

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

ESTUDO SOBRE A FORMAÇÃO DA INTERFACE EM SOLDAS
DISSIMILARES DE ALUMÍNIO E AÇO GALVANIZADO DURANTE O
PROCESSO DE SOLDAGEM POR FRICÇÃO POR PONTO (RFSSW) COM
CONTROLE POR CARGA

Vítor Ramos Ferrari

São Carlos – SP
2022

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

ESTUDO SOBRE A FORMAÇÃO DA INTERFACE EM SOLDAS
DISSIMILARES DE ALUMÍNIO E AÇO GALVANIZADO DURANTE O
PROCESSO DE SOLDAGEM POR FRICÇÃO POR PONTO (RFSSW) COM
CONTROLE POR CARGA

Vítor Ramos Ferrari

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

Orientador: Prof. Dr. Guilherme Yuuki Koga

Agência Financiadora: CAPES

São Carlos-SP
2022

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho à minha família, com muito carinho e amor.

VITAE DO CANDIDATO

Bacharel em Engenharia de Materiais pela UFSCar (2020)



UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS

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

Folha de Aprovação

Defesa de Dissertação de Mestrado do candidato Vítor Ramos Ferrari, realizada em 29/03/2022.

Comissão Julgadora:

Prof. Dr. Guilherme Yuuki Koga (UFSCar)

Prof. Dr. Guilherme Zepon (UFSCar)

Prof. Dr. Witor Wolf (UFMG)

O Relatório de Defesa assinado pelos membros da Comissão Julgadora encontra-se arquivado junto ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais.

AGRADECIMENTOS

Ao meu orientador Dr. Guilherme Yuuki Koga por todo o apoio durante a realização do projeto de mestrado, colaborando diretamente para o desenvolvimento e aprimoramento das análises desenvolvidas.

Ao pesquisador Uceu Suhuddin pela orientação e suporte durante a realização parcial do projeto na Alemanha.

Aos professores Dr. Nelson Guedes de Alcântara e Dr. Jorge dos Santos pela oportunidade de trabalhar neste projeto, o qual foi fundamental para o meu desenvolvimento profissional e pessoal.

Ao instituto Helmholtz-Zentrum Hereon e ao Departamento da Engenharia de Materiais (DEMa) da UFSCar por disponibilizar toda a estrutura necessária.

Ao professor Dr. Francisco Gil Coury pela ajuda fundamental nas análises realizadas no microscópio eletrônico de transmissão e na compreensão dos resultados.

Aos meus familiares pela confiança e apoio incondicional em todas as etapas da minha vida, principalmente à minha mãe, meu pai e meu irmão.

Aos meus amigos pelos incontáveis momentos de inspiração, incentivo, motivação, descontração e, acima de tudo, companheirismo.

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

RESUMO

No atual cenário científico e tecnológico, a crescente demanda por juntas dissimilares visando à otimização das propriedades mecânicas tem promovido inovações. Neste contexto, o presente projeto propõe um estudo sobre as variáveis metalúrgicas envolvidas na formação de juntas entre a liga de alumínio AA6016-T4 e o aço galvanizado DX56D produzidas através do processo de soldagem por fricção por ponto controlado por carga. A influência dos principais parâmetros de processo foi avaliada empregando um planejamento estatístico de experimentos. Subsequentemente, os fenômenos metalúrgicos envolvidos na formação das juntas foram investigados através da caracterização microestrutural (microscopia ótica e eletrônica) mecânica (ensaios de cisalhamento e microdureza) e térmica (calorimetria exploratória diferencial e ciclo térmico). Para as juntas avaliadas, a fusão incipiente do Zn somada à existência de reações eutéticas de baixa temperatura para uma composição Al – 88,7 %at. Zn levaram formação de uma estrutura semi-sólida. A presença de fases líquidas foi fundamental para a lubrificação do processo e proteção da interface contra óxidos contaminantes. Quando rapidamente dispersas no interior da zona de mistura, as fases líquidas com elevado teor de Zn apresentaram grande influência na reação interfacial, possibilitando a junção dos materiais através da formação do composto intermetálico $Al_5F_2(Si)$. Portanto, as complexas relações entre microestrutura e propriedades mecânicas foram discutidas em função do fluxo de material e do crescimento acelerado dos compostos intermetálicos induzido pela presença do Zn. O endurecimento por tratamento térmico apresentou uma influência substancial nos mecanismos difusionais de precipitação, maximizando a resistência ao cisalhamento da junta ao limitar a flexão secundária das chapas. De modo geral, os resultados evidenciam um grande potencial do processo de soldagem por fricção por ponto para produção de juntas dissimilares através de ciclos térmicos curtos, o que é favorável para aplicações de larga escala na indústria automotiva.

Palavras-chave: Soldagem por Fricção por Ponto; AA6016-T4; aço galvanizado DX56D; composto intermetálico; fusão incipiente; fluxo de zinco.

ABSTRACT

STUDY ON INTERFACE FORMATION IN DISSIMILAR ALUMINUM TO GALVANIZED STEEL WELDS DURING REFILL FRICTION STIR SPOT WELDING USING LOAD CONTROL

In the current scientific and technological scenario, the increased demand for dissimilar joints aiming a combination of optimized mechanical properties has driven innovations. Based on this, the present project proposes an in-depth study to elucidate the metallurgical aspects involved in the interface formation of dissimilar welds between aluminum alloy (AA6016-T6) and Zn-coated DX56D steel joined by refill friction stir spot welding (RFSSW) using load control. The main process parameters effects were evaluated through statistical methods and analysis. Subsequently, the metallurgical aspect was assessed through multi-scale microstructural characterization (optical and electron microscopy), mechanical tests (lap shear and microhardness) and thermal measurements (differential scanning calorimetry and thermal cycle). For the studied dissimilar joints, Zn incipient melting coupled with the presence of a low temperature eutectic reaction for an overall chemical composition Al – 88.7 %at. Zn led to semi-solid structure formation. The presence of liquid phases was essential for the process lubrication and interface protection from oxide contamination. When rapidly dispersed along the stir zone, the Zn-rich liquid phases also presented a directly influence on interfacial reaction, enabling the sheets joining through $Al_5Fe_2(Si)$ intermetallic compounds formation. Therefore, the complex relationship between microstructure and mechanical properties were discussed in terms of material flow and Zn-induced intermetallic compounds growth acceleration. The bake hardening presented a substantial influence on diffusional precipitation mechanisms, maximizing the joints ultimate lap shear strength while limiting the sheets secondary bending. Overall, the results highlight a great potential of load-controlled RFSSW method for producing high-strength dissimilar joints through short thermal cycles, which is favorable for applications in automotive industries.

Keywords: Refill Friction Stir Spot Welding; AA6016-T4; Galvanized DX56D steel; Intermetallic compound; Incipient Melting; Zinc flow.

PUBLICAÇÕES

SUHUDDIN, U.; FERRARI, V.; DOS SANTOS, J. F.; KLUSEMANN, B.; FUJIMOTO, M.; MIYAKE; M. Microstructure and Mechanical Properties of Dissimilar Aluminum Alloy and Galvanized Steel Produced by load-controlled Refill Friction Stir Spot Welding. In: 13th International Symposium on Friction Stir Welding, 2022, Kyoto – Japan. Proceedings from the 13th International Symposium on Friction Stir Welding.

ÍNDICE DE ASSUNTOS

FOLHA DE APROVAÇÃO	i
AGRADECIMENTOS	iii
RESUMO.....	v
ABSTRACT	vii
PUBLICAÇÕES.....	ix
SUMÁRIO.....	xi
ÍNDICE DE TABELAS	xiii
ÍNDICE DE FIGURAS	xv
SÍMBOLOS E ABREVIATURAS.....	xxi
1 INTRODUÇÃO	1
2 OBJETIVOS	7
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	9
3.1 Ligas de Alumínio.....	9
3.2 Aços Galvanizados	13
3.3 Processo de Soldagem por Fricção	15
3.3.1 Soldagem por Fricção por Ponto com controle por carga	16
3.3.2 Microestrutura	20
3.3.3 Defeitos	22
3.3.4 Vantagens, Limitações e Perspectivas	24
3.4 Metalurgia das soldas produzidas por RFSSW: reação interfacial	26
3.5 Métodos Estatísticos	29
3.5.1 Planejamento de Experimentos (DoE).....	29
3.5.2 Metodologias para análise de resultados.....	31
4 MATERIAIS E MÉTODOS	37
4.1 Materiais	38
4.2 Métodos	40
4.2.1 Produção das Soldas.....	40
4.2.2 Análises Estatísticas	41
4.2.3 Caracterização Mecânica.....	42
4.2.4 Caracterização Microestrutural	43
4.2.5 Ciclo Térmico	44

4.2.6 DSC (Calorimetria Exploratória Diferencial).....	45
4.2.7 Bake Hardening	46
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES	47
6 CONCLUSÕES	89
7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	91
8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	93
APÊNDICE A – Gráficos de resíduos (Resistência ao cisalhamento).....	105
APÊNDICE B – Gráficos de resíduos (tempo de solda).....	107

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1 – Tabela ANOVA simplificada indicando a relação matemática entre as principais variáveis analisadas considerando um modelo FFD com dois fatores [67].	36
Tabela 2 – Composição química nominal do material base AA6016 [8].	38
Tabela 3 – Composição química nominal do material base DX56D [72].	38
Tabela 4 – Propriedades mecânicas dos materiais utilizados para produção das soldas [72]–[74].	39
Tabela 5 – Janela de processamento utilizada para o desenvolvimento do planejamento de experimentos através do método Fatorial Completo. Dois parâmetros de processos distintos (VR e FP) foram avaliados em três níveis diferentes.....	51
Tabela 6 – Resultados obtidos para cada condição do planejamento experimental utilizando resistência ao cisalhamento e tempo de solda como variáveis de resposta.	53
Tabela 7 – Análise da variância e resumo do modelo utilizado para otimizar os parâmetros de processo VR e tempo de solda utilizando a resistência ao cisalhamento como resposta.....	55

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1 – Efeitos da substituição parcial do material base no peso final do sistema, assim como na emissão de gases poluentes [3]. AAAR – Aços avançados de alta resistência. Al – Alumínio forjado. Mg – Magnésio. PRFC – Polímero reforçado com fibra de carbono.	2
Figura 2 – Classificação das ligas de alumínio de acordo com os principais elementos de liga. As características de cada classe em termos de soldabilidade e endurecimento por tratamentos térmicos são indicadas de acordo com as cores apresentadas na legenda [36].	10
Figura 3 – Curvas de DSC obtidas para a liga 6016 nas condições T4 (preta) e T6 (verde), indicando a sequência completa de dissolução e precipitação [40].	12
Figura 4 - Representação esquemática dos mecanismos de proteção proporcionados pelo revestimento galvânico (Zn).	14
Figura 5 – Representação esquemática do processo de Soldagem por Fricção por Ponto com controle por carga. O processo inicia com o pré-aquecimento dos materiais através do calor gerado pela fricção entre a ferramenta e a chapa superior, seguido pela penetração da camisa. Especificamente na variante controlada por carga, nota-se uma etapa intermediária caracterizada pela retração da camisa simultaneamente a uma pequena penetração do pino. Por fim, ambas as partes retornam para suas respectivas posições iniciais e a ferramenta é removida.	18
Figura 6 – Representação esquemática evidenciando o princípio envolvido na definição da profundidade de penetração na variante controlada por carga.	19
Figura 7 – (a) secção transversal de junta similar de ligas Al-Mg-Si (6XXX) produzida através do processo de Soldagem por Ponto por Fricção, evidenciando a diferenciação de zonas baseado nas particularidades metalúrgicas e as respectivas microestruturas: (b) material base (MB); (c) zona de mistura (ZM); (d) zona termo-mecanicamente afetada (ZTMA); (e) interface e formação do hook [52].	21
Figura 8 - Defeitos típicos de soldas produzidas por RFSSW: (a) vazio e união parcial; (b) trincas; (c) falta de preenchimento.	23

Figura 9 – Diagrama de fases binário para o sistema Fe-Al [28].....	27
Figura 10 – Resultados obtidos no MEV para o processo de interdifusão entre alumínio puro e aço com diferentes tipos de revestimento de Zn. O experimento foi realizado a 750 °C e com um tempo de reação de 30 s. Micrografias na parte superior e mapas de fase, juntamente com mapas de qualidade de imagem, gerados por EBSD na parte inferior: (a) Sem revestimento; (b) revestimento eletrolítico (+ZE); (c) revestimento galvanizado (+Z) [29].	29
Figura 11 – Combinações de um modelo fatorial composto por: (a) dois fatores e três níveis (3^2); (b) três fatores e três níveis (3^3) [67].	31
Figura 12 – Fluxograma do planejamento experimental previsto para o presente projeto.	37
Figura 13 – Microestrutura e características metalúrgicas dos materiais na condição como recebidos: (a) AA6016-T4; (b) aço galvanizado DX56D.....	39
Figura 14 – (a) Sistema robótico da Kawasaki utilizado para produzir as soldas; (b) Ferramenta montada, sendo composta por três partes independentes (pino, camisa e anel de fixação).....	40
Figura 15 – Representação esquemática das duas configurações de soldas produzidas: (a) sobreposição parcial, utilizada para a realização dos ensaios de cisalhamento; (b) sobreposição total, utilizada para a realização da caracterização microestrutural, microdureza, medida do ciclo térmico, entre outras análises. Dimensões dadas em mm.....	41
Figura 16 – Seção transversal da solda após a realização do ensaio de microdureza, evidenciando a distribuição das indentações respeitando uma distância mínima de 0,1 mm, conforme indicado pela norma ASTM E384-11.	42
Figura 17 – Representação esquemática do preparo da amostra para caracterização microestrutural da secção transversal, indicando: (a) posição do corte na junta produzida de acordo com a configuração de sobreposição total; (b) amostra após a realização do corte; (c) amostra embutida em resina para realização da metalografia.	43
Figura 18 – Posição dos termopares na solda durante as medições do ciclo térmico.	44

- Figura 19** – Avaliação dos efeitos da profundidade de penetração na qualidade superficial da solda em três níveis distintos: (a) 1,2 mm; (b) 1,3 mm; (c) 1,4 mm. 48
- Figura 20** – Efeitos do tempo de mistura na qualidade das soldas dissimilares entre 6016-T4 e DX54D, evidenciando os defeitos formados na secção transversal: (a) TM = 0,1s; (b) TM = 0,2s. Os defeitos estão destacados com setas e círculos vermelhos..... 49
- Figura 21** – Deformação aparente da chapa superior (AA6016-T4) ao utilizar uma força de penetração de 14 kN, inviabilizando sua aplicação final. 50
- Figura 22** – Identificação das 9 condições propostas pelo modelo Fatorial Completo composto por 2 fatores e 3 níveis diferentes (3^2)..... 52
- Figura 23** – Comparação entre a resistência ao cisalhamento média obtida experimentalmente para cada condição do planejamento experimental e o requisito mínimo definido pela norma AWS D17.2/D17.2M. 54
- Figura 24** – Variação da resistência ao cisalhamento para os diferentes níveis de VR e FP de acordo com o: (a) gráfico 2D de interação; (b) gráfico 3D da resposta de superfície. 56
- Figura 25** – Gráficos dos efeitos individuais da (a) velocidade de rotação e da (b) força de penetração nas variáveis de respostas pré-definidas, seguidos das superfícies de contorno evidenciando os efeitos da interação na (c) resistência ao cisalhamento e no (d) tempo de solda. 57
- Figura 26** – Imagens de baixa magnificação da secção transversal de soldas dissimilares entre (a) AA6016-T4/aço DX56D sem revestimento e (b-d) AA6016-T4/aço DX56D galvanizado produzidas utilizando diferentes níveis de VR. O fluxo do Zn está marcado por linhas tracejadas em amarelo, enquanto a presença de defeitos está evidenciada por linhas sólidas vermelhas. Em todas as condições a FP foi mantida constante em 12 kN..... 59
- Figura 27** – Micrografias obtidas no MEV-BSE indicando: (a) Formação de trincas induzidas pela presença de fases líquida, a qual apresenta uma propagação seguindo o fluxo do Zn; (b) Distribuição homogênea do tamanho de grão no aço, evidenciado que o calor gerado no processo não é suficiente para promover alterações microestruturais na chapa inferior..... 61

