

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

ESTUDO DO PROCESSO DE SOLDAGEM POR FRICÇÃO POR PONTO DA
LIGA DE MAGNÉSIO AZ31

Leonardo Contri Campanelli

São Carlos
2012

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

ESTUDO DO PROCESSO DE SOLDAGEM POR FRICÇÃO POR PONTO DA
LIGA DE MAGNÉSIO AZ31

Leonardo Contri Campanelli

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

Orientador: Dr. Nelson Guedes de Alcântara

Agências Financiadoras: FAPESP e CNPq

São Carlos
2012

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

C186ep

Campanelli, Leonardo Contri.

Estudo do processo de soldagem por fricção por ponto da liga de magnésio AZ31 / Leonardo Contri Campanelli. -- São Carlos : UFSCar, 2012.

83 f.

Dissertação (Mestrado) -- Universidade Federal de São Carlos, 2012.

1. Soldagem. 2. Fricção. 3. Soldagem de estado sólido. 4. Ligas de magnésio. I. Título.

CDD: 671.52 (20ª)

“Os que se encantam com a prática sem a ciência são como os timoneiros que entram no navio sem timão nem bússola, nunca tendo certeza do seu destino.”

(Leonardo da Vinci)

VITAE DO CANDIDATO

Engenheiro de Materiais pela UFSCar (2010).

MEMBROS DA BANCA EXAMINADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO DE
LEONARDO CONTRI CAMPANELLI
APRESENTADA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS, DA UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO
CARLOS, EM 17 DE AGOSTO DE 2012.

BANCA EXAMINADORA:



PROF. DR. NELSON GUEDES DE ALCÂNTARA
ORIENTADOR
PPG-CEM/DEMA/UFSCAR



PROF. DR. CLAUDEMIRO BOLFARINI
PPG-CEM/DEMA/UFSCAR



DR. JORGE FERNANDEZ DOS SANTOS
HELMHOLTZ-ZENTRUM GEESTHACHT

AGRADECIMENTOS

A Deus, acima de todas as coisas.

Ao professor Nelson Guedes de Alcântara, pela grandiosa orientação, pelas oportunidades profissionais e pela confiança;

Aos pesquisadores Jorge Fernandez dos Santos e Uceu Fuad Hasan Suhuddin, pela parceria de sucesso com o instituto alemão HZG;

Aos professores Claudemiro Bolfarini e Sergio de Traglia Amancio Filho, pelas sugestões e colaborações;

Ao colega e parceiro Armando Ítalo Sette Antonialli, pela amizade e contribuição técnica;

À minha família, pelo apoio e incentivo pleno em todas as etapas da minha vida pessoal e profissional;

A todos os colegas da universidade, do LabSol e de moradia na Alemanha, pelo companheirismo ao longo desta jornada;

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

Às instituições FAPESP e CNPq, pela concessão complementar da bolsa de estudos.

RESUMO

O enorme potencial das ligas de magnésio em reduzir o peso estrutural e, desse modo, contribuir com a eficiência energética dos meios de transporte tem atraído principalmente as indústrias automotivas e aeronáuticas. A dificuldade de união destes materiais é um dos maiores desafios a ser superado, ampliando as oportunidades para as tecnologias de soldagem no estado sólido. Neste trabalho foi realizado o estudo da viabilidade de união da liga de magnésio AZ31 pelo processo de soldagem por fricção por ponto (FSpW). O propósito foi avaliar a influência dos parâmetros de processo sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas das juntas soldadas, além de compreender os comportamentos de fratura das soldas submetidas a um esforço de cisalhamento e otimizar o processo de soldagem. As juntas foram produzidas em configuração de sobreposição por diferentes combinações de parâmetros, as quais foram estabelecidas por metodologias estatísticas de planejamento de experimentos, e posteriormente submetidas à caracterização mecânica e metalúrgica. Para a avaliação dos mecanismos de falha, foi realizada a modelagem e a simulação da distribuição de tensões ao redor da junta durante o ensaio de cisalhamento por tração. Os resultados comprovaram a possibilidade de união da liga AZ31 pelo processo FSpW, bem como a superioridade em relação à técnica de soldagem por fricção e mistura por ponto (FSSW). Embora a mudança no perfil da ferramenta tenha mostrado um efeito significativo sobre os parâmetros de processo e a resistência mecânica da solda, os valores máximos de carga evidenciaram a robustez do processo de soldagem. As zonas microestruturais mostraram um nível acentuado de uniformidade, com exceção da zona recristalizada. O comportamento mecânico apresentou uma forte dependência em relação aos perfis metalúrgicos decorrentes do fluxo de material plastificado, os quais foram identificados como linhas de união e cunha, bem como da condição de mistura do material. A carga de flexão associada ao alinhamento do corpo de prova surgiu como uma variável operacional nos ensaios de cisalhamento, também influenciando o caminho de propagação de trinca.

A STUDY ON FRICTION SPOT WELDING OF AZ31 MAGNESIUM ALLOY

ABSTRACT

The great potential of magnesium alloys on reducing structural weight and therefore contributing with energy efficiency of transportation facilities has mainly attracted the automotive and aeronautic industries. The difficulty of joining such materials is one of the biggest challenges to overcome, expanding opportunities for solid state welding technologies. This work was carried out to study the feasibility of joining AZ31 magnesium alloy by friction spot welding (FSpW) process. The purpose was to evaluate the influence of the process parameters on microstructure and mechanical properties of the welded joints, as well as to comprehend the fracture behaviors of the welds under shear loading and to optimize the welding process. The joints were produced in overlap configuration through different combinations of parameters, which were established by statistical methods for design of experiments, and later submitted to mechanical and metallurgical characterization. For assessing the failure mechanisms, modeling and simulation of stress distribution around the weld during lap shear test were performed. The results confirmed the possibility of joining AZ31 alloy through FSpW, as well as the superiority when compared to friction stir spot welding (FSSW) process. Although the change on the tool profile had shown a significant effect over the process parameters and weld strength, the maximum load values demonstrated the robustness of the welding process. Microstructural regions exhibited an enhanced level of uniformity, with the exception of recrystallized zone. Mechanical behavior presented a strong dependence on metallurgical features arising from the flow of plasticized material, which were identified as bonding lines and hook, as well as the condition of material stirring. The flexural loading associated to the inaccurate alignment of the welded specimen emerged as an operational variable, also influencing the crack propagation path.

PUBLICAÇÕES

CAMPANELLI, L. C. et al. Metallurgy and Mechanical Performance of AZ31 Magnesium Alloy Friction Spot Welds. Submetido para **Journal of Materials Processing Technology**.

CAMPANELLI, L. C. et al. Parameters Optimization for Friction Spot Welding of AZ31 Magnesium Alloy by Taguchi Method. **Soldagem e Inspeção**, v. 17, p. 26-31, 2012.

CAMPANELLI, L. C. et al. Preliminary Investigation on Friction Spot Welding of AZ31 Magnesium Alloy. **Materials Science Forum**, v. 706-09, p. 3016-3021, 2012.

CAMPANELLI, L. C.; ALCÂNTARA, N. G.; DOS SANTOS, J. F. Soldagem por Ponto no Estado Sólido de Ligas Leves. **Soldagem e Inspeção**, v. 16, p. 300-308, 2011.

CAMPANELLI, L. C. et al. Finite Element Analysis of a Friction Spot Weld Shear Test. In: 67^o Congresso Internacional da Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 2012, Rio de Janeiro. **Anais...** 2012. p. 510-517.

CAMPANELLI, L. C. et al. Parameters Optimization for Friction Spot Welding of AZ31 Magnesium Alloy by Taguchi Method. In: XXXVII Congresso Nacional de Soldagem, 2011, Natal. **Anais...** 2011.

CAMPANELLI, L. C. et al. Preliminary Investigation on Friction Spot Welding of AZ31 Magnesium Alloy. In: 64th IIW Annual Assembly & International Conference, 2011, Chennai. IIW Document IX-2375-11.

SUMÁRIO

BANCA EXAMINADORA	i
AGRADECIMENTOS	iii
RESUMO	v
ABSTRACT	vii
PUBLICAÇÕES.....	ix
SUMÁRIO	xi
ÍNDICE DE TABELAS	xiii
ÍNDICE DE FIGURAS	xv
SÍMBOLOS E ABREVIACÕES	xix
1 INTRODUÇÃO.....	1
1.1 Objetivos.....	4
2 REVISÃO DA LITERATURA.....	5
2.1 Magnésio e suas Ligas.....	5
2.1.1 Características Gerais.....	5
2.1.2 Aspectos de Deformação e Metalurgia Física.....	8
2.1.3 Elementos de Liga e Nomenclatura	11
2.1.4 Sistema Magnésio-Alumínio-Zinco.....	15
2.1.5 Aspectos de Soldabilidade	17
2.2 Soldagem por Fricção por Ponto	19
2.2.1 Aspectos Operacionais e Metalúrgicos	19
2.2.2 Aporte Térmico e Desempenho Mecânico	23
3 MATERIAIS E MÉTODOS	29
3.1 Fluxograma.....	29
3.2 Material e Equipamento.....	30
3.3 Planejamento Experimental.....	32
3.4 Caracterização Mecânica	33
3.5 Caracterização Metalúrgica	36
3.6 Simulação Numérica	37
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	41
4.1 Otimização de Processo.....	41

4.2	Caracterização Metalúrgica e Mecânica	51
4.3	Análise de Falha e Superfícies de Fratura	62
5	CONCLUSÕES	71
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	75
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	77

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1 – Propriedades específicas de algumas ligas estruturais [23].	7
Tabela 2.2 – Letras para designação das ligas de magnésio conforme o sistema adotado pela ASTM [13].	13
Tabela 2.3 – Designação dos possíveis tratamentos termomecânicos das ligas de magnésio [13].	14
Tabela 2.4 – Propriedades úteis para o estudo de soldabilidade [23].	18
Tabela 3.1 – Composição química nominal da liga AZ31B [23].	30
Tabela 3.2 – Propriedades mecânicas em temperatura ambiente da liga AZ31B-H24 utilizada [23].	30
Tabela 3.3 – Níveis de variação dos parâmetros na fase A.	33
Tabela 3.4 – Níveis de variação dos parâmetros na fase B.	33
Tabela 4.1 – Seleção da matriz ortogonal segundo o método de Taguchi.	41
Tabela 4.2 – Matriz ortogonal L9 com os valores de carga de cisalhamento medidos e da razão S/R calculados.	42
Tabela 4.3 – Efeitos principais em termos de carga e razão S/R.	42
Tabela 4.4 – Análise de variância para a carga de cisalhamento média.	43
Tabela 4.5 – Análise de variância para a razão S/R.	43
Tabela 4.6 – Matriz de experimentos da fase B juntamente com os valores de carga de cisalhamento.	48
Tabela 4.7 – Valores médios de carga e dimensões das juntas da fase B. Em cinza, a condição de processo otimizada.	61

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1.1 – Produção de materiais estruturais leves durante o século XX [2]. . .	1
Figura 2.1 – Relação entre resistência e ductilidade de ligas de magnésio [1]....	6
Figura 2.2 – Curvas de TCRC versus deformação cisalhante para os sistemas de escorregamento basais e não basais [24].....	9
Figura 2.3 – Microestrutura e textura da liga AZ31 por EBSD. O código de cores corresponde à figura de polo inversa da direção normal à superfície. ...	11
Figura 2.4 – Nomenclatura ASTM das ligas de magnésio mais comuns.	14
Figura 2.5 – Diagrama de fases binário magnésio-alumínio [15].	16
Figura 2.6 – Ilustração esquemática da ferramenta e dos seus constituintes (pino, camisa e anel de fixação, respectivamente).	20
Figura 2.7 – Ilustração esquemática da variante “penetração da camisa”: (a) fixação e rotação, (b) penetração da camisa e retração do pino, (c) retorno para a superfície e (d) remoção da ferramenta.	20
Figura 2.8 – Fluxo de material na variante “penetração do pino” a 1800 rpm: (a) penetração completa, (b) meia penetração, (c) penetração completa e meia retração e (d) processo completo [39].....	22
Figura 2.9 – Aspecto visual da superfície e macrografia da seção transversal de uma junta de Al 2024-T4 soldada por FSpW [42].	23
Figura 2.10 – Relação entre resistência mecânica e aporte térmico de juntas soldadas por FSSW [45].	24
Figura 2.11 – Relação entre resistência mecânica e tamanho da zona de solda de juntas soldadas por FSSW [45].	26
Figura 2.12 – Ilustração esquemática do perfil da cunha para diversos níveis de velocidade rotacional da ferramenta [51].	27
Figura 3.1 – Fluxograma das atividades experimentais desenvolvidas em todas as etapas do trabalho.....	29

Figura 3.2 – Esquema de um corpo de prova de cisalhamento por tração.	31
Figura 3.3 – Equipamento Harms & Wende RPS 100.....	31
Figura 3.4 – Máquina Zwick/Roell para o ensaio de cisalhamento por tração e detalhe do sistema de fixação.	34
Figura 3.5 – Equipamento Zwick/Roell ZHV utilizado no levantamento dos perfis de microdureza Vickers.	35
Figura 3.6 – Equipamento ultrassônico BAQ UT100 utilizado no mapeamento da microdureza Vickers.	35
Figura 3.7 – Cortadeira Struers Discotom-6 e lixadeira e politriz universal Buehler Phoenix 4000.	36
Figura 3.8 – Microscópio ótico Leica DM IRM para análise metalográfica.	37
Figura 3.9 – Reprodução do conjunto submetido à simulação numérica.	38
Figura 3.10 – Representação da malha estruturada de simulação.	39
Figura 4.1 – Contribuição percentual de cada parâmetro sobre (a) carga de cisalhamento média e (b) razão S/R.	44
Figura 4.2 – Efeitos principais para a carga de cisalhamento e razão S/R.	45
Figura 4.3 – Carga média e desvio padrão para todas as condições.....	46
Figura 4.4 – Ferramenta após o processo de soldagem com destaque para o desgaste da camisa.....	47
Figura 4.5 – Efeito da ferramenta sobre a carga para a mesma condição de soldagem (condição A5).	48
Figura 4.6 – Efeito dos parâmetros de processo individuais sobre a carga de cisalhamento.	49
Figura 4.7 – Máxima resistência ao cisalhamento para diferentes processos de soldagem.	51
Figura 4.8 – Macrografia ótica da seção transversal da junta (condição B2). ..	52

Figura 4.9 – Micrografias óticas das diferentes zonas de solda (condição B2): (a) MB, (b) ZTA, (c) ZTMA, (d) ZM superior e (e) ZM inferior.....	53
Figura 4.10 – Tamanho médio dos grãos das diferentes zonas de solda (condição B2).....	54
Figura 4.11 – Perfil de microdureza Vickers na seção transversal da junta B2.55	
Figura 4.12 – Mapa de microdureza Vickers na seção transversal da junta B2.	55
Figura 4.13 – Macrografia da seção transversal da junta na condição B2 com destaque para dois elementos: linha de união (por MEV) e cunha.	56
Figura 4.14 – Macrografias óticas da seção transversal das juntas com folha de cobre: (a) sobre a chapa superior e (b) entre as chapas.	57
Figura 4.15 – Macrografia ótica da seção transversal da junta interrompida. ...	57
Figura 4.16 – Espectros de EDS (a) da linha de união (região macro) e (b) de uma cavidade específica.....	58
Figura 4.17 – Ciclo térmico durante a soldagem da junta na condição B2.	59
Figura 4.18 – Ilustração esquemática das principais dimensões para avaliação da junta soldada.....	60
Figura 4.19 – Modos de falha observados nos ensaios de cisalhamento: (a) AS, (b) ANC e (c) AC. “S” indica a chapa superior vista por baixo e “I” indica a chapa inferior vista por cima. As setas representam a direção de carregamento.	62
Figura 4.20 – Macrografias óticas da seção transversal dos corpos de prova fraturados e representação esquemática dos respectivos caminhos de propagação de trinca.	63
Figura 4.21 – Diferentes modelos geométricos da junta soldada: (A) ausência do botão e da cunha, (B) ausência do botão e presença da cunha, (C) presença do botão e ausência da cunha e (D) presença do botão e da cunha.....	64
Figura 4.22 – Distribuição das tensões normais para os quatro modelos: (A) ausência do botão e da cunha, (B) ausência do botão e presença da cunha, (C)	

presença do botão e ausência da cunha e (D) presença do botão e da cunha.	65
Figura 4.23 – Superfícies de fratura por MEV: (a) “lado direito” da chapa superior de um corpo de prova AS e (b) “lado esquerdo” da chapa inferior de um corpo de prova ANC.	66
Figura 4.24 – Superfícies de fratura por MEV na zona recristalizada: (a) corpo de prova AS e (b) corpo de prova ANC.	67
Figura 4.25 – Superfícies de fratura por MEV no “lado esquerdo” de um corpo de prova AC: (a) região próxima à interface e (b) região próxima à superfície.	68
Figura 4.26 – Curva típica de carga versus deslocamento extraída do ensaio de cisalhamento para cada modo de falha.	69

SÍMBOLOS E ABREVIações

AC	Fratura por arrancamento circunferencial
ANC	Fratura por arrancamento não circunferencial
ANOVA	Análise de variância
AS	Fratura através da solda
ASM	<i>American Society for Metals</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
DOE	<i>Design of experiments</i> (planejamento de experimentos)
E	Módulo elástico
EBSD	<i>Electron backscatter diffraction</i> (difração de elétrons retroespalhados)
EDS	<i>Energy dispersive spectroscopy</i> (espectroscopia por dispersão de energia)
FEA	<i>Finite element analysis</i> (análise por elementos finitos)
FSpW	<i>Friction spot welding</i> (soldagem por fricção por ponto)
FSSW	<i>Friction stir spot welding</i> (soldagem por fricção e mistura por ponto)
FSW	<i>Friction stir welding</i> (soldagem por fricção e mistura)
GKSS	<i>Gesellschaft für Kernenergieverwertung in Schiffbau und Schifffahrt</i>
GL	Graus de liberdade
HC	Estrutura cristalina hexagonal compacta
HZG	<i>Helmholtz-Zentrum Geesthacht</i>
L	Largura de união metalúrgica
MB	Metal de base
MEV	Microscopia eletrônica de varredura
MO	Microscopia ótica
OFAT	<i>One-factor-at-a-time</i> (abordagem tradicional para experimentação)
P%	Porcentagem de contribuição
PP	Profundidade de penetração
Q	Aporte térmico
QM	Quadrados médios
RSW	<i>Resistance spot welding</i> (soldagem por resistência por ponto)
S/R	Razão sinal-ruído

SQ	Soma de quadrados
TCRC	Tensão de cisalhamento resolvida crítica
TM	Tempo de mistura
TWI	<i>The Welding Institute</i>
VR	Velocidade de rotação
ZM	Zona de mistura
ZTA	Zona termicamente afetada
ZTMA	Zona termomecanicamente afetada

γ	Deformação angular
Δt	Tempo total de amostragem
ε	Deformação linear
ν	Coefficiente de Poisson
σ_u	Limite de resistência à tração
σ_y	Limite de escoamento
τ	Tensão de cisalhamento
ω	Velocidade angular

1 INTRODUÇÃO

A recente preocupação acerca das questões ambientais tem conduzido à busca por soluções que permitam reduzir o consumo de combustíveis e a consequente emissão de gases poluentes pelos meios de transporte. Algumas alternativas para a solução destes problemas incluem a aplicação de fontes renováveis de energia e a realização de melhorias na eficiência dos motores e na aerodinâmica, porém a redução de peso das estruturas se apresenta como uma excelente opção em termos de custo-benefício [1]. Tal possibilidade está diretamente relacionada à utilização de materiais leves que exibam uma resistência específica satisfatória.

As ligas de magnésio se oferecem como uma opção viável para componentes estruturais nas indústrias aeronáutica e automotiva, visto que o magnésio possui a menor densidade entre todos os metais estruturais, além da permitir a reciclagem, uma das fortes exigências da política de sustentabilidade global. Após uma queda significativa no consumo no período pós-guerra, muito em função do baixo desempenho em ambientes corrosivos e do alto preço, este material tem atraído o interesse de diversos setores industriais. A Figura 1.1 mostra a evolução ao longo do século XX na produção de magnésio e de outros materiais leves, dentre os quais o alumínio.

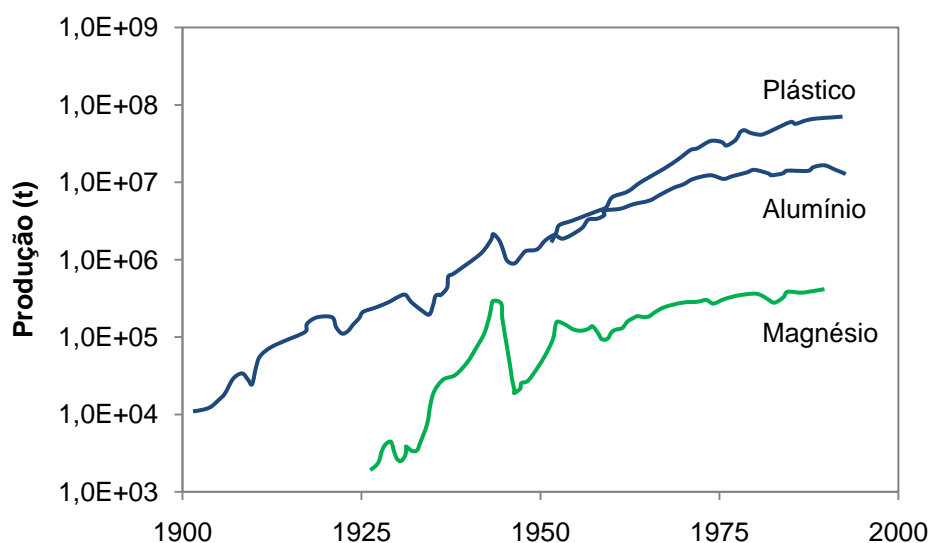


Figura 1.1 – Produção de materiais estruturais leves durante o século XX [2].

Nos últimos anos, a produção industrial de magnésio vem apresentando um crescimento de aproximadamente 20% ao ano, o que representa uma taxa muito similar ou até mesmo maior em relação a outros metais [3]. A crescente aplicação de materiais leves condiz particularmente com o interesse da indústria automotiva na redução do peso dos veículos como forma de torná-los energeticamente eficientes [4]. Sendo o magnésio 33% mais leve do que o alumínio e 75% mais leve do que o aço, componentes automotivos de magnésio com rigidez similar aos outros materiais podem ser produzidos com uma redução significativa no peso [5].

O fato do magnésio não ter sido utilizado de maneira apreciável no período das guerras tornou o conhecimento acerca do comportamento metalúrgico deste material inexpressivo em relação, por exemplo, ao alumínio. Existe, portanto, uma lacuna tecnológica entre a pesquisa voltada às ligas de magnésio e a aplicação industrial destes materiais. A natureza de pesquisa concentra-se na melhoria do desempenho das ligas existentes principalmente por meio de ajustes composicionais, procurando sempre a obtenção de uma combinação adequada de propriedades. Para garantir o crescimento no mercado tem-se buscado, além do melhoramento no perfil característico das ligas, o desenvolvimento de novas alternativas de processamento.

A utilização do magnésio em componentes estruturais está fortemente condicionada às características de soldabilidade. Muitas vezes a aplicação industrial é inviabilizada pela dificuldade de união deste material [6]. Algumas características intrínsecas impedem a obtenção de uma junta de alta qualidade por meio de processos de soldagem por fusão, dentre as quais se destacam a elevada condutividade térmica, baixa temperatura de fusão, alta solubilidade de gases no metal líquido e alta reatividade em elevadas temperaturas. Os diversos defeitos, como porosidade, inclusão de óxidos e segregações, decorrentes dos fatores metalúrgicos em questão promovem uma deterioração considerável das propriedades mecânicas da junta soldada [7].

Neste contexto aparecem as técnicas de união no estado sólido, as quais, uma vez que não exigem fusão do metal de base, não exibem os diversos problemas decorrentes do fenômeno de solidificação. Como resultado,

as juntas produzidas apresentam propriedades superiores àquelas obtidas por meio dos processos de soldagem convencionais. Desenvolvida em 1991 pelo *The Welding Institute* (TWI) na Inglaterra [8], a tecnologia de soldagem por fricção e mistura (*friction stir welding*, FSW) vem sendo aplicada com sucesso na união de diversos metais, incluindo aços, não ferrosos e metais dissimilares [9]. O processo envolve essencialmente calor por fricção e deformação plástica severa decorrente da interação entre uma ferramenta não consumível e a superfície da peça a ser soldada.

O FSW apresenta inúmeras vantagens quando comparada com os processos de soldagem convencionais por fusão. Dentre as principais estão o menor consumo de energia e a compatibilidade com o meio-ambiente, não havendo a utilização de insumos, como gases de proteção e fluxo, ou de material de adição, reduzindo inclusive o custo de processo. Além disso, problemas relacionados à porosidade e trincas resultantes da solidificação do metal de base são eliminados, uma vez que as soldas são produzidas no estado sólido. O maior sucesso do FSW é atribuído à possibilidade de união de materiais anteriormente considerados não soldáveis, tais como as ligas de alumínio das séries 2XXX e 7XXX [9].

Embora o FSW tenha se tornado rapidamente uma tecnologia industrial importante, uma solda contínua não é sempre necessária para satisfazer os requisitos de desempenho de um produto. O processo de soldagem por fricção por ponto (*friction spot welding*, FSpW) foi então desenvolvido pelo instituto *Helmholtz-Zentrum Geesthacht* (HZG), antiga GKSS, na Alemanha [10]. Neste caso, duas ou mais chapas metálicas são unidas pontualmente na forma de juntas sobrepostas. Além de todas as vantagens sobre os processos de soldagem convencionais já citados para o FSW, o FSpW promove também o preenchimento completo da junta soldada, não deixando qualquer cavidade na superfície ao final do processo de união [11].

Na atualidade os setores automotivo e aeronáutico empregam principalmente as técnicas de soldagem por resistência por ponto (*Resistance Spot Welding*, RSW) e rebtagem na união por ponto de materiais metálicos. Entretanto, alguns inconvenientes como o elevado custo operacional

decorrente do alto consumo energético e o aumento do peso das estruturas, respectivamente, são inerentes às tecnologias mencionadas [12]. Uma vez que oferece uma alternativa para superar as principais desvantagens das técnicas de união consagradas, o FSpW tem atraído um grande interesse das indústrias dos setores de transporte [11].

