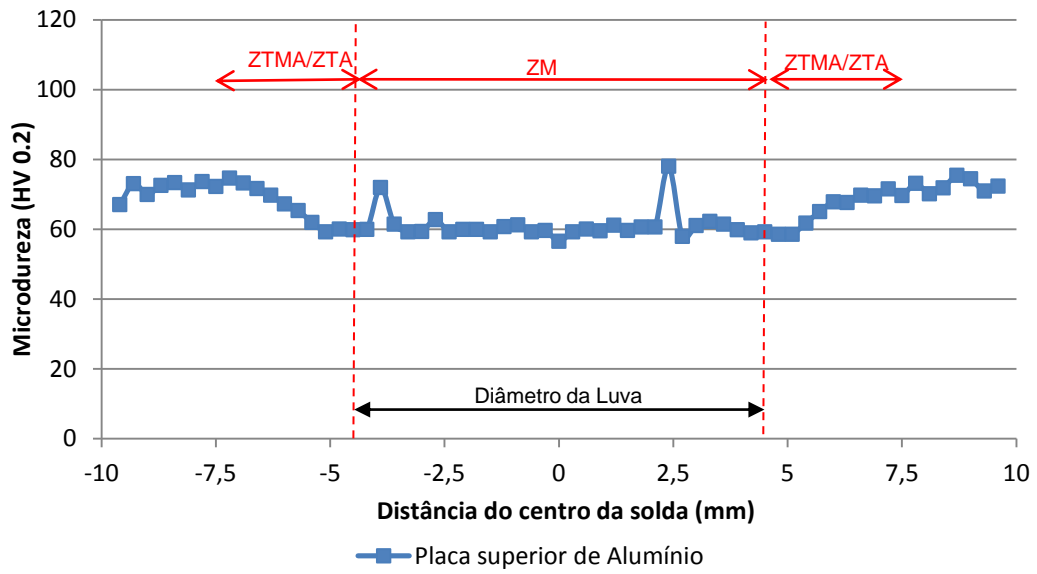


Figura 4. 23 Perfil de microdureza da placa superior de alumínio na condição de solda SpF-Al/Mg-2

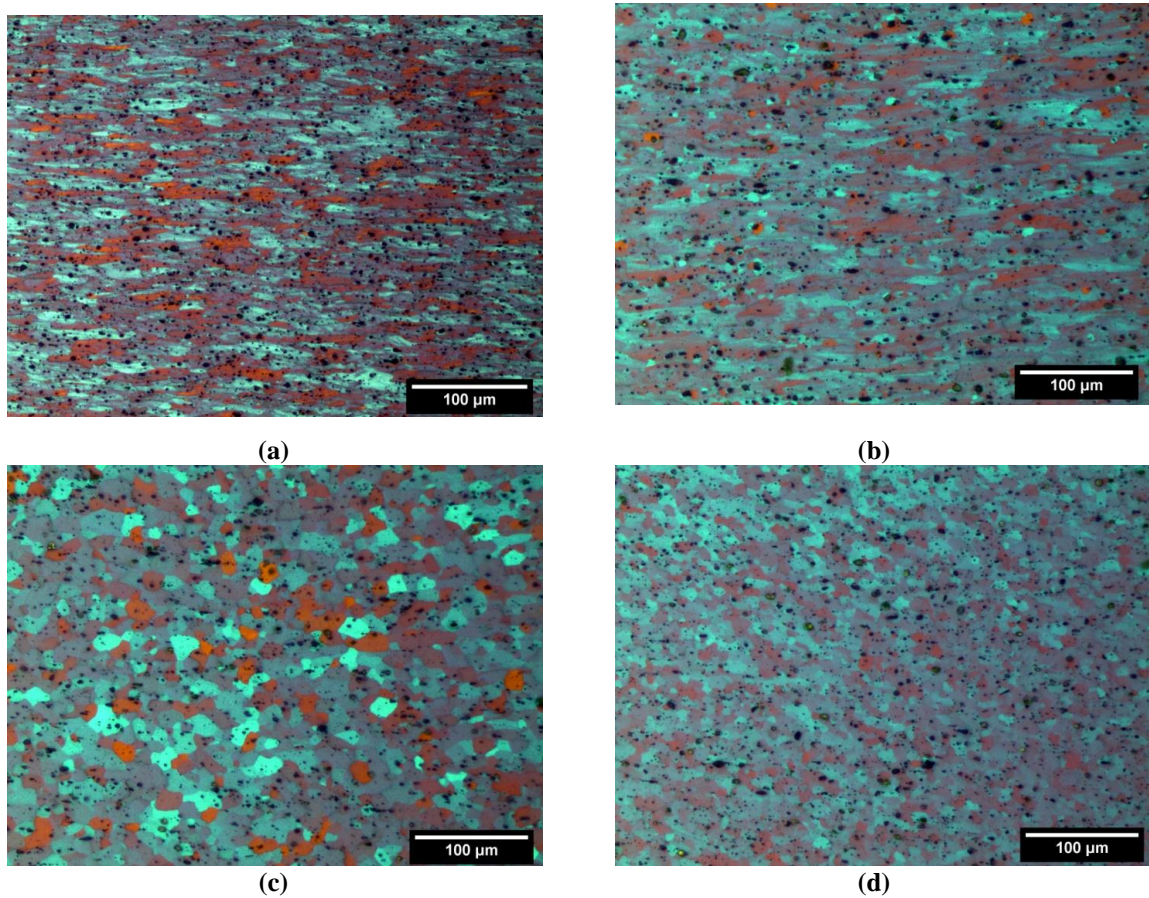


Figura 4. 24 Efeito do processo de soldagem sobre a microestrutura do material base: (a) Material Base, (b) Zona Termicamente Afetada, (c) Zona Termomecanicamente Afetada e (d) Zona de Mistura.