- Figura 28** – Macrografias da secção transversal de soldas dissimilares AA6016-T4/DX56D produzidas para diferentes níveis de FP: (a) 11 kN; (b) 12 kN; (c) 13 kN. Neste caso, a VR foi mantida constante em 1700 rpm..... 63
- Figura 29** – Caracterização microestrutural da junta otimizada através de micrografias obtidas no MEV da (a) região central (zona de mistura), incluindo imagens de alta magnificação das (b-d) regiões demarcadas em vermelho e nomeadas como B, C e D, respectivamente. As principais características microestruturais e as fases identificadas estão evidenciadas em amarelo. 65
- Figura 30** – Investigação no MET da junta soldada entre AA6016-T4/ aço galvanizado DX56D na condição otimizada: micrografias de campo claro no modo STEM da (a) região interfacial e dos (b-c) precipitados nanométricos de Zn-HCP dispersos no interior dos grãos; indexação das partículas de Zn-HCP presentes nos contornos de grãos através de (d) imagem de campo escuro obtida utilizando as reflexões apresentadas no (e) padrão de difração de área selecionada (SAED) com eixo de zona [10-11]; (f) análises de composição química (%at.). As fases indexadas estão evidenciadas em amarelo..... 67
- Figura 31** – (a) Representação esquemática da sequência de reações metalúrgicas proposta para soldas dissimilares entre 6016-T4 e o aço galvanizado DX56D produzidas através da Soldagem por Ponto por Fricção. Os mecanismos metalúrgicos foram avaliados e sugeridos com base no (b) ciclo térmico e no (c) diagrama de fases binário Al-Zn..... 69
- Figura 32** – Formação de defeitos na região da interface devido à: (a) solidificação parcial das fases líquidas; (b) expansão térmica diferencial..... 74
- Figura 33** – Curva típica do ensaio de cisalhamento comparando os efeitos do revestimento galvânico na relação entre a carga e o deslocamento de soldas dissimilares entre AA6016-T4/aço DX56D produzidas através dos parâmetros de processo otimizados..... 76
- Figura 34** – Efeitos do Zn no comportamento mecânico de soldas dissimilares entre AA6016-T4/DX56D de acordo com os (a-b) mecanismos de flexão secundária e os (c-d) modos de falha observados ao utilizar um aço galvanizado e sem revestimento galvânico, respectivamente..... 77

Figura 35 – Análise de propagação da trinca em soldas dissimilares entre a liga de alumínio 6016-T4 e o aço DX56D sem revestimento galvânico produzidas através dos parâmetros de processo otimizados. O ensaio de cisalhamento foi interrompido na iminência da fratura e a secção transversal da junta foi analisada por microscopia ótica. Os modos de falha estão destacados em amarelo enquanto a micrografia de alta magnificação da amostra atacada quimicamente é evidenciada em vermelho. 79

Figura 36 - Análise de propagação da trinca em soldas dissimilares entre a liga de alumínio 6016-T4 e o aço DX56D sem revestimento galvânico produzidas através dos parâmetros de processo otimizados. O ensaio de cisalhamento foi interrompido na iminência da fratura e a secção transversal da junta foi analisada por microscopia ótica. As micrografias revelam (a) o surgimento dos esforços de flexão secundária e (b) a propagação da trinca através da interface com pequenos desvios no interior das camadas com elevado teor de Zn. 80

Figura 37 – Comportamento mecânico de juntas soldadas dissimilares entre AA6016-T4 e aço galvanizado DX56D mostrando (a) superfície de fratura de ambos os materiais, em que regiões concêntricas com microestruturas distintas foram marcadas com linhas tracejadas amarelas e identificadas com letras de A até D. As respectivas áreas foram identificadas na (b) macrografia de secção transversal e investigadas no MEV através de micrografias obtidas da superfície de fratura do aço na (c-d) região A; (e-f) região B; (g-h) região C e (i-j) região D. Para as regiões B e D, micrografias de alta magnificação ((f) e (j), respectivamente) foram obtidas das regiões marcadas em vermelho. Características microestruturais gerais são indicadas por símbolos e textos em amarelo. 83

Figura 38 – Distribuição da microdureza ao longo da secção transversal da chapa de AA6016 mostrando os efeitos do envelhecimento natural em soldas dissimilares produzidas através dos parâmetros de processo otimizados. 85

Figura 39 – Curvas de precipitação e dissolução obtidas através do DSC para (a) AA6016 em diferentes períodos de envelhecimento natural; (b) material base e material submetido ao tratamento térmico de solubilização completa.. 86

Figura 40 – Efeitos do bake hardening na resistência ao cisalhamento das juntas dissimilares AA6016/aço DX56D galvanizado produzidas através dos parâmetros de processo otimizados..... 88

SÍMBOLOS E ABREVIATURAS

ANOVA	Análise de Variância
At.	Atômico
ASTM	American Society for Testing and Materials
AWS	American Welding Society
CG	Contorno de Grão
CI	Composto Intermetálico
DE	Dispersão Externa
DI	Dispersão Interna
DoE	Design of Experiments – Planejamento de Experimentos
DRX	Difração de Raios-X
DSC	Differential Scanning Calorimetry – Calorimetria Exploratória Diferencial
EBSD	Electron Backscatter Diffraction – Difração de Elétrons Retroespalhados
EDS	Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy – Espectroscopia de Raios-X por Energia Dispersiva
FEG	Field Emission Gun – Canhão de Emissão de Campo
FF	Força de Fixação
FFD	Full-Factorial Design – Fatorial Completo
FP	Força de Penetração
FR	Força de Retração
FSW	Friction Stir Welding – Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica
FSSW	Friction Stir Spot Welding – Soldagem a Ponto por Fricção e Mistura Mecânica
GEES	Gases do Efeito Estufa
GL	Grau de Liberdade
HCP	Hexagonal Compacta

LW	Laser Welding – Soldagem a Laser
MB	Material Base
MET	Microscopia Eletrônica de Transmissão
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MO	Microscopia Ótica
OFAT	One Factor At A Time
p.	Peso
PP	Profundidade de Penetração
RFSSW	Refill Friction Stir Spot Welding – Soldagem por Fricção por Ponto
RSM	Response Surface Methodology – Reposta de superfície
RSW	Resistance Spot Welding – Soldagem por Resistência por Ponto
SAEDP	Padrão de Difração de Área Seleccionada
SS	Soma dos Quadrados
SSS	Solução Sólida Supersaturada
STEM	Scanning Transmission Electron Microscopy – Microscopia Eletrônica de Transmissão-Varredura
TM	Tempo de Mistura
VR	Velocidade de Rotação
ZM	Zona de Mistura
ZTA	Zona Termicamente Afetada
ZTMA	Zona Termo-mecanicamente Afetada
β	Beta
ζ	Zeta
η	Eta
θ	Teta
μ	Micras

1 INTRODUÇÃO

Por muitos anos, a ascensão da indústria automotiva não foi essencialmente acompanhada por um crescimento exponencial nos interesses sociais relacionados às questões ambientais e de segurança [1]. Neste contexto, a divergência existente entre os avanços científicos e os interesses industriais deste setor acabou levando a uma situação de impasse global. Atualmente, o setor de transporte é responsável por mais de um terço das emissões de dióxido de carbono e cerca de 30% das emissões de gases do efeito estufa (GEE), sendo mais de 90% provenientes de combustíveis derivados do petróleo [2]. Desta forma, a grande quantidade de carros existentes está diretamente relacionada às mudanças climáticas globais enfrentadas principalmente nos grandes centros urbanos, evidenciando a necessidade de alternativas para reduzir o consumo de combustíveis fósseis [3].

Os materiais utilizados na produção dos automóveis desempenham um papel fundamental na determinação do consumo de combustível e, conseqüentemente, nos níveis de emissões dos GEEs. Portanto, alternativas baseadas no desenvolvimento de estruturas leves têm atraído a atenção das grandes indústrias automotivas devido a possibilidade de providenciar, ao mesmo tempo, um aumento na eficiência energética e uma redução nas emissões dos gases. Neste cenário, estratégias visando a substituição parcial de materiais pesados e a implementação de soluções tecnológicas assumiram posições de destaque [1]–[6].

Dentre os diferentes materiais disponíveis no mercado, aços e ligas de alumínio se destacam como os materiais mais utilizados para produção de estruturas sustentáveis com excelente relação resistência/peso [1]. Historicamente, o material dominante em aplicações da indústria automobilística é o aço de baixo carbono, correspondendo aproximadamente 75% da constituição de um veículo [7]. Visando uma redução expressiva da massa do sistema, os aços têm sido parcialmente substituídos por diferentes classes de materiais, englobando desde materiais metálicos até materiais poliméricos e compósitos. A **Figura 1** apresenta os materiais mais utilizados na

substituição parcial do aço, indicando os efeitos da aplicação destes materiais no peso final da estrutura (eixo Y – esquerda) e nos níveis de emissão de CO₂ (eixo Y – direita). A composição final do sistema é indicada no interior das barras. Dentre os materiais metálicos, nota-se a tendência de substituição parcial do aço por, principalmente, ligas de alumínio e magnésio, os quais resultam em uma redução de densidade em torno de 60% e 75%, respectivamente [1]–[8]. Apesar de ser mais pesado que o magnésio, o alumínio é o material substitucional mais utilizado, visto que apresenta um excelente balanço entre custo, desempenho mecânico e propriedades físicas. Além disso, as centenas de composições diferentes desenvolvidas, juntamente com os inúmeros tratamentos termomecânicos possíveis, conferem às ligas de alumínio uma maior versatilidade em termos de processamento e propriedades específicas [8][9].

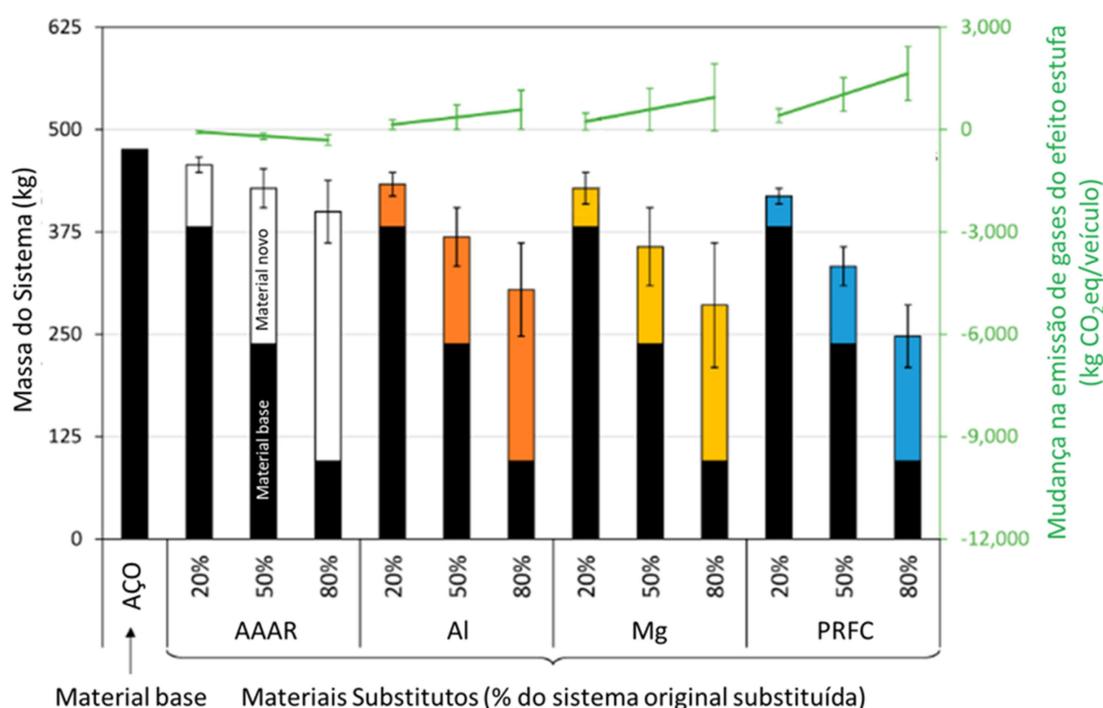


Figura 1 – Efeitos da substituição parcial do material base no peso final do sistema, assim como na emissão de gases poluentes [3]. AAAR – Aços avançados de alta resistência. Al – Alumínio forjado. Mg – Magnésio. PRFC – Polímero reforçado com fibra de carbono.

De modo geral, os veículos estão se transformando em sistemas complexos montados com estruturas híbridas compostas por diferentes materiais. Diante disso, a necessidade em combinar materiais tão diferentes tem se mostrado desafiadora, atuando como força motriz para o aperfeiçoamento de técnicas convencionais e desenvolvimento de novos processos de soldagem. Até o início do século XXI, as juntas utilizadas na indústria automotiva eram produzidas majoritariamente através de métodos de fixação mecânica, como rebiteagem, ou através de processos de soldagem por fusão, tais como Soldagem por Resistência por Ponto (“*Resistance Spot Welding – RSW*”) e Soldagem por Laser (“*Laser Welding – LW*”) [10]–[17]. Entretanto, com o aumento na utilização de estruturas híbridas compostas por ligas de alumínio e aço, estes processos apresentaram uma grande quantidade de limitações. As técnicas de junção mecânica apresentam limitações devido ao incremento da massa final do sistema por conta do rebite, dificuldade de automação, presença de concentradores de tensão e problemas de corrosão [18]. Por outro lado, processos de soldagem por fusão apresentam problemas relacionados à elevada demanda energética necessária para a fusão do material, acarretando em altos custos operacionais, defeitos provenientes da etapa de fusão (porosidade e trincas a quente) e elevado tempo de solda [18]–[20]. A soldagem de aço galvanizado por RSW se torna ainda mais crítica por conta da tendência do revestimento de Zn aderir nos eletrodos [11]. Visando mitigar estes problemas e viabilizar a produção de soldas dissimilares, a criação dos processos de Soldagem por Fricção destacou-se como uma solução viável e promissora.

Desenvolvido e patenteado na Helmholtz-Zentrum Geesthacht (HZG) [21], o processo de Soldagem por Fricção por Ponto (“*Refill Friction Stir Spot Welding – RFSSW*”) tem sido empregado com sucesso na produção de soldas dissimilares entre ligas de alumínio e aços, combinando o baixo peso específico e a alta resistência à corrosão das ligas de Al com a elevada resistência mecânica do aço [22]–[26]. Este processo de soldagem ocorre no estado sólido ou semi-sólido e consiste na utilização de uma ferramenta não-consumível composta por três partes móveis independentes (anel de fixação,

camisa e pino) para promover a junção dos materiais através de calor gerado por fricção. A ferramenta é montada de forma concêntrica, criando um sistema capaz de preencher a cavidade criada pela penetração da ferramenta nos materiais a serem soldados. Desta forma, ao contrário do processo convencional de Soldagem a Ponto por Fricção e Mistura Mecânica (*“Friction Stir Spot Welding – FSSW”*), nenhuma cavidade é observada na região soldada [18][27].

De modo geral, o grande sucesso dos processos de soldagem por fricção está diretamente relacionado ao fato destes processos apresentarem um ciclo térmico curto, evitando a fusão completa dos materiais e, conseqüentemente, a formação de defeitos durante a etapa de solidificação. Entretanto, apesar do desenvolvimento científico obtido até então, a produção de soldas dissimilares ainda é uma área com grandes lacunas em termos de conhecimento e avanço tecnológico. O desafio que envolve a união de aço e alumínio se deve, principalmente, a incompatibilidade química e a grande diferença de propriedades físicas entre estes materiais, tais como temperatura de fusão, expansão térmica e difusividade térmica [17][22].

Além disso, a baixa solubilidade do Fe no Al induz à formação de uma camada de compostos intermetálicos (Fe_xAl_y) na interface entre os metais, tais como ζ (Al_2Fe), θ ($Al_{13}Fe_4$) e η (Al_5Fe_2) [28]. Estas fases apresentam características frágeis e, de acordo com sua espessura, podem ser responsáveis pela redução das propriedades mecânicas da solda. Neste contexto, a fase η tem sido reportada como uma das mais relevantes para o desenvolvimento das soldas dissimilares, dado que é uma das fases intermetálicas mais frágeis do sistema Al-Fe e apresenta uma rápida cinética de crescimento [29][30]. A compreensão das reações interfaciais é ainda mais crucial para os casos em que a profundidade de penetração da ferramenta está restrita apenas à chapa superior, uma vez que o único mecanismo atuando na junção entre as chapas é a formação de ligações metalúrgicas [31]. Portanto, as propriedades mecânicas destas soldas dissimilares tem sido otimizadas considerando uma espessura crítica dos compostos intermetálicos, a qual pode

variar de 2 a 10 μm de acordo com os materiais e os parâmetros de processo [32]–[35].

A formação dos compostos intermetálicos está diretamente relacionada a fenômenos difusionais, de modo que sua espessura varia conforme o ciclo térmico do processo utilizado. Este ciclo é, geralmente, determinado pela relação entre a máxima temperatura atingida e o tempo de exposição, evidenciando a importância de controlar os parâmetros de processo. Além disso, a composição química local também apresenta uma grande influência nos mecanismos de interdifusão. Os efeitos do Zn, por exemplo, têm sido avaliados tanto em termos tecnológicos quanto científicos, visto que este elemento é amplamente utilizado para o revestimento de aços e sua presença na interface favorece o crescimento acelerado destas fases [29].