Em função do desenvolvimento recente, a aplicação do FSpW em escala industrial está condicionada à realização de estudos mais aprofundados que confirmem um maior amadurecimento e confiabilidade ao referido processo de união. O escopo deste trabalho visa, em um panorama de sustentabilidade, incrementar o nível de conhecimento atual do processo FSpW para uma liga estrutural de magnésio com um enorme potencial de aplicação. Nenhum trabalho publicado no Brasil até então envolve a soldagem de tal material por este processo. Dentro de uma parceria técnico-científica internacional, as soldas foram produzidas no instituto HZG, centro de referência mundial em soldagem robotizada no estado sólido.

1.1 Objetivos

O objetivo principal deste trabalho foi avaliar a viabilidade de união da liga de magnésio AZ31 pela técnica de soldagem por fricção por ponto (FSpW). Para isso, foram avaliados os efeitos dos parâmetros de processo sobre o comportamento metalúrgico e mecânico das juntas sobrepostas, bem como os mecanismos de falha desenvolvidos em sollicitação de cisalhamento. Buscou-se a condição de processo que maximiza o desempenho da junta soldada por meio de ferramentas estatísticas.

2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Magnésio e suas Ligas

A discussão a seguir é uma compilação de informações importantes e detalhadas apresentadas em alguns livros gerais e outros mais específicos, tais como o *ASM Handbook* [13] e os trabalhos de Avedesian e Baker [14], Friedrich e Mordike [15], Kainer [16], Gupta e Sharon [17], Raynor [18], dentre outros. O propósito desta seção é descrever as principais propriedades e características do magnésio puro e das ligas de magnésio, bem como os efeitos da adição de elementos de liga sobre tais propriedades.

2.1.1 Características Gerais

O magnésio é um elemento químico alcalino-terroso com um suprimento praticamente ilimitado, visto que pode ser extraído da água do mar e de minérios, além de ser totalmente reciclável. Em condições atmosféricas, as temperaturas de fusão e de ebulição do metal puro correspondem respectivamente a 650 e 1090°C. O metal fundido é altamente reativo com o oxigênio e, em menor proporção, com o nitrogênio. A presença de um filme de óxido sobre o metal líquido não impede a oxidação subsequente, ocasionando o efeito contrário ao acelerar o processo de oxidação. Em temperaturas acima de 850°C, uma superfície recém-exposta pode sofrer uma explosão de grandes proporções, exigindo o uso de fluxo ou atmosfera inerte para o manuseio do metal fundido.

As ligas de magnésio estão disponíveis em diversos formatos, incluindo produtos fundidos e conformados mecanicamente. Algumas características viabilizam o processo de fundição, como por exemplo: baixa temperatura e calor latente de fusão, permitindo a rápida solidificação da peça e a redução do tempo de ciclo; elevada fluidez, possibilitando a produção de peças com paredes finas e complexas; baixa solubilidade do ferro no magnésio, reduzindo o desgaste por erosão dos moldes de fundição, o que confere maior

durabilidade ao ferramental [19]. A fundição oferece um equilíbrio entre a qualidade do produto e o custo, sendo aplicada em estruturas complexas de veículos com poucas etapas finais de fabricação.

Em termos de aplicação, 66% do magnésio são utilizados como elemento de liga, principalmente em ligas de alumínio. Dos 34% aplicados diretamente em componentes ou produtos de magnésio, 33,5% corresponde a ligas de fundição e somente 0,5% a ligas para conformação mecânica [20]. Em aplicações que exigem elevados requisitos de segurança, o interesse em ligas para conformação tem aumentado consideravelmente, muito em função da ausência de porosidade e cavidades resultantes da contração de solidificação, além das melhores propriedades mecânicas [21]. A Figura 2.1 mostra uma comparação entre a resistência mecânica (em termos de limite de escoamento) e a ductilidade de ligas fundidas e conformadas.

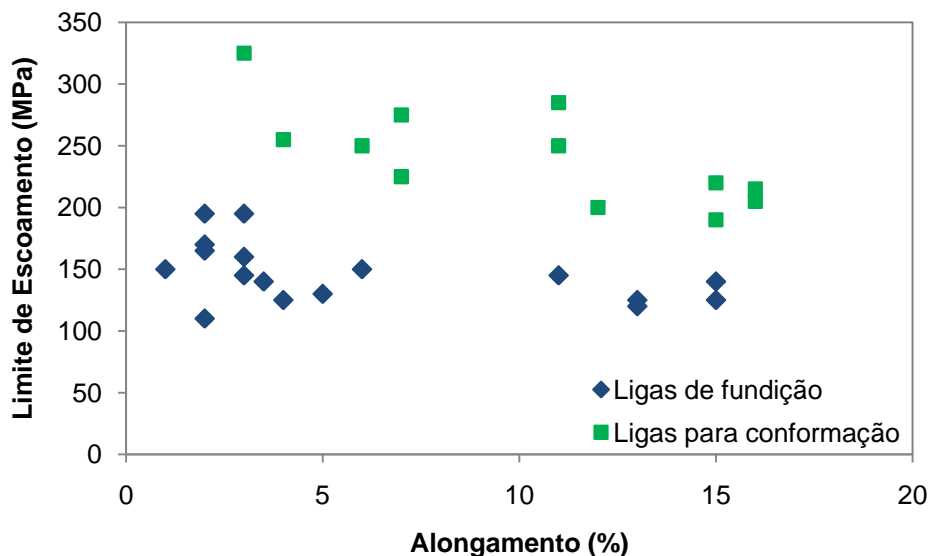


Figura 2.1 – Relação entre resistência e ductilidade de ligas de magnésio [1].

A susceptibilidade à corrosão é uma das maiores limitações para a ampliação do uso de magnésio nos setores industriais. Em função do potencial eletrolítico fortemente negativo, o magnésio é o mais ativo (e menos nobre) entre os metais utilizados em aplicações de engenharia. De modo geral, o material é corroído em soluções ácidas, neutras e pouco alcalinas, com uma taxa de corrosão decrescente à medida que o pH aumenta. A resistência à

corrosão está diretamente relacionada à presença de um filme protetor superficial de óxido de magnésio. O contato com a umidade modifica a estrutura deste filme, formando uma camada de hidróxido que não protege contra a corrosão subsequente. Embora as ligas de magnésio apresentem uma boa resistência à corrosão ao ar atmosférico, o desempenho em ambientes ricos em íons cloretos é pouco satisfatório [22].

A característica física de maior interesse das ligas de magnésio está certamente relacionada ao baixo peso. Com uma densidade de $1,74 \text{ g/cm}^3$, sendo esta razoavelmente inferior à do alumínio ($2,70 \text{ g/cm}^3$) e significativamente inferior à do aço ($7,87 \text{ g/cm}^3$), trata-se do metal mais leve que pode ser utilizado em aplicações estruturais. Dessa forma, as propriedades específicas mostram-se atrativas para as indústrias de transporte em função da possibilidade de reduzir o peso das estruturas, aumentando a eficiência energética e diminuindo a emissão dos gases estufa. A Tabela 2.1 apresenta os valores de rigidez e resistência específica, fundamentais para o projeto de componentes leves [20], de alguns metais estruturais.

Tabela 2.1 – Propriedades específicas de algumas ligas estruturais [23].

Material	ρ (g/cm^3)	E (GPa)	E_{esp} (kNm/g)	σ_y (MPa)	$\sigma_{y\,esp}$ (Nm/g)	$\sigma_{u\,esp}$ (MPa)	$\sigma_{u\,esp}$ (Nm/g)
AZ31B-H24	1,77	45	25,42	220	124,29	290	163,84
AZ91E-T6	1,81	44,8	24,75	145	80,11	275	151,93
2024-T6	2,78	72,4	26,04	345	124,10	427	153,60
6082-T6	2,70	72,4	26,81	255	94,44	300	111,11
AISI1020*	7,87	200	25,41	295	37,48	395	50,19
AISI1040*	7,85	200	25,48	350	44,59	515	65,61

(*) Recozido

A competitividade das ligas de magnésio, cujas nomenclaturas serão abordadas posteriormente, em relação às ligas de alumínio e ao aço é claramente demonstrada quando as propriedades mecânicas específicas são consideradas. Considerando somente os materiais da Tabela 2.1 com as melhores propriedades específicas dentre as respectivas classes (AZ31B-H24,

2024-T6 e AISI1040), o magnésio perde em termos de rigidez específica, sendo somente 2,38% e 0,24% inferior aos valores para o alumínio e o aço respectivamente. Quanto ao limite de escoamento e de resistência específicos, entretanto, o magnésio apresenta valores superiores aos demais materiais, com um desempenho surpreendente em relação ao aço, sobre o qual o magnésio apresenta-se entre 2,5 e 3 vezes mais resistente.

2.1.2 Aspectos de Deformação e Metalurgia Física

A estrutura cristalina do magnésio na pressão atmosférica é hexagonal compacta (HC), com uma relação c/a de 1,624, a mais próxima entre todos os metais HC de um empacotamento ideal de esferas rígidas ($c/a = 1,633$). Neste caso, apenas o plano basal (0001) é um plano compacto e, em temperatura ambiente, o escorregamento de discordâncias ocorre na direção mais compacta $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ deste plano, contabilizando apenas três sistemas de escorregamento. Sendo somente dois sistemas independentes, o critério de Von Mises que exige pelo menos cinco sistemas de escorregamento independentes para a deformação plástica uniforme ou homogênea não é satisfeito e, portanto, a plasticidade dos cristais é restrita e a deformação não é facilmente alcançada. Assim, em temperatura ambiente, o magnésio é frágil e apresenta pouco alongamento antes da fratura.

Em altas temperaturas, os níveis da tensão cisalhante resolvida crítica (TCRC) para os sistemas de escorregamento não basais tornam-se equivalentes aos valores para os sistemas basais [24]. A Figura 2.2 mostra o efeito mencionado, bem como a redução dos níveis da tensão crítica com o aumento da temperatura, tanto para os sistemas basais quanto para os não basais. Dessa forma, os planos prismáticos $\{10\bar{1}0\}$ e os piramidais $\{10\bar{1}1\}$ de primeira ordem se tornam ativos para o escorregamento na direção $\langle 11\bar{2}0 \rangle$. Juntamente com os dois sistemas basais, os dois prismáticos e os quatro piramidais independentes (de um total de quatro e seis respectivamente) contribuem para que o critério de Von Mises seja satisfeito, melhorando consideravelmente a plasticidade, que pode alcançar níveis comparáveis aos

dos cristais cúbicos. A presença de contornos de grão no magnésio policristalino permite ainda o escorregamento dos contornos como uma forma de alívio de tensões em altas temperaturas.

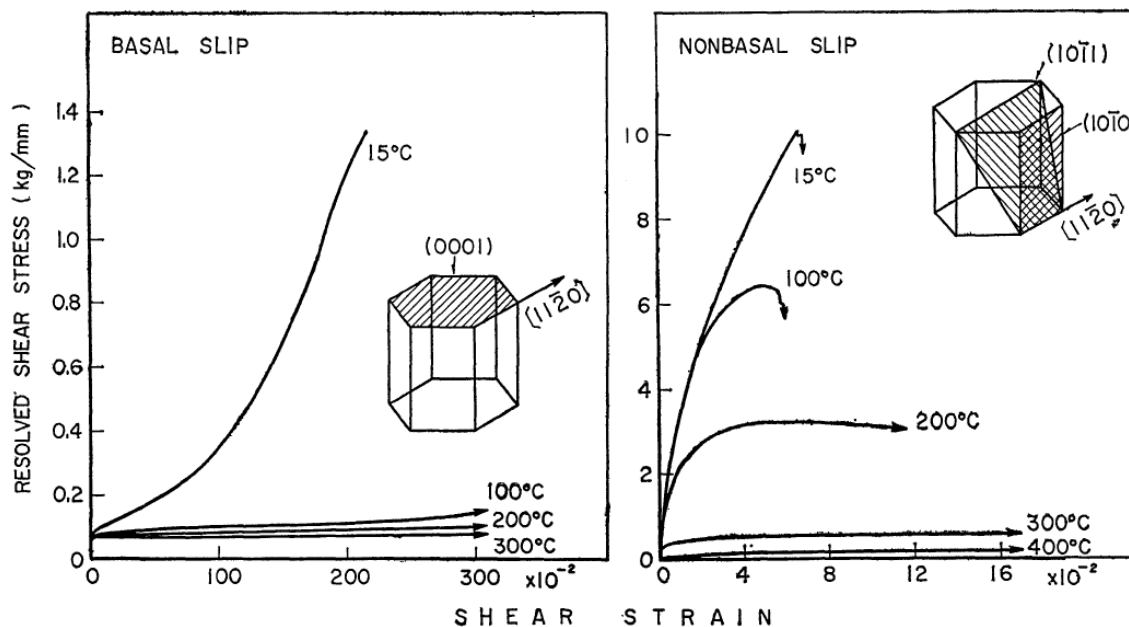


Figura 2.2 – Curvas de TCRC versus deformação cisalhante para os sistemas de escorregamento basais e não basais [24].

Diversos trabalhos reportam a conformabilidade a quente de algumas ligas de magnésio [25-27]. Abaixo de 240°C, o encruamento do material é permitido e a deformação é bastante limitada já que a ativação de sistemas de escorregamento não basais não é energeticamente favorável em tais temperaturas, conforme os altos níveis da tensão cisalhante resolvida crítica mostrados na Figura 2.2. O mecanismo de maclação torna-se necessário para acomodar a deformação dos cristais, ocorrendo de maneira dominante ao longo da direção $\langle 10\bar{1}1 \rangle$ do plano $\{10\bar{1}2\}$. A formação de maclas se processa com frequência em baixas temperaturas em função dos baixos níveis de energia necessários para a reorientação dos planos de escorregamento e a ocorrência do referido fenômeno nas regiões deformadas. Embora o processo de maclação seja ativado em temperatura ambiente, as tensões internas resultantes podem reduzir a plasticidade dos cristais.

Em temperaturas por volta de 300°C, o processo de recuperação dinâmica ocorre em função da ativação dos planos piramidais e prismáticos, reduzindo a densidade de discordâncias e limitando o grau de encruamento. Acima de 350°C, a recristalização dinâmica se processa com a formação de pequenos grãos em regiões de concentração de tensão, tais como contornos de grão e contornos de macla. O refinamento da microestrutura promove de maneira particularmente efetiva a melhoria das propriedades mecânicas de metais hexagonais com plasticidade restrita em temperatura ambiente. O processamento em condições que possibilitem a ocorrência da recristalização dinâmica é sempre desejável.

A necessidade de um controle bastante rigoroso da temperatura durante a conformação a quente das ligas de magnésio foi observada no trabalho de Ben-Artzy et al. [28]. Embora a temperatura encontrada para o processo de recristalização dinâmica seja diferente da mencionada, ocorrendo predominantemente acima de 450°C, algumas ligas mostram susceptibilidade ao fenômeno de crescimento de grãos em altas temperaturas, o que promove uma diminuição considerável da ductilidade e um aumento da possibilidade de fratura intergranular, reduzindo então a conformabilidade do material. A temperatura ideal para a conformação deve ser encontrada de forma que a melhor combinação de propriedades mecânicas seja atingida.

Conforme mostrado na Figura 2.3, a textura original típica de chapas laminadas de magnésio consiste em uma textura basal bastante pronunciada, na qual os planos basais são preferencialmente paralelos à superfície da chapa (eixo cristalográfico “c” alinhado com a direção normal), com uma pequena tendência de alinhamento da direção normal aos planos basais com a direção de laminação e menor ainda com a direção transversal [29]. Gehrmann et al. [30] avaliou o efeito da textura sobre a deformação dos cristais de magnésio. Abaixo de 200°C, a deformação das chapas laminadas apresenta-se não homogênea, havendo a rápida formação de trincas e bandas de cisalhamento (deformação localizada) independentemente da orientação dos planos basais em relação à tensão aplicada.

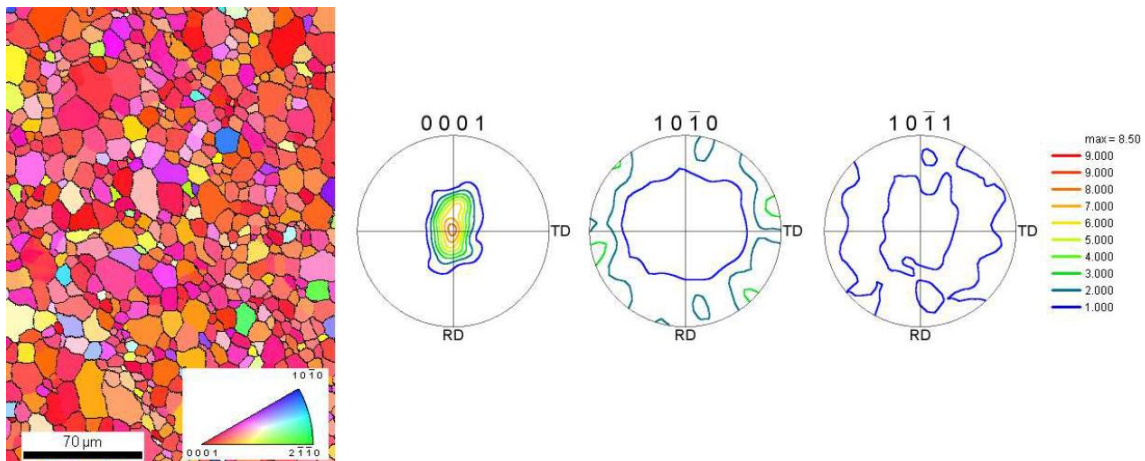


Figura 2.3 – Microestrutura e textura da liga AZ31 por EBSD. O código de cores corresponde à figura de polo inversa da direção normal à superfície.

A orientação começa a apresentar uma forte influência aos 200°C, quando a plasticidade é consideravelmente melhorada e a formação de bandas de cisalhamento é deslocada para maiores níveis de deformação. Quando a tensão é aplicada na direção de laminação, o escorregamento de discordâncias se processa somente nos planos basais e a maclação ocorre em proporção limitada. Neste caso, a deformação também não é homogênea e a textura original é mantida. Por outro lado, quando a tensão é perpendicular à direção de laminação, tanto a formação de maclas quanto o escorregamento piramidal são favorecidos pela textura original. Tais fenômenos promovem a reorientação da estrutura cristalina, o que, juntamente com a ativação do escorregamento nos planos basais, modifica a orientação do eixo “c” da direção de laminação para a direção normal.

2.1.3 Elementos de Liga e Nomenclatura

O magnésio, assim como outros materiais, é raramente empregado industrialmente na forma pura. O diâmetro favorável do átomo de magnésio (0,320 nm) permite a combinação com diversos outros elementos químicos, embora haja uma restrição em termos de solubilidade para a maioria destes elementos por questões de eletronegatividade, valência e estrutura cristalina. O cádmio é o único elemento totalmente miscível no magnésio, tanto no estado

líquido quanto no estado sólido. No entanto, além de não formar nenhum tipo de precipitado com o magnésio, a adição deste elemento não promove grandes deformações na matriz e, portanto, não oferece qualquer importância em ligas comerciais. Com os demais elementos solúveis, o magnésio geralmente forma uma fase eutética, exceção feita ao manganês e ao zircônio, com os quais ocorre a formação de um sistema peritético.

Entre os elementos de liga comercialmente importantes em ligas de magnésio, Ag, Al, Zn, Zr, Mn, Y, terras raras (Nd, Ce, Pr, La), Si e Li são os mais utilizados. Outros elementos são acrescentados em pequenas quantidades para promover alguma melhoria específica, tal como na resistência à fluência ou na resistência à corrosão. Entre estes, Ca, Be, B, Sn e Sc estão sendo amplamente estudados. Cu é o constituinte principal da nova série de ligas magnésio-zinco-cobre. Th era bastante empregado em ligas resistentes a altas temperaturas, tendo sido restringido em função do alto grau de toxicidade [18], embora ainda esteja presente em alguns componentes estruturais. Fe, Si, Ni e Cu são impurezas quase sempre presentes. Detalhes sobre o efeito de cada elemento individual sobre as propriedades finais das ligas são encontrados na literatura [13-18].

Com relação à nomenclatura das ligas de magnésio, embora não exista um sistema internacional desenvolvido para tal propósito, observa-se uma tendência geral de adoção da metodologia empregada pela *American Society for Testing and Materials* (ASTM) [13]. Basicamente, cada liga é designada por duas letras que indicam os principais elementos de liga em ordem decrescente de composição (no caso de composição similar, as letras são listadas em ordem alfabética). A Tabela 2.2 apresenta os códigos dos elementos para a designação das ligas de magnésio. As letras são então seguidas por números que se referem à porcentagem em peso dos respectivos elementos. Ambos os números consistem de arredondamentos para o inteiro mais próximo.

Tabela 2.2 – Letras para designação das ligas de magnésio conforme o sistema adotado pela ASTM [13].

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
H	Tório	W	Ítrio
J	Estrôncio	X	Cálcio
K	Zircônio	Y	Antimônio
L	Lítio	Z	Zinco
M	Manganês		

A Figura 2.4 apresenta de modo esquemático os sistemas constituídos pelos principais elementos de liga. Uma terceira letra pode aparecer depois dos números como forma de apontar o estágio de desenvolvimento da liga (A, B, C, etc.). Finalmente, separado por um hífen, é apresentado um código relacionado ao tratamento termomecânico, conforme mostrado na Tabela 2.3 com a respectiva descrição. A liga AZ31B-H24, por exemplo, possui alumínio e zinco como principais elementos de liga, em teores de aproximadamente 3% e 1% respectivamente. A letra “B” indica que tal liga corresponde à segunda formulação comercialmente utilizada, enquanto que o código “H24” indica que o material foi encruado e parcialmente recozido.

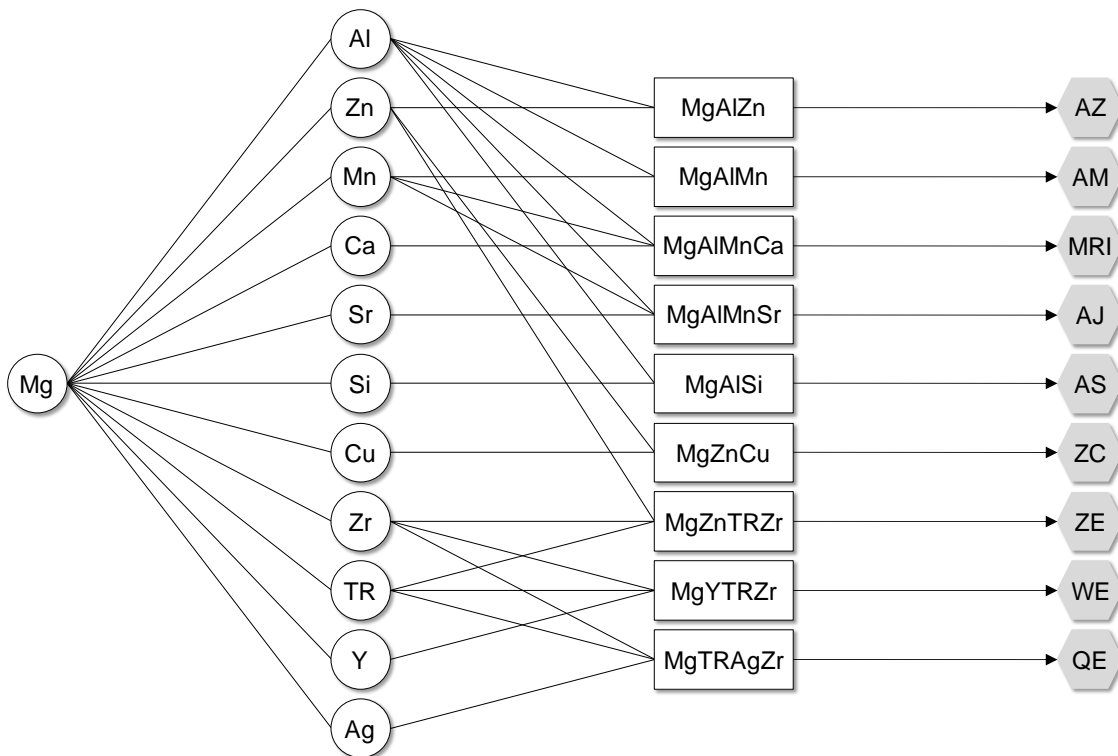


Figura 2.4 – Nomenclatura ASTM das ligas de magnésio mais comuns.

Tabela 2.3 – Designação dos possíveis tratamentos termomecânicos das ligas de magnésio [13].

Designação	Tratamento Térmico
F	Como fabricado
O	Recozido, recristalizado (ligas para conformação)
H3	Encruado e estabilizado
H10 / H11	Levemente encruado
H23 / H24 / H26	Encruado e parcialmente recozido
W	Solubilizado (têmpera instável)
T1	Resfriado e envelhecido naturalmente
T2	Recozido (ligas para fundição)
T3	Solubilizado e trabalhado a frio
T4	Solubilizado
T5	Envelhecido artificialmente
T6	Solubilizado e envelhecido artificialmente
T7	Solubilizado e estabilizado
T8	Solubilizado, trabalhado a frio e envelhecido artificialmente
T9	Solubilizado, envelhecido artificialmente e trabalhado a frio
T10	Resfriado, envelhecido naturalmente e trabalhado a frio

2.1.4 Sistema Magnésio-Alumínio-Zinco

O alumínio e o zinco foram, entre outros, os primeiros elementos de liga empregados em ligas de magnésio, de modo que a pesquisa e o conhecimento acerca dos sistemas que os contêm são consideravelmente mais avançados. Tal consideração associada a boas propriedades mecânicas e de corrosão e ao baixo custo, além da facilidade de manuseio, justifica o fato de tal sistema ser o mais empregado comercialmente. As adições de alumínio melhoram a resistência mecânica e a dureza pela formação de uma solução sólida do alumínio no magnésio e, em quantidades superiores a 4% em peso, do composto intermetálico $Mg_{17}Al_{12}$ nas proximidades dos contornos de grão. A liga, neste caso, é passível de tratamentos térmicos [14].

O limite máximo de solubilidade do alumínio no magnésio ocorre a $436^{\circ}C$ (temperatura eutética) e corresponde a 12,7% em peso, reduzindo para cerca de 2% em temperatura ambiente. As ligas para trabalho mecânico são constituídas em até 8% em peso de alumínio. O teor de 6% em peso confere ao material uma combinação ótima de resistência e ductilidade [2,14]. No caso das ligas de fundição, a quantidade de alumínio varia entre 6 e 10% em peso. Embora as adições de alumínio melhorem a fluidez do material, as ligas comerciais raramente ultrapassam o teor de 10% em peso. A Figura 2.5 apresenta o sistema binário Mg-Al, no qual a fase γ refere-se ao intermetálico com composição estequiométrica $Mg_{17}Al_{12}$.