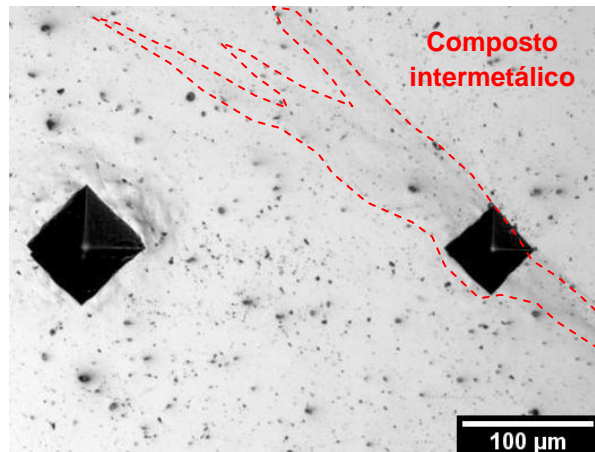


Figura 4. 25 Detalhe da indentação feita na região com presença do composto intermetálico (200X).

4.4.1.2. Avaliação da Microdureza da Placa de Magnésio AZ31-O

A dureza do material de base mostrou uma dispersão entre 55 e 62 HV e um valor médio de 60,2 HV. Uma ligeira diminuição de dureza é observada na ZTA (com um valor mínimo de 50HV), tal redução é atribuída ao crescimento de grãos provocado pelas condições térmicas do processo. O processo de soldagem resulta no recozimento do material próximo a região de atuação da ferramenta de soldagem. No entanto, na ZTMA ocorram deformação e redução do tamanho de grão e, de acordo com Hall-Petch, quando o campo de deformação aumenta, a dureza também aumenta (dureza máxima de 70HV e média de 60HV foram encontradas para esta região) (DIETER 1986). A Figura 4. 26 mostra o perfil de microdureza para a placa inferior de magnésio na condição de solda SpF-Al/Mg-2. Devido à profundidade de penetração utilizada nesta condição de soldagem ser de apenas 1,6mm, a zona de mistura na placa de magnésio é muito estreita, não sendo possível observar a dureza desta região no perfil de dureza realizado, para contornar essa situação foram realizadas dez medições de dureza dentro a ZM, para a qual se obteve uma média de dureza de 60HV, efeito da redução do tamanho de grão devido à recristalização dinâmica sofrida por esta região.

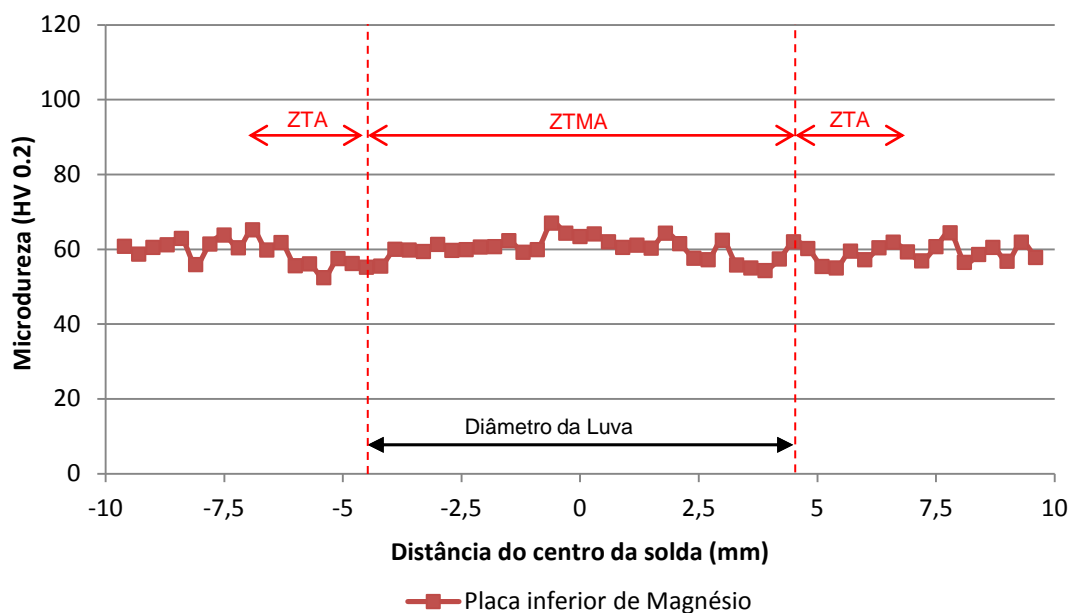


Figura 4. 26 Perfil de microdureza da placa inferior de magnésio na condição de solda SpF-Al/Mg-2

4.4.1.3. Avaliação da Microdureza da Camada Intermetálica

Foram realizadas medições de microdureza para ambas as regiões A e B, na Figura 4. 27. Os resultados são mostrados na Tabela 4. 7 **Microdureza do composto intermetálico**. Enquanto que os materiais bases das ligas de Al e Mg possuem dureza média de 77 e 60 HV, respectivamente, a camada intermetálica presente na interface entre as duas placas no botão de solda alcançam durezas de 250 e 197HV para as regiões A e B, respectivamente. Esta elevada dureza pode ser explicada pelo fato de à camada intermetálica ser composta pelo composto intermetálico $Al_{12}Mg_{17}$ que por sua vez é extremamente frágil (MCLEAN 2003) (SATO 2004) (KOSTKA 2009).