Diante disso, o presente projeto tem como principal objetivo elucidar os principais fenômenos metalúrgicos que governam a formação de soldas dissimilares entre a liga de alumínio 6016-T4, com 1,5 mm de espessura, e o aço galvanizado DX56D, com 1,2 mm de espessura. As soldas foram produzidas através de um processo não-convencional de Soldagem por Fricção por Ponto controlado por carga. Esta nova variante apresenta grande potencial para viabilizar a produção de soldas antes consideradas inviáveis, além de apresentar grande potencial para automatização e redução do tempo de processo. Visando a compreensão das complexas relações propriedade-microestrutura-processamento envolvidas neste processo tecnológico, as juntas foram avaliadas tanto através da evolução microestrutural, com enfoque no fluxo de material durante o processo, quanto através das propriedades mecânicas, tais como microdureza e resistência ao cisalhamento. Ambas as análises foram desenvolvidas de forma a traçar uma relação entre: (i) efeitos do revestimento de zinco na formação dos compostos intermetálicos, no fluxo do material e nos mecanismos de fratura da solda (propagação de trincas); (ii) efeitos do ciclo térmico na precipitação da liga de alumínio e, conseqüentemente, na dureza do material; (iii) efeitos dos parâmetros de soldagem na microestrutura e nas propriedades mecânicas, buscando a

otimização destas; (iv) efeitos de tratamentos térmicos amplamente utilizados na indústria automotiva nas propriedades mecânicas da solda.

2 OBJETIVOS

O objetivo principal do projeto é estudar, analisar e avaliar a formação da interface em soldas dissimilares entre a liga de alumínio 6016-T6 e aço galvanizado DX56D produzidas por um processo não convencional de Soldagem por Fricção por Ponto com controle por carga.

De forma a atingir o objetivo principal, o presente projeto será desenvolvido com foco nos seguintes objetivos específicos:

- Mapeamento e otimização dos parâmetros de processo por método de planejamento estatístico de experimento (*“Design of Experiments – DoE”*), avaliando o efeito de cada um, assim como suas combinações, nas propriedades mecânicas e nas microestruturas das soldas;
- Relação entre microestrutura, propriedades e processamento das juntas produzidas por RFSSW com controle por carga para as diferentes condições do trabalho;
- Caracterização da evolução microestrutural na interface entre os materiais, estudando a importância da formação de compostos intermetálicos como mecanismos de ligação entre os materiais;
- Comparação dos resultados obtidos para o processo de RFSSW com controle por carga com os resultados obtidos para o mesmo processo aplicando um controle por posição;
- Determinação dos efeitos da camada de zinco nas variáveis metalúrgicas. Esta etapa inclui a realização de um estudo aprofundado sobre a relação existente entre ciclo térmico, fluxo de material, estado de precipitação e envelhecimento natural.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Ligas de Alumínio

Nos últimos anos, considerando os esforços para desenvolver estruturas cada vez mais leves, as ligas de alumínio têm se destacado como uma solução promissora para diversas aplicações nos setores automotivo e aeroespacial. Além do custo de produção relativamente baixo, essa alta demanda por alumínio pode ser explicada pelas excelentes propriedades, tais como alta resistência específica, bom comportamento à corrosão, ductilidade e alta condutividade térmica/elétrica. De modo geral, essas propriedades podem ser facilmente otimizadas através da adição de elementos de liga e da realização de tratamentos termomecânicos, tornando o alumínio e suas ligas um dos materiais metálicos mais versáteis, econômicos e atrativos para aplicações industriais [8]. Entretanto, apesar da elevada aplicação industrial das ligas de alumínio devido às suas boas propriedades, ainda existem alguns desafios a serem superados. Dentre estes problemas, destaca-se a dificuldade de soldar algumas ligas de alumínio, sobretudo em consequência da alta exigência energética, facilidade de formação de óxidos e elevada expansão térmica. Em conjunto, estas características favorecem a formação de defeitos críticos, tais como porosidade e trincas.

Considerando a ampla gama de composições químicas e possibilidades de tratamentos termomecânicos, as ligas de alumínio são divididas e classificadas de acordo com os grupos padronizados pela “*Aluminum Association (AA)*”. As ligas trabalhadas são divididas de acordo com a composição química e identificadas através de um código de quatro dígitos, geralmente no formato “Nº + XXX”. A **Figura 2** apresenta os números utilizados para designar cada classe das ligas de acordo com o principal elemento de liga, evidenciando ainda a versatilidade de cada classe quanto à possibilidade de endurecimento por tratamento térmico e de processamento por soldagem.

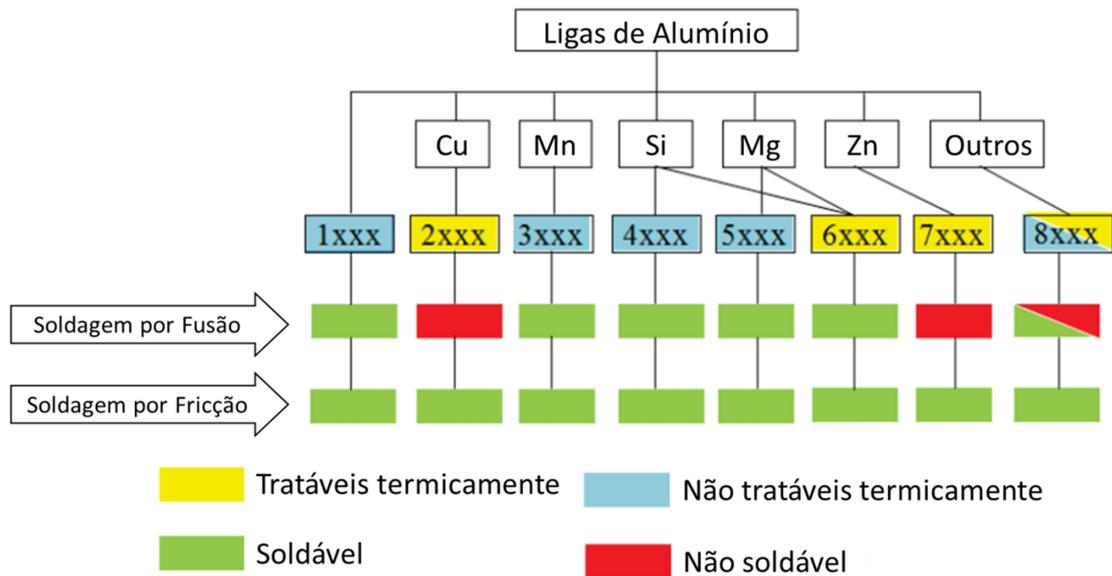
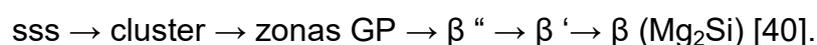


Figura 2 – Classificação das ligas de alumínio de acordo com os principais elementos de liga. As características de cada classe em termos de soldabilidade e endurecimento por tratamentos térmicos são indicadas de acordo com as cores apresentadas na legenda [36].

Especificamente em aplicações automotivas, ligas de Al da série 6XXX sobressaem em relação às demais ligas metálicas, principalmente devido à possibilidade de combinar boa conformabilidade com alta resistência mecânica [37]. Estas ligas contêm Mg e Si como principais elementos de liga, em proporção que permite a formação da fase β - Mg_2Si , e são tratáveis termicamente. Portanto, a boa conformabilidade das ligas Al-Mg-Si pode ser obtida através do processo de solubilização seguido de têmpera, enquanto a alta resistência pode ser obtida após o endurecimento por precipitação.

A fim de aprimorar os processos de tratamento térmico, o comportamento de precipitação e dissolução durante o envelhecimento das ligas Al-Mg-Si tem sido extensivamente estudado [38]–[40]. Simplificadamente, a complexa sequência de precipitação destas ligas, a partir de uma solução sólida saturada (sss) pode ser descrita como:



Entretanto, a sequência exata de precipitação depende fortemente da condição microestrutural inicial, das condições do tratamento térmico e da composição da liga, podendo sofrer variações significativas.

Dentre todas as ligas de alumínio da série 6XXX, a AA6016 se destaca pelos elevados níveis de conformabilidade, sendo amplamente utilizada na carroçaria de veículos. Além disso, na Europa também é a principal escolha de material para painéis de automóveis. Normalmente, estas propriedades mecânicas são obtidas com a realização de um tratamento térmico de solubilização seguido de têmpera e envelhecimento. Durante a etapa de envelhecimento, o material pode atingir uma condição substancialmente estável de forma natural ou artificial, as quais são referidas como T4 e T6, respectivamente. Portanto, os tratamentos T4 e T6 possibilitam a produção de ligas caracterizadas por uma vasta gama de propriedades, as quais podem ser explicadas pelos diferentes tipos de precipitados e níveis de superenvelhecimento. Devido aos requisitos da indústria automotiva e à quantidade significativa de endurecimento que ocorre na liga AA6016 em temperatura ambiente (*“natural aging”*), o T4 é amplamente utilizado [37][41]

A liga AA6016, em particular, apresenta uma razão Si/Mg relativamente alta quando comparada às outras ligas da série 6XXX, atingindo um valor de 3,2 enquanto as ligas AA6063 e AA6013 apresentam uma razão de 1,4 e 0,8, respectivamente [40]. Consequentemente, mesmo com o consumo parcial do Si para a formação dos precipitados estáveis β -Mg₂Si, esta liga apresenta um elevado teor de Si em excesso na matriz de Al [41]. Baseado nisso, estudos recentes provam que a elevada razão Si/Mg resulta em uma maior eficiência dos mecanismos de endurecimento e melhora drasticamente a conformabilidade destas ligas. Além disso, estes estudos também indicam a liga AA6016-T4 como uma das mais estáveis da série 6XXX, visto que suas propriedades mecânicas apresentam variações desprezíveis a longo prazo [40].

A **Figura 3** apresenta resultados de DSC obtidos para ambas as condições (T4 e T6), indicando a sequência de dissolução e precipitação envolvida em cada caso. A sequência da liga 6016 envelhecida naturalmente

inicia com um pico exotérmico, denominado de “ a_{T4} ”, associado ao potencial remanescente para formação de cluster. Na sequência, ocorre a dissolução dos clusters e das zonas GPs, a qual é evidenciada pela presença de um pico endotérmico em torno de 200 °C. Subsequentemente, tem-se a precipitação das fases β'' , β' e B' , as quais foram identificadas através dos picos exotérmicos nomeados como “ c_{T4} ”, “d” e “e”, respectivamente. Tanto a presença da fase B' , a qual ocorre em equilíbrio com a fase β' , quanto a elevada intensidade do pico “ c_{T4} ” estão diretamente relacionadas ao elevado teor de Si presente na liga 6016. Por fim, o pico endotérmico H indica a completa dissolução de todas as fases remanescentes. Por outro lado, apesar da condição T6 apresentar um comportamento similar, algumas diferenças são observadas, tais como o deslocamento do pico B e a ausência dos picos “ a_{T4} ”/“ c_{T4} ”. Simplificadamente, estas alterações são atribuídas principalmente ao fato das condições do tratamento favorecerem a formação prévia das zonas GPs e da fase β'' .

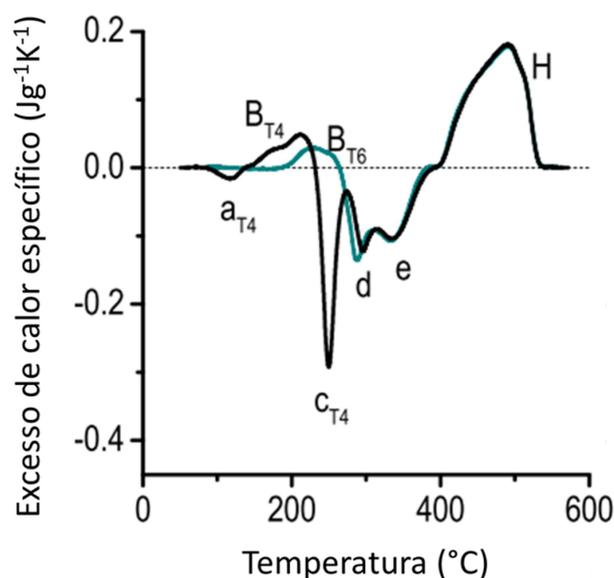


Figura 3 – Curvas de DSC obtidas para a liga 6016 nas condições T4 (preta) e T6 (verde), indicando a sequência completa de dissolução e precipitação [40].

Em contrapartida, dependendo da rota de processamento utilizada, o excesso de Si pode representar um grande fator limitante à aplicação destas

ligas. Quanto comparada às ligas AA6063 e AA6005A, a liga AA6016 apresenta menor resistência à corrosão, devido principalmente ao excesso de Si que precipita nos contornos de grãos e atua como um sítio catódico [40]. Ainda assim, a liga AA6016 atinge os requisitos mínimos de resistência à corrosão para sua aplicação em diversas partes dos automóveis.

3.2 Aços Galvanizados

Nas últimas décadas, o desenvolvimento de materiais mais leves, como ligas de Al e Mg, resultou em grandes impactos nos setores tradicionalmente dominados pelo aço. Este fato destacou a importância do desenvolvimento de novos aços, visando principalmente o aperfeiçoamento das relações existentes entre resistência mecânica, soldabilidade, ductilidade e tenacidade. Para tanto, novos tipos de aços passaram a ser desenvolvidos baseados principalmente na redução progressiva do teor de C e na adição de pequenos teores de elementos de liga, tais como Ti, Mo, Cr, Nb, Al e V. O baixo teor de C, geralmente inferior a 0,25 %p., garante excelentes níveis de soldabilidade e conformabilidade. Por outro lado, os elementos de liga permitem o aumento simultâneo da resistência mecânica e da tenacidade através da formação de carbonetos, nitretos e carbonitretos. Além disso, as rotas de processamento utilizadas também apresentam grande influência nas propriedades finais, promovendo melhorias através de estruturas refinadas e multifásicas. Nesse cenário, estratégias visando o design de novas composições e o controle microestrutural através de processos termomecânicos surgiram com o objetivo de garantir a competitividade do aço frente ao progresso contínuo de possíveis materiais substitutos.

Apesar dos avanços obtidos, a utilização do aço na indústria automotiva passou a ser limitada pelos requisitos mínimos de resistência à corrosão, os quais exigem níveis cada vez mais elevados. Portanto, a crescente demanda por automóveis seguros e duráveis acabou impulsionando a utilização de aços revestidos, uma vez que seu custo é menor quando comparado aos aços inoxidáveis ou, até mesmo, às ligas de alumínio. Desta forma, apesar dos aços avançados já apresentarem uma resistência à corrosão superior a dos aços

estruturais, esses materiais são empregados, em sua grande maioria, com revestimentos desenvolvidos especificamente para estas exigências do setor automotivo [42].

Os revestimentos de zinco puro e de suas ligas se destacaram como uma das técnicas comerciais mais importantes para a proteção dos componentes de aço expostos a ambientes corrosivos. Estes revestimentos aumentam a resistência à corrosão do material base através de dois mecanismos distintos: formação de barreira física e proteção galvânica (**Figura 4**). No primeiro caso, uma camada homogênea e contínua de zinco, quando intacta, forma uma barreira física protetora à atmosfera corrosiva, evitando que substâncias corrosivas atinjam o substrato. Já no segundo caso, o zinco é usado como ânodo de sacrifício, evitando a oxidação do aço. Em outras palavras, o Zn é mais ativo que o aço em ambientes corrosivos e, portanto, corrói preferencialmente. Desta forma, mesmo que parte do aço seja exposta através de descontinuidades, bordas cortadas e/ou arranhões no revestimento, o Zn irá corroer antes do substrato [43]. Além disso, a taxa de corrosão do zinco é geralmente muito menor do que a observada para aços estruturais expostos ao mesmo ambiente.

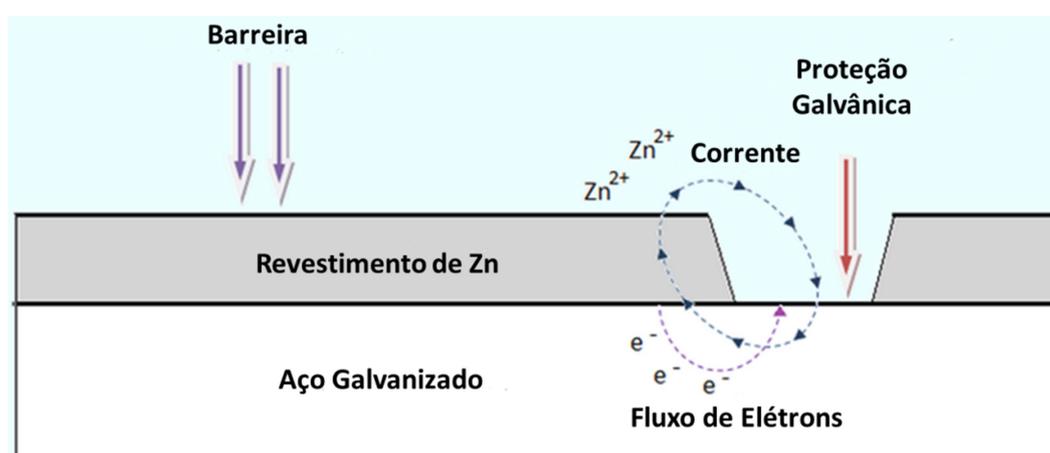


Figura 4 - Representação esquemática dos mecanismos de proteção proporcionados pelo revestimento galvânico (Zn).