A formação dos precipitados da fase γ ocorre mediante dois mecanismos de precipitação: contínua e descontínua [31-33]. A precipitação descontínua consiste na formação de estruturas celulares constituídas de lamelas alternadas da fase γ e da matriz de magnésio em regiões de supersaturação próximas aos contornos de grão. O mecanismo de precipitação descontínua cessa relativamente cedo no processo de formação dos precipitados. Competitivamente, a precipitação contínua promove a formação dos precipitados de $Mg_{17}Al_{12}$ no plano basal (0001) de maneira incoerente, sem a formação de zonas de Guinier-Preston ou de fases semicoerentes. Sendo o

plano basal o mais compacto, as discordâncias deslizam por entre os precipitados, reduzindo a eficiência de tratamentos de envelhecimento.

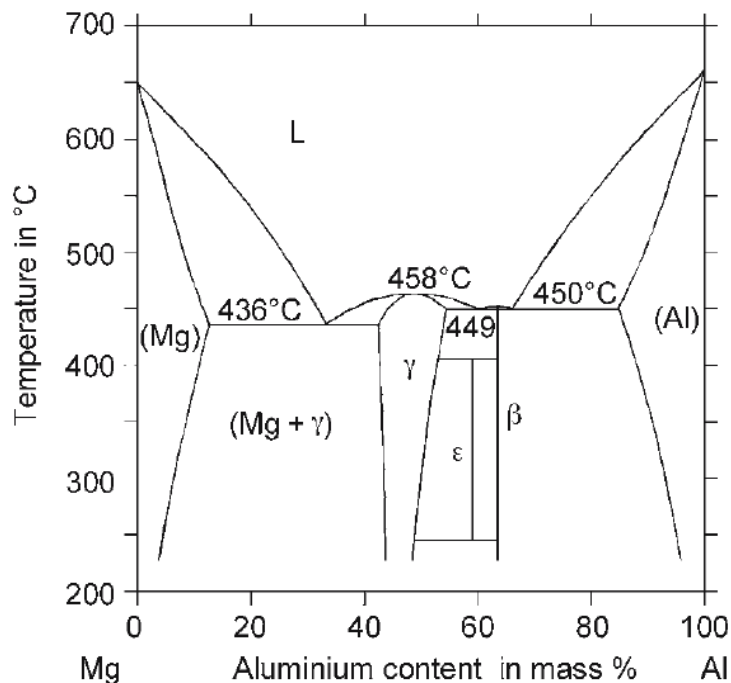


Figura 2.5 – Diagrama de fases binário magnésio-alumínio [15].

O zinco, segundo principal elemento de liga, é adicionado para melhorar a fluidez e a resistência em temperatura ambiente por meio da redução da solubilidade do alumínio no magnésio. Esta redução, por sua vez, além de auxiliar na superação dos efeitos nocivos em termos de corrosão provocados pela presença de ferro e níquel, aumenta a quantidade de precipitado formado após o envelhecimento da liga, promovendo um ligeiro acréscimo na resistência mecânica [31,34]. A adição de até 3% de zinco compensa a retração causada na solidificação do metal e aumenta o limite de resistência à tração. Adições entre 1 e 1,5% em ligas que possuem de 7 a 10% de alumínio podem promover um efeito de trincas a quente. Em comparação com as fases presentes nas ligas binárias Mg-Al, a adição de zinco não origina novas fases em ligas ternárias Mg-Al-Zn quando a relação de alumínio para zinco é maior do que 3:1 [31].

Com relação ao manganês, este elemento de liga aumenta ligeiramente o limite de escoamento, mas não tem um efeito significativo no

limite de resistência à tração. Ao remover alguns elementos metálicos pesados, como ferro e níquel, pela formação de compostos intermetálicos inofensivos, o manganês é útil na melhoria da resistência à corrosão [14,15]. As ligas comerciais mais comuns apresentam teores de ferro e níquel da ordem de 0,01 a 0,03% em peso. Sendo o ferro um dos elementos mais prejudiciais às ligas de magnésio, a resistência à corrosão ótima é especificada para um teor máximo de 0,005% em peso [14].

O maior problema deste grupo de ligas está associado a uma redução bastante considerável das propriedades mecânicas em temperaturas acima de 120-130°C [14,20]. Atribui-se a este comportamento o fato do magnésio sofrer o fenômeno de fluência, principalmente por deslizamento dos contornos de grão, somado ao amaciamento do composto intermetálico $Mg_{17}Al_{12}$ (cuja temperatura de fusão é de 460°C) e a consequente perda da capacidade de fixação dos contornos de grão [14]. Adições de cálcio em até 1% podem melhorar as propriedades em altas temperaturas, embora a soldabilidade e a ductilidade sejam severamente afetadas pela presença de pequenos teores deste elemento [35].

2.1.5 Aspectos de Soldabilidade

Diversos autores consideram equivocadamente a soldagem de magnésio como similar à soldagem de alumínio, de forma que procedimentos aplicados ao alumínio possam ser reproduzidos para as ligas de magnésio com pouca ou nenhuma alteração. Tal conceito se deve principalmente ao fato de ambos os materiais apresentarem valores similares de condutividade e coeficiente de expansão térmica, conforme mostrado na Tabela 2.4. A combinação dos altos valores destas propriedades com o baixo módulo de elasticidade possibilita a ocorrência de elevados níveis de distorção na região da solda [7,36], sendo necessária a realização de um tratamento de alívio de tensões nas ligas susceptíveis a trincas por corrosão sob tensão [7].

Em relação ao alumínio, o magnésio possui um espectro limitado de ligas passíveis de tratamentos térmicos, sendo que a maior parte das ligas

convencionais não é tratável termicamente. Por essa razão, grandes inconvenientes tais como a dissolução ou o crescimento de precipitados na zona termicamente afetada (ZTA) não são usualmente observados. Outras diferenças estão associadas ao menor aporte térmico necessário para a fusão do magnésio e ao baixo ponto de ebulição e alta pressão de vapor, os quais podem provocar perda de material ou bolhas e conseqüentemente gerar um fluxo turbulento, resultando em altos níveis de porosidade [7,36]. Os aspectos metalúrgicos mencionados exigem algumas mudanças no procedimento de soldagem de ligas de magnésio, embora os mesmos equipamentos utilizados na união de alumínio possam ser utilizados.

Tabela 2.4 – Propriedades úteis para o estudo de soldabilidade [23].

Propriedade	Mg puro	Al puro
Temperatura de fusão, °C	650	660
Temperatura de ebulição, °C	1090	2494
Condutividade térmica, W/mK	154,5	210,0
Coefficiente de expansão térmica, $\mu\text{m}/\text{m}\cdot^{\circ}\text{C}$ (entre 20-100°C)	26,1	24,0
Módulo elástico, GPa	44	68

Além da tendência de formação de porosidade e distorções, a afinidade existente entre o magnésio líquido e o oxigênio exige a utilização de gases de proteção nos processos de soldagem que promovem a fusão do metal de base. O óxido formado pela exposição da zona fundida da junta soldada ao ar atmosférico possui uma densidade maior que a do metal líquido, o que ocasiona a precipitação (formação de inclusões) e conseqüente redução da resistência mecânica da solda. A taxa de oxidação é consideravelmente acelerada em temperaturas acima de 700°C, podendo provocar a ignição do material [7]. No caso da utilização de gases de proteção, os mesmos devem ser preferencialmente livres de nitrogênio e dióxido de carbono para evitar a precipitação de partículas de nitretos e carbetos.

Outros fatores relevantes para a soldagem de magnésio referem-se ao intervalo de solidificação e a composição química da liga. Quanto maior o

intervalo de solidificação, maior é a probabilidade de ocorrência de problemas de trincas a quente e fusão do eutético. Quanto à composição química, cada elemento de liga exerce uma determinada influência sobre a soldabilidade do material. O alumínio não apresenta efeitos deletérios sobre tal aspecto, embora se observe uma forte susceptibilidade a trincas por corrosão sob tensão em teores acima de 1,5%. O zinco, em função do baixo ponto de fusão, provoca um aumento no intervalo de solidificação e a ocorrência de defeitos de solidificação. Teores acima de 1% podem gerar problemas de fragilidade a quente em ligas com 7 a 10% de alumínio, ao passo que teores acima de 2% podem provocar trincas a frio em qualquer liga do sistema AZ [7,14].

2.2 Soldagem por Fricção por Ponto

2.2.1 Aspectos Operacionais e Metalúrgicos

A soldagem por fricção por ponto (*friction spot welding*, FSpW) é um processo de união no estado sólido derivado do FSW com a particularidade de não haver o movimento transversal da ferramenta. A grande evolução do FSpW em relação a outra técnica equivalente, a soldagem por fricção e mistura por ponto (*friction stir spot welding*, FSSW), consiste no preenchimento completo da junta soldada, não deixando ao final do processo um furo remanescente na superfície da chapa, que atua inevitavelmente como um concentrador de tensão e de corrosão.

Desenvolvido pelo centro de pesquisa GKSS *Forschungszentrum* (atual HZG) na Alemanha [10], o processo é realizado em quatro etapas distintas por uma ferramenta cilíndrica não consumível constituída por três componentes móveis com sistemas de atuação independentes. O componente de maior diâmetro recebe o nome de anel de fixação, atuando na manutenção do contato entre as chapas a serem soldadas e na prevenção da perda de material (rebarba), e envolve a camisa e o pino, os quais possuem a capacidade de rotacionar e penetrar no material. A Figura 2.6 apresenta um desenho esquemático da ferramenta utilizada.

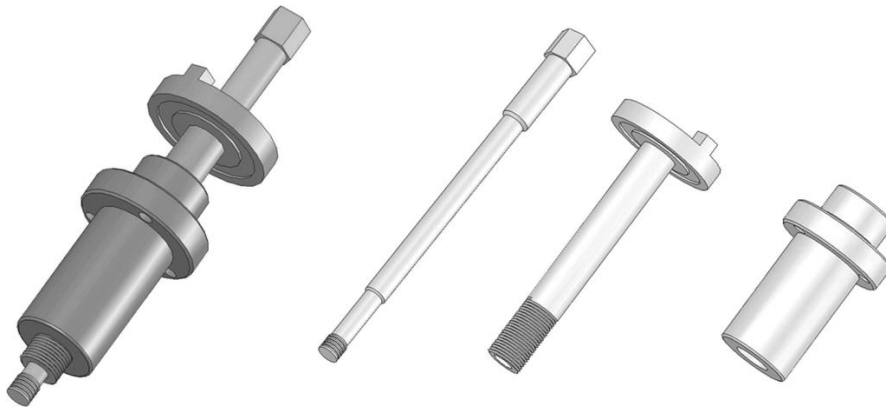


Figura 2.6 – Ilustração esquemática da ferramenta e dos seus constituintes (pino, camisa e anel de fixação, respectivamente).

O processo permite duas variantes, seja “penetração da camisa” ou “penetração do pino”, dependendo de qual componente da ferramenta é introduzido no material [37]. A Figura 2.7 apresenta um esquema das quatro etapas da variante “penetração da camisa”. Embora a “penetração do pino” seja executada com maior facilidade por demandar intensidades menores de força e torque, o que confere maior vida útil à ferramenta, a “penetração da camisa” fornece uma junta soldada de tamanho maior e, conseqüentemente, de resistência mecânica mais elevada [38].

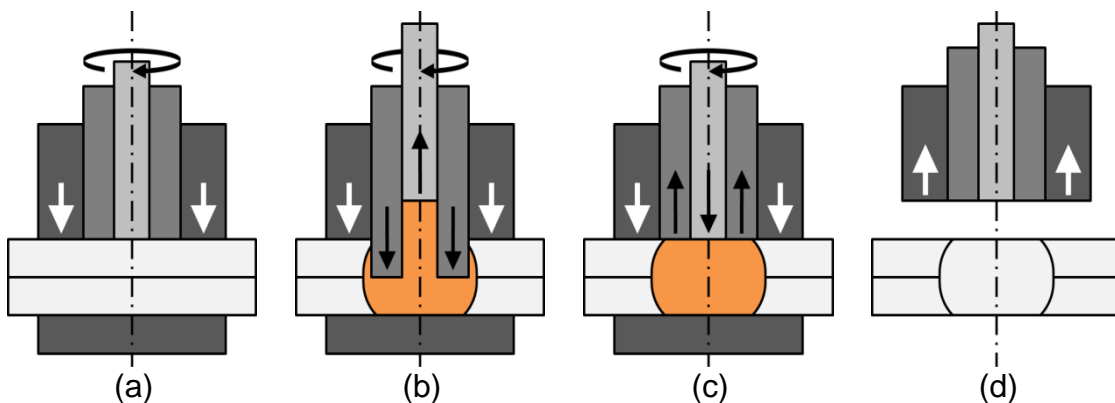


Figura 2.7 – Ilustração esquemática da variante “penetração da camisa”: (a) fixação e rotação, (b) penetração da camisa e retração do pino, (c) retorno para a superfície e (d) remoção da ferramenta.

Enquanto as chapas sobrepostas são pressionadas pelo anel de fixação, o pino e a camisa rotacionam na mesma direção até atingir a velocidade desejada. A aplicação de uma força axial promove a penetração da camisa até uma profundidade pré-determinada, ao mesmo tempo em que o pino é retraído. O material plastificado pelo calor decorrente do atrito entre o componente penetrante da ferramenta e a superfície do material escoa para a cavidade cilíndrica criada pela retração do pino. Um tempo de operação dos componentes em rotação nas respectivas posições também é utilizado com o intuito de otimizar a mistura do material (tempo de mistura). O retorno do pino e da camisa para a superfície da chapa empurra para o nível superficial o material anteriormente deslocado, obtendo-se uma região de solda completamente preenchida com perda de material praticamente nula. A variante “penetração do pino” é semelhante, exceto pela formação de uma cavidade anular resultante da retração da camisa para acomodar o material empurrado ou extrudado pela penetração do pino.

O movimento do material plastificado em diversos ensaios durante a variante “penetração do pino” é apresentado na Figura 2.8, na qual as linhas pretas representam uma folha de Al inicialmente disposta entre as chapas [39]. Durante a penetração completa e a meia penetração do pino, o fluxo ocorre verticalmente para cima conforme a respectiva penetração se processa. No caso da penetração completa do pino com posterior meia retração, a redução na largura do furo indica o movimento do material de volta para a cavidade deixada pelo pino. No processo completo, com ou sem tempo de mistura, o material forçado pela camisa promove o preenchimento total da junta. O fluxo se assemelha a um processo de extrusão inversa, havendo também um movimento de mistura significativo do material localizado logo abaixo e em contato ou próximo à superfície cilíndrica do pino. A extensão total da zona de mistura na direção radial é relativamente pequena e corresponde à microestrutura constituída pelo refinamento dos grãos [40,41].

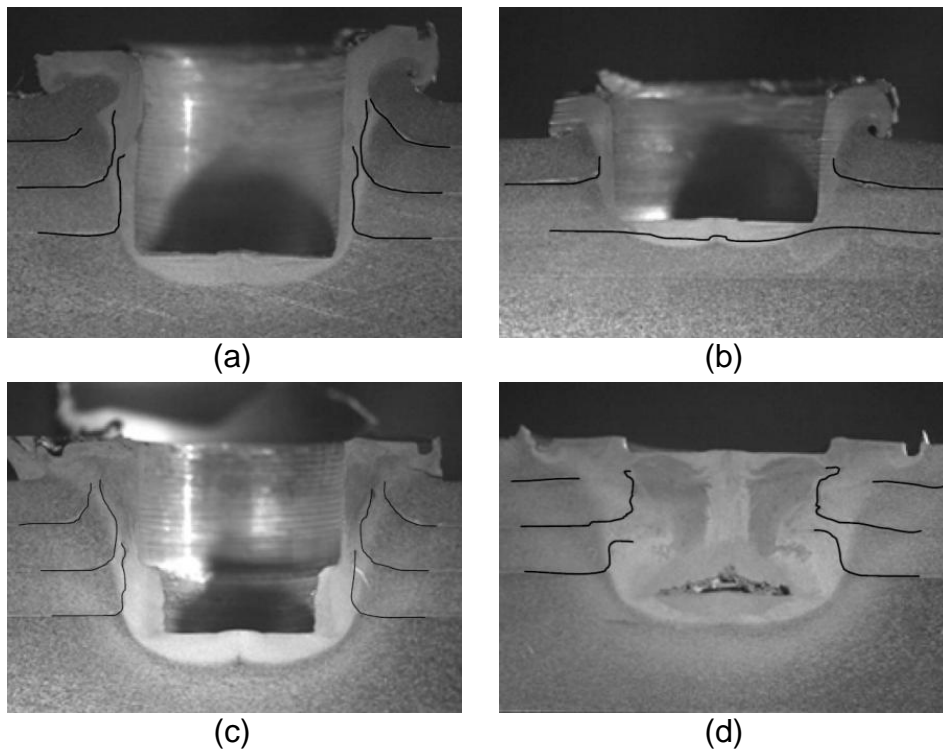


Figura 2.8 – Fluxo de material na variante “penetração do pino” a 1800 rpm: (a) penetração completa, (b) meia penetração, (c) penetração completa e meia retração e (d) processo completo [39].

Assim como para o processo FSW, a microestrutura das juntas soldadas por FSpW pode ser dividida em três regiões distintas além do metal de base (MB): zona recristalizada dinamicamente ou zona de mistura (ZM), zona termomecanicamente afetada (ZTMA) e zona termicamente afetada (ZTA) [11,42-44]. A Figura 3 apresenta uma junta típica obtida por FSpW. A delimitação entre as diferentes zonas de solda é apenas uma aproximação. A extensão destas regiões depende não somente do material que está sendo soldado, mas também da combinação dos diferentes parâmetros de processo. Uma grande evolução microestrutural é dada pelo fato da ZM praticamente não apresentar defeitos metalúrgicos, ao contrário do processo RSW, o qual fornece uma quantidade de poros bastante significativa. Nota-se claramente o preenchimento praticamente completo da junta soldada, resultando em uma extensa área de solda efetiva.

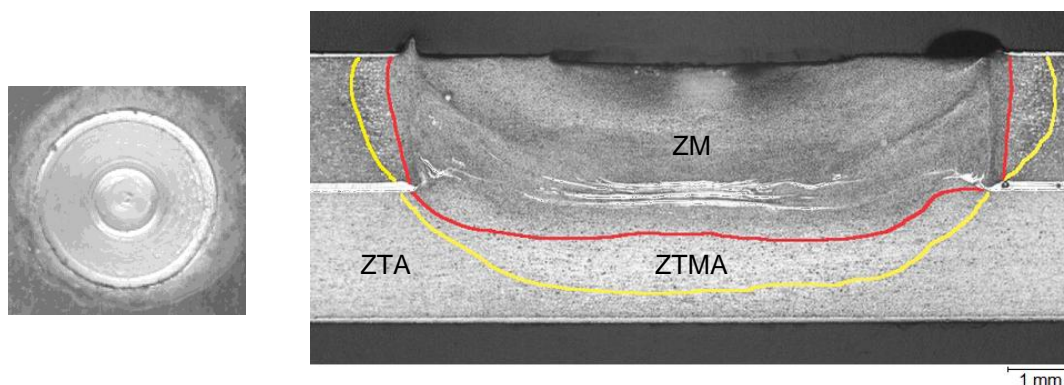


Figura 2.9 – Aspecto visual da superfície e macrografia da seção transversal de uma junta de Al 2024-T4 soldada por FSpW [42].

A região mais distante do botão de solda não é afetada pelo calor e pela taxa de deformação gerada no processo, de forma que as características dos grãos do MB devem-se exclusivamente ao processamento e/ou tratamento térmico anterior ao processo. Embora apresente uma diferença muito pequena em relação ao MB, a ZTA pode apresentar crescimento de grão ou então alguma transformação metalúrgica decorrente unicamente do aporte térmico a que a microestrutura é submetida, como a alteração na estrutura dos precipitados.

Na ZTMA, região de transição entre o metal original e a região recristalizada, a deformação plástica, embora em grau insuficiente para que a recristalização ocorra, gera um padrão de fluxo ascendente da microestrutura. Em geral, ocorre o processo de recuperação e, eventualmente, a desestabilização do tratamento térmico da liga. A ZM experimenta um grau severo de deformação plástica e de aquecimento, suficientes para que a recristalização dinâmica se processe, resultando em uma microestrutura composta por pequenos grãos recristalizados e equiaxiais. A geometria da ZM varia com o perfil da ferramenta e os parâmetros de soldagem.

2.2.2 Aporte Térmico e Desempenho Mecânico

As propriedades mecânicas de juntas soldadas por fricção por ponto dependem de uma complexa interação entre diversos fatores, tais como o

tamanho do botão de solda, dimensão e distribuição das diferentes zonas de solda, nível de adesão entre as chapas, presença de defeitos geométricos ou metalúrgicos, entre outros. Tais fatores estão fortemente relacionados ao aporte térmico durante o procedimento de soldagem, bem como à mistura mecânica entre os materiais. O efeito do aporte térmico sobre a resistência mecânica de soldas por FSSW é mostrado na Figura 2.10, a partir da qual se verifica uma relação de proporção direta entre a carga máxima em cisalhamento e o aporte térmico, independentemente do material [45].

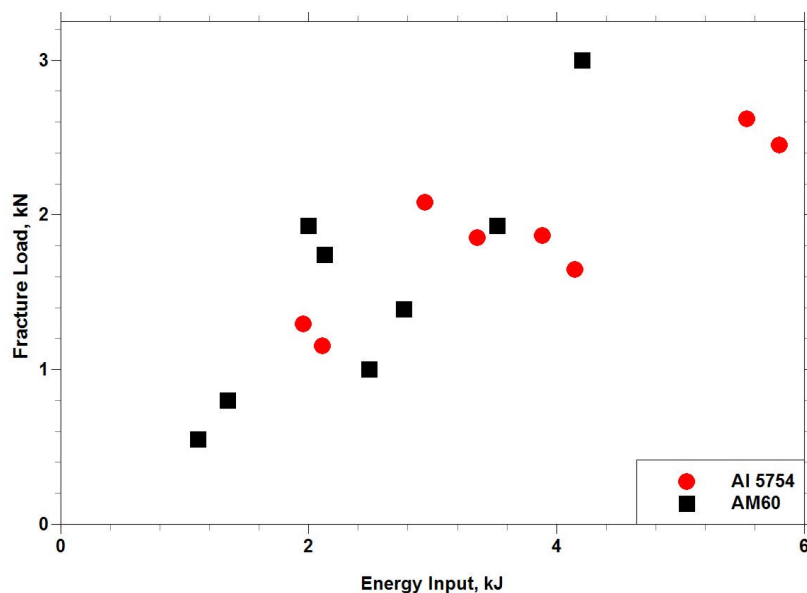


Figura 2.10 – Relação entre resistência mecânica e aporte térmico de juntas soldadas por FSSW [45].

Os valores de energia térmica do gráfico anterior foram determinados analiticamente por meio de expressões matemáticas baseadas em teorias estabelecidas para tal propósito. O aporte térmico (Q) em soldas por fricção por ponto resultante da atuação de um ou mais componentes da ferramenta é expresso pela Equação 2.1:

$$Q = \sum_{n=1}^{n=N} \text{Força}(n)(x_n - x_{n-1}) + \sum_{n=1}^{n=N} \text{Torque}(n)\omega(n)\Delta t \quad (2.1)$$

onde n é o número da amostra, N é a amostra final, x é a profundidade de penetração da ferramenta, ω é a velocidade angular da ferramenta (rad.s^{-1}) e Δt é o tempo total de amostragem. A energia liberada durante o processo de soldagem é, portanto, determinada pela força axial e torque, bem como pela profundidade de penetração e velocidade de rotação da ferramenta. Estima-se que a velocidade de rotação tenha um efeito consideravelmente maior sobre o aporte térmico do que a profundidade de penetração [45], reduzindo a expressão de Q para a Equação 2.2:

$$Q \cong \sum_{n=1}^{n=N} \text{Torque}(n)\omega(n)\Delta t \quad (2.2)$$

Tanto a velocidade de rotação da ferramenta quanto o tempo de soldagem contribuem de modo significativo com o aporte térmico. Não menos importante, o torque também influencia a energia térmica introduzida no material durante o processo de união, dependendo fundamentalmente das condições de contato e adesão entre a ferramenta e as chapas sendo soldadas. Em situações de elevada eficiência térmica, como em altos níveis de rotação, a queda da viscosidade do material plastificado decorrente de um eventual aumento de temperatura pode promover o escorregamento entre a ferramenta e o material. Tal fenômeno promove a diminuição imediata do torque e conseqüentemente do aporte térmico, podendo resultar em uma redução drástica da resistência da solda [46-48].

A energia térmica gerada durante o processo de soldagem é responsável pela criação da zona de solda, sendo a energia resultante transferida para a própria ferramenta, para o sistema de fixação e apoio, para as chapas sendo soldadas e para a atmosfera ao redor. Assim como o aporte térmico, o tamanho da zona de solda, mais precisamente da região de total união metalúrgica entre as chapas, também apresenta uma relação de proporção direta com a carga máxima em cisalhamento, conforme mostrado na Figura 2.11 [45,46]. O aumento da extensão da zona de solda implica no aumento da seção resistente efetiva da junta e, portanto, da carga necessária

para provocar a falha. Os fatores que determinam o tamanho da zona de solda não são bem compreendidos.

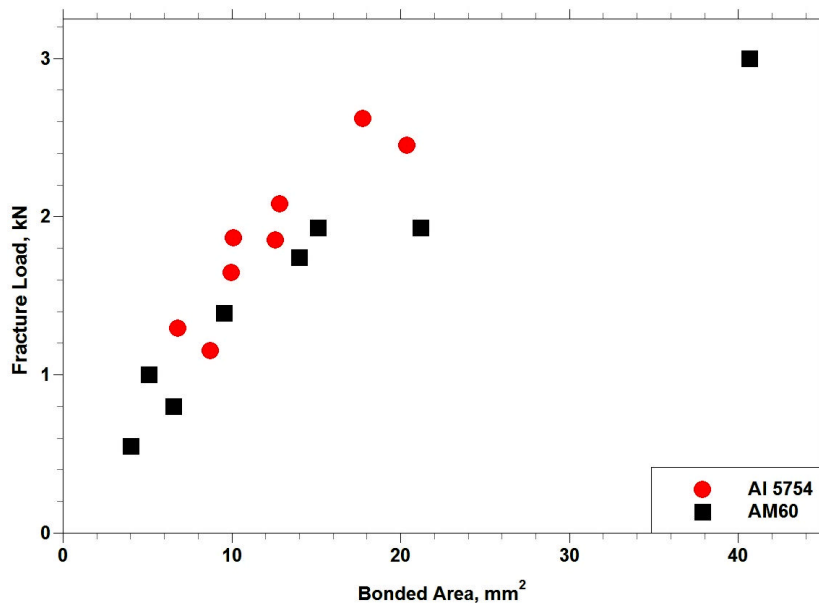


Figura 2.11 – Relação entre resistência mecânica e tamanho da zona de solda de juntas soldadas por FSSW [45].