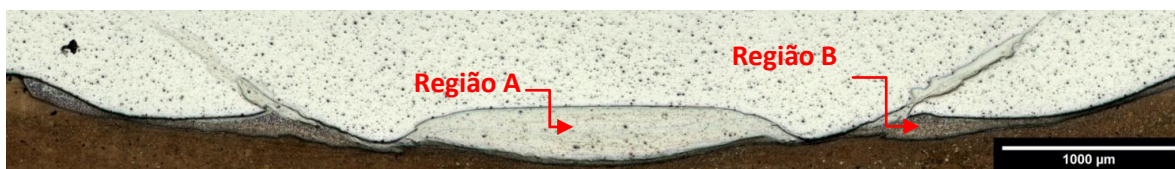


Figura 4. 27 Secção transversal do botão de solda SpF-Al/Mg-2, com destaque para o composto intermetálico formado na interface entre as placas de alumínio e magnésio.

Tabela 4. 7 Microdureza do composto intermetálico

Dureza (HV0,2)	
Região A	Região B
254,1	197

A Figura 4. 28 mostra a indentação em ambas as regiões. É evidente a fragilidade da região A, sendo possível notar as trincas ao redor da indentação, o que é perfeitamente razoável, uma vez que a região A é composta apenas por $Al_{12}Mg_{17}$, enquanto que a região B é uma estrutura eutética composta por $Al_{12}Mg_{17} + Mg_{(em\ solução\ sólida)}$ (MCKLEAN 2003) (SATO 2004) (KOSTKA 2009).

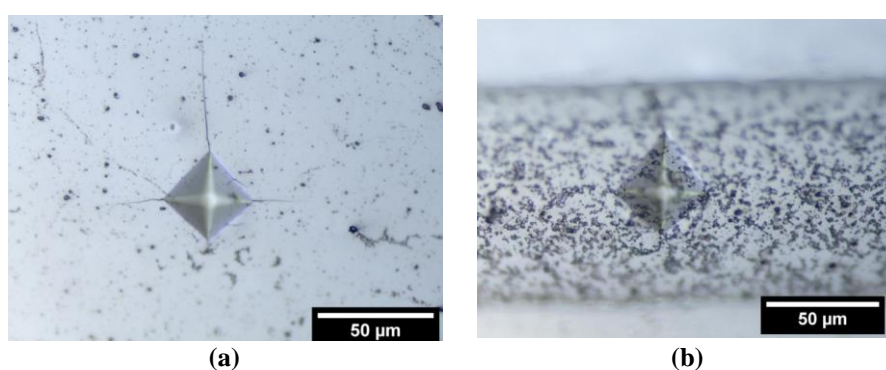


Figura 4. 28 Detalhe da indentação Vickers (500X): (a) Região A e (b) Região B.

4.4.2. Teste de Cisalhamento

A resistência mecânica da junta soldada foi avaliada sob sollicitação de cisalhamento conforme as recomendações da norma DIN EM ISO 14273. Foram testados dois corpos de prova para a condição SpF-Al/Mg-2. A Tabela 4. 8 mostra os resultados da resistência mecânica sob sollicitação de cisalhamento para a condição de estudo.

Tabela 4. 8 Resistência mecânica das soldas SpF-Al/Mg-2 sob sollicitação de cisalhamento.

Solda	Força de Cisalhamento (kN)
SpF-Al/Mg-2-A	2,64
SpF-Al/Mg-2-B	2,97

4.4.2.1. Análise da Fratura em Solicitação de Cisalhamento

Análises de falha foram realizadas nas fraturas das amostras provenientes dos ensaios de cisalhamento. As superfícies de fratura foram analisadas com pequena ampliação em estereoscópio com finalidade de caracterizar os modos e mecanismos de falha. Microscopia eletrônica de varredura foi utilizada para avaliação de alguns micromecanismos associados. Adicionalmente uma amostra foi seccionada ao centro do botão fraturado e preparada metalograficamente para análise da fratura também em microscópio óptico.

De acordo com a nomenclatura adotada na literatura (YANG 2008), para as duas amostras da solda SpF-Al/Mg-2 o modo de fratura encontrado foi ao longo da solda, associado a um comportamento frágil da junta soldada, sendo a fratura ocorre através da zona de mistura [13]. A Figura 4. 29 apresenta as macrografias da superfície da fratura das soldas SpF-Al/Mg-2-A e SpF-Al/Mg-2-B.