Os aços galvanizados são produzidos majoritariamente por imersão a quente em um banho de zinco fundido, onde o substrato permanece submerso

por um tempo pré-determinado que possibilita a ocorrência da interdifusão entre o Zn e o Fe. Embora a temperatura de galvanização seja alta o suficiente para fundir o zinco e permitir o fenômeno de difusão, ela não é suficiente para alterar substancialmente as propriedades mecânicas do aço. Diante disto, a compreensão metalúrgica dos revestimentos galvânicos a partir dos complexos mecanismos difusionais tornou-se fundamental para a otimização das propriedades finais destes materiais.

As diferentes camadas que constituem o revestimento possuem um gradiente significativo de composição química, variando desde camadas intermetálicas na interface com o substrato até camadas externas de Zn puro [42]. Por conta disso, a taxa de resfriamento deve ser minuciosamente controlada após a imersão no banho de zinco fundido. O resfriamento controlado impede o Zn de continuar reagindo com o substrato e, conseqüentemente, evita a formação de espessas camadas de intermetálicos. O crescimento excessivo destas camadas é prejudicial às propriedades do revestimento, promovendo a fragilização da interface e perda da aderência [43].

As grandes vantagens da galvanização por imersão a quente estão relacionadas ao baixo custo de produção juntamente com a elevada produtividade e o preparo superficial relativamente simples. Como resultado, obtém-se, sem incrementos significativos no peso da estrutura, um revestimento uniforme, com excelente adesão, longa vida útil e ótima capacidade de proteção do substrato de aço.

3.3 Processo de Soldagem por Fricção

O crescente desenvolvimento apresentado pelo setor secundário da economia, composto principalmente por indústrias automotivas e aeroespaciais, foi acompanhado por desafios emergentes baseados na dificuldade de produzir soldas similares e dissimilares com elevada resistência mecânica. Em conseqüência, os processos convencionais de soldagem por fusão tornaram-se pouco atraentes para aplicações de alta tecnologia, uma vez que as juntas produzidas apresentavam baixa qualidade, defeitos volumétricos,

segregação química e microestruturas indesejáveis, levando a uma redução das propriedades mecânicas quando comparadas às do material de base [44]. Portanto, todo o esforço concentrou-se no desenvolvimento de novos processos de soldagem que pudessem ser usados para produzir soldas resistentes através de ciclos termomecânicos curtos.

Em 1991, um processo de soldagem no estado sólido, denominado Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica (*“Friction Stir Welding – FSW”*), foi desenvolvido e patenteado pelo *The Welding Institute (TWI)* no Reino Unido [45]. Os conceitos e princípios envolvidos nesta tecnologia são notavelmente simples: o calor é gerado por fricção e deformação plástica severa, obtidos através da interação entre uma ferramenta rotativa não consumível e as chapas a serem soldadas. Uma vez que este processo no estado sólido é realizado em ciclos de baixa temperatura, muitos defeitos decorrentes das etapas de fusão e solidificação são evitados, sendo considerado como uma possível solução para muitos dos complexos desafios associados aos processos de soldagem por fusão [46]. Entre as conquistas possibilitadas por esta tecnologia, destaca-se a possibilidade de soldar materiais antes considerados inviáveis, como as ligas de alumínio das séries 2XXX e 7XXX [46][47].

Apesar do considerável progresso na soldagem de materiais dissimilares, estudos mostram que o processo FSW, quando utilizado para unir materiais com temperaturas de fusão díspares, promove a fusão parcial de algumas regiões [48]. Portanto, um desafio recorrente dos processos de soldagem por fricção é a junção de materiais dissimilares, a qual é dificultada pela incompatibilidade físico-térmica e formação inevitável de compostos intermetálicos frágeis (CIs). Visando mitigar estes problemas, uma nova tecnologia denominada Soldagem por Fricção por Ponto (*“Refill Friction Stir Spot Welding – RFSSW”*) foi desenvolvida com base na FSW.

3.3.1 Soldagem por Fricção por Ponto com controle por carga

O RFSSW é um processo de soldagem geralmente realizado no estado sólido, no qual uma ferramenta cilíndrica não consumível é usada para produzir

deformação plástica severa e gerar calor através da fricção com o material a ser soldado. Em alguns casos, quando aplicado para soldar materiais com temperaturas de fusão muito distintas, pode ocorrer o início da formação de fase líquida nos contornos de grãos, geralmente proveniente de uma reação eutética entre os elementos [29][49]. A produção de soldas dissimilares entre ligas de alumínio da série 6XXX e aços galvanizados, estudadas neste projeto, são caracterizadas pela formação desta estrutura semi-sólida.

O grande diferencial do processo patenteado pela HZG foi o desenvolvimento de uma ferramenta formada por três partes concêntricas: anel de fixação, camisa e pino. Enquanto o anel de fixação mantém-se estático, o pino e a camisa apresentam movimentos verticais e rotacionais. Isso possibilita um preenchimento completo da região afetada pelo processo de solda, eliminando a formação de indentações típicas do processo FSSW previamente criado pela Mazda Motor Corporation [50].

Inicialmente, o processo de RFSSW foi criado utilizando um sistema controlado por posição, de modo que cada etapa era definida a partir da posição exata que o pino e a camisa deveriam atingir. Apesar do grande sucesso obtido até então, uma nova variante deste processo tem sido estudada pela Kawasaki Heavy Industries [27][51]. Diferentemente do processo convencional, nesta nova variante utiliza-se um sistema controlado por carga, tornando possível o controle da força aplicada durante cada etapa.

Simplificadamente, o processo em sua variante com controle por carga pode ser dividido em cinco etapas, como representado na **Figura 5**. Na primeira etapa, denominada de pré-aquecimento, a ferramenta movimenta-se verticalmente até o contato com as chapas a serem soldadas, momento em que o anel de fixação as pressiona contra um suporte. Logo em seguida, tanto a camisa quanto o pino começam a rotacionar, gerando, por fricção, uma quantidade de calor suficiente para a plastificação inicial do material. A camisa, então, penetra no material que se encontra plastificado, como apresentado na segunda etapa. Simultaneamente, o pino retrai, criando uma cavidade essencial para a acomodação do material espalhado pela camisa. A movimentação de ambas as partes é controlada de forma a se manter um

equilíbrio volumétrico entre o material movimentado e a cavidade criada. Ao atingir a penetração desejada, um tempo de residência durante o qual a camisa permanece rotacionando nessa posição pode ou não ser utilizado.

Subsequentemente, na terceira etapa, tem-se a retração da camisa para uma posição acima da superfície da chapa superior, possibilitando uma pequena penetração do pino. Esta etapa ocorre apenas na variante com controle por carga e tem como principal objetivo garantir uma melhor acomodação do material nos espaços vazios criados durante o processo. Por fim, nas etapas 4 e 5, as partes móveis da ferramenta retornam para a posição inicial e a ferramenta é removida, respectivamente. No final do processo, tem-se uma superfície plana e com bom acabamento, sem a presença de concentradores de tensão.

No processo de RFSSW com controle por carga, as principais variáveis controladas são: velocidade de rotação (rpm), limite máximo aceito para as posições das partes móveis (mm), força de penetração (kN), força de retração (kN), força de fixação (kN) e tempo de residência (s). Neste caso, diferente da variante com controle por posição, a taxa de penetração/retração (mm/s) não pode ser controlada, dependendo única e exclusivamente das condições do material e da ferramenta.

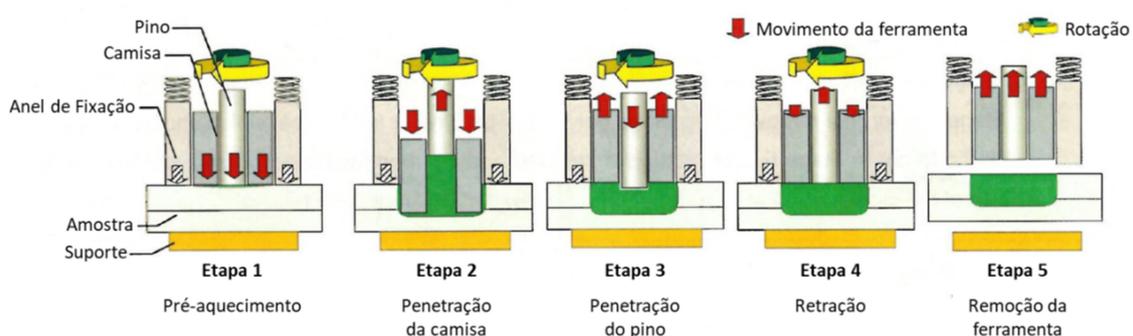


Figura 5 – Representação esquemática do processo de Soldagem por Fricção por Ponto com controle por carga. O processo inicia com o pré-aquecimento dos materiais através do calor gerado pela fricção entre a ferramenta e a chapa superior, seguido pela penetração da camisa. Especificamente na variante controlada por carga, nota-se uma etapa intermediária caracterizada pela retração da camisa simultaneamente a uma pequena penetração do pino. Por fim, ambas as partes retornam para suas respectivas posições iniciais e a ferramenta é removida.

A força total aplicada durante o processo é dada pela soma da força da camisa, do pino e do anel de fixação. Considerando que esta última é mantida constante durante o processo, a força total pode ser calculada através da equação apresentada abaixo (**Equação 1**). Na maioria dos casos, a força total é medida através de um sensor posicionado na parte inferior da solda, também conhecida como “*anvil*”. A força total pode ser medida e determinada para cada etapa do processo de soldagem, entretanto não é possível calcular as forças aplicadas separadamente pela camisa e pelo pino.

$$F_{TOTAL} - F_{CLAMPINGRING} = F_{SLEEVE} + F_{PIN}$$

Equação 1 – Cálculo da força total aplicada em cada etapa do processo RFSSW.

Adicionalmente, no processo de Soldagem por Fricção por Carga não é possível definir a posição exata da ferramenta durante as etapas de penetração da camisa e do pino. Portanto, o valor definido para a profundidade de penetração, por exemplo, corresponde a um valor limite. Em outras palavras, durante a configuração dos parâmetros de processo a serem seguidos pelo equipamento é possível decidir limites máximos de profundidade de penetração tanto para a camisa quanto para o pino, de modo que eles não irão ultrapassar o limite estabelecido (**Figura 6**).

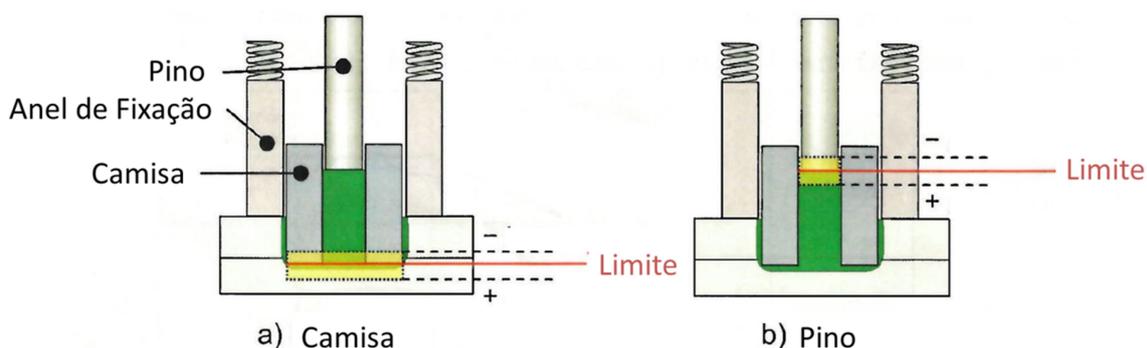


Figura 6 – Representação esquemática evidenciando o princípio envolvido na definição da profundidade de penetração na variante controlada por carga.

3.3.2 Microestrutura

Devido à natureza do processo RFSSW, o calor gerado pela fricção juntamente com a elevada taxa de deformação imposta pela ferramenta resulta na formação de três regiões distintas além do material base (MB): zona recristalizada dinamicamente ou zona de mistura (ZM), zona termo-mecanicamente afetada (ZTMA) e zona termicamente afetada (ZTA). A **Figura 7(a)** mostra uma representação esquemática da secção transversal de uma solda indicando a localização típica de cada zona. De modo geral, tanto as extensões das zonas quanto suas especificidades metalúrgicas estão diretamente relacionadas aos parâmetros de processo utilizados. Considerando todos estes aspectos, as diferentes zonas podem ser descritas como:

- Material base (MB): região que não foi afetada pelo processo de soldagem e, portanto, não apresenta alterações microestruturais.
- Zona de mistura (ZM): região diretamente afetada pelo movimento rotacional e vertical da ferramenta, estando exposta aos maiores níveis de temperatura e taxa de deformação. Por conta disto, esta região é composta por grãos dinamicamente recristalizados, resultando em uma microestrutura refinada formada majoritariamente por grãos equiaxiais (**Figura 7(c)**).
- Zona termo-mecanicamente afetada (ZTMA): região de transição entre o material base e a zona recristalizada dinamicamente, conforme apresentado na **Figura 7(d)**. Durante o processo, esta região não é afetada diretamente pela ferramenta. Portanto, a ZTMA está sujeita a níveis intermediários de temperatura e taxa de deformação, o que impossibilita a ocorrência de recristalização dinâmica. Nessa região a microestrutura é caracterizada por grãos deformados e alongados.
- Zona termicamente afetada (ZTA): região de transição entre a ZTMA e o material base (**Figura 7(e)**). Apesar de se localizar distante da região efetivamente afetada pelo processo de soldagem, a ZTA pode apresentar pequenas transformações metalúrgicas decorrentes unicamente do aporte térmico ao qual é submetida, tais como crescimento de grão e/ou precipitação.

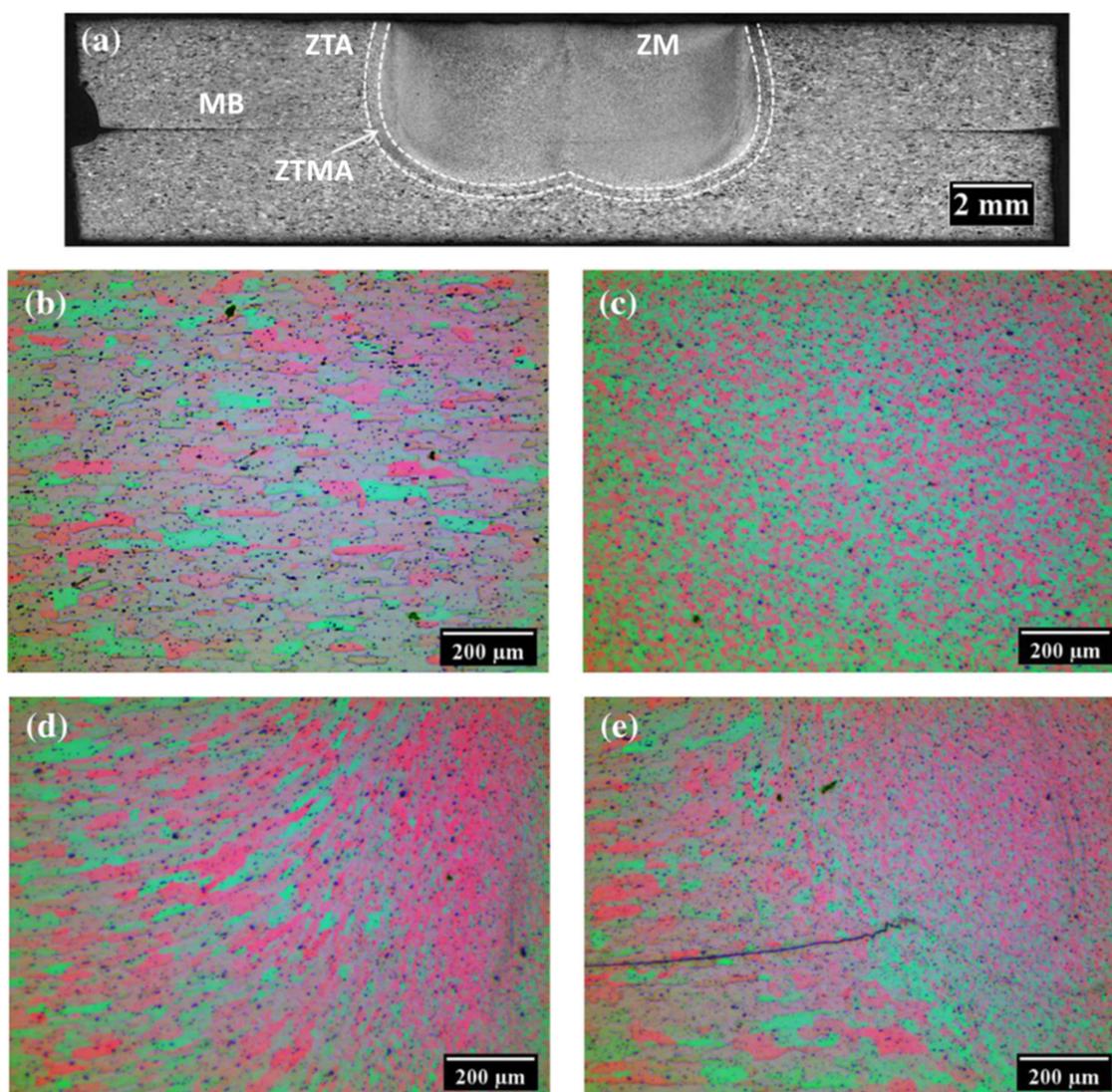


Figura 7 – (a) secção transversal de junta similar de ligas Al-Mg-Si (6XXX) produzida através do processo de Soldagem por Ponto por Fricção, evidenciando a diferenciação de zonas baseado nas particularidades metalúrgicas e as respectivas microestruturas: (b) material base (MB); (c) zona de mistura (ZM); (d) zona termo-mecanicamente afetada (ZTMA); (e) interface e formação do hook [52].