A proposição de que extensas zonas de solda conferem um elevado desempenho mecânico trata-se somente de um conceito geral. Na realidade, a presença de um defeito ou perfil geométrico na região de transição entre o metal não deformado e a zona de solda, usualmente denominado “cunha” ou “gancho”, exerce uma influência significativa sobre as propriedades mecânicas de juntas por fricção por ponto [49-51]. Em termos gerais, a cunha compreende uma continuação da interface entre as chapas sobrepostas sendo soldadas com um perfil curvado em função dos movimentos de penetração e retração da ferramenta de soldagem. O processo de mistura de material ocasionado pelo movimento rotacional da ferramenta promove a fragmentação da cunha, que se transforma em uma região de união metalúrgica parcial [52].

A geometria da cunha depende do material e das condições de solda, podendo ser exclusivamente curvada para cima ou para baixo, ou até mesmo uma mescla das duas situações. Fato comum é que as dimensões e as características finais são controladas pelo fluxo de material decorrente da

condição interfacial estabelecida entre a ferramenta de soldagem e o material adjacente pelo aporte térmico associado aos parâmetros de processo [43,53]. A Figura 2.12 apresenta um esquema da geometria da cunha em função da velocidade de rotação de uma ferramenta com perfil em rosca extraído do trabalho de Yin et al. [51]. A linha tracejada representa a interface original entre as chapas sobrepostas. Em relação à velocidade rotacional, é evidente que maiores níveis deste parâmetro (mantendo-se os demais constantes) geram maiores quantidades de energia e, conseqüentemente, maiores zonas de solda.

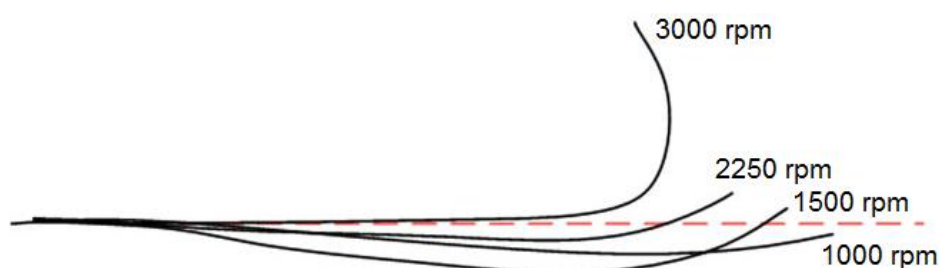


Figura 2.12 – Ilustração esquemática do perfil da cunha para diversos níveis de velocidade rotacional da ferramenta [51].

Embora a maior zona de solda seja observada para a velocidade de rotação de 3000 rpm, a carga necessária para a fratura por cisalhamento da junta soldada nesta condição é inferior às demais (exceto para a velocidade de 1000 rpm). Tal resultado é justificado pelo pronunciado deslocamento vertical da cunha na condição de 3000 rpm, que é no mínimo 10 vezes mais acentuado, atuando como um fortíssimo concentrador de tensão. O mesmo comportamento se repete para outros perfis de ferramenta [51]. Conforme mencionado anteriormente, o efeito benéfico resultante da extensão da zona de solda não é suficiente para explicar o desempenho mecânico das juntas soldadas por fricção em função da capacidade de compensação deste efeito ocasionada pela presença da cunha.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Fluxograma

Todas as atividades desenvolvidas neste estudo estão representadas esquematicamente no fluxograma da Figura 3.1.

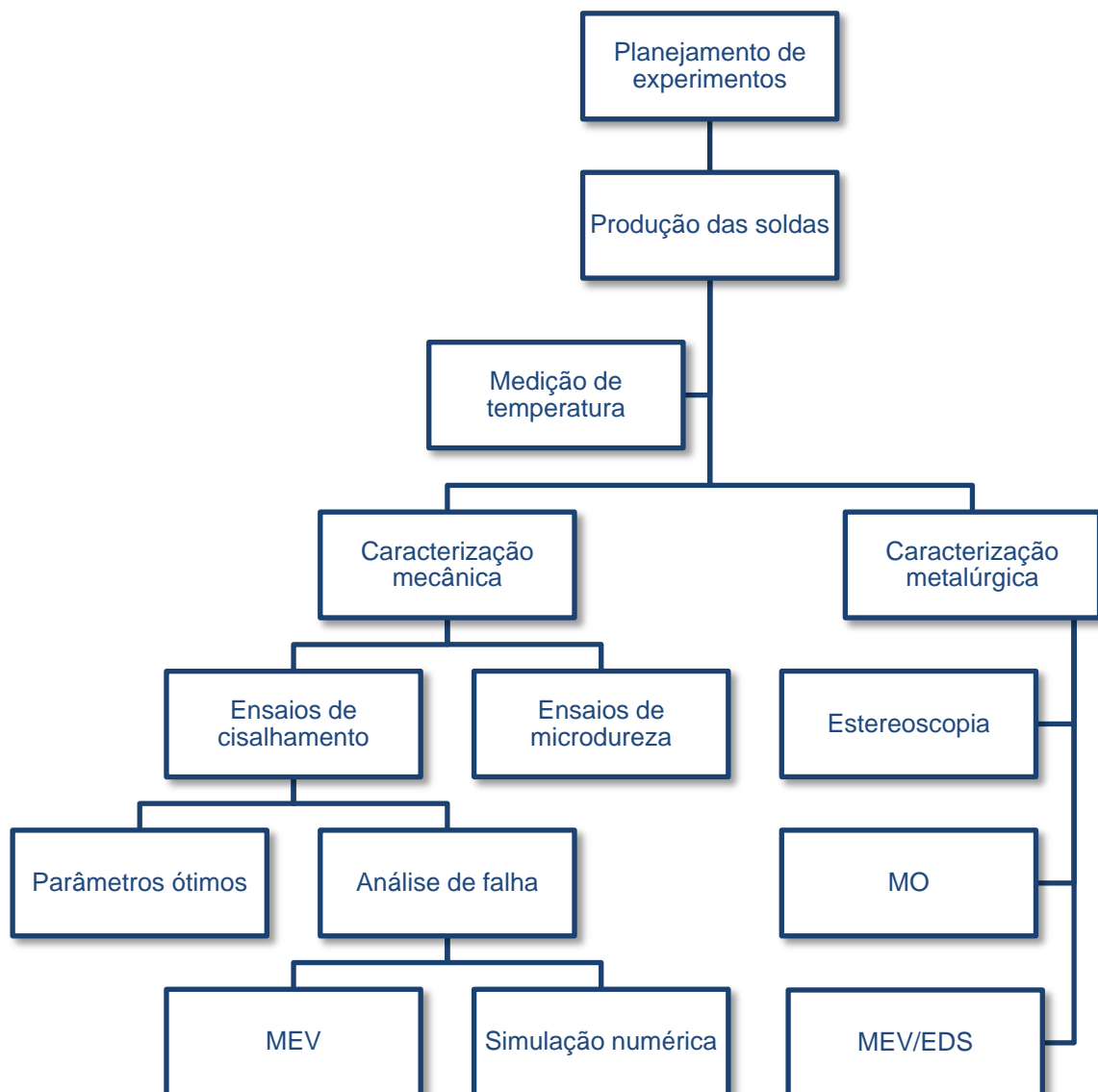


Figura 3.1 – Fluxograma das atividades experimentais desenvolvidas em todas as etapas do trabalho.

3.2 Material e Equipamento

Neste trabalho foi utilizada a liga de magnésio AZ31B-H24, composta nominalmente por 3% em peso de alumínio e 1% em peso de zinco, submetida ao processo de laminação a quente e, por isso, parcialmente recozida. A composição nominal e as propriedades mecânicas em temperatura ambiente da liga utilizada são apresentadas respectivamente na Tabela 3.1 e na Tabela 3.2. O material foi fornecido na forma de chapas com 1 m de comprimento, 40 cm de largura e 2 mm de espessura. Segundo as dimensões definidas pela norma ISO 14273:2000 [54] para tal espessura, as chapas foram cortadas em amostras com 138 mm de comprimento e 60 mm de largura para obtenção dos corpos de prova para o ensaio de cisalhamento por tração na forma de juntas com 46 mm de sobreposição. A Figura 3.2 mostra um desenho esquemático do corpo de prova indicando as dimensões citadas.

Tabela 3.1 – Composição química nominal da liga AZ31B [23].

	Al	Zn	Mn	Cu	Si	Ni	Fe	Outro	Mg
Mín. (% peso)	2,5	0,6	0,2	-	-	-	-	-	
Máx. (% peso)	3,5	1,4	1,0	0,04	0,1	0,005	0,005	0,3	Bal.

Tabela 3.2 – Propriedades mecânicas em temperatura ambiente da liga AZ31B-H24 utilizada [23].

Módulo elástico, GPa	45
Limite de escoamento, MPa	220
Limite de resistência à tração, MPa	290
Alongamento máximo, %	15
Coefficiente de Poisson	0,35

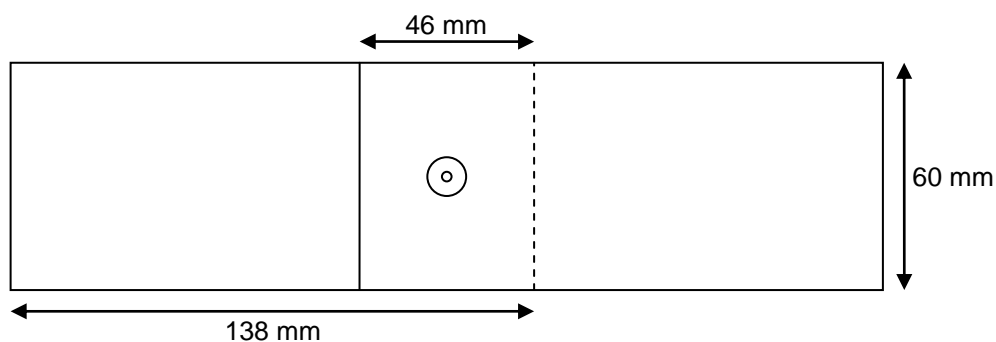


Figura 3.2 – Esquema de um corpo de prova de cisalhamento por tração.

A produção das juntas foi realizada no instituto de pesquisa HZG (cessionário da patente) em uma máquina comercial RPS 100, através da variante “penetração da camisa”, com uma ferramenta cilíndrica composta por três componentes distintos: anel de fixação, camisa com diâmetro externo de 9 mm e pino com diâmetro externo de 6 mm, os dois últimos com rosca para intensificar o fluxo de material. A Figura 3.3 mostra o equipamento de soldagem. Um sistema integrado de monitoramento registra a profundidade de penetração, velocidade de rotação, força axial e tempo de soldagem, bem como as posições da camisa e do pino. A força axial da máquina pode chegar a níveis equivalentes a 15 kN e a velocidade de rotação a 3000 rpm.



Figura 3.3 – Equipamento Harm's & Wende RPS 100.

Como um instrumento complementar, foi realizada a medição do ciclo térmico durante o processo de soldagem para uma condição de soldagem específica. Para isso, foi utilizado um termopar do Tipo-K com 0,5 mm de diâmetro conectado ao sistema de condicionamento de sinal e aquisição de dados National Instruments SCXI, integrado a um microcomputador. A avaliação dos dados é realizada através do software de desenvolvimento gráfico LabVIEW, o qual fornece os diagramas de temperatura em tempo real com uma taxa de aquisição de 10 kHz.

Para o posicionamento estratégico do termopar, um furo de 0,6 mm de diâmetro foi produzido ao longo de toda a espessura da chapa inferior no centro do local onde é formado o botão de solda. O termopar foi introduzido por baixo até atingir a chapa superior, de modo a se localizar aproximadamente na interface entre as chapas sobrepostas (a 2 mm de distância das superfícies externas de ambas as chapas). Uma vez que na variante “penetração da camisa” o pino é retraído, o posicionamento mencionado do termopar permite a medição da temperatura efetivamente na zona de solda.

3.3 Planejamento Experimental

A escolha dos parâmetros de soldagem foi determinada por meio de estudos previamente realizados: velocidade de rotação, profundidade de penetração e tempo de mistura. Outras variáveis foram mantidas constantes: força axial de 12 kN, tempo de penetração de 2 s, tempo de retração de 2 s e temperatura da ferramenta entre 40 e 50°C. Inicialmente buscou-se a janela de processabilidade do material através de uma ampla variação dos parâmetros de processo, com a análise visual subsequente da qualidade de cada solda produzida (ausência de defeitos superficiais e de rebarba). A troca da ferramenta durante a etapa de produção das juntas induziu à separação do trabalho em duas fases, cujos intervalos de variação dos parâmetros de processo são mostrados nas Tabela 3.3 e 3.4.

Tabela 3.3 – Níveis de variação dos parâmetros na fase A.

Parâmetro	Símbolo	Níveis		
		1	2	3
Velocidade de rotação (rpm)	VR	2000	2500	3000
Profundidade de penetração (mm)	PP	2,3	2,7	3,0
Tempo de mistura (s)	TM	0	1,5	3

Tabela 3.4 – Níveis de variação dos parâmetros na fase B.

Parâmetro	Símbolo	Níveis			
		1	2	3	4
Velocidade de rotação (rpm)	VR	1000	1500	2000	-
Profundidade de penetração (mm)	PP	2,25	2,50	2,75	3,00
Tempo de mistura (s)	TM	0	1	2	-

Depois de encontrada a janela de processabilidade, as juntas foram obtidas a partir de condições pré-definidas por meio da metodologia estatística de planejamento de experimentos (*design of experiments*, DOE), empregando-se o software estatístico MINITAB para tal propósito. De modo geral, o software é alimentado com os níveis dos parâmetros de processo em questão e fornece inicialmente uma matriz de experimentos com as combinações destes parâmetros que devem ser utilizadas para a produção das soldas.

A separação do trabalho experimental em duas fases em função da substituição da ferramenta mencionada anteriormente conduziu à utilização de duas técnicas distintas de DOE: método de Taguchi, antes da substituição (fase A), e abordagem tradicional para experimentação (método *one-factor-at-a-time*, OFAT), após a substituição (fase B).

3.4 Caracterização Mecânica

A caracterização da resistência mecânica das juntas soldadas iniciou-se pela realização de ensaios de cisalhamento por tração, segundo os procedimentos estabelecidos pela norma ISO 14273:2000 [54]. Os corpos de prova ilustrados na Figura 3.2 foram devidamente fixados em uma máquina universal de ensaios mecânicos Zwick/Roell com capacidade de carga de 200

kN, integrada à plataforma operacional TestXpert para obtenção de dados. Os testes foram realizados em temperatura ambiente utilizando-se uma distância entre garras de 105 mm e uma velocidade constante do travessão (afastamento entre as garras) de 2 mm/min, com pelo menos três repetições para cada condição de solda. A Figura 3.4 mostra uma fotografia da máquina de ensaio utilizada bem como o detalhe da fixação do corpo de prova.



Figura 3.4 – Máquina Zwick/Roell para o ensaio de cisalhamento por tração e detalhe do sistema de fixação.

Os perfis de microdureza Vickers foram traçados na seção transversal das juntas sobrepostas para a avaliação das modificações na resistência do material. Seguindo a norma ASTM E384-11 [55], a marcação das impressões foi realizada à meia espessura da chapa superior e da chapa inferior, com um espaçamento de 0,5 mm entre cada impressão, mediante a aplicação de uma carga de 200 gf (HV 0,2) durante 10 s. A fim de cobrir todas as zonas microestruturais, as linhas de microdureza foram traçadas ao longo de 40 mm de extensão, sendo 20 mm para cada lado a partir do centro da solda, totalizando 81 marcações. A Figura 3.5 mostra o microdurômetro Zwick/Roell ZHV empregado nas medições, o qual apresenta um sistema totalmente automático e integrado ao software TestXpert para obtenção de dados.

Para a condição de soldagem de máxima resistência mecânica, foi levantado também um mapa de microdureza Vickers na seção transversal da

junta. As medições foram realizadas em uma área total de 4 x 40 mm centrada no botão de solda, com um espaçamento de 0,5 mm entre cada impressão em todas as direções e carga aplicada de 200 gf (HV 0,2) durante 10 s. O mapeamento foi efetuado com um indentador ultrassônico automático BAQ UT100, conforme mostrado na Figura 3.6.



Figura 3.5 – Equipamento Zwick/Roell ZHV utilizado no levantamento dos perfis de microdureza Vickers.



Figura 3.6 – Equipamento ultrassônico BAQ UT100 utilizado no mapeamento da microdureza Vickers.

3.5 Caracterização Metalúrgica

A análise metalográfica foi realizada no metal de base e na seção transversal das juntas soldadas. As soldas foram inicialmente cortadas por meio de um disco abrasivo diamantado em uma cortadeira Struers Discotom-6, tomando-se todo o cuidado necessário para evitar eventuais modificações da microestrutura e garantir o corte exatamente no centro do botão de solda. As amostras seccionadas foram então embutidas a frio e submetidas aos procedimentos convencionais de lixamento (lixas d'água com granulometria entre 320 e 4000) e polimento (pasta de diamante $\frac{1}{4}$ μm e solução abrasiva de sílica coloidal OPS) em uma lixadeira e politriz universal Buehler Phoenix 4000. A Figura 3.7 apresenta os equipamentos mencionados.



Figura 3.7 – Cortadeira Struers Discotom-6 e lixadeira e politriz universal Buehler Phoenix 4000.

As amostras foram submetidas a um processo de limpeza com etanol por ultrassom e subsequentemente ao ataque químico por imersão em uma solução a base de ácido pícrico (6 g de ácido pícrico, 100 mL de etanol, 5 mL de ácido acético e 10 mL de água destilada). A análise por estereoscopia e microscopia ótica (MO) foi então empregada para a avaliação do nível de união entre as chapas, presença de defeitos metalúrgicos ou perfis geométricos e características das diferentes zonas de solda. A determinação do tamanho

médio dos grãos em tais zonas foi realizada com base no método do intercepto circular de Hilliard estabelecido na norma ASTM E112-10 [56]. Para estas análises foi utilizado um microscópio ótico Leica DM IRM integrado ao software Leica Application Suite 3.5, conforme mostrado na Figura 3.8.



Figura 3.8 – Microscópio ótico Leica DM IRM para análise metalográfica.

Para a avaliação dos mecanismos básicos de falha, a morfologia das superfícies de fratura provenientes dos ensaios de cisalhamento foi observada por microscopia eletrônica de varredura (MEV) em um microscópio JEOL JSM-6490LV através da emissão de sinais de elétrons secundários. A avaliação de alguns defeitos metalúrgicos ou perfis geométricos, por outro lado, foi realizada em um microscópio FEI Quanta 400 FEG mediante a emissão de elétrons retroespalhados. Utilizando um detector Oxford INCA Energy 250, a espectroscopia por dispersão de energia (EDS) foi empregada na determinação da composição química em regiões específicas do material.

3.6 Simulação Numérica

Como forma de compreender e até mesmo prever os modos de falha dos corpos de prova ensaiados mecanicamente, o estado de tensões ao redor da junta soldada foi determinado por meio da análise por elementos finitos (FEA) do sistema constituído pelas chapas e pelo botão de solda submetido a

um carregamento típico de cisalhamento. Tanto para a modelagem da estrutura quanto para o processamento numérico, empregou-se a ferramenta computacional de desenho e simulação SolidWorks® Education 2010-2011. Como uma análise preliminar, o escoamento plástico da liga, embora pequeno, foi desconsiderado e, dessa forma, todo o conjunto foi estimado como tendo um comportamento isotrópico elástico linear.

A montagem da estrutura empregada na simulação numérica é mostrada na ilustração esquemática da Figura 3.9. Basicamente o conjunto possui uma extremidade engastada e a outra extremidade totalmente livre, na qual é aplicado um carregamento pré-definido equivalente a 5 kN. Maiores detalhes sobre a intensidade do esforço serão abordados posteriormente. As propriedades do material implementadas na simulação estão mostradas na Tabela 3.2. Em relação à geração da malha estruturada tridimensional de simulação, foram utilizados elementos tetraédricos parabólicos para a divisão ou discretização do domínio de cálculo.

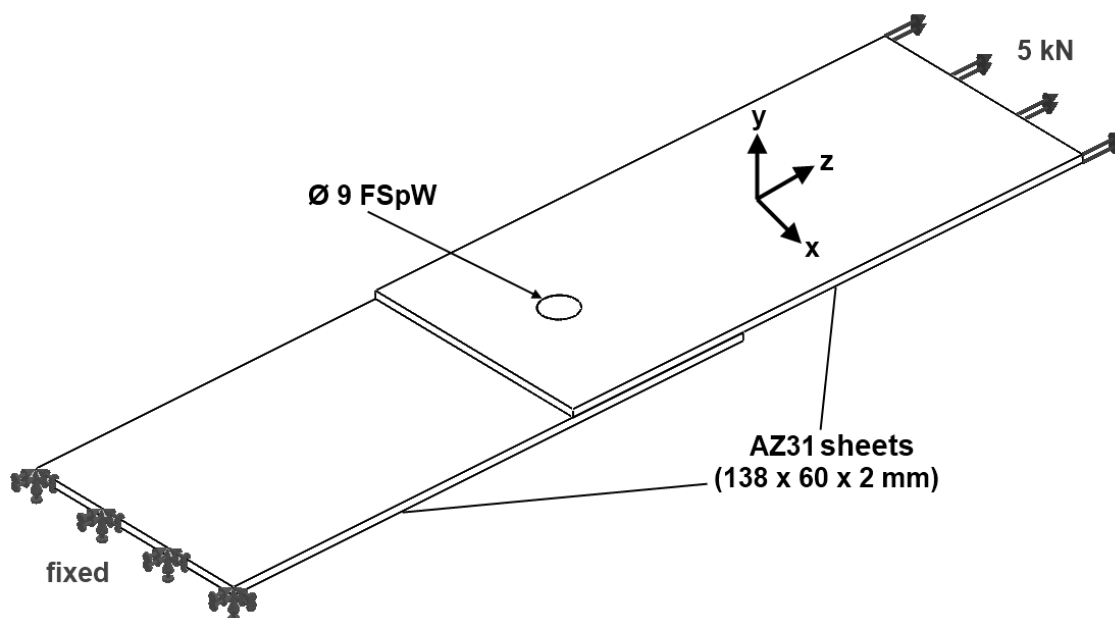


Figura 3.9 – Reprodução do conjunto submetido à simulação numérica.

O método h-adaptativo foi empregado como forma de maximizar a precisão da análise por meio da utilização de uma maior quantidade de elementos de malha em regiões críticas, conforme ilustrado na Figura 3.10. A

partir da lei de Hooke generalizada, mostrada na Equação 3.1 [57], é possível correlacionar o estado de tensão de cada um dos nós da malha com o correspondente estado de deformação obtido pelo deslocamento nodal. Observe que S_x , S_y e S_z correspondem à tensão normal e τ_{yz} , τ_{zx} e τ_{xy} à tensão de cisalhamento; por outro lado, ε_x , ε_y e ε_z referem-se à deformação linear e γ_{yz} , γ_{zx} e γ_{xy} à deformação angular.

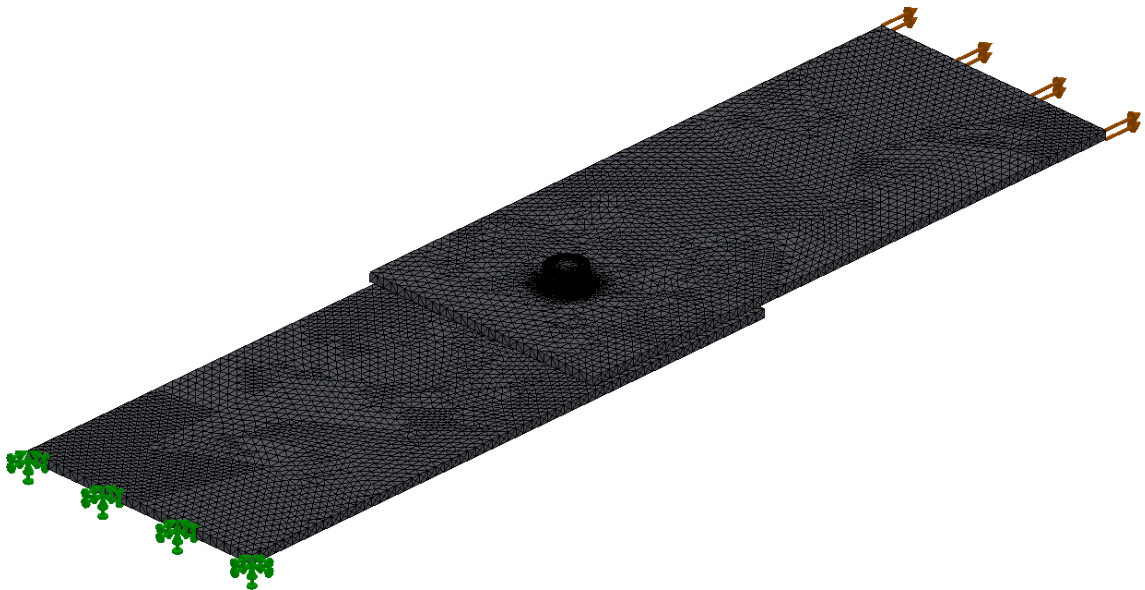


Figura 3.10 – Representação da malha estruturada de simulação.

$$\begin{Bmatrix} S_x \\ S_y \\ S_z \\ \tau_{yz} \\ \tau_{zx} \\ \tau_{xy} \end{Bmatrix} = \frac{E}{(1+\nu)(1-2\nu)} \begin{bmatrix} -\nu & \nu & \nu & 0 & 0 & 0 \\ \nu & 1-\nu & \nu & 0 & 0 & 0 \\ \nu & \nu & 1-\nu & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & \frac{1-2\nu}{2} & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1-2\nu}{2} & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & \frac{1-2\nu}{2} \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \varepsilon_z \\ \gamma_{yz} \\ \gamma_{zx} \\ \gamma_{xy} \end{Bmatrix} \quad (3.1)$$

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Otimização de Processo

A metodologia de Taguchi aplicada no planejamento experimental da fase A envolveu inicialmente a determinação da matriz ortogonal a ser utilizada em função da quantidade de parâmetros e níveis em questão, conforme mostrado na Tabela 4.1. Sabendo-se que o número de graus de liberdade (GL) para cada parâmetro consiste no número de níveis do respectivo parâmetro menos 1, cada parâmetro a 3 níveis possui 2 graus de liberdade, resultando em um GL total equivalente a 6. O GL da matriz ortogonal deve necessariamente ser maior ou pelo menos igual ao total e, portanto, uma matriz L9, cujo GL equivale a 8, é adequada para o presente estudo.