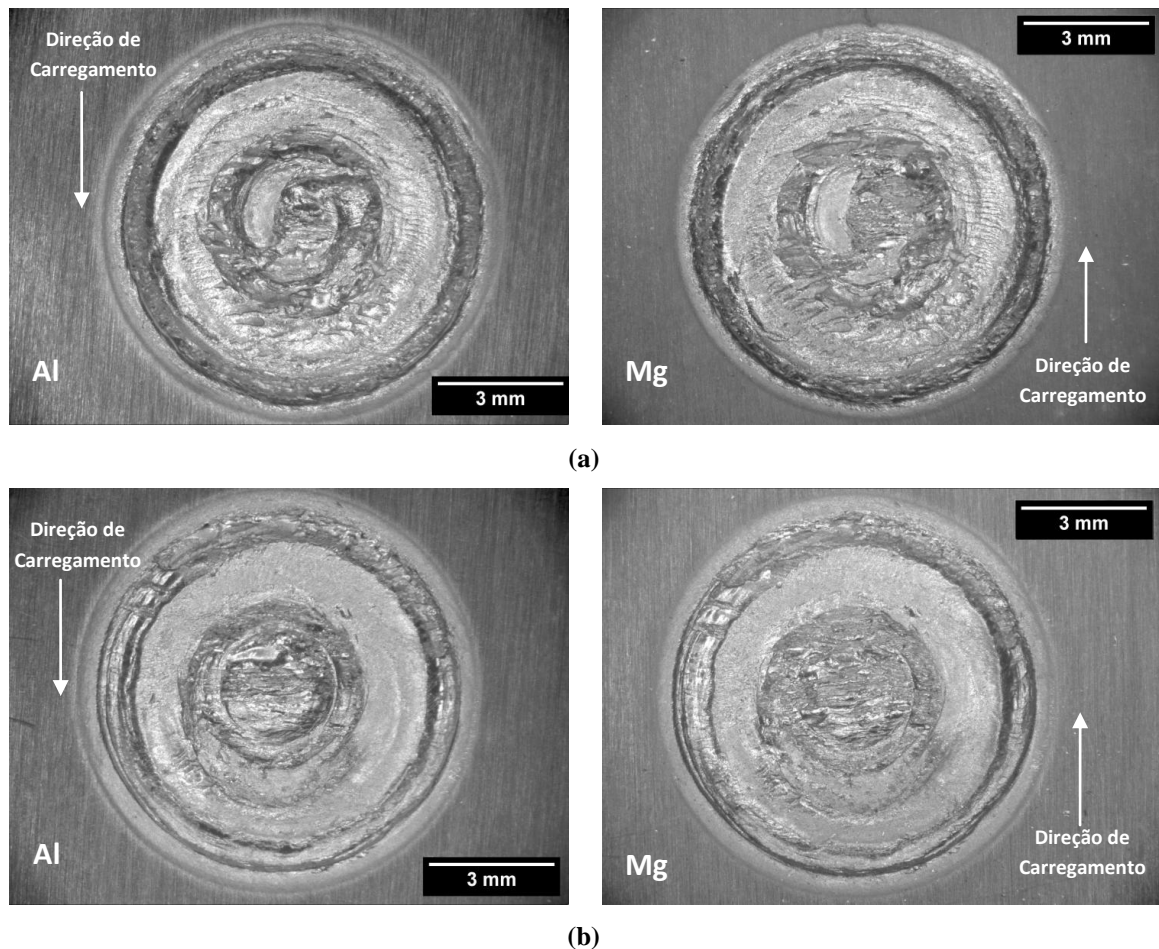


Figura 4. 29 Macrografia da superfície da fratura das amostras: (a) SpF-Al/Mg-2-A e (b)SpF-Al/Mg-2-B.

A secção transversal ao centro do botão fraturado para a condição de solda SpF-Al/Mg-B é mostrada na Figura 4. 30. A propagação da fratura parece ser quase que totalmente paralela à superfície, e causando a completa separação da junta, o que pode indicar uma fraca ligação metalúrgica entre as placas. O caminho preferencial da fratura ocorreu entre a camada intermetálica ($Al_{12}Mg_{17}$) e a liga de alumínio, o que demonstra que a ligação entre a liga de Al e a camada intermetálica é mais fraca do que a ligação entre a liga de magnésio e a camada intermetálica, como mostram as Figura 4. 30 e Figura 4. 31. Isto pode ser explicado devido ao eutético ($Al_{12}Mg_{17} + Mg_{(em\ solução\ sólida)}$) crescer como um eutético lamelar divorciado com magnésio solidificando o sobre substrato de magnésio formando uma interface coerente (MCLEAN 2003).

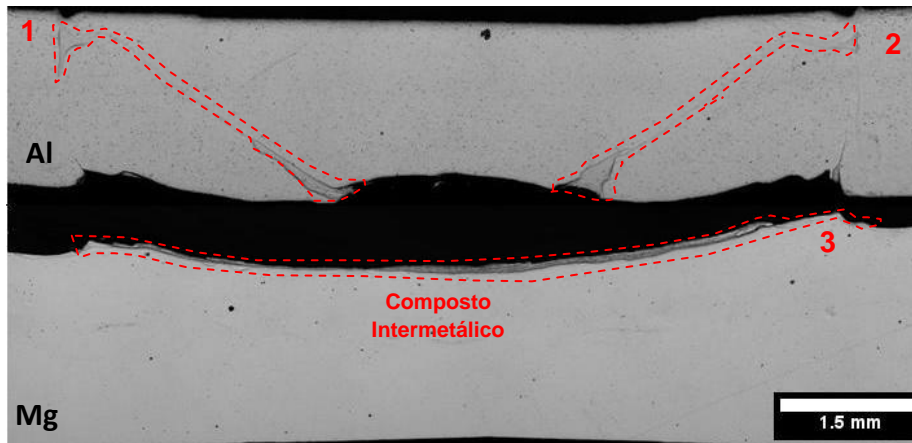


Figura 4. 30 Secção transversal ao centro do botão fraturado da amostra SpF-Al/Mg-2-B com modo de fratura através da solda (100X).