Em muitos casos, as regiões adjacentes à ZM apresentam variações microestruturais difíceis de serem identificadas unicamente através da microestrutura. Neste caso, a dureza tem sido amplamente utilizada em conjunto com análises metalográficas para determinação da extensão de cada zona [20][47][53]. Além disso, a microestrutura final destas regiões também apresenta forte dependência em relação às condições iniciais do material base.

Consequentemente, o histórico termomecânico ao qual o material foi submetido durante seu processamento também deve ser considerado.

3.3.3 Defeitos

No interior da zona de mistura (ZM), particularmente na interface entre a ZM e o material base, diversos tipos de defeitos volumétricos indesejáveis podem ser encontrados. Os defeitos mais comuns são hooks, vazios, trincas, falta de mistura, união parcial e preenchimento incompleto. Dependendo do tamanho e posição destes defeitos, o comportamento mecânico da solda pode ser gravemente comprometido, tornando as soldas inutilizáveis. Embora alguns trabalhos relatem a possibilidade de desenvolver soldas defeituosas com boa resistência [54], diferentes métodos estatísticos têm sido utilizados a fim de analisar a influência de cada parâmetro de soldagem e intensificar a resistência das soldas sem defeitos [52][55]–[57].

O hook é uma região parcialmente ligada formada na interface entre as duas chapas que estão sendo soldadas, conforme mostrado na [Figura 7\(e\)](#). Badarinarayan et al. [58] definiu o hook como uma dobra da interface para cima devido à penetração da ferramenta na chapa inferior. Nessa região, as partículas de óxido formadas pela movimentação da ferramenta podem inibir parcialmente a formação de ligações metalúrgicas. Outros trabalhos relatam a formação de hooks com diferentes geometrias, como em forma de V [20] e em forma de L [59]. Em ambos os casos, identificou-se uma forte relação entre a formação do hook e o ciclo térmico, principalmente com o aporte térmico. Santana et al. [52] relataram que um aumento da velocidade de rotação leva à formação de uma zona de mistura maior e hooks mais altos, resultando em uma região de espessura efetiva reduzida. Estudos recentes também avaliaram o comportamento mecânico das soldas contendo hooks de diferentes geometrias e mostraram que este defeito indesejável atua como sítio de nucleação de trinca [18][20][52]. Resumidamente, os hooks deterioram a resistência da solda ao favorecer a fratura do tipo “*pull-out*”, em que a trinca propaga perpendicularmente à direção de aplicação da carga e resulta em um arrancamento circunferencial.

Já os vazios, apresentados na **Figura 8(a)**, são defeitos volumétricos que podem se formar devido ao fluxo descontínuo e/ou insuficiente do material durante o processo, sendo fortemente dependentes dos parâmetros utilizados [60]. Análises complementares também mostram a relação deste defeito com mecanismos de cisalhamento durante a etapa de retração da camisa, esclarecendo porque a maioria dos vazios se forma preferencialmente nas áreas adjacentes aos hooks ou à interface ZM/ZTMA (limite da solda). Em sua maioria, estes vazios comprometem a resistência da solda, visto que também atuam como concentradores de tensão.

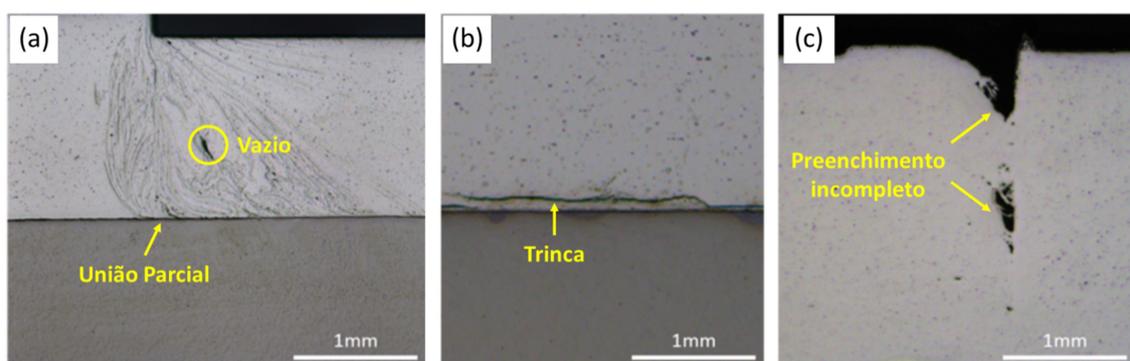


Figura 8 - Defeitos típicos de soldas produzidas por RFSSW: (a) vazio e união parcial; (b) trincas; (c) falta de preenchimento.

Além disso, a formação de trincas na interface da solda (**Figura 8(b)**) também influenciam negativamente na resistência das soldas. Essas trincas se formam, principalmente, em soldas dissimilares durante a retração da camisa devido à formação de compostos intermetálicos. A severa fragilização da região juntamente com a expansão térmica diferencial dos materiais favorece a formação destas trincas [61]. Fereiduni et al. [31] evidenciou a formação de micro-trincas na interface, as quais apresentam grande impacto nos mecanismos de fratura envolvidos em soldas caracterizadas pela propagação da trinca através da interface. Adicionalmente, alguns estudos também relatam casos específicos de formação de fissuras. Uceu et al. [22], por exemplo, mostraram a presença de trincas induzidas por líquido ao soldar alumínio com aço galvanizado. Embora o Zn seja usado para aumentar a solubilidade do Fe em Al e, conseqüentemente, reduzir a formação de intermetálicos do tipo

Al_xFe_y , a baixa temperatura de fusão da composição eutética leva à formação de trincas induzidas pela fase líquida.

Por fim, outro defeito muito comum de se formar nas soldas produzidas por fricção é o preenchimento incompleto da ZM, conforme apresentado na **Figura 8(c)**. Este defeito é observado na superfície da solda e, na maioria dos casos, está relacionado com definição incorreta dos parâmetros de soldagem. Quando são utilizados parâmetros de soldagem inadequados, tanto a mistura incompleta quanto o fluxo insuficiente de material podem dificultar o preenchimento perfeito da cavidade. Este defeito prejudica a aparência superficial da solda, impossibilitando a obtenção de soldas com a cavidade totalmente preenchida.

3.3.4 Vantagens, Limitações e Perspectivas

Quando comparado com outros métodos de soldagem, o RFSSW apresenta inúmeras vantagens. Em primeiro lugar, o processo em si não é drasticamente afetado por óxidos superficiais e contaminantes, evitando alterações na composição química dos materiais a serem soldados e, conseqüentemente, garantindo a qualidade da solda [23]. Adicionalmente, este processo apresenta baixo aporte de calor, resultando em grandes vantagens em termos de aplicações industriais, tais como: minimiza o empenamento das chapas, possibilita o desenvolvimento de soldas dissimilares com bom comportamento mecânico, não gera respingos e/ou fumos, dentre outras vantagens [46][47][54]–[57].

Além de ser um processo mais eficiente em termos energéticos, a Soldagem por Fricção por Ponto tem apresentado grande potencial no que diz respeito à resistência das juntas. Estudos recentes mostram que é possível produzir soldas com propriedades mecânicas mais altas do que o necessário [56][60][62][63]. Em consequência, esse processo tem atraído cada vez mais a atenção de diferentes setores industriais.

Outro ponto de destaque é que nenhum consumível é necessário durante o processo, evidenciando suas vantagens econômicas frente a processos que utilizam materiais de adição ou fixadores, como rebites e porcas

de aperto. Em consequência, a soldagem por fricção não resulta em alterações no peso final da estrutura, o que representa um dos principais fatores limitantes dos processos tradicionais [18][20][47].

Apesar de apresentar inúmeras vantagens, a utilização do processo RFSSW em larga escala ainda apresenta algumas limitações, principalmente no que se refere às ferramentas utilizadas. De modo geral, durante o processo de fricção a ferramenta é constantemente submetida a elevadas temperaturas e taxas de deformação. Em conjunto, estas variáveis promovem o desgaste excessivo e, em casos mais críticos, a ruptura da ferramenta. Neste cenário, a variante controlada por carga se destacou como uma possível solução para evitar a aplicação de forças acima do valor crítico de operação suportado pela ferramenta, aumentando sua vida útil e garantindo uma maior reprodutibilidade do processo. Entretanto, esta tecnologia ainda apresenta uma série de limitações no que se refere ao material utilizado para fabricar a ferramenta, limitando a versatilidade do processo em termos de materiais que podem ser soldados e as respectivas posições das chapas durante o processo.

Embora a indústria automotiva tenha sido a primeira a adotar o RFSSW, essas vantagens únicas também atraíram a atenção da indústria aeroespacial. O potencial de redução de custos e peso através dos processos de soldagem por fricção é enorme, em ambos os setores. Neste contexto, muitos trabalhos tem avaliado a viabilidade de utilizar a soldagem por fricção para produzir soldas dissimilares e, até mesmo, estruturas híbridas (junção de metais com compósitos) [44]. Para atingir esses objetivos, novos sistemas robóticos foram desenvolvidos visando versatilidade, precisão e confiabilidade. Novos materiais para ferramentas também estão sendo desenvolvidos, reduzindo o desgaste da ferramenta e, conseqüentemente, aumentando a vida útil [23][44]. Todo o esforço tecnológico e científico aplicado no desenvolvimento deste processo tem evidenciado um grande potencial de crescimento acelerado nos próximos anos.

3.4 Metalurgia das soldas produzidas por RFSSW: reação Interfacial

O maior desafio na aplicação de processos térmicos para produção de soldas entre aços e ligas de alumínio é a formação de compostos intermetálicos frágeis na interface entre os materiais. O diagrama de fase Fe–Al [28], apresentado na **Figura 9**, além de evidenciar a baixa solubilidade do Fe no Al, indica a formação de três fases intermetálicas ricas em Al: ζ (Al_2Fe), θ ($\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$) e η (Al_5Fe_2).

A formação e estabilidade destas fases durante o processo de soldagem dependem de três fatores: (i) potencial químico, (ii) condições de nucleação no início do processo de difusão e (iii) mobilidade dos elementos constituintes. Como resultado de (ii) e (iii), nem todas as fases indicadas no diagrama de fase vão, necessariamente, se formar [30]. A fase η (Al_5Fe_2) apresenta estrutura cristalina ortorrômbica e tem sido reportada como a mais relevante na área de juntas dissimilares, visto que seu arranjo cristalográfico aberto e anisotrópico leva a uma rápida cinética de crescimento [29]. A formação da fase η também apresenta grande relevância nos estudos sobre as propriedades mecânicas de soldas dissimilares, dado que é um dos compostos intermetálicos mais frágeis do sistema Fe–Al [28]. Desta forma, um entendimento aprofundado sobre os complexos princípios cinéticos de nucleação e crescimento que governam a formação destas fases se tornou a base para o aperfeiçoamento das estruturas híbridas e dos processos de soldagem.

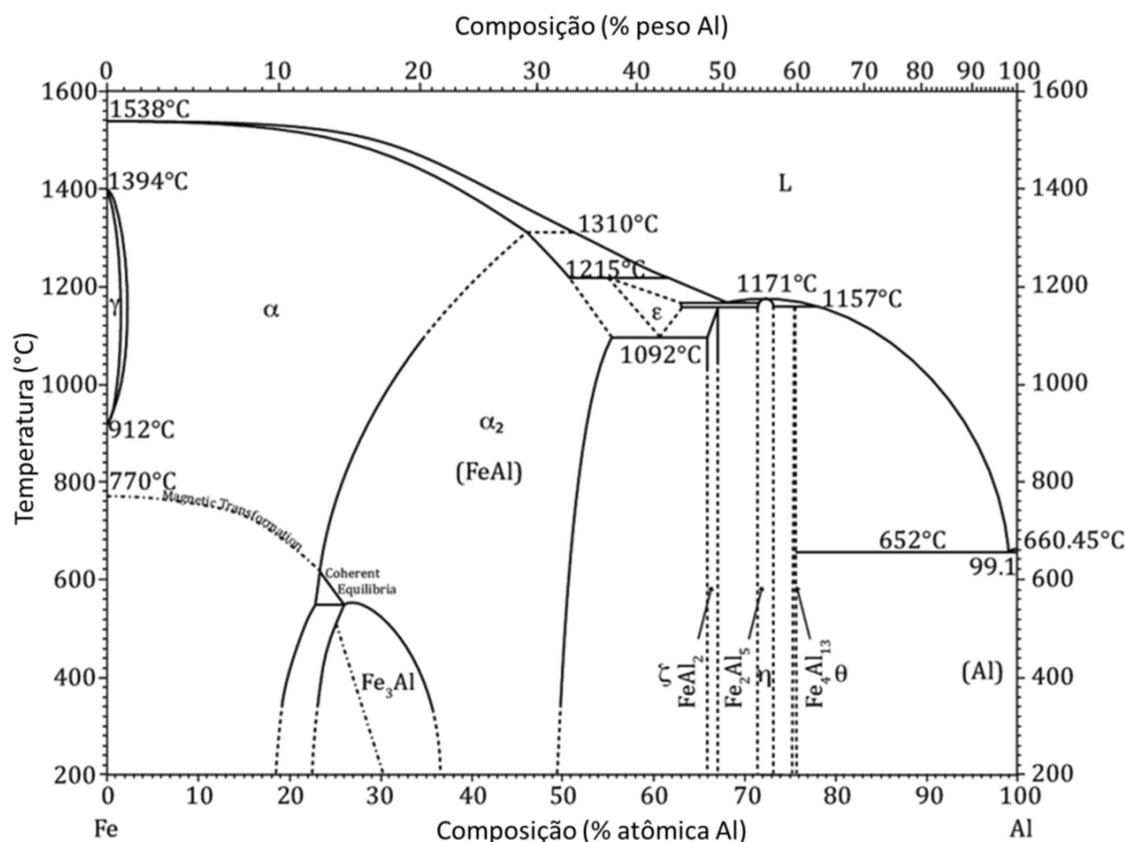


Figura 9 – Diagrama de fases binário para o sistema Fe-Al [28].

Os aspectos que envolvem as reações interfaciais se tornam ainda mais complexos nos casos em que a profundidade de penetração da camisa é limitada à espessura da chapa superior. Nestes casos, apenas o material mais dúctil, posicionado estrategicamente na parte superior da solda, entrará em contato com a ferramenta, evitando desgastes excessivos durante a fricção. Em consequência desta estratégia, tem-se que o único mecanismo atuando na junção dos diferentes materiais é a formação de ligações metalúrgicas através dos compostos intermetálicos [31]. Portanto, muitos trabalhos reportam que a espessura crítica para a camada dos compostos intermetálicos encontra-se no intervalo de 2 a 10 μm , variando de acordo com os materiais e os processos utilizados [32]–[35]. Em outras palavras, para valores abaixo da espessura crítica, a formação desta camada contribui para o aumento da resistência mecânica da junta. Já para valores acima da espessura crítica, tem-se a fragilização da solda por meio de diferentes mecanismos.