Tabela 4.1 – Seleção da matriz ortogonal segundo o método de Taguchi.

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

A Tabela 4.2 apresenta a matriz de experimentos juntamente com os valores de carga de cisalhamento, variável resposta na análise estatística, além da carga média e da razão sinal-ruído (S/R) para cada combinação de parâmetros. A razão S/R é empregada na metodologia de Taguchi como uma medida do desvio da variável resposta (sinal) em relação ao valor desejado em função das variáveis de processo externas (ruído). Uma vez que se deseja maximizar a resistência ao cisalhamento, a razão S/R é escolhida com base na categoria “quanto maior, melhor”. A Tabela 4.3 fornece os efeitos principais em termos de carga e razão S/R. Neste caso, a média de cada nível se refere à média dos valores obtidos no nível particular.

Tabela 4.2 – Matriz ortogonal L9 com os valores de carga de cisalhamento medidos e da razão S/R calculados.

Cond.	Parâmetro			Resposta			Carga média (kN)	Razão S/R (dB)
	VR (rpm)	PP (mm)	TM (s)	Carga 1 (kN)	Carga 2 (kN)	Carga 3 (kN)		
A1	2000	2,3	0	3,10	3,18	3,04	3,11	9,8415
A2	2000	2,7	1,5	4,36	4,34	4,37	4,36	12,7830
A3	2000	3,0	3	4,77	4,56	4,51	4,61	13,2727
A4	2500	2,7	0	4,82	4,59	4,51	4,64	13,3201
A5	2500	3,0	1,5	4,79	4,55	4,50	4,61	13,2707
A6	2500	2,3	3	4,29	4,02	4,01	4,11	12,2572
A7	3000	3,0	0	4,56	4,71	4,94	4,74	13,4954
A8	3000	2,3	1,5	4,07	4,24	4,15	4,15	12,3643
A9	3000	2,7	3	4,28	4,28	4,57	4,38	12,8105

Tabela 4.3 – Efeitos principais em termos de carga e razão S/R.

Nível	Carga (kN)			Razão S/R (dB)		
	VR	PP	TM	VR	PP	TM
1	4,026	3,789	4,161	11,970	11,490	12,220
2	4,453	4,458	4,374	12,950	12,970	12,810
3	4,422	4,654	4,366	12,890	13,350	12,780
Delta	0,428	0,866	0,213	0,980	1,860	0,590
Classificação	2	1	3	2	1	3

Os dados dispostos nas duas últimas linhas da Tabela 4.3, ditos delta e classificação, permitem avaliar qual o parâmetro que possui o efeito mais significativo sobre a carga e a razão S/R. Tomando-se a diferença entre a maior e a menor média para um parâmetro individual, o índice delta mensura a amplitude ou intensidade do efeito. A partir dos valores de delta, o índice classificação ordena os parâmetros de modo decrescente. A maior amplitude de variação tanto em termos de carga quanto de razão S/R é observada para PP, indicando que este parâmetro possui o efeito mais significativo sobre a resistência ao cisalhamento. VR exibe um efeito menos relevante, ao passo que TM apresenta o menor efeito dentre os parâmetros.

A análise de variância (ANOVA) foi realizada com o intuito de estabelecer a importância relativa dos parâmetros sobre a resistência ao cisalhamento da junta soldada. As Tabelas 4.4 e 4.5 contêm os resultados da ANOVA para a carga de cisalhamento média e para a razão S/R respectivamente. O teste f baseia-se na comparação entre as variâncias do modelo e do resíduo (ou erro) através da relação entre os respectivos quadrados médios (QM). O valor f é próximo à unidade quando as variâncias são similares, o que sugere um efeito pouco significativo do parâmetro sobre a resposta [58]. A porcentagem de contribuição (P%), por sua vez, é função da soma de quadrados (SQ) e representa o poder relativo de cada parâmetro em reduzir a variância total [59,60]. A Figura 4.1 ilustra a contribuição percentual individual dos parâmetros de processo.

Tabela 4.4 – Análise de variância para a carga de cisalhamento média.

Fonte	GL	SQ	QM	Valor f	P%
VR	2	0,3413	0,1707	1,03	17,11
PP	2	1,2353	0,6176	3,74	61,93
TM	2	0,0874	0,0437	0,26	4,38
Resíduo	2	0,3307	0,1653	-	16,58
Total	8	1,9947	-	-	100,00

Tabela 4.5 – Análise de variância para a razão S/R.

Fonte	GL	SQ	QM	Valor f	P%
VR	2	1,8255	0,9127	1,01	18,10
PP	2	5,7961	2,8980	3,22	57,48
TM	2	0,6601	0,3300	0,37	6,55
Resíduo	2	1,8014	0,9007	-	17,87
Total	8	10,0830	-	-	100,00

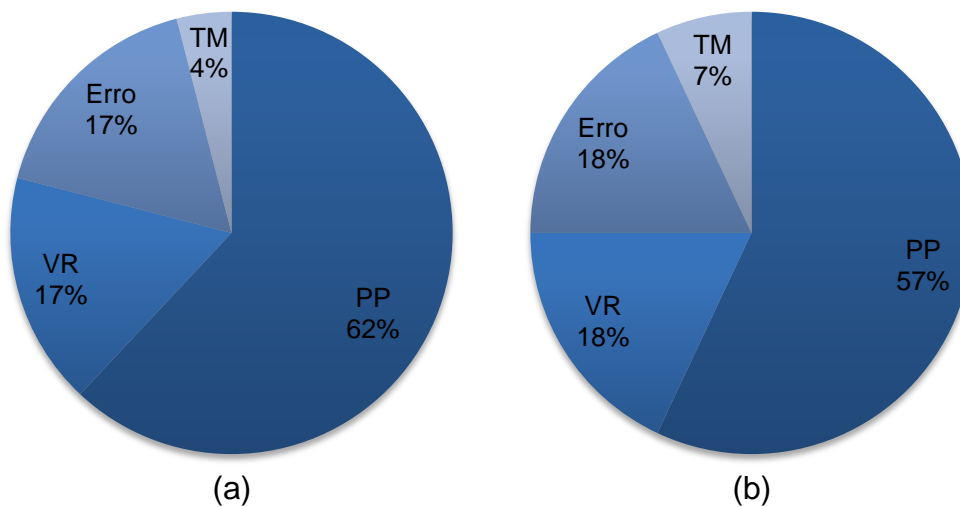


Figura 4.1 – Contribuição percentual de cada parâmetro sobre (a) carga de cisalhamento média e (b) razão S/R.

Em resumo, no intervalo de variação dos parâmetros investigado, a resistência ao cisalhamento é afetada de modo significativo por PP, tanto em termos de carga quanto de razão S/R. Este resultado sugere que PP é um parâmetro chave no controle da resistência das juntas soldadas, o que está plenamente de acordo com o produto dos efeitos principais (Tabela 4.3). No caso de TM, o valor f inferior à unidade indica que tal parâmetro não exerce influência significativa sobre a carga de cisalhamento, conforme evidenciado pela baixa contribuição percentual.

A Figura 4.2 contém os gráficos dos efeitos principais para a carga de cisalhamento e para a razão S/R. O perfil aproximadamente plano das curvas de TM é outra indicação da baixa contribuição deste parâmetro sobre a resistência da junta, ao passo que a importância de PP é uma vez mais confirmada pelo perfil mais vertical das respectivas curvas. No intervalo investigado, o gráfico de PP sugere a obtenção de juntas de maior qualidade mediante o aumento de nível deste parâmetro. Em relação aos demais, uma redução sutil é observada a partir dos níveis intermediários. É importante ressaltar que o perfil continuamente crescente da curva de PP é um indicativo da possibilidade de se obter um melhor resultado em um nível acima do nível máximo testado neste estudo.

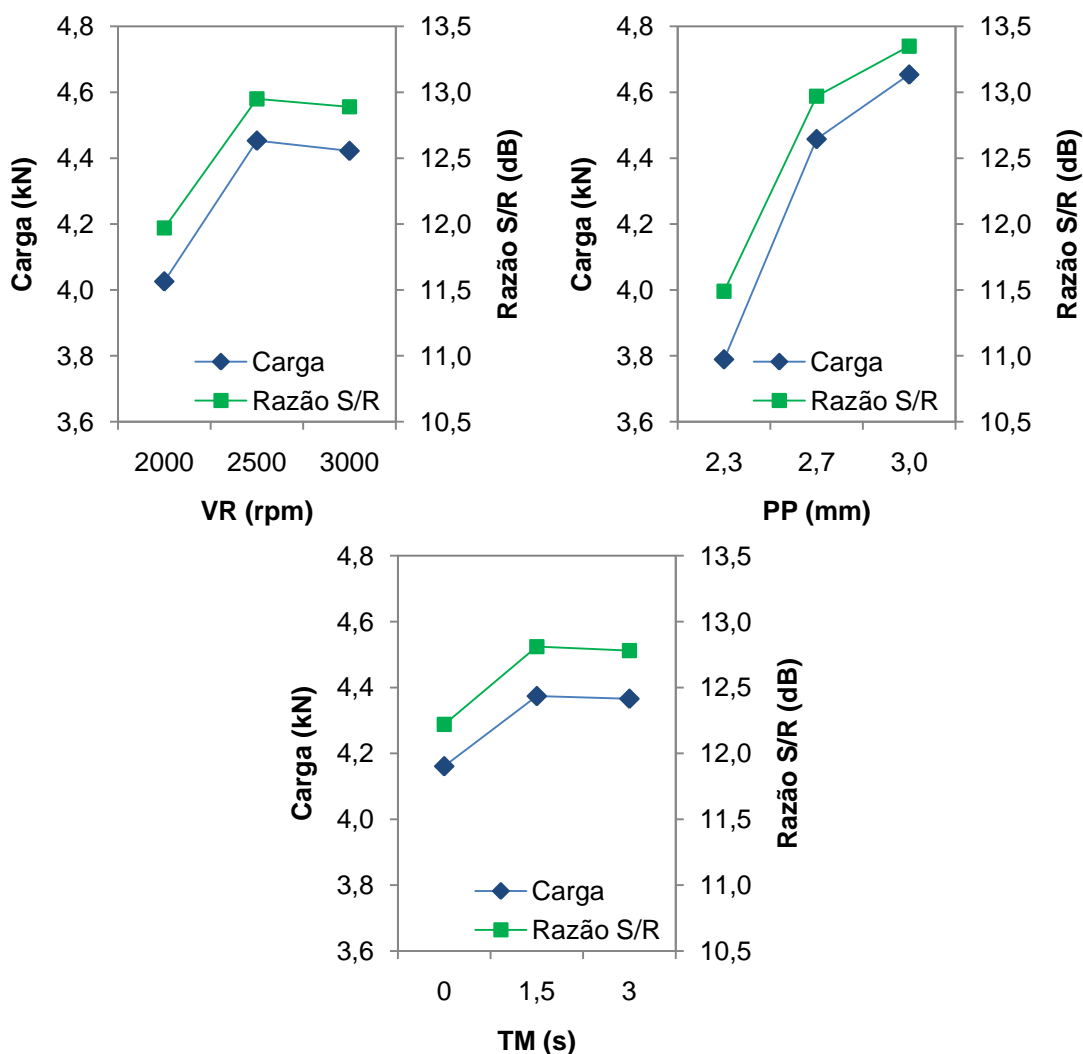


Figura 4.2 – Efeitos principais para a carga de cisalhamento e razão S/R.

Conforme reportado para o processo FSSW [46], é possível que o aporte térmico apresente uma relação forte e direta com o desempenho mecânico da solda (maiores detalhes acerca de tal relação serão discutidos posteriormente). Claramente uma maior quantidade de calor é gerada por fricção quando os parâmetros são individualmente aumentados.

Para uma situação cuja eficiência energética é elevada, a diminuição da viscosidade do material plastificado promove uma redução da intensidade do torque e conseqüentemente do aporte térmico, causando o deslizamento da ferramenta (maior velocidade de rotação da ferramenta em relação ao material adjacente). Este fenômeno é conhecido na literatura como transição deslizamento/adeseção [61]. Na condição de deslizamento, o processo de

mistura do material plastificado é afetado de modo prejudicial, fornecendo juntas de menor resistência mecânica.

Visto que a variância é minimizada para maiores valores da razão S/R, o propósito do DOE é maximizar tanto a carga de cisalhamento quanto a razão S/R. A Figura 4.2 mostra que a maior resistência ao cisalhamento é obtida para o nível superior de PP e sutilmente para os níveis intermediários de VR e TM. Desse modo, o método de Taguchi sugere como otimizada a seguinte combinação de parâmetros: VR de 2500 rpm, PP de 3,0 mm e TM de 1,5 s. Note que esta combinação já se encontra na matriz L9 (condição A5 da Tabela 4.2), eliminando a necessidade de testes adicionais de confirmação. Como a matriz ortogonal não avalia todas as combinações possíveis, o efeito das interações não foi incluído no processo de otimização.

A análise cuidadosa da Tabela 4.2 revela que outras combinações de parâmetros fornecem valores de carga tão elevados quanto o valor fornecido pela condição A5, tais como as condições A3, A4 e A7. A Figura 4.3 apresenta o desvio padrão para todas as condições de soldagem, o qual varia entre 0,02 (condição A2) e 0,19 (condição A7). Na realidade, não existem diferenças estatisticamente significativas nos resultados das condições mencionadas, sugerindo que o aporte térmico é similar em tais casos.

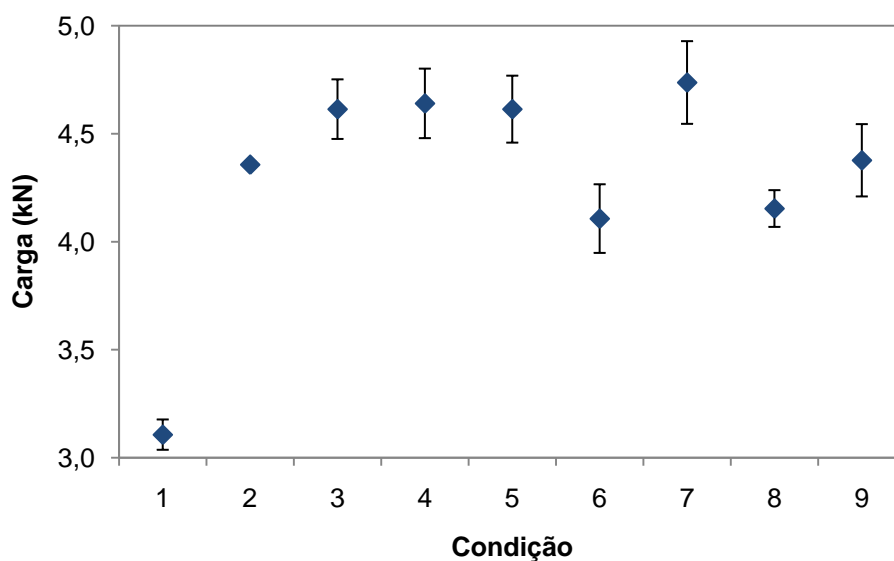


Figura 4.3 – Carga média e desvio padrão para todas as condições.

Na Figura 4.4 encontra-se uma fotografia da ferramenta utilizada na realização das soldas da fase A do planejamento experimental, após o processo de soldagem. Note que a camisa apresenta uma superfície bastante lisa em função do desgaste excessivo, o qual é capaz de alterar de modo significativo o perfil dos componentes. Embora se saiba que a geometria da ferramenta possui uma forte influência sobre a estrutura e o desempenho mecânico das soldas por fricção por ponto [49,51,53,62], uma discussão mais aprofundada sobre o efeito do perfil da ferramenta na qualidade da solda não está no escopo deste estudo.

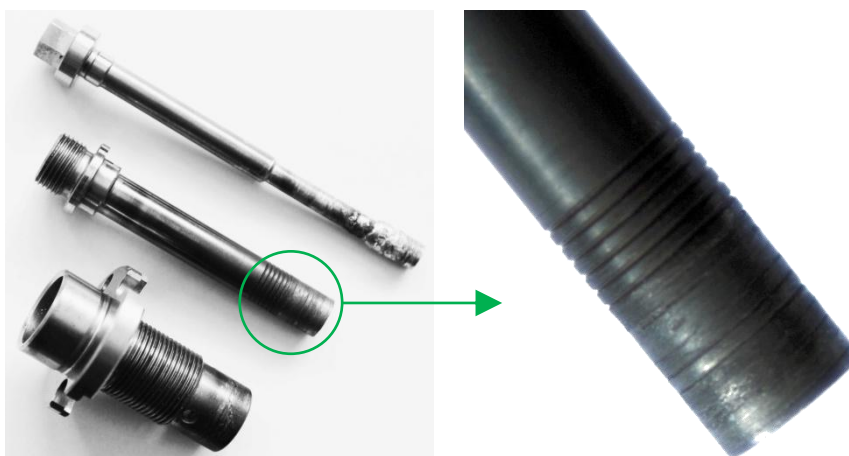


Figura 4.4 – Ferramenta após o processo de soldagem com destaque para o desgaste da camisa.

Em função da substituição da ferramenta como consequência do desgaste mostrado, testes de confirmação foram realizados com a nova ferramenta pela produção de juntas a partir da combinação de parâmetros fornecida como ótima pelo método de Taguchi (condição A5 da Tabela 4.2). A Figura 4.5 mostra que o perfil da ferramenta modifica completamente a resistência da solda. O planejamento experimental da fase B envolveu a realização de novos experimentos para se reavaliar o efeito de cada parâmetro sobre a qualidade da junta. Tal efeito foi investigado por meio da abordagem tradicional para experimentação (OFAT), variando-se individualmente os níveis de cada parâmetro. A Tabela 4.6 apresenta a nova e definitiva matriz de experimentos, bem como os valores de carga de cisalhamento.

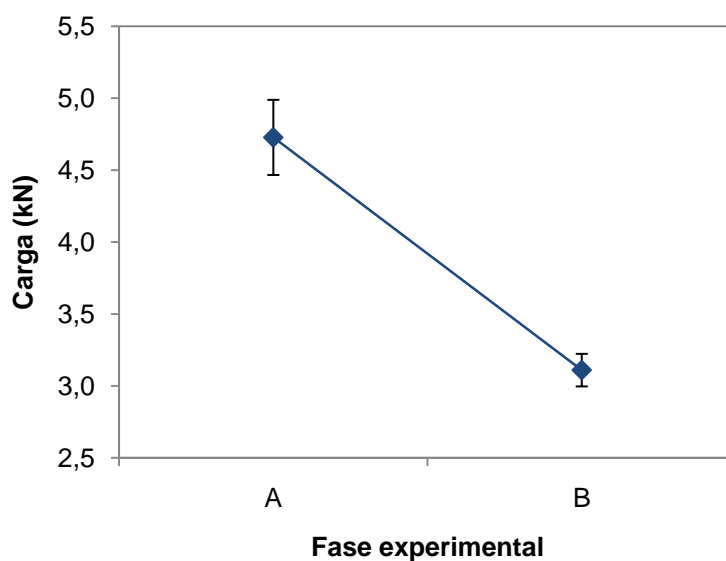


Figura 4.5 – Efeito da ferramenta sobre a carga para a mesma condição de soldagem (condição A5).

Tabela 4.6 – Matriz de experimentos da fase B juntamente com os valores de carga de cisalhamento.

Cond.	Parâmetro			Resposta			Carga média (kN)
	VR (rpm)	PP (mm)	TM (s)	Carga 1 (kN)	Carga 2 (kN)	Carga 3 (kN)	
B1	2000	2,75	1	4,33	4,20	4,29	4,27
B2	1500	2,75	1	4,80	4,80	4,93	4,84
B3	1000	2,75	1	3,77	-	-	3,77
B4	1500	2,25	1	4,25	4,68	4,41	4,45
B5	1500	2,50	1	4,50	4,75	4,65	4,63
B6	1500	3,00	1	4,37	4,43	4,57	4,46
B7	1500	2,75	2	4,41	4,60	4,37	4,46
B8	1500	2,75	0	4,65	4,46	4,75	4,62

O efeito de cada parâmetro de processo sobre a resistência da junta é melhor ilustrado na Figura 4.6. Em todos os três casos um comportamento aproximadamente parabólico da curva é observado, evidenciando que juntas de melhor qualidade devem ser necessariamente obtidas em níveis localizados dentro do intervalo de variação. Para os níveis testados, a melhor combinação sugerida é: VR de 1500 rpm, PP de 2,75 mm e TM de 1 s (condição B2 da Tabela 4.6). É importante destacar que o valor médio de carga referente a esta

condição de soldagem é superior aos valores obtidos para as melhores condições da fase A (tratadas na Figura 4.3). A maior amplitude de variação da carga de cisalhamento é aqui observada para VR, indicando que a modificação deste parâmetro possui a maior influência sobre a resistência da solda.

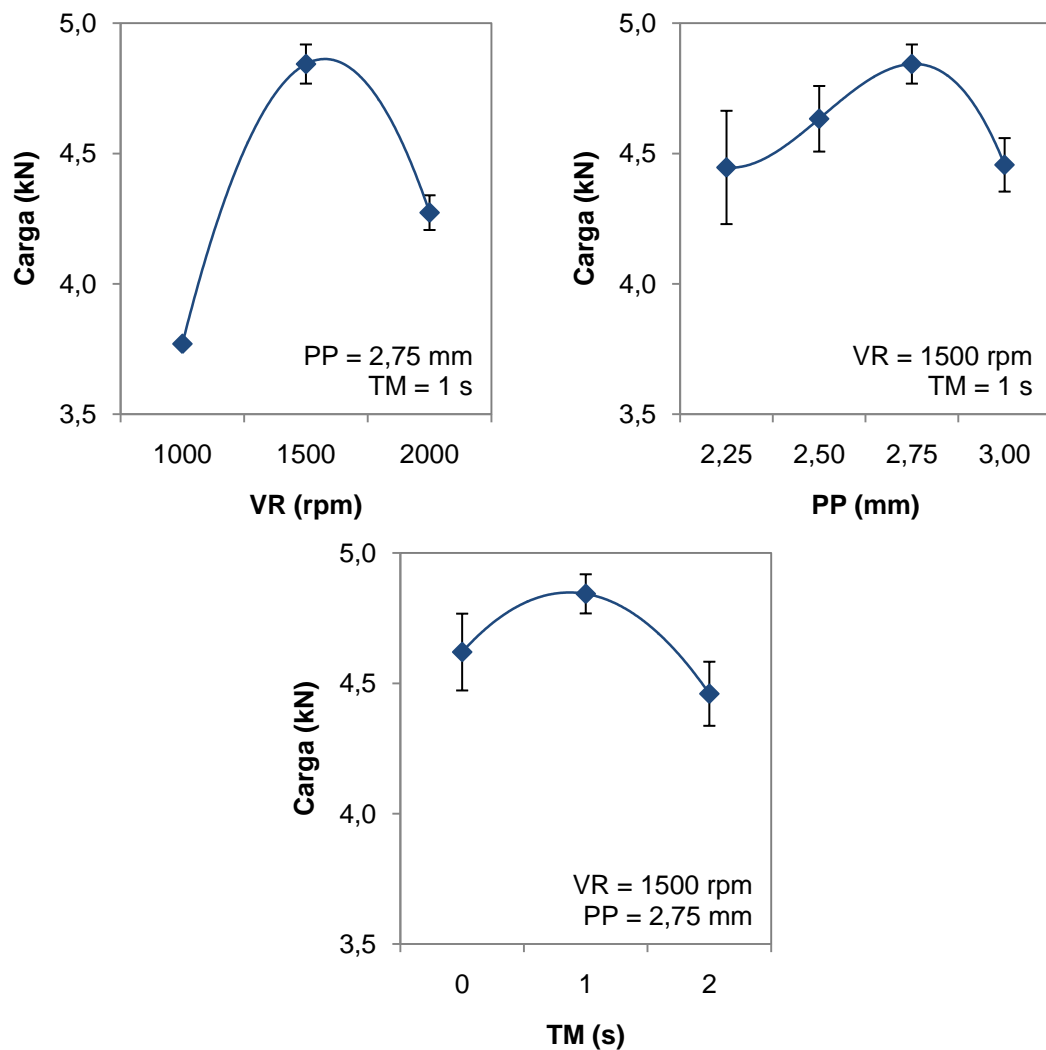


Figura 4.6 – Efeito dos parâmetros de processo individuais sobre a carga de cisalhamento.

Embora não exista uma metodologia padronizada para a obtenção da tensão de uma junta pontual a partir da carga, a tensão de cisalhamento (τ) é estabelecida pela razão mostrada na Equação 4.1:

$$\tau = \frac{\text{Carga}}{A} \quad (4.1)$$

onde A é a área nominal efetiva da seção resistente da junta definida a partir do diâmetro externo do componente principal da ferramenta. Este tipo de procedimento é adotado com frequência nos casos em que a área soldada real é difícil de ser mensurada. Embora o diâmetro da região soldada tenha sido medido no presente estudo, conforme será mostrado em momento oportuno, a tensão será aqui calculada a partir da dimensão da ferramenta para efeito de comparação com os processos de soldagem equivalentes.

Incluindo as fases experimentais A e B, a carga de cisalhamento média varia entre 3,11 e 4,84 kN (condições A1 e B2, respectivamente). Para o diâmetro externo da camisa de 9 mm, a partir da Equação 4.1 obtém-se uma variação da tensão média entre 48,9 e 76,1 MPa. A Figura 4.7 apresenta os melhores dados de carga e tensão para diferentes meios de união da liga de magnésio AZ31. A maior tensão observada na soldagem de chapas por FSSW, segundo Yang et al. [52], equivale a 40,9 MPa como resultado da remoção da camada de óxido superficial para uma melhor união metalúrgica. Para este processo, a área efetiva é calculada pela diferença entre a área delimitada pelo diâmetro da camisa e a área do furo referente ao diâmetro do pino.