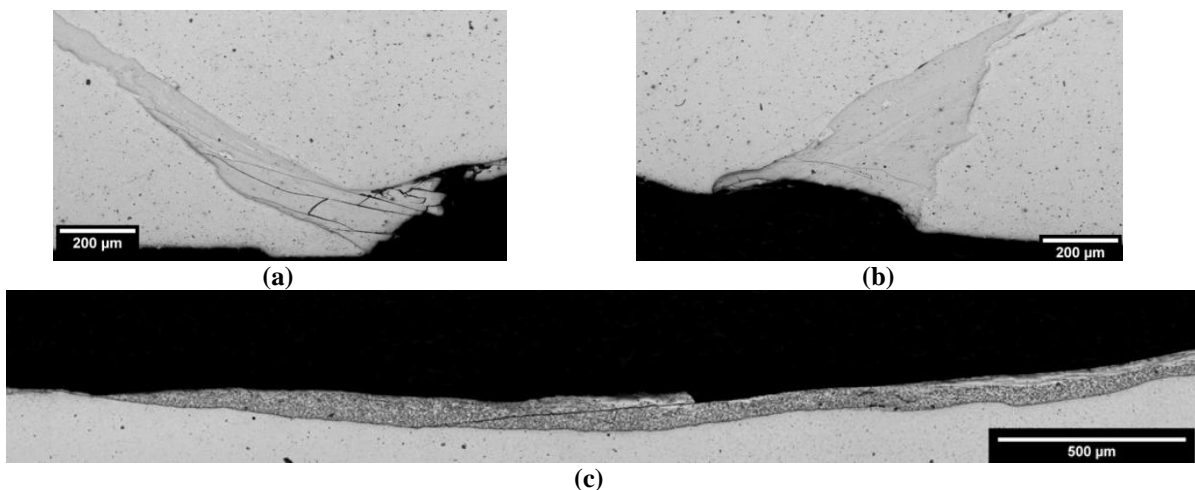


Figura 4. 31 Detalhe do composto intermetálico demarcado na Figura 38 (200X): (a) região 1, (b) região 2 e (c) região 3.

Imagem obtida por microscopia eletrônica de varredura da superfície da fratura da solda SpF-Al/Mg-2-A com modo de fratura ao longo da solda está apresentada na Figura 4. 32, revelando diferentes micromecanismos de fratura.

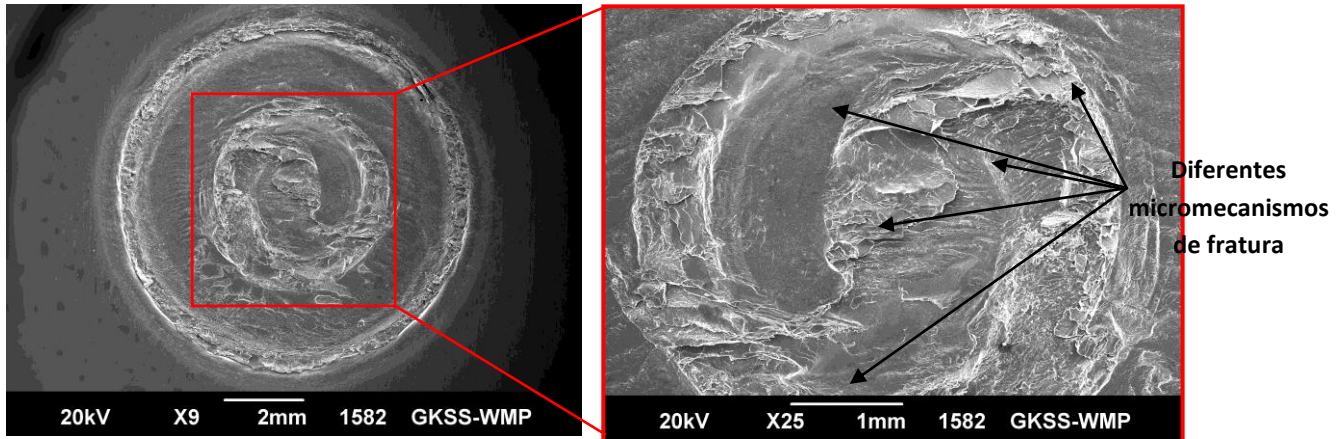


Figura 4. 32 MEV mostrando os diferentes micromecanismos de fratura presentes na superfície da fratura através da solda da amostra SpF-Al/Mg-2-A.

Estudos adicionais ainda são necessários para avaliar os mecanismos de fratura e entender a propagação da trinca. A análise da orientação cristalográfica na região de solda por EBSD e da influência da camada intermetálica por microsonda serão útil para compreender a superfície de fratura.

5.0. CONCLUSÕES

Neste trabalho foi realizado o estudo da viabilidade da soldagem dissimilar entre as ligas de Al 5754-H24 e Mg AZ31-O através do processo de Soldagem Ponto por Fricção (SpF). Este processo foi concebido e patenteado pelo grupo de soldagem no estado sólido no Centro de Pesquisas Helmholtz-Zentrum na Alemanha. O processo consiste no uso de uma ferramenta rotativa que através de energia térmica e mecânica viabiliza a soldagem de qualquer material que apresente boa plasticidade. Neste trabalho foram investigadas juntas sobrepostas em chapas com 2 mm de espessura. As soldas foram caracterizadas mecânica e metalurgicamente com o objetivo de compreender os efeitos dos parâmetros do processo da SpF sobre as propriedades dos materiais e a evolução da microestrutura dos componentes da solda, buscando assim a otimização do desempenho mecânico sob solicitação de cisalhamento. As seguintes conclusões podem ser apresentadas:

1. A ordem em que cada parâmetro selecionado neste estudo afeta à força de cisalhamento pode ser classificado como: posicionamento > força de fixação > tempo de permanência > velocidade de rotação > profundidade de penetração;
2. A melhor combinação dos cinco melhores níveis de cada parâmetro que otimizam o processo SpF com base nos resultados experimentais para maximizar a força de cisalhamento foram:
 - a. Posicionamento: sobreposição da placa de alumínio na placa de magnésio;
 - b. Velocidade de Rotação: 1900 rpm;
 - c. Profundidade de Penetração: 1,6 mm;
 - d. Tempo de Permanência: 2 s;
 - e. Força de Fixação: 12 kN.
3. A junta soldada na condição otimizada apresentou típicas características microestruturais esperadas para o processo SpF para ambas as ligas. Uma região central (Zona de Mistura - ZM) com grãos recristalizados devido ao ciclo térmico e

deformação plástica induzida pelo processo de soldagem e uma região de transição compreendendo a Zona Termomecanicamente Afetada (ZTMA) e a Zona Termicamente Afetada (ZTA) No entanto, devido a liga de alumínio possuir uma microestrutura altamente instável e a elevada temperatura atingida durante o SpF, a ZTMA experimentou recristalização dinâmica e possível crescimento de grão, portanto, uma severa modificação na microestrutura;

4. As soldas demonstraram apenas um modo de falha durante os testes de cisalhamento: através de solda, que é associado a um comportamento frágil da junta, uma vez que a propagação da fratura ocorre através da zona de mistura;
5. A SpF dissimilar entre as ligas de alumínio AA5754-H24 e de magnésio AZ31-O produz uma região de formato irregular no centro da solda, tendo diferente microestrutura e dureza em relação aos materiais base. Esta região irregular é composta por um grande volume do composto $Al_{12}Mg_{17}$. O composto intermetálico $Al_{12}Mg_{17}$ provavelmente foi formado através da líquefação constitucional durante o processo de soldagem.
6. Este estudo sobre a viabilidade da soldagem ponto por fricção dissimilar entre a liga de alumínio AA5754-H24 e a liga de magnésio AZ31 demonstrou que boas soldas podem ser produzidas. No entanto, a formação de uma camada intermetálica ($Al_{12}Mg_{17}$) na interface da solda resulta em uma solda com nenhuma ductilidade e, portanto, com pouca aplicação na engenharia.

6.0. SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

1. Maiores estudos para avaliar os mecanismos de fratura e compreender o caminho de propagação de trinca.
2. Talvez seja possível evitar a formação do composto intermetálico durante o processo de soldagem dissimilar ponto por fricção entre as ligas de alumínio 5754-H24 e de magnésio AZ31B-O mantendo a temperatura durante o processo inferior a temperatura do eutético (437°C), através da manipulação dos parâmetros de soldagem, ou pela incorporação de um material intermediário entre as placas de alumínio e magnésio. Pesquisa anterior em soldagem por difusão de Al/Mg sugere que o uso de um camada a base de Zn na interface Al/Mg provocou a transformação da camada intermetálica da zona de ligação em finas partículas dispersas fina e em um camada de menor espessura, melhorando em muito a resistência mecânica da junta (LIU 2009).

7.0. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ADDISON, A. C.; ROBELOU, A.J. **Friction Stir Spot Welding: Principal parameters and their effects.** In Proceedings of the 5th International Friction Stir Welding Symposium, Metz, France, 2004.

aluMATTER < <http://www.aluminium.matter.org.uk> > Acesso em 20 Abr. 2012.

AVEDESIAN, M. M.; Baker, h. **Magnesium and Magnesium Alloys.** 1.ed. ASM International: Materials Park (EUA). 314, 1999.

BARNETT, M. R. **A rationale for the strong dependence of mechanical twinning on grain size.** *Scripta Materialia*, 59 (7): p. 696-698, 2008.

BRASZCZYNSKA-MALIK, K. N. **Discontinuous and continuous precipitation in magnesium-aluminum type alloys.** *Journal of Alloys and Compounds*, 477 (1-2): p. 870-876, 2009.

CELLOTO, S. **TEM Study of Continuous Precipitation in Mg-9Wt%Al-1Wt%Zn Alloy.** *Acta Materialia*. 48 (8): p. 1775-1787, 2000.

CELLOTO, S; BASTOW, T. J. **Study of precipitation in aged binary Mg-Al and ternary Mg-Al-Zn alloys using ^{27}Al NMR spectroscopy.** *Acta Materialia*, 49 (1): p. 41-51, 2001.

CHEN, Y. C; NAKATA, K. **Friction stir lap joining aluminum and magnesium alloys.** *Scripta Materialia*; Volume 58, p. 433-436, 2008.

DA SILVA, A. A. M. et al. **Preliminary Investigations on Microstructural Features and Mechanical Performance of Friction Spot Welding of Aluminum Alloys.** In IIW International Seminar on Friction based Spot Welding Processes, Geesthacht, Alemanha, 2007.

DA SILVA, A. A. M. **Friction Spot and Friction Stir Spot Welding Processes – A Literature Review.** In The Bulletin of National R&D Institute for Welding and Material Testing, Timișoara: ISIM, p. 36-44, 2007.

DA SILVA, A.; DOS SANTOS, J.; ROSENDO, T.; RAMOS, F. et al. **Performance Evaluation of 2-mm Thick Alclad AA2024 T3 Aluminium Alloy Friction Spot Welding.** *SAE Technical Paper*, 2007-01-3812, 2007.