Adicionalmente, a composição química dos materiais a serem soldados também apresenta uma considerável influência na formação e no crescimento dos compostos intermetálicos. Os efeitos do Zn e do Si, por exemplo, tem sido extensivamente estudados [29][64]. A compreensão dos efeitos do Zn, antes limitada ao interesse científico, têm se mostrado essencial também do ponto de vista tecnológico. Este elemento tem sido amplamente utilizado para revestimento de aços, especialmente em chapas finas utilizadas na indústria automotiva, visando melhorias na resistência à corrosão. Portanto, o Zn é um elemento químico muito encontrado na interface reativa em soldas dissimilares de alumínio e aço galvanizado, devendo ser considerado na avaliação dos fenômenos cinéticos [29].

Estudos recentes reportam que o Zn acelera o crescimento da camada de compostos intermetálicos, atingindo taxas até 50 vezes maiores do que no caso em que não há a presença deste elemento [29]. A **Figura 10** apresenta uma análise comparativa sobre a influência dos diferentes tipos de revestimento de Zn na formação da camada interfacial, em termos de estabilidade, tamanho e morfologia das fases. De modo geral, na presença do Zn, comprova-se um crescimento acelerado composto por zonas de reação mais homogêneas. Isto pode ser explicado pelo fato do revestimento proteger a superfície do aço contra contaminações de óxidos e, ao ser removido, garantir uma boa molhabilidade. Além disso, alguns estudos reportam ainda os efeitos da camada de inibição Fe–Al presente abaixo do revestimento de Zn, a qual facilita o crescimento dos compostos intermetálicos pelo fato de já estar nucleado [29].

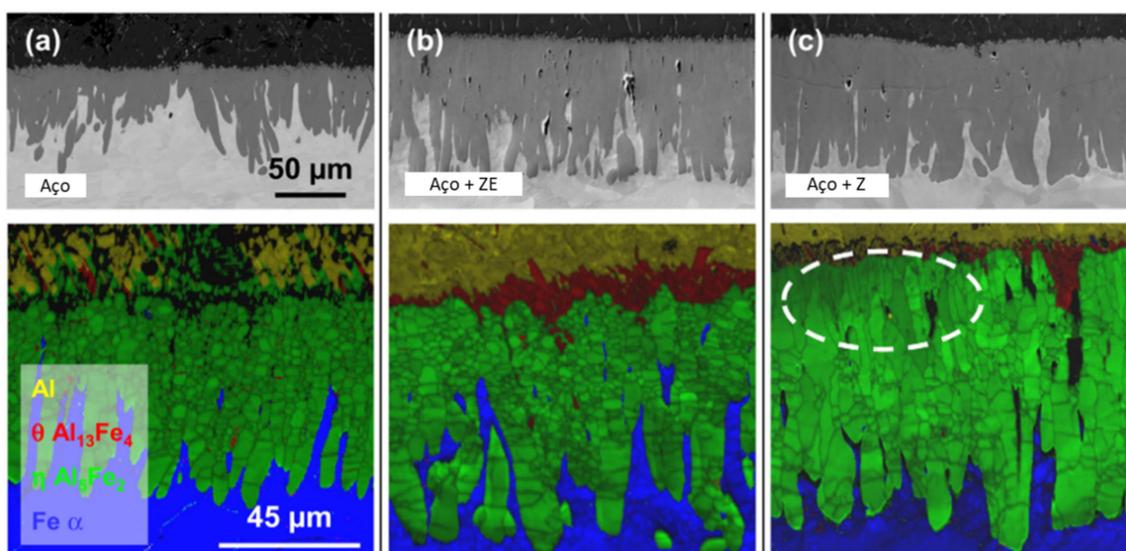


Figura 10 – Resultados obtidos no MEV para o processo de interdifusão entre alumínio puro e aço com diferentes tipos de revestimento de Zn. O experimento foi realizado a 750 °C e com um tempo de reação de 30 s. Micrografias na parte superior e mapas de fase, juntamente com mapas de qualidade de imagem, gerados por EBSD na parte inferior: (a) Sem revestimento; (b) revestimento eletrolítico (+ZE); (c) revestimento galvanizado (+Z) [29].

3.5 Métodos Estatísticos

3.5.1 Planejamento de Experimentos (DoE)

O Planejamento de Experimentos, conhecido como “*Design of Experiments – DoE*”, é uma técnica amplamente utilizada para modelar e analisar processos caracterizados por uma grande quantidade de variáveis, as quais podem resultar em elevados níveis de complexidade [65]. Simplificadamente, esta técnica utiliza conceitos matemáticos e estatísticos para investigar os efeitos das variáveis de entrada (fatores) em variáveis de saída (resposta). Neste caso, visando a obtenção de dados que possibilitem a otimização do processo, diferentes modelos foram desenvolvidos de modo a considerar tanto efeitos individuais quanto possíveis interações entre os fatores. Diante desta versatilidade, diversos modelos tem sido utilizados, separadamente ou em conjunto, no desenvolvimento de estudos focados na otimização dos processos de soldagem por fricção, tais como “*Taguchi*”, “*Full Factorial Design*” e “*Box-Behnken*” [46][56][57][66].

Dentro os diversos modelos estatísticos desenvolvidos para planejamento de experimentos, o “*Full-Factorial Design (FFD)*” tem se destacado como uma ferramenta poderosa e funcional visando tanto o mapeamento quanto a otimização das principais variáveis de processo envolvidas na Soldagem por Fricção por Ponto. Apesar do processo RFSSW apresentar uma grande quantidade de variáveis, geralmente os estudos para otimização limitam-se a dois ou três parâmetros visando reduzir a complexidade das análises e torná-las mais objetivas. Neste contexto, diante do número limitado de fatores e níveis, o FFD costuma ser o modelo mais recomendado para análises de soldagem por fricção justamente por possibilitar a produção de todas as combinações possíveis entre os fatores devidamente selecionados [46][57].

O modelo FFD apresenta uma ampla faixa de possibilidades em termos de combinações possíveis (N), as quais são definidas através do número de fatores (k), número de níveis e quantidade de replicatas (n). Normalmente este modelo é utilizado para avaliar k fatores em 2 ou 3 níveis diferentes, de modo que a quantidade de combinações possíveis é dada através da notação $N = 2^k$ e $N = 3^k$, respectivamente. A **Figura 11** apresenta o número de combinações possíveis para janelas de processamento compostas por 2 e 3 fatores avaliados em 3 níveis diferentes (3^k). O FFD do tipo 3^k é comumente utilizado por conta da quantidade de combinações ser relativamente pequena e, portanto, exigir uma quantidade plausível de experimentos. Além de analisar todas as interações possíveis, o FFD também se destaca por incluir todas as condições extremas, o que acaba sendo um fator limitante em modelos como o “*Box-Behnken*”.

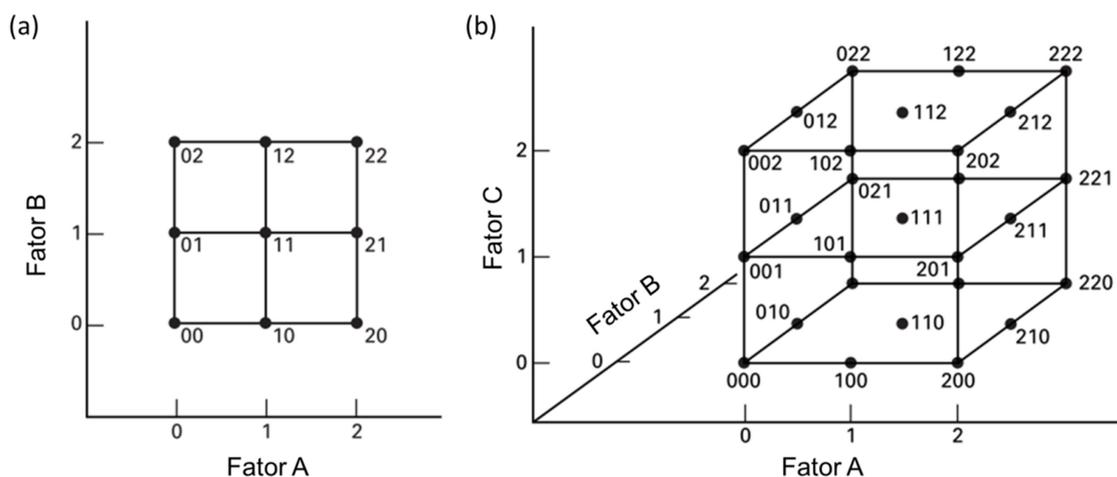


Figura 11 – Combinações de um modelo fatorial composto por: (a) dois fatores e três níveis (3^2); (b) três fatores e três níveis (3^3) [67].

O modelo FFD do tipo 3^2 foi utilizado com sucesso para investigar a influência dos parâmetros de processo envolvidos na Soldagem por Fricção por Ponto de soldas similares da liga de alumínio 2024 [46] e de soldas dissimilares da combinação AA6181-T4/Ti6Al4V [68]. Para as soldas similares observou-se uma grande influência do tempo de mistura (*“dwell time”*), enquanto que para soldas dissimilares constatou-se um efeito predominante da velocidade de rotação. Além disso, o modelo 2^4 -FFD também foi utilizado para investigar a complexa interação dos fatores envolvidos no processo de rebitagem por fricção utilizado para a produção de estrutura híbridas formada por ligas de Ti e PEEK reforçado com fibra de carbono [69]. Por fim, Dashatan et al. [68] provou que a investigação simultânea de 3 fatores também pode aplicada com sucesso na otimização da resistência ao cisalhamento de juntas produzidas através do processo de Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica (FSW).

3.5.2 Metodologias para análise de resultados

De modo a potencializar as análises e garantir uma maior assertividade das conclusões, o modelo fatorial é amplamente utilizado em conjunto com metodologias complementares focadas na interpretação matemática, estatística e gráfica dos resultados. Especificamente em estudos para otimização dos

parâmetros de processo, destaca-se a utilização das metodologias de resposta de superfície (“*Response Surface Methodology – RSM*”) e análise de variância (“*Analysis of Variance – ANOVA*”) [57].

A metodologia de resposta de superfície consiste em um grupo de técnicas matemáticas e estatísticas utilizadas para o desenvolvimento de funções que correlacionem corretamente a resposta de interesse (y) com as variáveis analisadas (x_1, x_2, \dots, x_k) [70]. Genericamente, esta relação pode ser aproximada ao modelo polinomial apresentado na **Equação 2**.

$$y = f'(x)\beta + \epsilon$$

Equação 2 – Modelo polinomial genérico utilizado para expressar a relação entre a resposta e as variáveis consideradas no modelo de resposta de superfície [70].

Em que $x = (x_1, x_2, \dots, x_k)$, $f'(x)$ é uma função vetorial, β um vetor e ϵ é um erro experimental aleatório.

Em muitos casos, a metodologia de resposta de superfície é utilizada com sucesso para refinar modelos após a determinação dos fatores com grande impacto no comportamento da resposta, especialmente quando suspeita-se de curvaturas na superfície de resposta. Neste contexto, a metodologia RSM é amplamente utilizada em conjunto com o modelo fatorial justamente por adicionar termos quadráticos que permitem modelar a curvatura associada ao comportamento da resposta dentro da janela de processamento analisada. Os polinômios de segunda ordem podem melhorar significativamente a otimização do processo em casos que modelos de primeira ordem apresentam falta de ajuste devido à presença de complexas interações entre as variáveis e de curvatura na superfície [57]

De modo a estabelecer com precisão a combinação otimizada dos parâmetros de processo, uma compreensão aprofundada sobre a influência de cada variável e suas respectivas interações nas respostas de interesse torna-se fundamental. Esta interpretação completa dos resultados pode ser obtida através da análise de variância, uma técnica estatística utilizada para testar hipóteses sobre diferentes grupos através de uma comparação entre as médias e definir a significância estatística de cada fator [68][71]. Para tal estudo, uma

série de variáveis matemáticas e estatísticas são necessárias para o desenvolvimento de um modelo estatístico assertivo em termos de compreensão e otimização do processo/produto em análise, dentre as quais destacam-se [65][67]:

- Soma dos Quadrados (SS): medida da variação ou desvio em relação a média, sendo fundamental para evidenciar a variação total que pode ser atribuída a vários fatores relacionados ao experimento. Dado um fator genérico A , a soma dos quadrados pode ser calculada através da **Equação 3**.

$$SS(A) = na \sum_i (\bar{y}_i - \bar{y})^2$$

Equação 3 – Cálculo da soma dos quadrados para um fator genérico A , em que a é número de níveis do fator, n é o número total de replicações, \bar{y}_i é a média do i° nível de fator A e \bar{y} é a média global de todas as observações.

- Soma dos Quadrados Ajustada (SS Adj): em alguns casos, opta-se pela utilização da soma dos quadrados ajustada pelo fato deste valor não depender da ordem em que os termos são inseridos no modelo. Em outras palavras, a soma dos quadrados ajustada representa, simplificada, a quantidade de variação explicada por um termo levando em consideração a existência de todos os outros fatores do modelo, independentemente da ordem em que foram inseridos.
- Graus de Liberdade (GL): o grau de liberdade está diretamente relacionado à quantidade de informação em seus dados e, conseqüentemente, ao número de observações consideradas em sua amostra. Para um termo A , o GL subtraindo 1 da quantidade de níveis analisados (a) e o termo indica, de forma abstrata, a quantidade de informação associada aquele termo. Neste caso, nota-se que um aumento no tamanho amostral através de

incrementos de níveis analisados resulta em uma quantidade maior de informações e, portanto, aumenta o valor de GL. Por fim, vale ressaltar que o GL não costuma ser analisado individualmente, porém é muito utilizado para o cálculo dos parâmetros da população desconhecidos.

- **Quadrado Médio (QM):** representa uma estimativa da variância da população e pode ser calculado através da razão entre a soma dos quadrados correspondentes pelos graus de liberdade, conforme indicado na tabela ANOVA simplificada apresentada na **Tabela 1**. Quanto maior for o valor do quadrado médio, mais o fator afeta a resposta em questão.
- **Valor-F:** simplificada, o valor F para cada fator é dado por uma razão entre duas variâncias. Mais especificamente, é calculado a partir da divisão do quadrado médio do fator pelo quadrado médio do erro experimental. Portanto, diante da hipótese nula de que a média dos grupos são iguais, espera-se que o valor-F seja aproximadamente igual a 1. Para casos em que o valor-F é significativamente superior a 1, nota-se que a variabilidade das médias dos grupos é grande em relação à variabilidade intragrupo, levando à rejeição da hipótese nula. Usualmente, adota-se como convenção um valor $F > 4$ para rejeitar a hipótese nula e, conseqüentemente, concluir que o parâmetro em questão apresenta um efeito significativo no comportamento da resposta.
- **Valor-P:** o valor-P é essencial na determinação da significância estatística dos fatores através de testes da hipótese nula. Portanto, o valor-P costuma ser avaliado comparativamente ao nível de significância (α) adotado no modelo, o qual geralmente é definido como 0,05 por garantir níveis adequados de assertividade das análises estatísticas. Simplificada, um nível de

significância de 0,05 indica um risco de 5% de se concluir que o fator possui uma associação relevante com a resposta quando não existe uma associação real. Neste contexto, as conclusões são obtidas através de dois casos possíveis: (a) valor- $P < 0,05$: a interação entre o fator e a resposta é estatisticamente significativa, devendo ser considerada para a otimização; (b) valor- $P > 0,05$: não é possível constatar que há uma interação entre o fator e a resposta que seja estatisticamente relevante. Em alguns casos, a presença de variáveis cujo valor- P é inferior a 0,05 pode indicar a necessidade de reajustar o modelo desconsiderando o respectivo fator.

- Contribuição: porcentagem que cada variável da tabela ANOVA contribui em relação ao total das somas sequenciais dos quadrados (SS Seq). Em termos de interpretação, uma maior porcentagem de contribuição indica que a variável é responsável por uma parcela maior da variação na resposta.
- R^2 : representa a fração de variação na resposta que pode ser explicada pelo modelo. Portanto, este parâmetro está diretamente relacionado com a acuracidade do modelo, de modo que quanto mais próximo de 1, maior a precisão do modelo para explicar as variações da resposta. O R^2 é calculado como 1 menos a razão entre a soma dos quadrados dos erros (referente a variação não explicada pelo modelo) e a soma total dos quadrados (variação total do modelo).

Tabela 1 – Tabela ANOVA simplificada indicando a relação matemática entre as principais variáveis analisadas considerando um modelo FFD com dois fatores [67].