O resultado reportado para o processo FSSW é inferior quando comparado com todos os obtidos neste estudo, o que certamente indica um potencial de substituição pelo FSpW. É evidente que o preenchimento completo da região de solda melhora de modo significativo o desempenho mecânico da junta em função da obtenção de uma maior área nominal efetiva. O furo deixado na superfície após o processo FSSW atua como uma região de concentração de tensão, reduzindo a qualidade da solda. Em relação ao RSW, a maior tensão calculada a partir do trabalho de Liu et al. [63] equivale a 96,5 MPa, aproximadamente 27% superior à tensão máxima observada neste estudo. Desse modo, uma melhor otimização é necessária para assegurar a aplicação confiável do FSpW em substituição ao RSW.

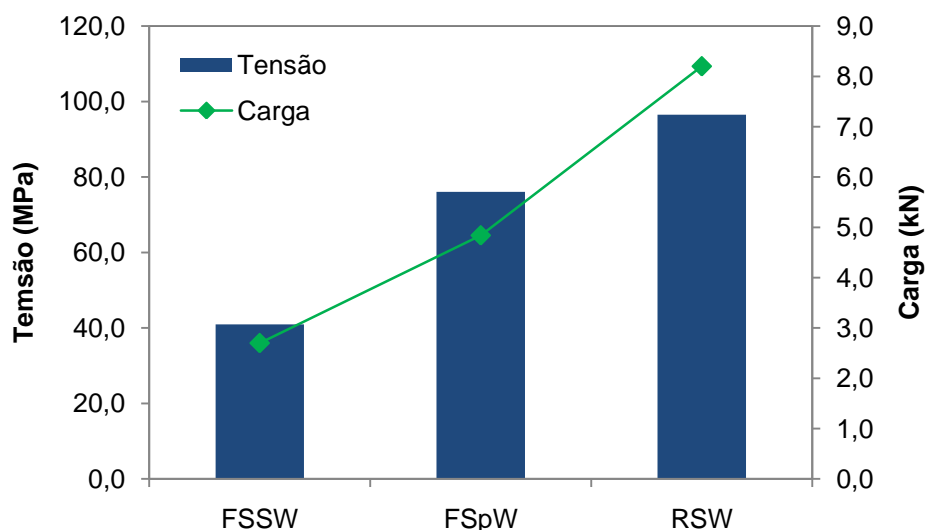


Figura 4.7 – Máxima resistência ao cisalhamento para diferentes processos de soldagem.

4.2 Caracterização Metalúrgica e Mecânica

A caracterização subsequente concentra-se na junta soldada a partir da condição com maior desempenho mecânico (condição B2 da Tabela 4.6). A Figura 4.8 mostra a macrografia da seção transversal da junta mencionada, padrão este que se repete para todas as juntas produzidas na janela de processamento em estudo. Destaca-se o aspecto homogêneo e o preenchimento completo do botão de solda, com ausência total de defeitos comuns em soldas de ligas de alumínio, tais como falta de preenchimento e falta de mistura [43]. O contraste ótico permite a distinção entre a região de deformação plástica, que inclui as zonas termo mecanicamente afetada (ZTMA) e de mistura (ZM), e a região não deformada, que inclui a zona termicamente afetada (ZTA) e o metal de base (MB). A delimitação mostrada entre as regiões é apenas uma aproximação.

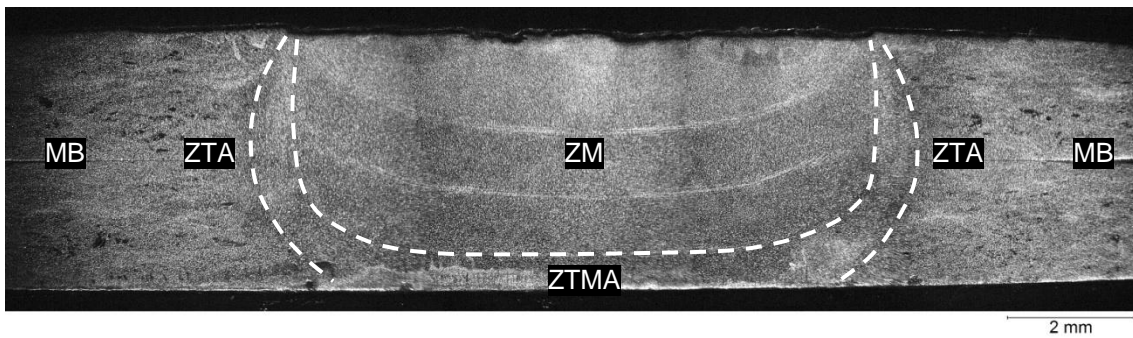


Figura 4.8 – Macrografia ótica da seção transversal da junta (condição B2).

Os detalhes microestruturais de cada zona de solda específica são apresentados nas micrografias da Figura 4.9. O MB (Figura 4.9a) conserva as características metalúrgicas do material original submetido ao processo de laminação a quente, apresentando grãos equiaxiais e um tamanho médio de $6,8 \mu\text{m}$. A microestrutura exibe um grau acentuado de heterogeneidade em função do tratamento termomecânico, o qual promove a recristalização dinâmica incompleta e desigual do material, além da presença de maclas que demonstram a contribuição do mecanismo de maclação na deformação do metal durante o processo de fabricação. No caso da ZTA (Figura 4.9b), a microestrutura mostra-se similar ao MB, exceto pela redução aparente na densidade de maclas de deformação. O tamanho médio de $8,2 \mu\text{m}$ evidencia um pequeno crescimento dos grãos da ZTA em relação ao MB em função do aporte de temperatura. A ZTMA (Figura 4.9c), região de transição entre o metal original e a zona recristalizada, consistiu-se de grãos deformados e alongados pela ação do trabalho mecânico imposto pela rotação da ferramenta, com um tamanho médio de $7,1 \mu\text{m}$.

Por último, a ZM é constituída por grãos equiaxiais decorrentes do processo de recristalização dinâmica. Um gradiente de microestrutura é observado ao longo da espessura das chapas soldadas. A região superior (ZMs – Figura 4.9d) experimenta um grau severo de deformação plástica pelo contato ao longo de todo o processo com a base do pino em rotação, resultando em uma microestrutura composta por grãos refinados e equiaxiais, com um tamanho médio de $3,3 \mu\text{m}$. No caso da região inferior (ZMi – Figura 4.9e), a morfologia dos grãos é idêntica à ZTMA, inclusive no quesito tamanho

médio. Tal região constitui na realidade uma extensão da ZTMA para dentro da zona de atuação da ferramenta, sendo este o motivo pelo qual é considerada como parte da ZM. O gráfico da Figura 4.10 compara o tamanho médio dos grãos, incluindo o desvio padrão, das diferentes regiões de solda.

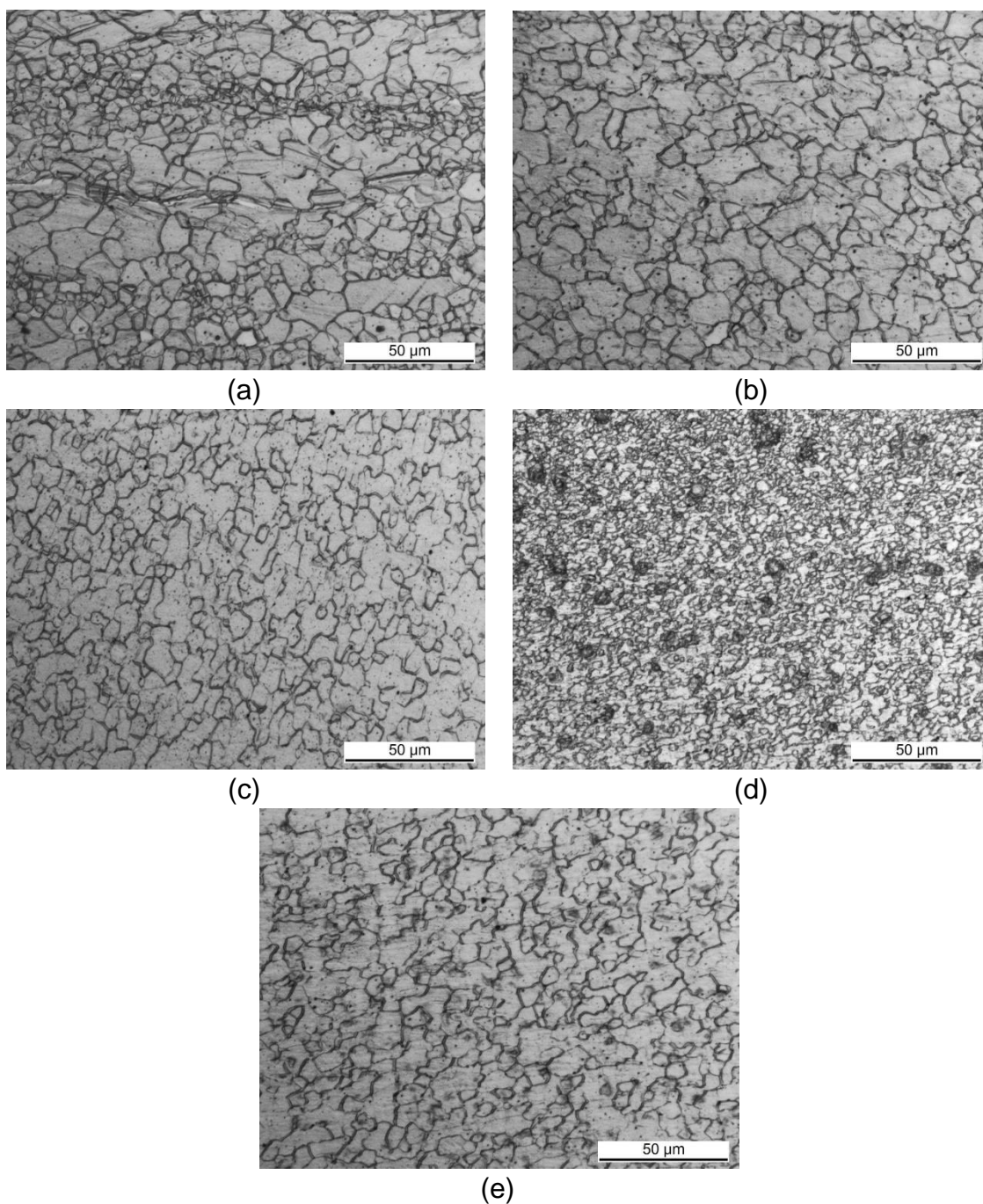


Figura 4.9 – Micrografias óticas das diferentes zonas de solda (condição B2):

(a) MB, (b) ZTA, (c) ZTMA, (d) ZM superior e (e) ZM inferior.

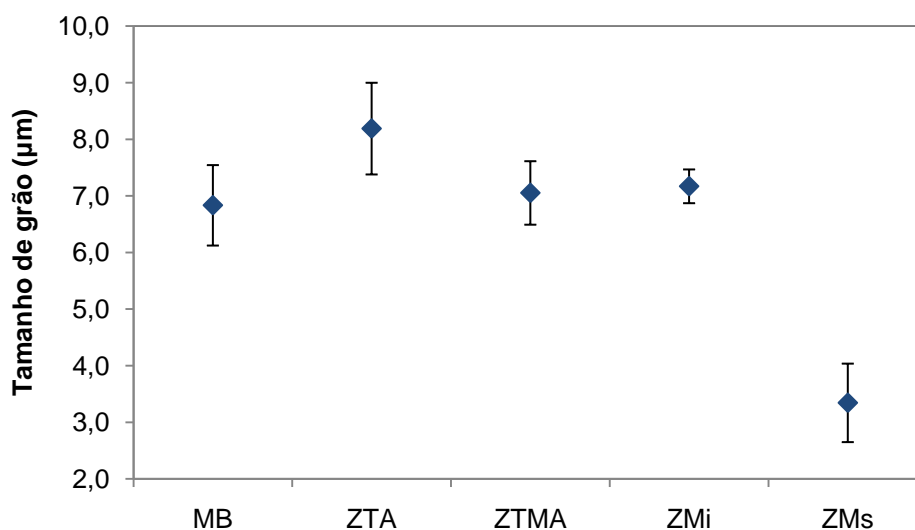


Figura 4.10 – Tamanho médio dos grãos das diferentes zonas de solda (condição B2).

Com exceção da ZMs, não existe uma diferença estatística significativa de tamanho de grão entre as zonas microestruturais. Considerando a relação estabelecida por Hall-Petch entre dureza e tamanho de grão, tal característica é observada no perfil de microdureza Vickers mostrado na Figura 4.11. Para a linha na chapa superior, a dureza média na ZM corresponde a $66,1 \pm 2,6$ HV, ao passo que equivale a $61,6 \pm 2,8$ HV nas demais regiões. Para a linha na chapa inferior, a dureza média na ZM corresponde a $61,4 \pm 1,9$ HV, ao passo que equivale a $59,9 \pm 2,4$ HV nas demais regiões. A única diferença notável corresponde ao pequeno acréscimo de dureza na ZMs em função do menor tamanho médio de grão. A dureza não deve ser afetada pelo teor de soluto, uma vez que não há perda por evaporação ou segregação na soldagem no estado sólido, bem como pela densidade de discordâncias, a qual deve ser similar em todas as regiões incluindo a ZM, pela ocorrência simultânea de recristalização dinâmica e acúmulo de deformação [64].

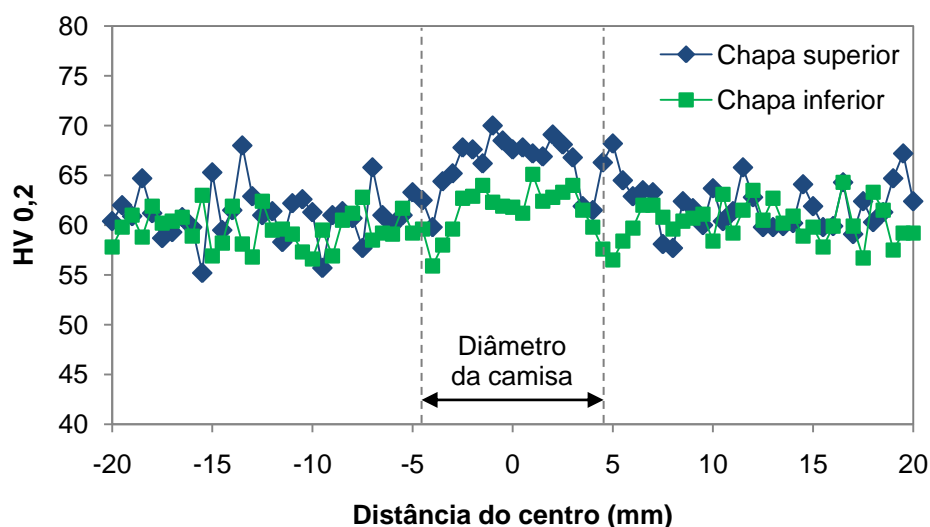


Figura 4.11 – Perfil de microdureza Vickers na seção transversal da junta B2.

O comportamento descrito se repete com pequenas alterações para todas as condições de soldagem, indicando que as transformações decorrentes do processo não variam de modo apreciável com as diferentes combinações de parâmetros. Para uma observação mais qualitativa, a Figura 4.12 apresenta o mapa de microdureza obtido a partir do indentador ultrassônico. A uniformidade entre as zonas de solda é prontamente observada pela constância de tonalidade ao longo da seção transversal, não sendo possível distinguir as diferentes zonas de solda. Este resultado é interessante do ponto de vista tecnológico, visto que não há perda ou diminuição das propriedades em relação ao MB após o procedimento de soldagem.

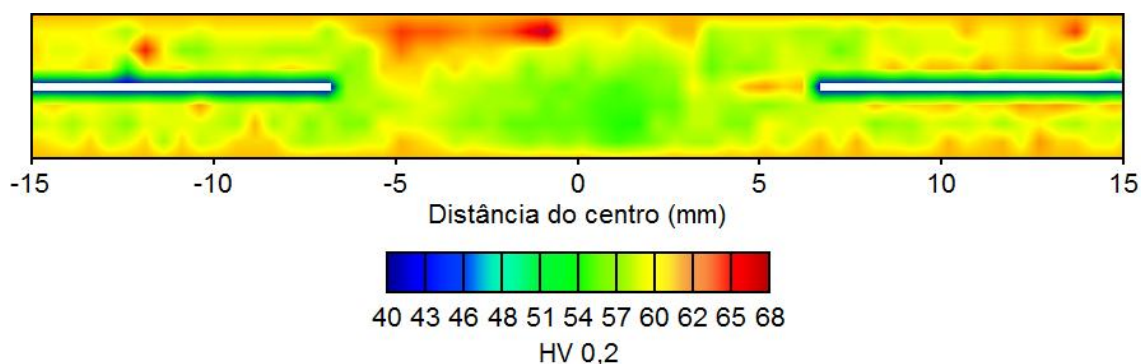


Figura 4.12 – Mapa de microdureza Vickers na seção transversal da junta B2.

Alguns elementos ou padrões mostraram-se inerentes ao processo de soldagem uma vez que foram observados em todas as condições de solda. Tais elementos, denominados linhas de união e cunha, estão indicados na macrografia da seção transversal da junta na condição B2 mostrada na Figura 4.13, juntamente com a micrografia individual de cada elemento. Totalmente contida na ZM, cada linha de união caracteriza-se por uma região de união metalúrgica constituída por pequenos poros ou cavidades ao longo de toda a extensão. As extremidades curvadas são decorrentes do fluxo de material plastificado, precisamente quando a porção em contato com a superfície interna da camisa é deslocada para cima em função do movimento de retração deste componente, bem como da força compressiva exercida pelo pino. O movimento da camisa é também responsável pelo formato da cunha, a qual é formada pelo dobramento e pela desintegração parcial da extremidade da interface entre as chapas sobrepostas.

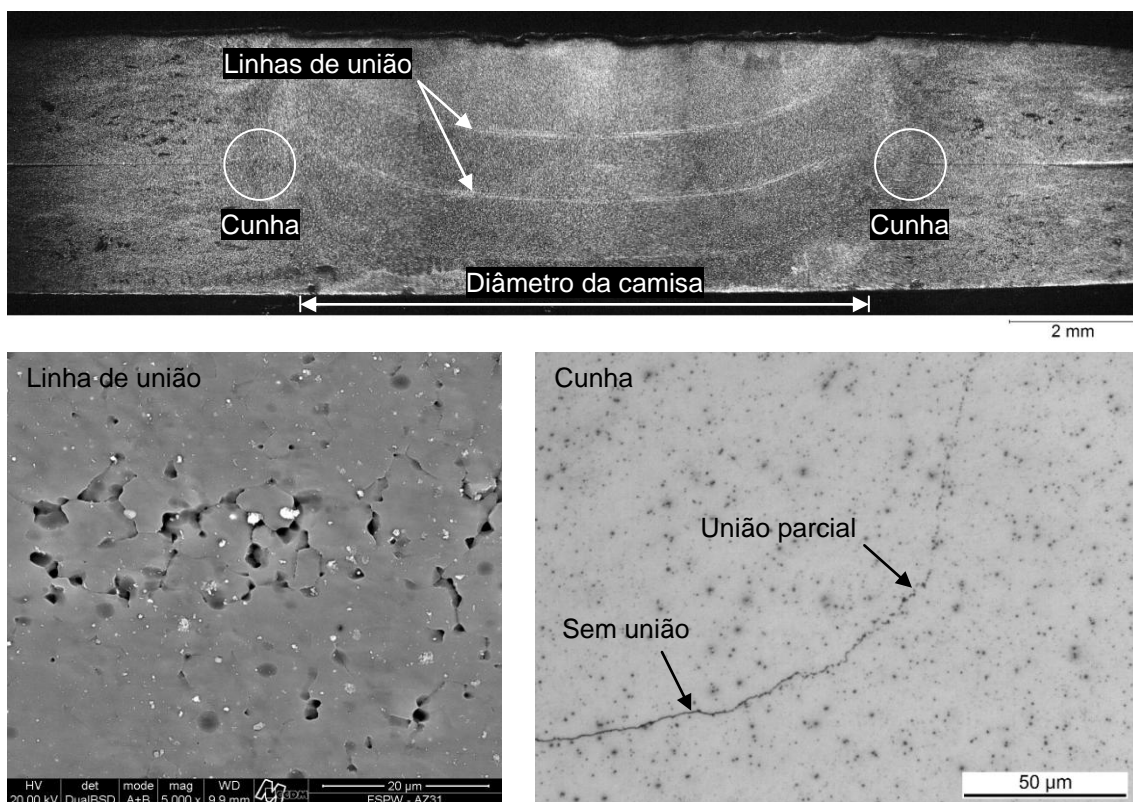


Figura 4.13 – Macrografia da seção transversal da junta na condição B2 com destaque para dois elementos: linha de união (por MEV) e cunha.

Para uma avaliação preliminar do fluxo de material e entendimento da formação das linhas de união, duas soldas foram realizadas empregando-se uma folha de cobre sobre a chapa superior (Figura 4.14a) e entre as chapas sobrepostas (Figura 4.14b). A porção de material localizada na parte superior concentra-se em grande parte na mesma região, com uma pequena parte se distribuindo na ZTMA. O cobre disposto entre as chapas é totalmente incorporado pelas zonas de deformação plástica, localizando-se principalmente na região da linha de união inferior e promovendo o desaparecimento completo da interface inicial. Para uma terceira solda, com a folha sobre a chapa superior, o processo foi interrompido no estágio de penetração máxima da camisa, conforme mostrado na Figura 4.15. As setas evidenciam a formação das linhas de união já na etapa de penetração da camisa, as quais são totalmente mantidas após o preenchimento da solda.

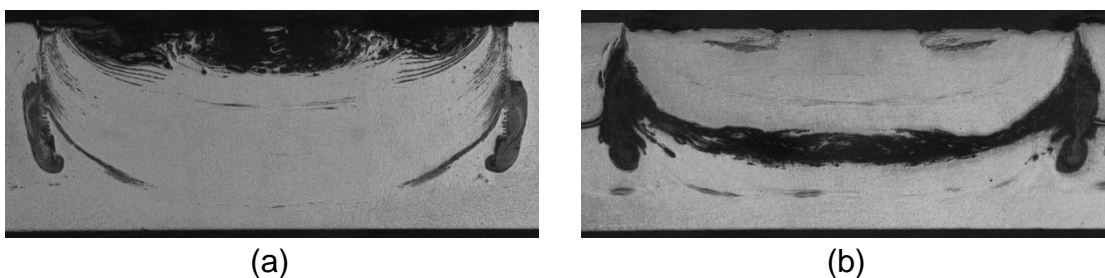


Figura 4.14 – Macrografias óticas da seção transversal das juntas com folha de cobre: (a) sobre a chapa superior e (b) entre as chapas.

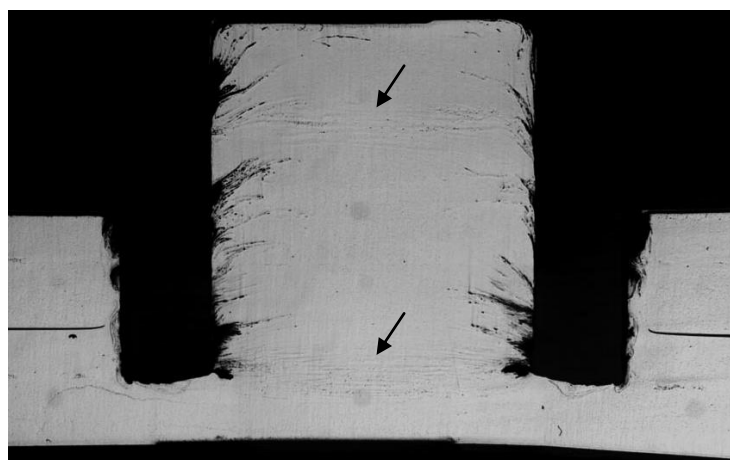


Figura 4.15 – Macrografia ótica da seção transversal da junta interrompida.

A concepção das linhas de união resulta, portanto, do fluxo de material deformado, principalmente no primeiro estágio do processo. A análise por EDS, mostrada na Figura 4.16 para duas regiões distintas, elimina a hipótese da existência de óxidos provenientes da superfície das chapas, já que a composição química mostra-se idêntica ao metal original. Para se compreender a formação dos poros ou cavidades, a medição do ciclo térmico apresentado na Figura 4.17 para a junta na condição B2 mostra que a temperatura máxima de 514°C é atingida na ZM durante o intervalo de TM. Uma vez que a temperatura solidus para a liga de magnésio AZ31 corresponde a 605°C, a temperatura máxima obtida durante o processo de soldagem equivale a 85% da temperatura de fusão do material. Embora o processo ocorra efetivamente no estado sólido, a formação de poros sob uma carga compressiva (exercida pelo movimento da ferramenta) pode estar relacionada à ocorrência de uma fusão incipiente localizada [65].

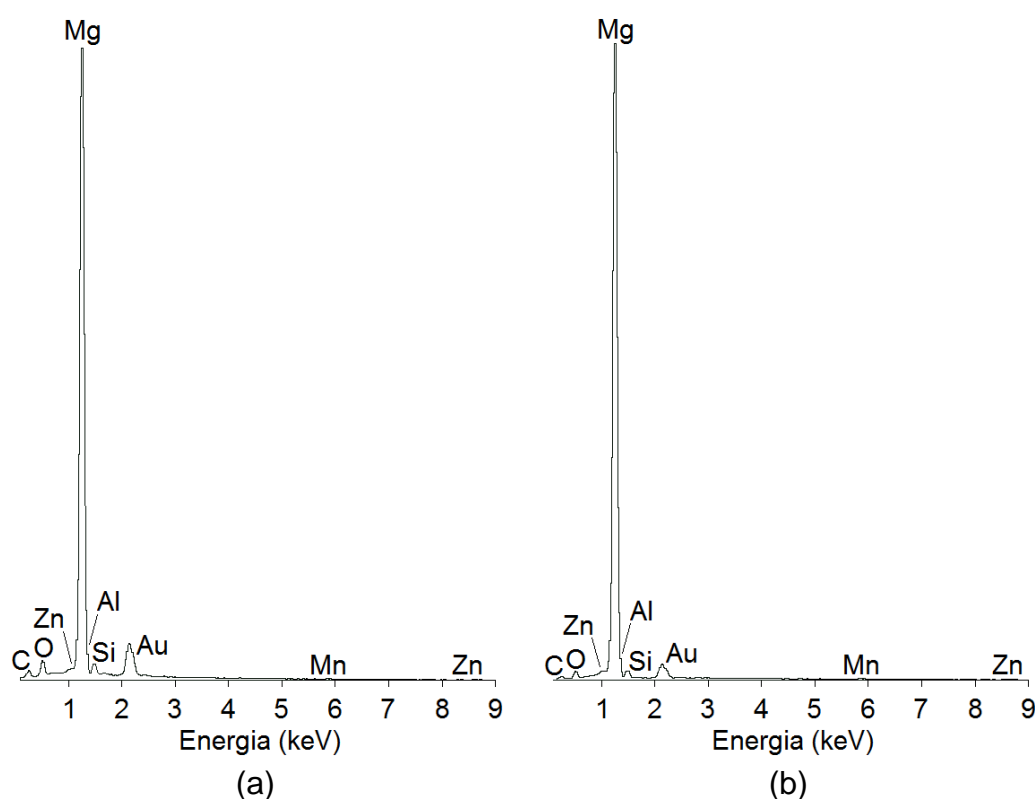


Figura 4.16 – Espectros de EDS (a) da linha de união (região macro) e (b) de uma cavidade específica.