DAVIS, J. R. **Aluminium and Aluminium Alloys** 1.ed. ASM International: Materials Park (EUA), 1993.

DIETER, G. E. **Mechanical Metallurgy**. 3.ed. Nova Iorque: Mc Graw-Hill Book Co., 1986.

DIN EM ISSO 14273. Specimens Dimensions and Procedure for Shear Testind Resistance Spot, Seam and Embossed Projection Welds. Norma técnica para testes de cisalhamento em juntas sobrepostas de solda ponto, 2002.

ELIEZER, D.; AGHION, E.; FROES, F. H. **Magnesium Science, Technology and Application**. Advanced Performance Materials 5, p. 201-212, 1988.

FREENEY, T. A. et al. **Effect of Welding Parameters on Properties of 5052 Al Friction Stir Spot Welds**. SAE Technical Paper 2006-01-0969, p. 169-172, 2006.

FROES, F. H.; ELIEZER, D.; AGHION, E. **How to increase the use of Mg in aerospace applications**. Magnesium 2000 Proceedings of the Second Israeli International Conference on Mg Science and Technology, Dead Sea Israel, p. 43-49, 2001.

FULLER, C. B; KRAUSE, A. R; DUNAND, D.C; SEIDMAN, D. N. **Microstructure and mechanical properties of a 5754 aluminum alloy modified by Sc and Zr additions**. Materials Science and Engineering A, vol. 338, p. 8-16, 2002.

Helmholtz-Zentrum Geesthacht Zentrum für Material. < <http://www.hzg.de/>> Acesso em 18 Abr. 2012.

Infomet: Informações britadas, fundidas e laminadas. <<http://www.infomet.com.br/>> Acesso em 18 Abr. 2012.

KAINER, K. U.; SRINIVASAN, P. B.; BLAWERT, C.; DIETZEL, W. **Corrosion of Magnesium and its Alloys**. Elsevier, Oxford, p. 2011-2041, 2010.

KOSTKA, A.; COELHO, R. S.; SANTOS J.; PYZALLA, A.R. **Microstructure of friction stir welding of aluminium alloy to magnesium alloy**. Scripta Materialia. Volume 60, p. 953-956, 2009.

LI, S. M.; ZHANG, H. R; LIU, L. H. **Corrosion behavior of aluminum alloy 2024-T3 by 8-hydroxy-quinoline and its derivative in 3.5% chloride solution**. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, vol.17, p. 318-325, 2007.

LIU, L. M.; ZHAO, L. M. **Effect of interlayer composition on the microstructure and strength of diffusion bonded Mg/Al joint**. Material & Design, p. 4548-4551, 2009.

LIU, L. M.; ZHAO, L. M.; XU, R. Z. **Effect of interlayer composition on the microstructure and strength of diffusion bonded Mg/Al joint**. Materials & Design. Volume 30, p. 4548-4551, 2009.

Magnesium.com online research < <http://www.magnesium.com>> Acesso em 18 Abr. 2012.

MAZZAFERRO, J. A. E.; ROSENDO, T. S. **Preliminary Study on the Mechanical Behavior of Friction Spot Welds**. Soldagem Insp, Sao Paulo, vol.14, p. 238-247, 2009. [43]

MCLEAN, A. A.; POWELL, G. L. F.; BROWN, I.H.; LINTON, V.M. **Friction stir welding of Magnesium alloy AZ31B to aluminium alloy 5083.** Science and Technology of Welding and Joining, vol. 8, p. 462-464, 2003.

MONDOLFO, L. F. **Aluminium Alloys: Structure and Properties.** 1.ed. Butterworth, London-Boston, p. 253-78, 1976.

MORDIKE, B. L.; EBERT, T. **Magnesium: Properties, Applications and Potential.** Materials Science and Engineering. 302 (1): p. 37-45, 2001.

OLADELE, I. O; OMOTOYINBO, J. A. **The effect of Plastic Deformation and Magnesium Content on the Mechanical Properties of 6063 Aluminium Alloys.** Journal of Mineral & Material Characterization & Engineering, vol .9, p. 539-546, 2010.

PAN, T. Y.; SANTELLA, M. L.; MALLICK, P. K.; FREDERICK, A.; SCHWARTZ, W.J. **Feasibility Study on Spot Friction Welding of Magnesium Alloy AZ31.** In Proceedings of the 63rd Annual World Magnesium Conference., Beijing, China, p. 179-186, 2006.

PARRA, B. S. **Desenvolvimento do processo de solda ponto por Friction Spot Welding para liga de alumínio 6181-T4.** Relatório Final, GKSS Forschungszentrum, Geesthacht, Alemanha, 2008.

PEEL, M.; STEUWER, A. **Microstructure, mechanical properties and residual stress as a function of welding speed in aluminium AA5083 friction stir welds.** Acta Materialia, vol. 51, p. 4791-4801, 2003.

PICARD, J. F. **Microstructural Features and Mechanical Performance of High Speed Friction Stir Welded 2mm-thick Magnesium Alloy AZ31.** GKSS Relatório Final, 67, 2006.

PINHEIRO, G. A. **Local Reinforcement of Magnesium Components by Friction Processing: Determination of Bonding Mechanics and Assessment of Joint Properties.** GKSS Research Report, 180, 2008.

POTER, D. A.; EASTERLING, K.E. **Phase transformations in Metals and Alloys.** 3.ed. CRC Press, 2008.