Variáveis	Soma dos Quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado Médio	F ₀
Fator A	SS_A	$a - 1$	$MS_A = \frac{SS_A}{a - 1}$	$F_0 = \frac{MS_A}{MS_E}$
Fator B	SS_B	$b - 1$	$MS_B = \frac{SS_B}{b - 1}$	$F_0 = \frac{MS_B}{MS_E}$
Interação AB	SS_{AB}	$(a - 1)(b - 1)$	$MS_{AB} = \frac{SS_{AB}}{(a - 1)(b - 1)}$	$F_0 = \frac{MS_{AB}}{MS_E}$
Erro	SS_E	$ab(n - 1)$	$MS_E = \frac{SS_E}{ab(n - 1)}$	
Total	SS_T	$abn - 1$		

4 MATERIAIS E MÉTODOS

A **Figura 12** apresenta o fluxograma das atividades propostas para o presente projeto de modo a atingir os objetivos mencionados na Secção 2.

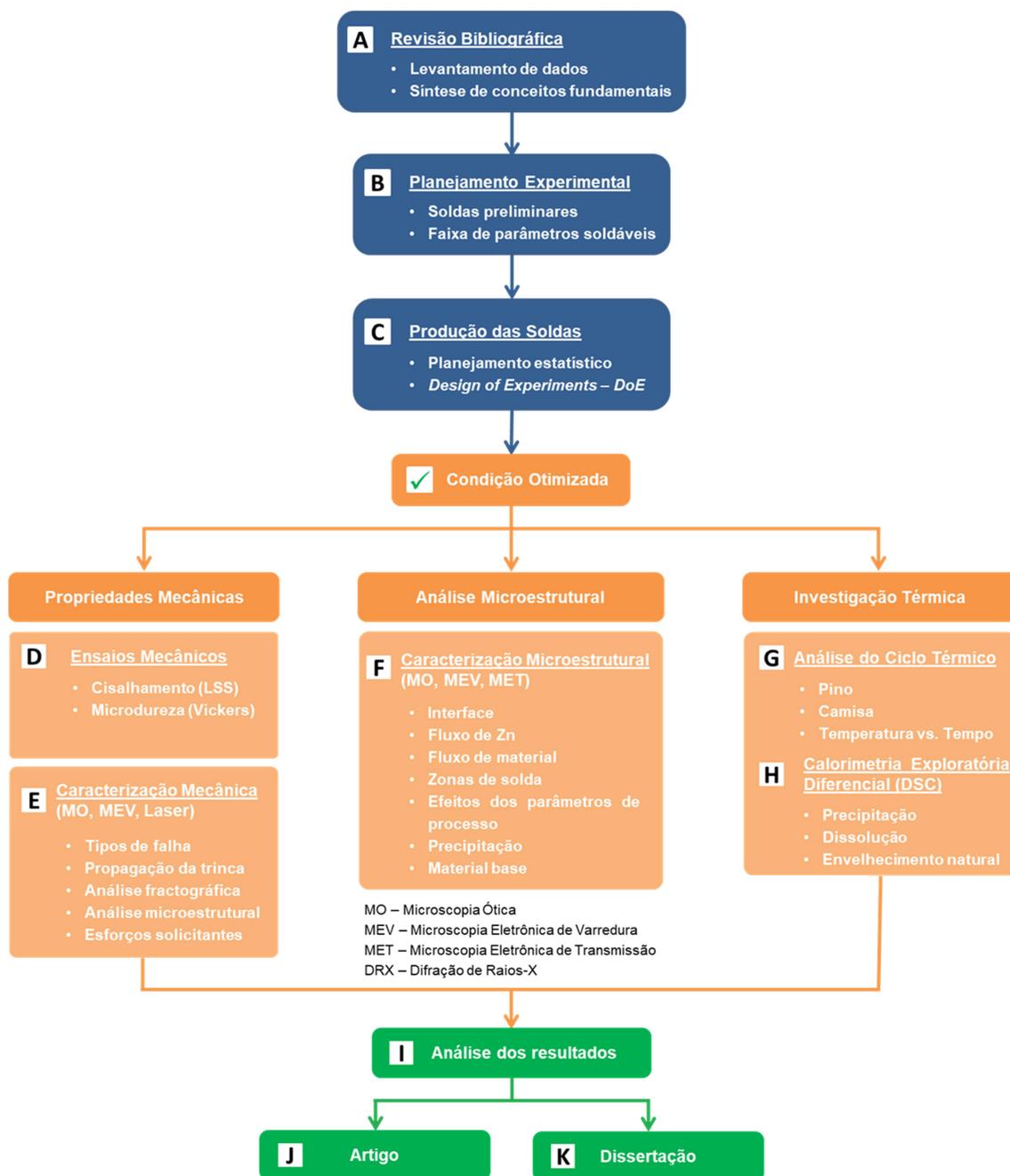


Figura 12 – Fluxograma do planejamento experimental previsto para o presente projeto.

4.1 Materiais

No presente projeto, foram utilizadas chapas da liga de alumínio 6016 – T4, também conhecida como $AlSi_{1,2}Mg_{0,4}$, e chapas do aço DX56D. O aço utilizado foi submetido a um processo contínuo de galvanização a quente, levando à formação de uma camada rica em Zn com 8 μm de espessura. Ambos os materiais utilizados foram fornecidos pela Kawasaki (Japão) e apresentam composição química nominal de acordo com as especificações apresentadas nas tabelas abaixo (**Tabela 2** e **Tabela 3**).

Tabela 2 – Composição química nominal do material base AA6016 [8].

MATERIAL	COMPOSIÇÃO (%p.)									
	Al	Si	Mg	Fe	Mn	Zn	Cu	Ti	Cr	Outros
AA6016	96,4 – 98,8	1,0 – 1,5	0,25 – 0,6	< 0,5	< 0,2	< 0,2	< 0,2	< 0,15	< 0,1	< 0,15

Tabela 3 – Composição química nominal do material base DX56D [72].

MATERIAL	COMPOSIÇÃO (%p.)					
	C	Si	Mn	P	S	Ti
DX56D	< 0,12	< 0,5	< 0,6	< 0,1	< 0,045	< 0,3

A liga de alumínio 6016 é tratável termicamente e, na condição envelhecida naturalmente (T4), se destaca pelos elevados níveis de conformabilidade, resistência à corrosão e soldabilidade. Já o aço galvanizado DX56D apresenta elevada resistência mecânica e à corrosão, os quais podem ser explicados pelo baixo teor de carbono e pelo revestimento de Zn, respectivamente. A **Tabela 4** apresenta um resumo das propriedades mecânicas de ambos os materiais.

Tabela 4 – Propriedades mecânicas dos materiais utilizados para produção das soldas [72]–[74].

MATERIAL	PROPRIEDADES MECÂNICAS			
	Limite de Escoamento σ_y (MPa)	Limite de Resistência à Tração σ_m (MPa)	Alongamento na Ruptura A_{80} (%)	Módulo de Elasticidade E (GPa)
AA6016	106	225	24	69
DX56D	152	285	45	210

Com relação a microestrutura, a liga 6016-T4 apresenta grãos equiaxiais com tamanho médio de $40 \mu\text{m}$ e partículas irregulares da fase $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$, conforme apresentado na **Figura 13(a)**. O aço apresenta um revestimento galvânico contínuo com espessura aproximada de $8 \mu\text{m}$. Além disso, conforme apresentado na **Figura 13(b)**, nota-se a formação de uma fina camada intermetálica (Fe_2Al_5). A formação desta fase durante o processo de galvanização a quente está diretamente associada ao tempo de exposição do aço ao banho de Zn fundido, o qual geralmente apresenta pequenos teores de Al para garantir uma maior adesão do revestimento.

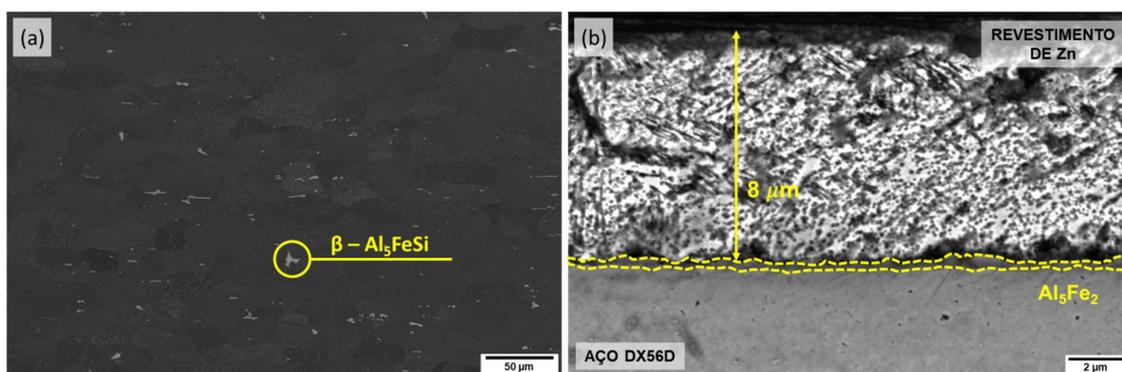


Figura 13 – Microestrutura e características metalúrgicas dos materiais na condição como recebidos: (a) AA6016-T4; (b) aço galvanizado DX56D.

Para a produção das soldas, os materiais foram utilizados na forma de chapas retangulares com as dimensões $100 \times 25,4 \text{ mm}$. A chapa de alumínio

utilizada possui uma espessura de 1,5 mm e foi posicionada sobre a chapa de aço, a qual possui uma espessura de 1,2 mm.

4.2 Métodos

4.2.1 Produção das Soldas

As soldas foram produzidas utilizando o sistema robótico desenvolvido pela Kawasaki, denominado '*KHI Refill Friction Spot Joining robot*' (**Figura 14(a)**). O equipamento apresenta um sistema controlado por carga, podendo atingir uma força máxima de 14,7 kN e uma velocidade rotacional de até 2160 rpm. A possibilidade de variar os parâmetros de soldagem em uma ampla faixa de valores garante a versatilidade da máquina, sendo utilizada para soldar diferentes tipos de materiais. Mais especificamente, este sistema pode ser usado para soldar combinações similares (ligas de Al e Mg), dissimilares (aços, ligas de Al, Mg, Fe, Ti, entre outras) e até mesmo para a produção de estruturas híbridas (metais com compósitos e/ou polímeros).

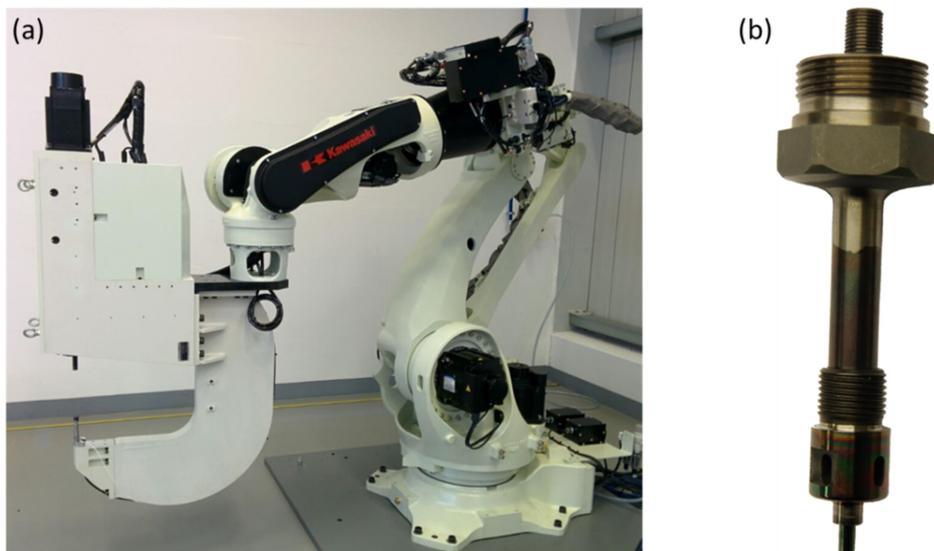


Figura 14 – (a) Sistema robótico da Kawasaki utilizado para produzir as soldas; (b) Ferramenta montada, sendo composta por três partes independentes (pino, camisa e anel de fixação).

A ferramenta utilizada para a produção das soldas neste projeto é apresentada na **Figura 14(b)**, na forma como é montada no equipamento. O anel de fixação, a camisa e o pino apresentam diâmetros de 15, 9 e 5 mm,

respectivamente. Essa ferramenta foi utilizada para a produção de soldas em duas configurações diferentes, como apresentado na **Figura 15**.

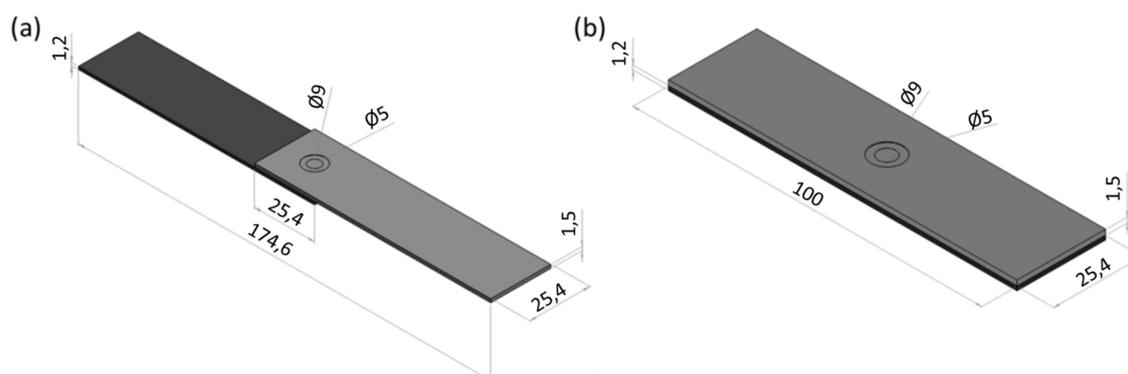


Figura 15 – Representação esquemática das duas configurações de soldas produzidas: (a) sobreposição parcial, utilizada para a realização dos ensaios de cisalhamento; (b) sobreposição total, utilizada para a realização da caracterização microestrutural, microdureza, medida do ciclo térmico, entre outras análises. Dimensões dadas em mm.

4.2.2 Análises Estatísticas

A fabricação das soldas foi realizada de acordo com um planejamento estatístico de experimentos. Inicialmente, seis variáveis de processo foram avaliadas individualmente, empregando-se a metodologia *‘One Factor At A Time – OFAT’*. As variáveis analisadas foram: profundidade de penetração, velocidade rotacional, força de penetração, força de retração, força de fixação e tempo de espera. Sendo assim, definiu-se uma janela de processamento baseada na qualidade das soldas (superficial e interna) e na resistência ao cisalhamento.

Definida a janela de processamento, composta pelos parâmetros mais relevantes e seus respectivos intervalos de variação, deu-se continuidade à otimização do processo de acordo com o método *‘Full Factorial Design – FFD’*. Dois fatores, velocidade rotacional (VR) e força de penetração (FP), foram analisados em três níveis diferentes, resultando em um número total de $N = 3^2 = 9$ configurações. A janela de processamento foi definida para valores de RS variando de 1400 a 2000 rpm e valores de FP variando de 11 a 13 kN. Todas as medidas foram realizadas em triplicata e utilizou-se duas variáveis de

resposta para a otimização do processo: resistência ao cisalhamento e o tempo de solda. O tempo do ciclo foi contabilizado do momento em que a ferramenta toca a superfície da chapa superior até o momento em que o robô inicia o movimento vertical para remoção da ferramenta.

4.2.3 Caracterização Mecânica

Para uma análise completa das propriedades mecânicas das juntas, foram realizados ensaios de cisalhamento e microdureza, sob diferentes condições de processamento e envelhecimento.

Os ensaios de cisalhamento foram realizados utilizando o equipamento Zwick Roell 1484® acoplado à uma célula de carga de 200 kN. Os ensaios foram realizados em temperatura ambiente, aplicando uma taxa de deslocamento de 1 mm/min, área de fixação de 25,4 x 25,4 mm², e uma distância entre os sistemas de fixação de 105 mm. Para este ensaio foram utilizadas as amostras soldadas com sobreposição parcial.

Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados utilizando um equipamento Struers DuraScan® 70 G5. Em todas as amostras, foi aplicada uma carga de 0,05 kgf (HV 0,05), com um tempo de indentação inferior a 15 s e uma distância entre as indentações de 0,1 mm, de acordo com a ASTM E384-11 (*“Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials”*). Considerando a simetria radial característica das soldas ponto, as indentações foram realizadas em apenas metade da região afetada pelo processo, conforme apresentado na **Figura 16**.



Figura 16 – Seção transversal da solda após a realização do ensaio de microdureza, evidenciando a distribuição das indentações respeitando uma distância mínima de 0,1 mm, conforme indicado pela norma ASTM E384-11.