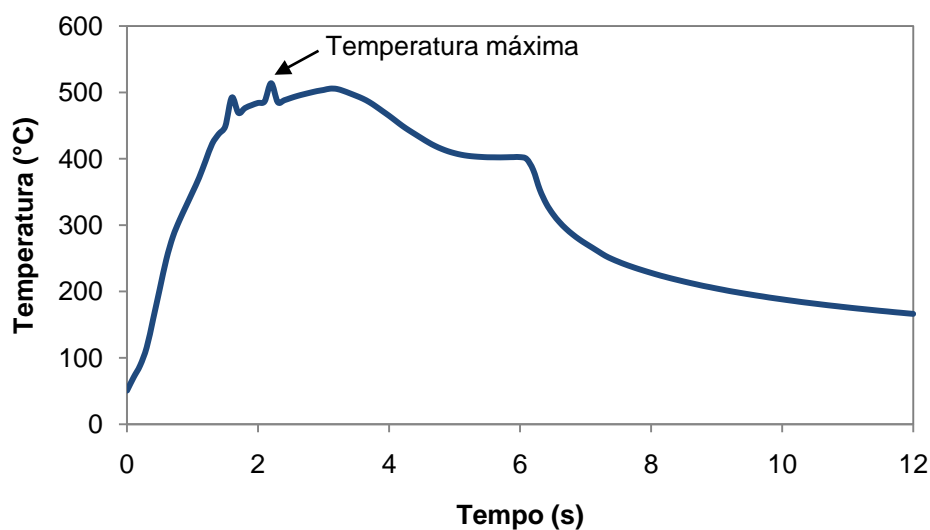


Figura 4.17 – Ciclo térmico durante a soldagem da junta na condição B2.

A diferença entre a temperatura máxima medida e a temperatura solidus do metal pode ser explicada pelas incertezas acerca da localização exata da extremidade do termopar. Acredita-se que um aquecimento excessivo ocorra nas vizinhanças da superfície da camisa em rotação, conduzindo à formação de vazios. O fluxo de material no estado sólido não acontece de modo contínuo, porém se processa em estágios distintos separados por pequenos intervalos de tempo nos quais porções do material plastificado são deslocadas, resultando na concentração dos vazios na interface entre estas porções. As linhas de união não demonstram um efeito significativo sobre as propriedades das juntas, talvez em função da direção das tensões principais, as quais atuam paralelamente às linhas, mas sim sobre o caminho de propagação da trinca, conforme será abordado.

Em relação à cunha, uma forte relação é observada entre as características morfológicas e as propriedades mecânicas da junta. Este elemento compreende uma região de união parcial, mais precisamente de transição entre a interface de separação em meio às chapas originais e a zona de união metalúrgica total (ZM), com pontos alternados de adesão metalúrgica entre as chapas sobrepostas. A extremidade da cunha encontra-se na ZTMA e, dessa forma, a extensão vertical da região de união parcial deve ser

considerada como uma fronteira entre o material submetido à deformação plástica e o metal não afetado.

Sendo um elemento geométrico, a cunha atua inevitavelmente como um concentrador de tensões, especialmente em situações nas quais a extremidade da interface sem união (parte útil do elemento) torna-se muito pronunciada verticalmente. Nesse caso, tem-se um caminho potencial para a nucleação e até mesmo a propagação de trinca quando a junta é submetida a um carregamento externo perpendicular ao elemento. A quantificação do deslocamento vertical da cunha é realizada com base na razão h/e , que consiste da relação percentual entre a altura h da porção sem união da cunha (da interface até o início da região de união parcial) e a espessura original e da chapa superior. A Figura 4.18 contém uma ilustração esquemática das dimensões empregadas neste estudo.

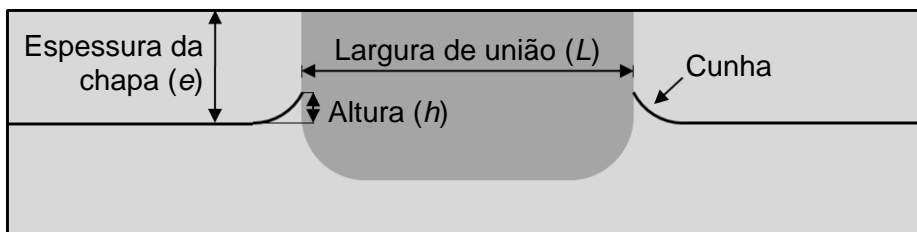


Figura 4.18 – Ilustração esquemática das principais dimensões para avaliação da junta soldada.

Além da geometria da cunha, a extensão da união metalúrgica também exerce uma influência significativa sobre a resistência mecânica da solda. Tal característica é avaliada com base na largura de união L , que compreende basicamente o tamanho da região de união metalúrgica total. Em outras palavras, consiste na extensão entre a extremidade da cunha no “lado esquerdo” e a extremidade no “lado direito” medida na seção transversal da junta (aproximadamente o diâmetro da circunferência estabelecida pelo botão de solda). A Tabela 4.7 apresenta os valores de L e h/e para as juntas da fase B, distribuídas por parâmetro e em ordem crescente de nível.

Tabela 4.7 – Valores médios de carga e dimensões das juntas da fase B. Em cinza, a condição de processo otimizada.

Parâmetro	Condição	Carga (kN)	L (mm)	h/e (%)	
VR (rpm)	1000	B3	3,77	9,5	-1,0
	1500	B2	4,84	9,8	2,2
	2000	B1	4,27	9,9	13,9
PP (mm)	2,25	B4	4,45	9,4	1,4
	2,50	B5	4,63	9,4	1,5
	2,75	B2	4,84	9,8	2,2
	3,00	B6	4,46	9,9	2,9
TM (s)	0	B8	4,62	9,7	0,5
	1	B2	4,84	9,8	2,2
	2	B7	4,46	10,1	2,6

O valor de L é maior quando o nível de cada parâmetro de processo é individualmente aumentado, mostrando uma variação de 0,4 mm entre 1000 e 2000 rpm para VR e entre 0 e 1 s de TM e de 0,5 mm entre 2,25 e 3,00 mm de PP. Embora o aumento da zona de união, e conseqüentemente da seção resistente efetiva, indique em primeira instância o aumento da carga necessária para provocar a falha, observa-se que a carga de cisalhamento diminui para os níveis dos parâmetros superiores aos níveis ótimos mesmo com o aumento dos valores de L . Este fato está diretamente relacionado à morfologia da cunha, sendo que os maiores valores de h/e são identificados justamente para os níveis mais altos de cada parâmetro. A razão h/e exibe um aumento notável nas soldas produzidas com 2000 rpm de VR, atingindo um valor de 13,9% contra 2,9% para 3,00 mm de PP e 2,6% para 2 s de TM.

A eficiência energética é elevada na condição otimizada, de modo que qualquer aumento de nível promove uma diminuição no torque em decorrência da redução da viscosidade do material. O deslizamento resultante da ferramenta afeta o fluxo de material e a morfologia da cunha, levando à diminuição da resistência da solda. Visto que a contribuição da rotação sobre a condição de mistura e o aporte térmico é maior do que a contribuição da penetração ou do tempo, o efeito do deslizamento sobre o processo de mistura e o deslocamento da cunha é mais evidente nos altos níveis de VR em

comparação com PP e TM. No caso das juntas processadas com 1000 rpm de VR, o fluxo inadequado justifica o formato particular da cunha, com um perfil descendente (expressado pelo valor negativo de h/e). A falta de mistura associada ao baixo nível de rotação reduz a resistência da solda.

4.3 Análise de Falha e Superfícies de Fratura

Os ensaios de cisalhamento resultaram em três falhas distintas, como mostra a Figura 4.19. De acordo com a nomenclatura usual, os modos de fratura foram identificados como através da solda (AS), arrancamento não circunferencial (ANC) e arrancamento circunferencial (AC). Como exceção do ANC, que foi observado tipicamente em juntas de melhor qualidade (maiores valores de resistência mecânica), as demais variantes foram obtidas aleatoriamente, dependendo da combinação dos parâmetros de processo. A Figura 4.20 apresenta a seção transversal dos corpos de prova de fratura e a junta contendo linhas tracejadas que indicam o caminho de propagação de trinca em cada variante.

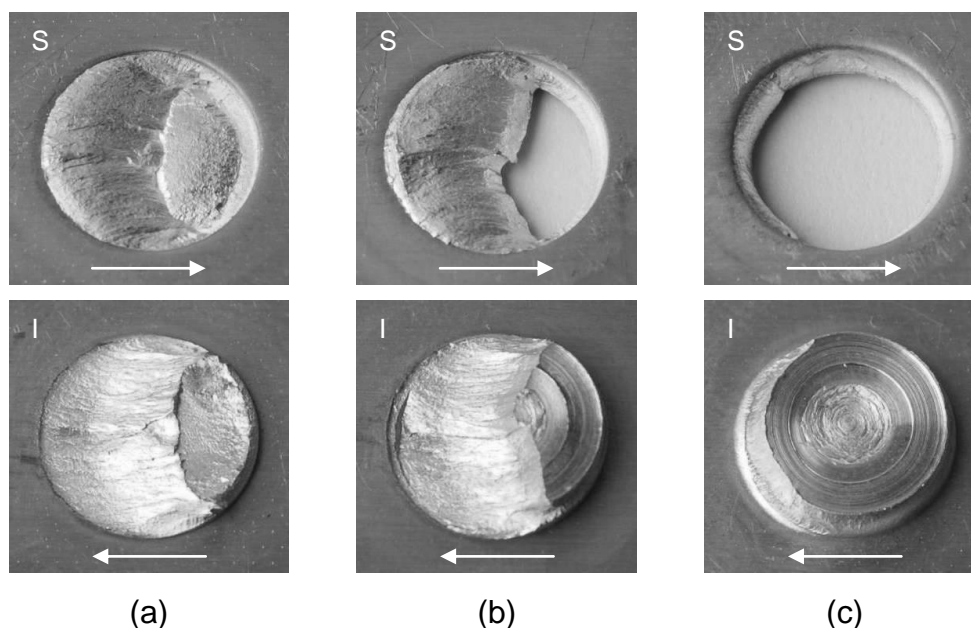


Figura 4.19 – Modos de falha observados nos ensaios de cisalhamento: (a) AS, (b) ANC e (c) AC. “S” indica a chapa superior vista por baixo e “I” indica a chapa inferior vista por cima. As setas representam a direção de carregamento.

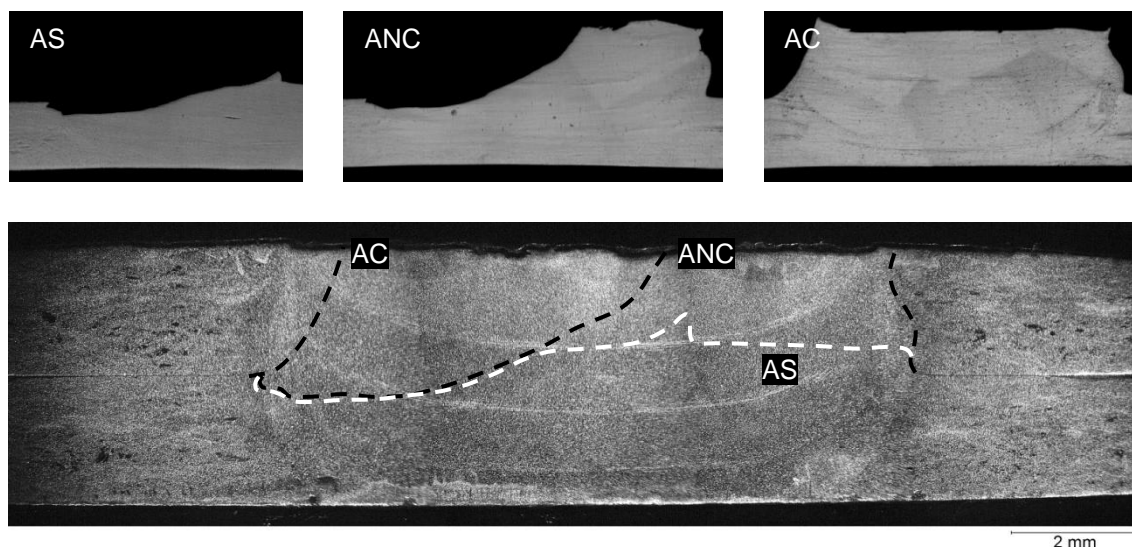


Figura 4.20 – Macrografias óticas da seção transversal dos corpos de prova fraturados e representação esquemática dos respectivos caminhos de propagação de trinca.

No modo de fratura AS, a trinca se propaga por um caminho médio quase paralelo ao esforço aplicado, e conseqüentemente à interface original entre as chapas, atravessando por completo a região recristalizada até a separação total da solda. A fratura por ANC também ocorre através da zona de solda, com a particularidade de alcançar a superfície da junta. Neste caso, a trinca sofre um desvio de aproximadamente 20° em relação à direção de carregamento, formando uma superfície de fratura na chapa superior com o formato angulado de uma cunha, que se origina a partir da remoção parcial do botão de solda. O modo AC consiste de uma variante particular na qual a trinca evolui nas proximidades da fronteira existente entre a ZM e a ZTMA. A propagação ocorre em direção à superfície da junta e se processa totalmente ao redor da região recristalizada, estabelecendo uma zona típica de cisalhamento a 45° do esforço aplicado. Como consequência, o botão de solda permanece ligado por inteiro à chapa inferior.

A avaliação do estado de tensões ao redor da solda procede da modelagem geométrica mostrada na Figura 4.21. A abordagem pondera a presença ou não do botão de solda, dada à homogeneidade observada entre as diferentes zonas de solda a partir do perfil de microdureza, bem como da

cunha, em função da enorme variação dos dados de h/e entre as várias condições de soldagem. Embora as propriedades do botão sejam consideradas equivalentes às das chapas, a distribuição de tensões deve ser intensificada caso a solda possua uma maior resistência. Nos modelos que consideram a cunha (B e D), tanto o ângulo de curvatura quanto o deslocamento vertical da extremidade da interface entre as chapas foram intencionalmente ampliados como forma de amplificar o efeito da cunha sobre o desempenho mecânico da solda. Para os modelos que não consideram a cunha (A e C), a extremidade plana da interface é um indicativo de um h/e pequeno.

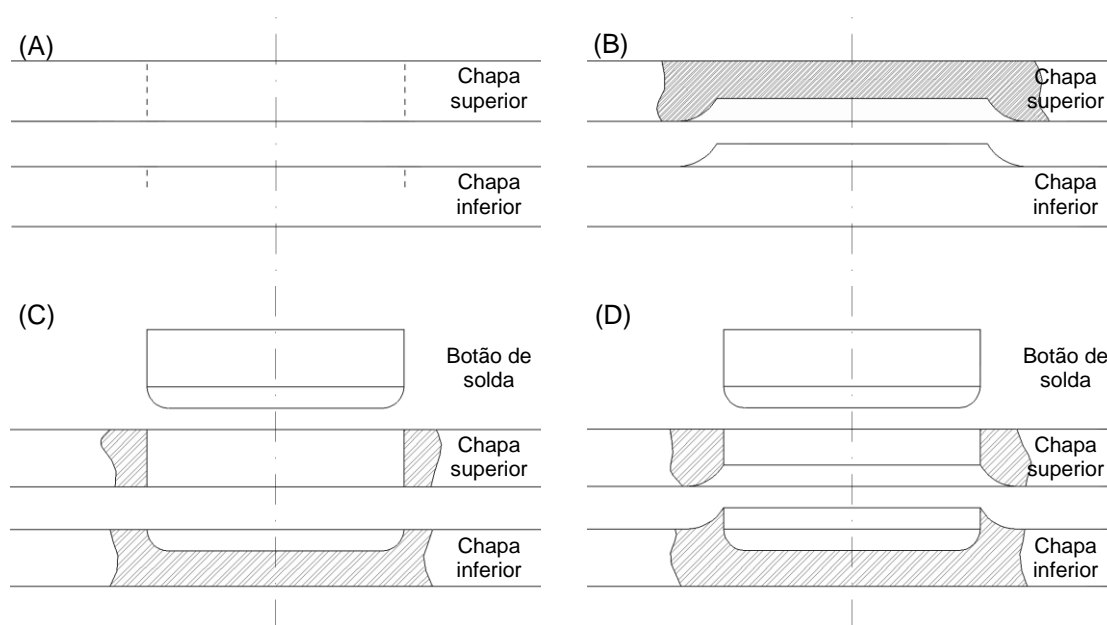


Figura 4.21 – Diferentes modelos geométricos da junta soldada: (A) ausência do botão e da cunha, (B) ausência do botão e presença da cunha, (C) presença do botão e ausência da cunha e (D) presença do botão e da cunha.

O contato entre as chapas nos modelos A e B e entre cada chapa e o botão de solda nos modelos C e D restringe-se à região efetivamente soldada, que é definida pelo diâmetro de 9 mm da camisa. O carregamento de 5 kN aplicado em todos os modelos está associado a uma aproximação do valor máximo de carga observado nos ensaios reais. A Figura 4.22 contém a distribuição das tensões normais na direção longitudinal (eixo z) durante o teste de cisalhamento por tração. As superfícies ilustradas correspondem ao plano

da seção longitudinal, paralelo à direção do esforço aplicado, no qual são identificados os maiores valores das tensões de tração e de compressão.

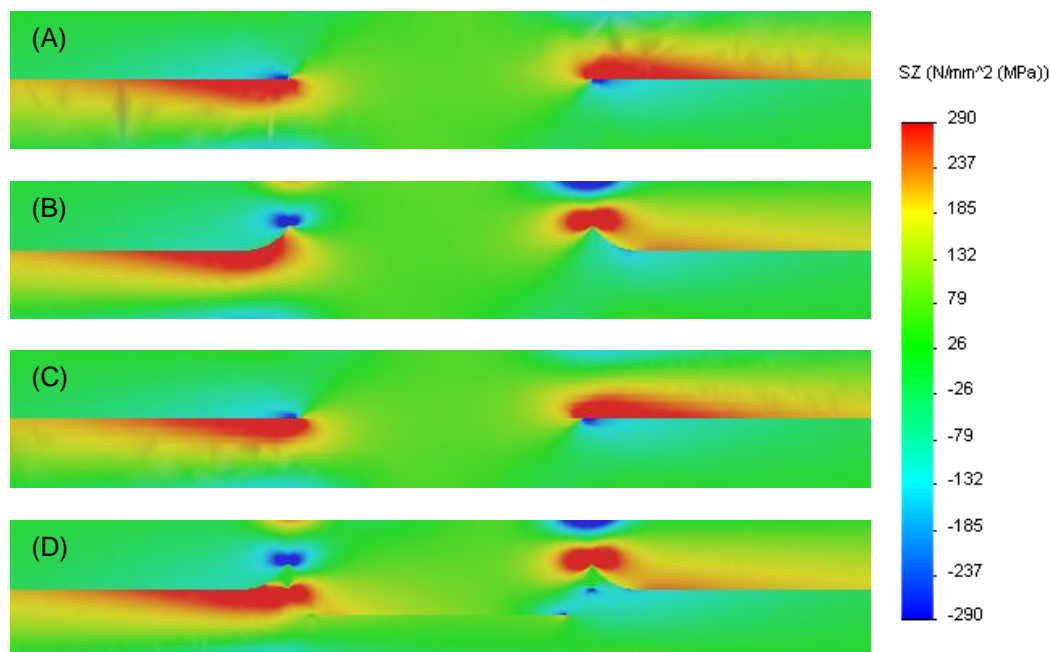
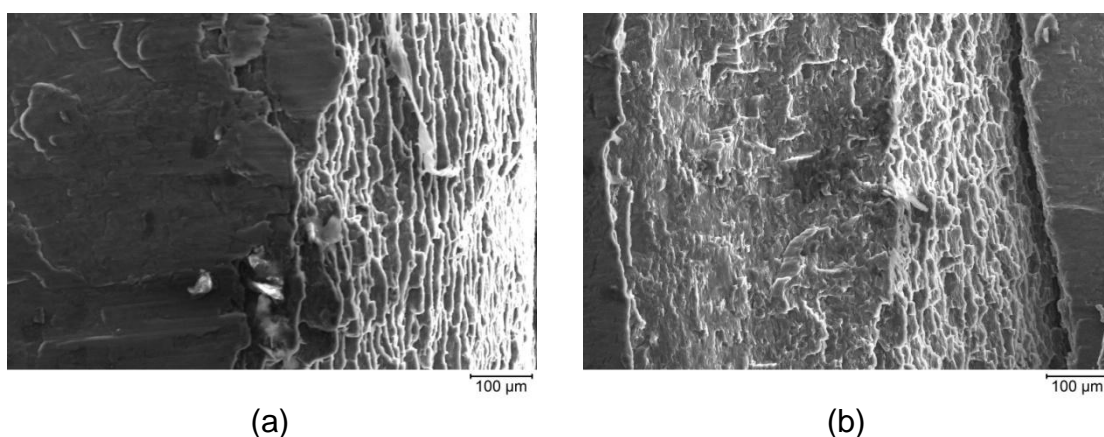


Figura 4.22 – Distribuição das tensões normais para os quatro modelos: (A) ausência do botão e da cunha, (B) ausência do botão e presença da cunha, (C) presença do botão e ausência da cunha e (D) presença do botão e da cunha.

Para as situações de similaridade geométrica acerca da região soldada, uma comparação entre os modelos A e C mostra que a distribuição de tensões é idêntica em ambos os casos. Na presença da cunha, entretanto, a distribuição ao redor da junta exibe algumas particularidades no modelo D em relação ao modelo B. A existência de um componente distinto para o botão de solda (modelo D) estende tanto a zona de tração quanto a zona de compressão ao longo da curvatura da interface inferior. Em geral, a presença da cunha modifica sutilmente a distribuição de tensões na chapa superior. As zonas de tração e de compressão acima da interface entre as chapas concentram-se principalmente na extremidade da cunha, além de se intensificarem de modo significativo na superfície da chapa superior.

O início da fratura ocorre preferencialmente nos locais de maior tensão de tração, os quais se concentram abaixo da extremidade da interface no “lado

esquerdo” e acima da extremidade no “lado direito”. A abertura das trincas acontece ao se atingir o limite de resistência à tração do material, que equivale a 290 MPa (vide Tabela 3.2), não ocorrendo necessariamente na extremidade útil da cunha. O aspecto microscópico dos locais mencionados é ilustrado na Figura 4.23. No caso da trinca nucleada no “lado direito”, a propagação se processa de maneira aproximadamente perpendicular ao esforço aplicado (menor caminho médio até a superfície) na fronteira entre a ZM e a ZTMA, independentemente do modo de falha. A fratura na região sob tensão normal (Figura 4.23a) evidencia a distribuição uniforme de microcavidades esféricas, indicando a ocorrência de deformação plástica.



(a) (b)
Figura 4.23 – Superfícies de fratura por MEV: (a) “lado direito” da chapa superior de um corpo de prova AS e (b) “lado esquerdo” da chapa inferior de um corpo de prova ANC.

Em relação às fraturas AS e ANC, a trinca nucleada no “lado esquerdo” propaga-se inicialmente pela chapa inferior (também o menor caminho médio até a superfície). De acordo com a Figura 4.23b, uma região de comportamento misto de fratura dútil é observada em primeira instância, constituindo-se de uma mistura aleatória de lábios de cisalhamento e pequenas microcavidades. A morfologia muda então para um aspecto típico de fratura dútil na forma de microcavidades esféricas em uma superfície aproximadamente perpendicular à direção do esforço aplicado. Prosseguindo com a propagação, o estado de tensões circundando a ponta da trinca modifica o caminho de propagação, que

se torna paralelo e posteriormente desvia 20° em relação ao esforço aplicado, atravessando a região recristalizada. Os resultados de simulação indicam que a tendência natural da trinca é realmente caminhar em direção à região de maior tensão de tração na chapa superior.

No modo AS, o desvio de aproximadamente 20° cessa quando a trinca passa a se propagar através da linha de união superior, zona esta de baixa resistência em função da presença de vazios, até atingir a trinca já existente na região tracionada. Quanto ao modo ANC, uma vez que foi observado somente em juntas de melhor desempenho mecânico, o botão de solda exibe uma resistência sutilmente mais elevada, promovendo a mudança no caminho de propagação para a superfície do corpo de prova. Em ambos os casos, a propagação através da zona recristalizada exibe aspecto dútil sob um efeito cisalhante, o que torna as microcavidades bastante alongadas e praticamente planas, conforme mostrado na Figura 4.24. Embora um gradiente de tamanho de grão tenha sido notado na região de atuação da ferramenta (vide Figura 4.10), os valores médios são pequenos e variam entre 3 e 7 μm . Os planos alongados das superfícies de fratura são consideravelmente maiores, o que evidencia a ocorrência de deformação plástica cisalhante.