RODRIGUES, S. M; DA SILVA, A. M.; REGULY, A. **Caracterização microestrutural de juntas similares e dissimilares entre as ligas de alumínio AA6040 e magnésio AZ31 soldadas pelo processo Friction Stir Welding.** 17º CBECIMat - Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, Foz do Iguaçu, Brasil, 2006.

ROSENDO, T. S. **Preliminary Investigation on Friction Spot Welding of Alclad 2024-T4 Aluminum Alloy.** In XXXIII CONSOLDA – Congresso Nacional de Soldagem, Caxias do Sul, Brazil, 2007.

SATO, Y. S.; PARK, H. C.; MICHIUCHI, M.; KOKAWA, H. **Constitutional liquation during dissimilar friction stir welding of Al and Mg alloys.** Scripta Materialia, Volume 50, p. 1233-1236, 2004.

SCHILLING, C.; DOS SANTOS, J. F. **Method and Device for Linking at Least Two Adjoining Work Pieces by Friction Welding,** US Patent No. 6.722.556 B2, April 2004.

- SENKARA, J.; ZHANG, H. **Cracking in Spot Welding Aluminium Alloy AA5754.** Welding Research Supplement, p. 194-201, 2000.
- SU, P.; GERLICH, A.; NORTH, T.H. **Friction Stir Spot Welding of Aluminum and Magnesium Alloy Sheets.** SAE Technical Paper 2005-01-1255, p. 127-134, 2005.
- TIER, M. et al. **The Influence of Weld Microstructure on Mechanical Properties of Refill Friction Spot Welding of 5042 Aluminum Alloy.** In Proceedings of the 7th International Friction Stir Welding Symposium, Awaji Island, Japan, 2008.
- TOROS, S.; OZTURK, F.; KACAR, I. **Review of warm forming of aluminum-magnesium alloys.** Journal of Materials Processing Technology, vol.207, p. 1-12, 2008.
- TOTTEN, G. E.; MACKENZIE, D. S. **Handbook of Aluminium: Physical Metallurgy and Process.** vol.1, Nova Iorque: Marcel Dekker, Inc, 2003.
- TOZAKI, Y.; UEMATSU, Y.; TAKAJI, K. **Effect of Welding Condition on Tensile Strength of Dissimilar FS Spot Welds between Different Al Alloys.** In Proceedings of the 6th International Friction Stir Welding Symposium, Saint-Sauveur, Canada, 2006.
- WANG, Z. Y.; MA, T.; HAN, W.; YU, G. C. **Corrosion behavior on aluminum alloy LY12 in simulated atmospheric corrosion process.** Transactions of Nonferrous Metals Society of China, vol.17, p. 326-334, 2007.
- YANG, Q.; MIRONOV, S.; SATO, Y. S.; OKAMOTO, K. **Microstructure and Mechanical Properties of Friction Stir Spot Welded AZ31 Mg Alloy.** In Proceedings of the 7th International Friction Stir Welding Symposium, Awaji Island, Japan, 2008.
- YOSHINAGA, H.; HORIUCHI, R. **Deformation Mechanisms in Magnesium Single Crystal Compressed in Direction Parallel to Hexagonal Axis.** Philosophical Magazine 12, p. 595-648, 1965.
- ZHANG, H.; SENKARA, J.; WU, X. **Suppressing Cracking in Resistance Welding AA5754 by Mechanical Means.** Journal of Manufacturing Science and Engineering, p. 79-85, 2002.

8.0. ANEXOS

A.1. Centro de Pesquisas Helmholtz-Zentrum:

Helmholtz-Zentrum antigo GKSS (Gesellschaft für Kernenergie in Schiffahrt und Schiffahrt) é um centro de pesquisa alemão (parte da Associação Helmholtz /de centros de pesquisas alemães) com duas instalações: uma na cidade de Geesthacht (Figura 8. 1), nas proximidades de Hamburgo, e outra em Teltow, próxima à cidade de Berlim. Fundado em 1956 tendo como principal função desenvolvimento e planejamento de construção de navios com propulsão nuclear. Em 1974 se tornou um centro de pesquisa científica e na década de 90 se aprofundou nas pesquisas em metais leves. Atualmente é reconhecido mundialmente como um dos mais modernos e renomados centros de pesquisas neste segmento. Conta com aproximadamente 800 funcionários atuando em projetos nacionais e internacionais. Possui como slogan “Conhecimento gera utilidade”, e tem como preocupações o fornecimento de energia e a conservação dos recursos naturais. O centro de pesquisa possui três institutos: instituto de pesquisas costeiras, instituto de pesquisa em polímeros e instituto de pesquisa em materiais, contando ainda com um centro de inovação tecnológica, o GITZ (Helmholtz-Zentrum Geesthacht Zentrum für Material 2012).



Figura 8. 1 Vista aérea do Centro de Pesquisas alemão Helmholtz-Zentrum, em Geesthacht na Alemanha.

O instituto de pesquisa em materiais é subdividido em quatro áreas de atuação: mecânica dos materiais, física dos materiais, tecnologia dos materiais e centro de

inovações em magnésio. O grupo de soldagem no estado sólido, dirigido pelo Dr. Jorge F. dos Santos, é integrado a subdivisão de mecânica dos materiais. É composto por técnicos, graduandos, mestrandos, doutorandos e doutores, trabalhando em nove diferentes processos de união no estado sólido, em liga metálica (similares e dissimilares) e dois processos de união com metais e polímeros.