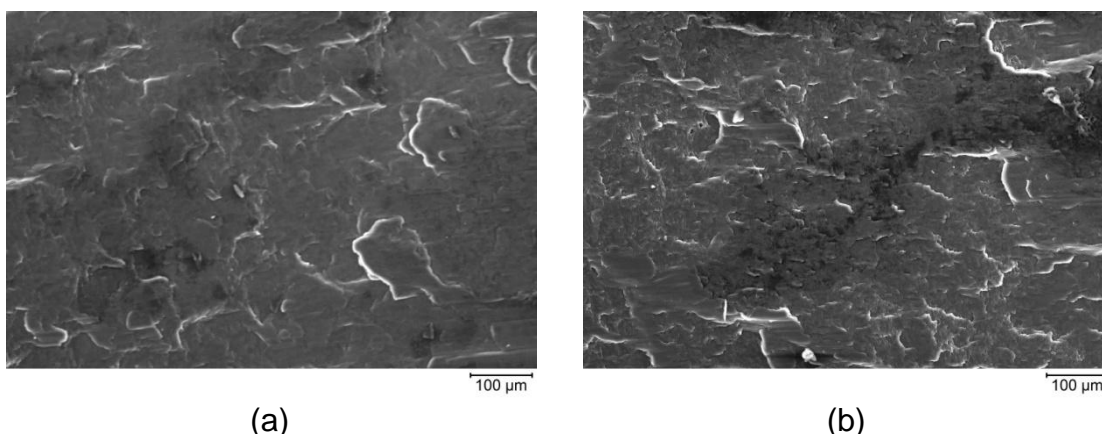


Figura 4.24 – Superfícies de fratura por MEV na zona recristalizada: (a) corpo de prova AS e (b) corpo de prova ANC.

No modo AC, assim como no “lado direito”, a trinca nucleada no “lado esquerdo” se propaga diretamente para a superfície, sugerindo uma correlação

entre tal modo de falha e um alto h/e , embora também tenha sido observado em alguns casos de baixo h/e . Neste caso, o comportamento pode ser determinado por uma carga de flexão imposta na seção longitudinal durante o ensaio de cisalhamento em decorrência do alinhamento impreciso do corpo de prova em relação ao eixo de carregamento. A diferença no caminho de propagação da trinca reside no fato de que a falha no “lado esquerdo” depara-se com uma zona de compressão na chapa superior, impedindo o crescimento de modo perpendicular ao esforço aplicado.

A propagação da trinca se processa de maneira a contornar a zona de compressão em direção à zona tracionada próxima à superfície, a qual se mostra mais intensa para altos valores de h/e (vide modelos B e D da Figura 4.22), e ao mesmo tempo ao redor da região recristalizada até atingir a trinca nucleada no “lado direito”. Embora o valor mínimo de h/e necessário para a ocorrência do modo de falha AC não tenha sido quantificado, o valor de 13,9% apresentado na Tabela 4.7 para 2000 rpm de VR é grande o suficiente para tal propósito. A Figura 4.25 ilustra o aspecto fibroso da falha no “lado esquerdo”, revelando uma característica transicional. A maior parte da superfície consiste de microcavidades pequenas e deformadas, indicativo de fratura dútil sob um efeito cisalhante (Figura 4.25a). Nas proximidades da zona tracionada na superfície, o aspecto típico de fratura dútil é evidenciado pela presença de microcavidades esféricas (Figura 4.25b).

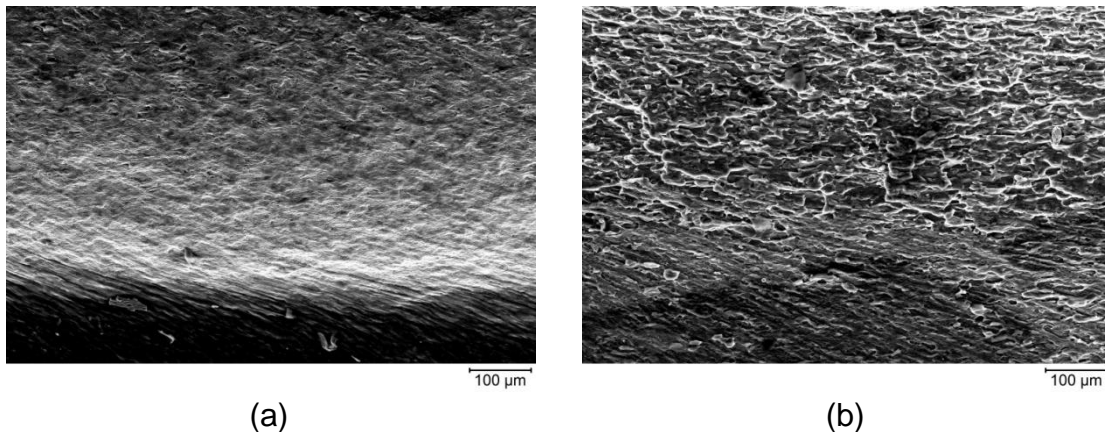


Figura 4.25 – Superfícies de fratura por MEV no “lado esquerdo” de um corpo de prova AC: (a) região próxima à interface e (b) região próxima à superfície.

Embora o caminho de propagação de trinca seja diferente em cada modo de falha em decorrência dos fatores abordados, entre os quais o efeito da distribuição de tensões, a magnitude da razão h/e e eventualmente a carga de flexão, as curvas de carga são consideravelmente similares. A Figura 4.26 contém as curvas dos corpos de prova ilustrados previamente (Figura 4.19). Os pequenos valores de deslocamento evidenciam a baixa utilidade das juntas soldadas, o que é esperado em função do baixo número de sistemas de escorregamento da estrutura HC do magnésio. Estes valores, entretanto, são comparáveis e até mesmo superiores aos valores reportados para a fratura por AC da solda por ponto de alumínio 2024-T3 [44]. A porção decrescente das curvas após o pico de carga está associada à propagação das falhas nucleadas na vizinhança do botão de solda. No caso dos modos AS e ANC, a extensão de propagação da trinca é maior em comparação com o modo AC, de forma que o deslocamento é por volta de 20 e 35% maior nos modos AS e ANC respectivamente do que no modo AC.

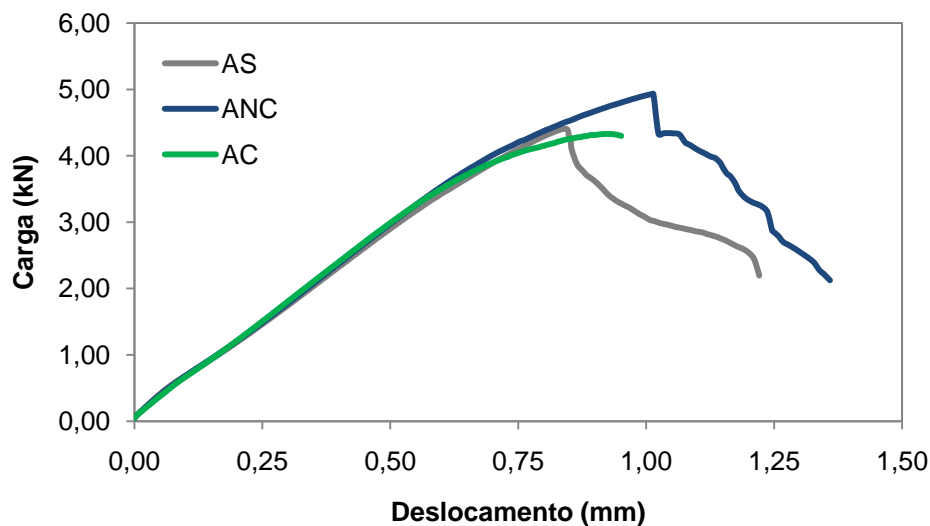


Figura 4.26 – Curva típica de carga versus deslocamento extraída do ensaio de cisalhamento para cada modo de falha.

5 CONCLUSÕES

Dado o ineditismo do tema de pesquisa, os resultados obtidos mostraram-se satisfatórios no que se refere à união da liga de magnésio AZ31 por meio do processo de soldagem por fricção por ponto (FSpW). As principais conclusões são destacadas a seguir.

- O desgaste da ferramenta de soldagem inicial induziu a sua substituição e conseqüentemente a separação do plano experimental em duas fases, distintas entre si pelo intervalo de variação dos parâmetros. Para as juntas produzidas pela ferramenta com superfície desgastada, a profundidade de penetração mostrou ser o parâmetro de maior influência sobre a carga de cisalhamento, ao passo que a velocidade de rotação apresentou um efeito mais pronunciado para as juntas fornecidas pela ferramenta com perfil em rosca. Em ambos os casos, o tempo de mistura não exibiu uma contribuição significativa para a resistência mecânica. Tendo em vista a queda de resistência observada para a junta soldada com a ferramenta com rosca em relação à junta soldada com a ferramenta lisa (superfície desgastada), para a mesma condição de processo, o perfil da ferramenta mostrou exercer uma influência considerável sobre o desempenho mecânico da solda.
- Os seguintes níveis dos parâmetros foram identificados para a condição otimizada na etapa constituída pela ferramenta com perfil liso: 2500 rpm de velocidade de rotação, 3,0 mm de profundidade de penetração e 1,5 s de tempo de mistura. Entretanto, além da possibilidade de se obter um nível melhor para a profundidade de penetração acima do nível máximo ensaiado, outras combinações apresentaram valores de resistência estatisticamente equivalentes, sugerindo um aporte térmico similar em tais situações. No caso da ferramenta com rosca, os níveis ideais de parâmetros encontraram-se no intervalo de busca e foram identificados, nos níveis ensaiados, como sendo: 1500 rpm de velocidade de rotação,

2,75 mm de profundidade de penetração e 1 s de tempo de mistura. Os valores máximos de resistência obtidos nas duas situações apontam a robustez do processo de soldagem, uma vez que o simples ajuste nos níveis dos parâmetros foi suficiente para que os valores de carga se mantivessem praticamente equivalentes.

- A caracterização microestrutural básica da solda maximizada evidenciou o aspecto homogêneo e a ausência total de defeitos. Quanto às zonas de solda, foi observada uma variação de tamanho médio de grão na zona recristalizada, com uma diminuição apreciável nas proximidades da superfície da chapa superior. As demais zonas não apresentaram uma diferença estatisticamente significativa em relação ao metal de base. Tais observações justificam o comportamento do perfil de microdureza, que apresentou certa uniformidade e um pequeno aumento de resistência somente na região da superfície.
- A formação dos elementos identificados como linhas de união e cunha mostrou estar diretamente relacionada ao fluxo de material plastificado. É válido ressaltar que a observação de porosidade ao longo das linhas de união deve ser explicada pela ocorrência de uma fusão incipiente localizada, dado que o material encontra-se sob uma força de compressão exercida pelo movimento da ferramenta de soldagem. Tanto a largura de união metalúrgica quanto o deslocamento vertical da cunha e a mistura do material apresentaram uma forte influência sobre a resistência mecânica, de modo que o efeito individual do aumento da largura sobre os valores de resistência foi, em alguns casos, afetado pelo deslocamento pronunciado da cunha e pelo baixo nível de mistura decorrente da condição de deslizamento da ferramenta.
- Três modos de falha foram obtidos a partir dos ensaios de cisalhamento: através da solda, arrancamento não circunferencial (este particularmente em soldas de alta resistência) e arrancamento circunferencial. Em todos

os casos, a falha se desenvolveu pela nucleação simultânea de duas trincas, uma em cada extremidade do botão de solda na seção longitudinal, precisamente nos locais próximos à cunha submetidos a uma maior tensão de tração. Os caminhos de propagação de trinca mostraram-se dependentes da distribuição de tensões, a qual conduziu inicialmente ao cruzamento da zona recristalizada. Em alguns casos, o efeito da magnitude do deslocamento vertical da cunha e da carga de flexão proveniente do alinhamento do corpo de prova promoveu o crescimento da fratura totalmente ao redor da zona recristalizada.

- Após os ensaios de cisalhamento por tração das juntas soldadas, as superfícies de fratura apresentaram características de fratura dútil. O aspecto típico constituído por microcavidades esféricas foi observado nos locais de maior tensão de tração, como as regiões de nucleação das trincas e, no caso da fratura por arrancamento circunferencial, a região próxima à superfície superior. As demais regiões exibiram um aspecto dútil sob um efeito cisalhante, com cavidades alongadas e praticamente planas. Dadas estas similaridades, as curvas de carga dos três modos de fratura mostraram-se semelhantes, apesar dos deslocamentos um pouco maiores para as fraturas através da zona recristalizada em função da maior extensão do caminho de propagação.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Uma vez comprovada a possibilidade de união da liga de magnésio AZ31 pela técnica de soldagem por fricção por ponto (FSpW), outros trabalhos podem ser realizados para a evolução do conhecimento científico acerca do tema de pesquisa, conforme sugestões abaixo:

- Avaliação do efeito da geometria da ferramenta sobre o fluxo de material e conseqüentemente sobre o desempenho mecânico das soldas;
- Medição da temperatura em diferentes posições e determinação do aporte real de energia térmica;
- Monitoramento do torque durante o processo como forma de verificar a ocorrência do fenômeno de transição deslizamento/adesão;
- Determinação por EBSD da textura na zona recristalizada e avaliação da possível correlação com o caminho de propagação de trinca;
- Simulação da distribuição de tensões ao redor da junta incorporando o coeficiente de encruamento no modelo como forma de considerar o escoamento plástico do material;
- Caracterização do desempenho mecânico em solicitação de fadiga.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] AGHION, E.; BRONFIN, B.; ELIEZER, D. The role of the magnesium industry in protecting the environment. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 117, p. 381-385, 2001.
- [2] MORDIKE, B. L.; EBERT, T. Magnesium: Properties – applications – potential. **Materials Science and Engineering A**, v. 302, p. 37-45, 2001.
- [3] EDGAR, R. L. Global Overview on Demand and Applications for Magnesium Alloys. In: KAINER, K. U. **Magnesium Alloys and their Applications**. Weinheim: Wiley-VCH, 2000. p. 1-8.
- [4] JOHNSON, R.; THREADGILL, P. Friction Stir Welding of Magnesium Alloys. In: KAPLAN, H. I. **Magnesium Technology 2003**. Warrendale: TMS, 2003. p. 147-152.
- [5] LUO, A. A. Materials Comparison and Potential Applications of Magnesium in Automobiles. In: KAPLAN, H. I.; HRYN, J.; CLOW, B. **Magnesium Technology 2000**. Warrendale: TMS, 2000. p. 89-98.
- [6] MUNITZ, A. et al. Mechanical properties and microstructure of gas tungsten arc welded magnesium AZ91D plates. **Materials Science and Engineering A**, v. 302, n. 1, p. 68-73, 2001.
- [7] CAO, X. et al. A review of laser welding techniques for magnesium alloys. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 171, n. 2, p. 188-204, 2006.
- [8] THOMAS, W. M. et al. **Friction Stir Butt Welding**. GB 9125978.8, 6 Dezembro 1991.
- [9] MISHRA, R. S.; MA, Z. Y. Friction stir welding and processing. **Materials Science and Engineering R**, v. 50, n. 1-2, p. 1-78, 2005.
- [10] SCHILLING, C.; DOS SANTOS, J. **Method and Device for Linking at Least Two Adjoining Work Pieces by Friction Welding**.

WO/2001/036144, 25 Maio 2001.

- [11] DA SILVA, A. A. M. et al. Performance Evaluation of 2-mm thick alclad AA2024 T3 Aluminium Alloy Friction Spot Welding. **SAE Technical Paper**, 2007-01-3812, 2007.
- [12] PAN, T.-Y.; ZHU, W.; SCHWARTZ, W. J. Spot Friction Welding – A New Joining Method for Aluminum Sheets. In: International Automotive Body Congress (IABC), 2005, Ann Arbor, EUA. **Proceedings...** 2005. v. 2, p. 95-99.
- [13] HOUSH, S.; MIKUCKI, B.; STEVENSON, A. Selection and Application of Magnesium and Magnesium Alloys. In: ASM Handbook, v. 2. Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials. Materials Park: ASM International, 1990. p. 455-479.
- [14] AVEDESIAN, M. M.; BAKER, H. **ASM Specialty Handbook – Magnesium and Magnesium Alloys**. Materials Park: ASM International, 1999. 314 p.
- [15] FRIEDRICH, H. E.; MORDIKE, B. L. **Magnesium Technology – Metallurgy, Design Data, Applications**. Berlim: Springer-Verlag, 2006. 677 p.
- [16] KAINER, K. U. **Magnesium Alloys and Technology**. Tradução de Frank Kaiser. Weinheim: Wiley-VCH, 2003. 285 p.
- [17] GUPTA, M.; SHARON, N. M. L. **Magnesium, Magnesium Alloys, and Magnesium Composites**. Hoboken: John Wiley & Sons, 2011. 257 p.
- [18] RAYNOR, G. V. **The Physical Metallurgy of Magnesium and Its Alloys**. Londres: Pergamon Press, v. 5, 1959. 531 p.
- [19] ELIEZER, D.; AGHION, E.; FROES, F. H. Magnesium Science, Technology and Applications. **Advanced Performance Materials**, v. 5, n. 3, p. 201-212, 1998.

- [20] KULEKCI, M. K. Magnesium and its alloys applications in automotive industry. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 39, n. 9-10, p. 851-865, 2008.
- [21] JASCHIK, C.; HAFERKAMP, H.; NIEMEYER, M. New Magnesium Wrought Alloys. In: KAINER, K. U. **Magnesium Alloys and their Applications**. Weinheim: Wiley-VCH, 2000. p. 41-46.
- [22] SHAW, B. A. Corrosion Resistance of Magnesium Alloys. In: ASM Handbook, v. 13A. Corrosion: Fundamentals, Testing, and Protection. Materials Park: ASM International, 2003. p. 692-696.
- [23] MATWEB Material Property Database. Disponível em: <<http://www.matweb.com>>. Acesso em: 18 Setembro 2011.
- [24] YOSHINAGA, H.; HORIUCHI, R. On the Nonbasal Slip in Magnesium Crystals. **Transactions of the Japan Institute of Metals**, v. 5, n. 1, p. 14-21, 1963.
- [25] MWEMBELA, A. et al. Hot workability of five commercial magnesium alloys. In: KAINER, K. U. **Magnesium Alloys and their Applications**. Frankfurt: Werkstoff-Informationsgesellschaft, 1998. p. 215-222.
- [26] MCQUEEN, H. J. Hot working Characteristics of Mg-2.8Al-0.9Zn. In: MORDIKE, B. L.; KAINER, K. U. **Magnesium Alloys and their Applications**. Frankfurt: Werkstoff-Informationsgesellschaft, 1998. p. 201-208.
- [27] MWEMBELA, A.; KONOPLEVA, E. B.; MCQUEEN, H. J. Microstructural Development in Mg Alloy AZ31 During Hot Working. **Scripta Materialia**, v. 37, n. 11, p. 1789-1795, 1997.
- [28] BEN-ARTZY, A. et al. Deformation Characteristics of Wrought Magnesium Alloys AZ31, ZK60. In: KAPLAN, H. I.; HRYN, J.; CLOW, B. **Magnesium Technology 2000**. Warrendale: TMS, 2000. p. 363-374.
- [29] ULACIA, I. et al. Texture Evolution of AZ31 Magnesium Alloy Sheet at

- High Strain Rates. In: 4th International Conference on High Speed Forming, 2010, Columbus, EUA. **Proceedings...** 2010. p. 189-197.
- [30] GEHRMANN, R.; FROMMERT, M. M.; GOTTSTEIN, G. Influence of Texture on Deformation Behaviour of Magnesium Alloy AZ31. In: KAINER, K. U. **Magnesium Alloys and their Applications**. Weinheim: Wiley-VCH, 2000. p. 143-148.
- [31] CELOTTO, S.; BASTOW, T. J. Study of Precipitation in Aged Binary Mg-Al and Ternary Mg-Al-Zn Alloys Using ²⁷Al NMR Spectroscopy. **Acta Materialia**, v. 49, n. 1, p. 41-51, 2001.
- [32] BRASZCZYNSKA-MALIK, K. N. Discontinuous and continuous precipitation in magnesium-aluminium type alloys. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 477, n. 1-2, p. 870-876, 2009.
- [33] CELOTTO, S. TEM Study of Continuous Precipitation in Mg-9Wt%Al-1Wt%Zn Alloy. **Acta Materialia**, v. 48, n. 8, p. 1775-1787, 2000.
- [34] XU, S. W. et al. Effect of Mg₁₇Al₁₂ precipitates on the microstructural changes and mechanical properties of hot compressed AZ91 magnesium alloy. **Materials Science and Engineering A**, v. 523, n. 1-2, p. 47-52, 2009.
- [35] SOHN, K. Y.; JONES, J. W.; ALLISON, J. E. The Effect of Calcium on Creep and Bolt Load Retention Behavior of Die-Cast AM50 Alloy. In: KAPLAN, H. I.; HRYN, J.; CLOW, B. **Magnesium Technology 2000**. Warrendale: TMS, 2000. p. 271-278.
- [36] WOHLFAHRT, H.; JÜTTNER, S. Arc Welding of Magnesium Alloys. In: KAINER, K. U. **Magnesium Alloys and their Applications**. Frankfurt: Werkstoff-Informationsgesellschaft, 1998. p. 589-595.
- [37] DA SILVA, A. A. M. et al. Preliminary Investigation on Microstructural Features and Mechanical Performance of FSpW of Al Alloys. In: IIW International Seminar on Friction based Spot Welding Processes, 2007,

- Geesthacht, Alemanha. **Proceedings...** 2007.
- [38] ARBEGAST, W. J. Refill Friction Stir Spot Welding of Aluminium Alloys. In: IIW International Seminar on Friction based Spot Welding Processes, 2007, Geesthacht, Alemanha. **Proceedings...** 2007.
- [39] MUCI-KÜCHLER, K. H. et al. Numerical Simulation of the Friction Stir Spot Welding Process. **SAE Technical Paper**, 2005-01-1260, 2005.
- [40] MUCI-KÜCHLER, K. H. et al. Visualization of Material Flow in Friction Stir Spot Welding. **SAE Technical Paper**, 2005-01-3323, 2005.
- [41] ITAPU, S. K.; MUCI-KÜCHLER, K. H. Visualization of Material Flow in the Refill Friction Stir Spot Welding Process. **SAE Technical Paper**, 2006-01-1206, 2006.
- [42] ROSENDO, T. S. et al. Preliminary Investigation on Friction Spot Welding of Alclad 2024-T4 Aluminum Alloy. In: XXXIII Congresso Nacional de Soldagem (CONSOLDA), 2007, Caxias do Sul. **Anais...** 2007.
- [43] ROSENDO, T. et al. Mechanical and microstructural investigation of friction spot welded AA6181-T4 aluminium alloy. **Materials and Design**, v. 32, p. 1094-1100, 2011.
- [44] AMANCIO-FILHO, S. T. et al. Preliminary Investigation of the Microstructure and Mechanical Behaviour of 2024 Aluminium Alloy Friction Spot Welds. **Materials Transactions**, v. 52, n. 5, p. 985-991, 2011.
- [45] SU, P.; GERLICH, A.; NORTH, T. H. Friction Stir Spot Welding of Aluminum and Magnesium Alloy Sheets. **SAE Technical Paper**, 2005-01-1255, 2005.
- [46] SU, P. et al. Energy Generation and Stir Zone Dimensions in Friction Stir Spot Welds. **SAE Technical Paper**, 2006-01-0971, 2006.
- [47] GERLICH, A.; AVRAMOVIC-CINGARA, G.; NORTH, T. H. Stir Zone Microstructure and Strain Rate during Al 7075-T6 Friction Stir Spot

- Welding. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 37A, p. 2773-2786, 2006.
- [48] NORTH, T. H. et al. Transient Local Melting in Al 7075-T6 Friction Stir Spot Welds. **Materials Science Forum**, v. 539-543, p. 3826-3831, 2007.
- [49] YIN, Y. H.; IKUTA, A.; NORTH, T. H. Microstructural features and mechanical properties of AM60 and AZ31 friction stir spot welds. **Materials and Design**, v. 31, p. 4764-4776, 2010.
- [50] YIN, Y. H. et al. Hook formation and mechanical properties in AZ31 friction stir spot welds. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 210, p. 2062-2070, 2010.
- [51] YIN, Y. H. et al. Influence of tool design on mechanical properties of AZ31 friction stir spot welds. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 15, n. 1, p. 81-86, 2010.
- [52] YANG, Q et al. Microstructure and Mechanical Properties of Friction Stir Spot Welded AZ31 Mg Alloy. In: 7th International Friction Stir Welding Symposium, 2008, Awaji Island, Japão. **Proceedings...** 2008.
- [53] BADARINARAYAN, H. et al. Effect of tool geometry on hook formation and static strength of friction stir spot welded aluminum 5754-O sheets. **International Journal of Machine Tools & Manufacture**, v. 49, p. 814-823, 2009.
- [54] INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. **ISO 14273**: Specimen dimensions and procedure for shear testing resistance spot, seam and embossed projection welds. 2000. 8 p.
- [55] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E384-11**: Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials Specimen. 2011. 43 p.
- [56] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E112-10**: Standard Test Methods for Determining Average Grain Size. 2010. 26 p.

- [57] BATHE, K.-J. **Finite Element Procedures**. New Jersey: Prentice Hall, 1996. 1037 p.
- [58] XIANSHENG, N. et al. The use of Taguchi method to optimize the laser welding of sealing neuro-stimulator. **Optics and Lasers in Engineering**, v. 48, n. 3, p. 297-304, 2011.
- [59] LAKSHMINARAYANAN, A. K.; BALASUBRAMANIAN, V. Process parameters optimization for friction stir welding of RDE-40 aluminum alloy using Taguchi technique. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 18, n. 3, p. 548-554, 2008.
- [60] JAYARAMAN, M. et al. Optimization of process parameters for friction stir welding of cast aluminum alloy A319 by Taguchi method. **Journal of Scientific & Industrial Research**, v. 68, n. 1, p. 36-43, 2009.
- [61] SCHMIDT, H. N. B.; HATTEL, J. H. Thermal Modelling of Friction Stir Welding. **Scripta Materialia**, v. 58, n. 5, p. 332-337.
- [62] TOZAKI, Y.; UEMATSU, Y.; TOKAJI, K. A newly developed tool without probe for friction stir spot welding and its performance. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 210, p. 844-851, 2010.
- [63] LIU, L. et al. Effects of surface conditions on resistance spot welding of Mg alloy AZ31. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 14, n. 4, p. 356-361, 2009.
- [64] PARK, S. H. C.; SATO, Y. S.; KOKAWA, H. Effect of micro-texture on fracture location in friction stir weld of Mg alloy AZ61 during tensile test. **Scripta Materialia**, v. 49, p. 161-166, 2003.
- [65] YAMAMOTO, M. et al. Cracking in the stir zones of Mg-alloy friction stir spot welds. **Journal of Materials Science**, v. 42, n. 18, p. 7657-7666, 2007.