4.2.4 Caracterização Microestrutural

As amostras utilizadas para caracterização microestrutural foram preparadas de acordo com procedimento padrões de metalografia. Inicialmente, as amostras foram cortadas em uma Struers Secotom-50 e embutidas a frio em resina (Demotec-20) para análise da secção transversal, conforme apresentado na **Figura 17**. Em seguida, as amostras foram lixadas e polidas utilizando o equipamento TegraPol-31. Na primeira etapa foram utilizadas lixas abrasivas de SiC, com granulometria variando de 320 a 820, enquanto que na segunda etapa foram utilizadas suspensões de diamante (9 a 1 μm) e sílica coloidal (0,4 μm).

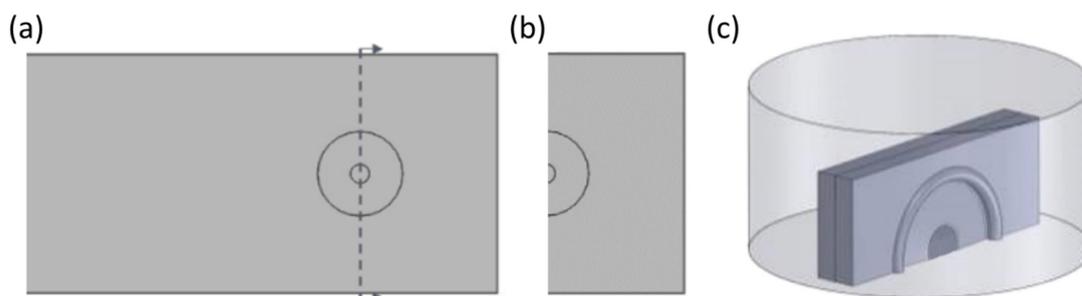


Figura 17 – Representação esquemática do preparo da amostra para caracterização microestrutural da secção transversal, indicando: (a) posição do corte na junta produzida de acordo com a configuração de sobreposição total; (b) amostra após a realização do corte; (c) amostra embutida em resina para realização da metalografia.

Depois de preparadas, as amostras foram analisadas utilizando diversas técnicas. Inicialmente, as análises microestruturais foram realizadas utilizando os microscópios óticos Leica SM IRM, equipado com filtros de luz polarizada, e Olympus BX41M-LED, com uma câmera acoplada Olympus DP21. Além disso, as soldas também foram analisadas através de microscopia eletrônica. O microscópio eletrônico de varredura (MEV) utilizado neste projeto foi o Philips XL-30 com canhão de emissão de campo (*Field Emission Gun – FEG*) equipado com detector de espectroscopia de energia dispersiva (EDS). Adicionalmente, o microscópio eletrônico de transmissão (MET) utilizado foi o FEI Tecnai G2 F20 operando a 200kV. Este microscópio também é equipado com detectores de EDS e pode ser utilizado no modo varredura (*Scanning*

Transmission Electron Microscopy – STEM”). As amostras utilizadas no MET foram preparadas através da técnica de feixe de íon focalizado utilizando o microscópio FEI Nova 200 Nanolab dual-beam SEM.

De modo geral, as análises nos microscópios ópticos foram realizadas para avaliar a presença de defeitos, o fluxo de zinco e as características das diferentes zonas da solda. Por outro lado, o MEV e o MET foram utilizados para caracterização de fases nanométricas, tais como precipitados e CIs.

4.2.5 Ciclo Térmico

O monitoramento do ciclo térmico foi previamente realizado durante o processo de fabricação das soldas. A medida foi realizada utilizando dois termopares tipo K, com 0,5 mm de diâmetros, estrategicamente posicionados nas regiões da camisa (região periférica da solda) e do pino (região central da solda). A **Figura 18** mostra uma representação esquemática dos termopares posicionados na interface da solda.

Os dados obtidos foram avaliados juntamente com os gráficos das posições do pino e da camisa durante o processo, ambos obtidos através de sensores posicionados no sistema robótico da Kawasaki. Deste modo, será possível estabelecer uma correlação entre temperatura da interface, fluxo do material, efeitos da camada de zinco e formação/estabilidade das fases.

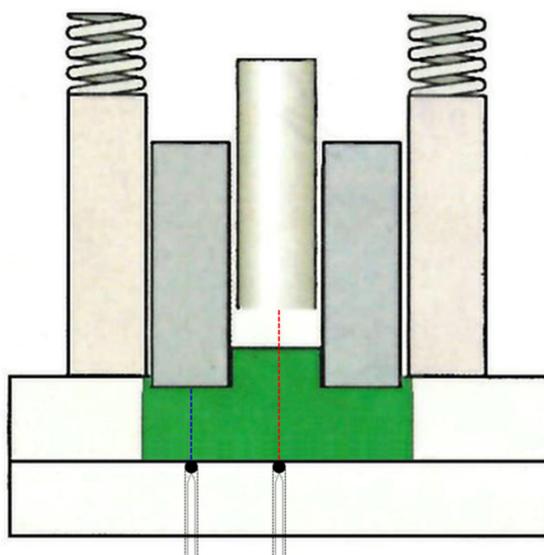


Figura 18 – Posição dos termopares na solda durante as medições do ciclo térmico.

4.2.6 DSC (Calorimetria Exploratória Diferencial)

Para a avaliação dos efeitos do processo de soldagem nas reações de dissolução e precipitação da liga de alumínio 6016-T4, análises de DSC foram realizadas utilizando o equipamento NETZSCH DSC200 F3 Maia. As amostras foram avaliadas em diferentes condições: (i) material base; (ii) material base solubilizado e temperado; (iii) região central da ZM para diferentes períodos de envelhecimento natural após a realização do processo de soldagem por fricção.

As amostras analisadas foram previamente preparadas em uma geometria cilíndrica, com um diâmetro de 9 mm e uma espessura de 1,5 mm. Essa geometria foi definida de forma a manter a mesma área de contato entre a amostra e o cadinho, além de padronizar as massas das amostras em 60 mg. De modo a garantir uma maior precisão do experimento, um programa composto por três etapas foi utilizado. Normalmente, devido à inércia térmica do dispositivo, a primeira e a última etapas são medidas isotérmicas, garantindo condições de regime permanente. A isoterma inicial, também chamada de isoterma de baixa temperatura, é essencial para estabilizar a temperatura da amostra. Portanto, neste projeto foi utilizada uma isoterma a 20 °C por 15 minutos durante a primeira etapa. Em seguida, na segunda etapa, as amostras foram aquecidas até 600 °C a uma taxa de aquecimento de 10 K/min. Por fim, como já mencionado, a terceira etapa também consiste em uma isoterma, referenciada como isoterma de alta temperatura. Nesta etapa, a temperatura foi mantida constante a 600 °C por 15 minutos. Em todas as etapas o nitrogênio puro foi usado como um gás de purga para garantir uma transferência de calor eficiente e, conseqüentemente, uma elevada sensibilidade do sistema.

Vale ressaltar que os dados de resfriamento não foram importantes para estas análises. Como consequência, foi aplicada uma taxa de resfriamento elevada (50 K/min). Além disso, para evitar problemas de desvio da linha de base, a medição da linha de base foi realizada antes de cada análise das amostras em triplicata. Para isso, realizou-se uma medida utilizando duas amostras de Al de alta pureza (99,5%).

4.2.7 Bake Hardening

O Bake Hardening é um processo de envelhecimento artificial muito importante na indústria automobilística. O processo é caracterizado pelo recozimento das amostras em baixas temperaturas por um curto período de tempo, simulando condições semelhantes às que peças automotivas são submetidas durante a etapa de secagem realizada após a pintura. Este processo é essencial para melhorar as propriedades mecânicas das peças, aumentar o limite de escoamento dos aços, aumentar a dureza das ligas de alumínio tratáveis termicamente. Além disso, em alguns casos este processo também é responsável por proporcionar a cura do adesivo utilizado em juntas.

Neste projeto, as juntas soldadas foram recozidos a 180 °C durante 30 minutos utilizando o forno Nabertherm 330. O aquecimento das amostras da temperatura ambiente até à temperatura do experimento levou, em média, 10 minutos. O procedimento de resfriamento foi realizado fora do forno após a exposição térmica estar completa.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Análise Estatística

5.1.1 Janela de Processamento

No processo de Soldagem por Fricção por Ponto, os principais parâmetros de processo são velocidade de rotação (VR), profundidade de penetração (PP), força de penetração (FP), força de retração (FR), força de fixação (FF) e tempo de mistura (TM). Diante da complexidade envolvida nas interações entre as variáveis, torna-se inviável a realização de um planejamento experimental considerando todos os parâmetros de processo. Independente do modelo selecionado, a análise considerando todas as variações possíveis provavelmente resultaria em resultados com baixa acuracidade e previsibilidade limitada por conta da elevada contribuição do erro associado às medições propostas. Neste contexto, visando a determinação de uma janela de processamento factível, realizou-se uma análise preliminar dos efeitos de cada parâmetro de processo na qualidade da solda. Mais especificamente, adotou-se a metodologia OFAT (*“one-factor-at-a-time”*) em que cada parâmetro é variado separadamente. Os efeitos destas variações foram avaliados através de uma inspeção visual, incluindo tanto a qualidade superficial das soldas quanto a presença de defeitos na zona de mistura. O grande objetivo desta análise inicial foi identificar os parâmetros que aparentem ter uma maior contribuição na qualidade da solda e, além disso, delimitar os limites em que estes parâmetros podem ser variados sem resultar na formação de defeitos críticos para a performance mecânica da junta soldada.

Estudos recentes mostram que a velocidade de rotação é o parâmetro com maior influência na qualidade e, conseqüentemente, na resistência mecânica de soldas produzidas por processos de fricção [57][75]–[77]. Especificamente em casos de soldas dissimilares entre ligas de alumínio e aços, a VR apresenta um efeito ainda maior por alterar o ciclo térmico do processo e influenciar nas transformações difusionais que governam a formação de compostos intermetálicos na interface da solda. Diante das evidências encontradas através do levantamento bibliográfica, soldas preliminares foram produzidas variando a VR em uma ampla faixa de valores

700 rpm a 2000p rpm e comprovaram a grande influência deste parâmetro de processo na qualidade da junta. Valores abaixo de 1400 rpm resultaram em um ciclo térmico prolongado devido a geração limitada de calor por fricção, prejudicando drasticamente o fluxo ideal de material e a formação de uma camada contínua de compostos intermetálicos na interface. Consequentemente, não foi possível obter a junção dos materiais para valores abaixo de 1400 rpm. Neste caso, a velocidade de rotação foi selecionada com um dos parâmetros a serem mapeados através de um planejamento estatístico e o intervalo de variação foi estabelecido entre 1400 e 2000 rpm, sendo o limite superior estabelecido pelas restrições do sistema robótico KHI.

Adicionalmente, estudos que avaliaram a produção de soldas similares através do processo RFSSW controlado por posição também indicam uma grande relevância dos parâmetros PP e TM [54]–[56][78]. Entretanto, como na variante controlada por força não é possível definir a exata posição da ferramenta, a qualidade da solda apresenta uma grande instabilidade diante de variações na profundidade de penetração. A **Figura 19** evidencia uma grande redução na qualidade da solda para valores de PP inferiores a 1,4 mm, afetando diretamente tanto a estética quanto o desempenho mecânico das soldas dissimilares entre AA6016-T4/DX56D. Diante disto, no presente projeto a PP foi mantida constante em um valor de 1,4 mm.

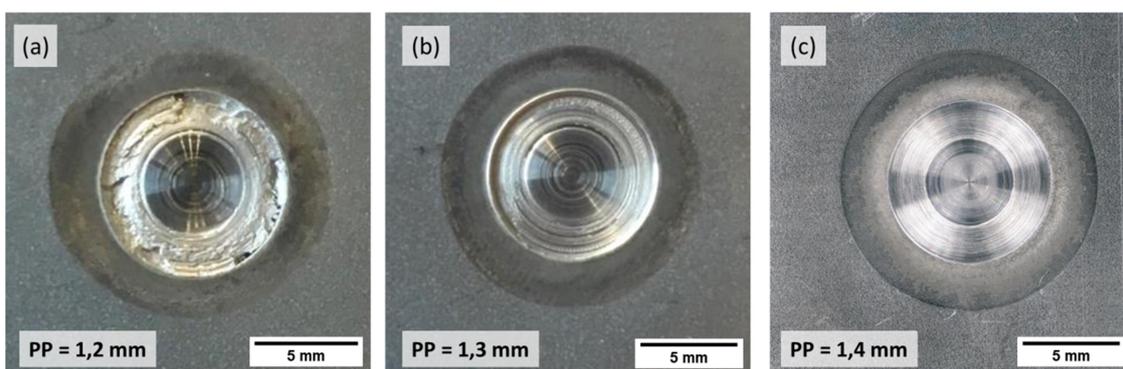


Figura 19 – Avaliação dos efeitos da profundidade de penetração na qualidade superficial da solda em três níveis distintos: (a) 1,2 mm; (b) 1,3 mm; (c) 1,4 mm.

Com relação ao tempo de mistura, a variante do processo RFSSW controlada por carga também apresenta algumas particularidades. No presente

projeto o TM foi testado em dois níveis diferentes (1 s e 2 s), porém ambas as condições foram prejudiciais à qualidade da solda, conforme evidenciado na **Figura 20**. Para o $TM = 1$ s não ocorreu a junção dos materiais e a superfície da zona de mistura apresentou grandes irregularidades, enquanto para $TM = 2$ s houve a formação de uma junta com uma grande quantidade de defeitos volumétricos na região periférica da ZM. Durante o tempo de mistura, a ferramenta permanece rotacionando na posição pré-definida, resultando em uma maior geração de calor e, conseqüentemente, maior plastificação do material. Como nesta nova variante a força aplicada pela ferramenta é mantida constante durante esta etapa, durante o tempo de mistura a ferramenta tende a atingir maiores profundidades de penetração, dificultando o controle deste parâmetro de processo. Durante a produção de soldas dissimilares, este problema se torna ainda mais crítico, visto que na maioria dos casos a profundidade de penetração é limitada apenas ao material superior de menor resistência visando maximizar o tempo de vida útil da ferramenta. Portanto, ambos os problemas observados estão relacionados ao controle impreciso da PP juntamente com o fluxo inadequado de material, o qual foi evidenciado pelo aprisionamento de material na ferramenta. Neste contexto, optou-se por não aplicar um tempo de mistura, de modo que camisa inicia a etapa de retração logo após atingir a PP.

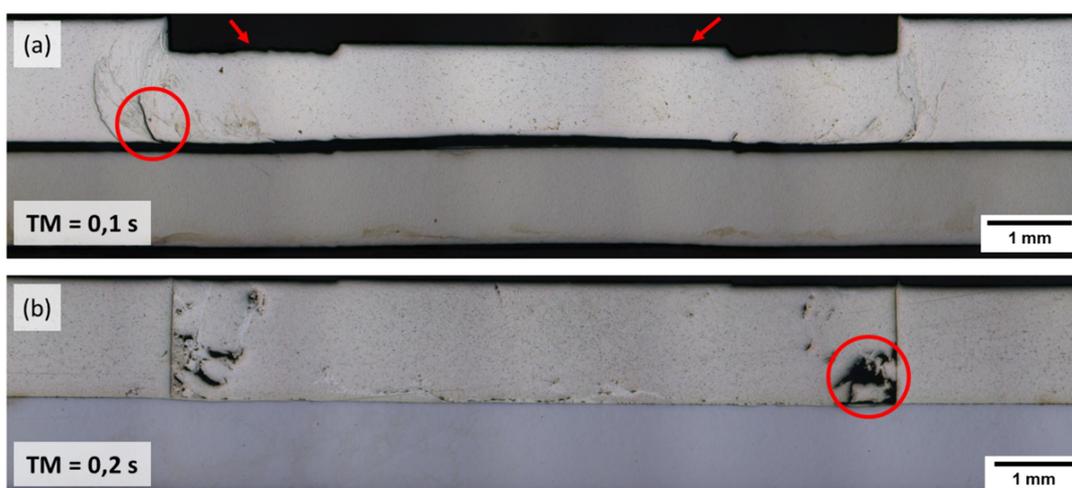


Figura 20 – Efeitos do tempo de mistura na qualidade das soldas dissimilares entre 6016-T4 e DX54D, evidenciando os defeitos formados na secção transversal: (a) $TM = 0,1$ s; (b) $TM = 0,2$ s. Os defeitos estão destacados com setas e círculos vermelhos.

Por fim, visando uma compreensão mais aprofundada sobre particularidades da nova variante do processo RFSSW, os efeitos das forças aplicadas durante o processo na qualidade final das juntas também foram avaliados. De início, a força de fixação foi avaliada para três níveis diferentes (4 kN, 5 kN e 6 kN) e nenhuma efeito significativo na qualidade superficial da solda foi observado. Neste contexto, a força de fixação foi mantida constante e o valor utilizado na sequência do projeto foi definido com base nas pequenas variações observadas na resistência ao cisalhamento, sendo que a força de 6 kN resultou na junta com melhor performance mecânica.

Por outro lado, as forças de penetração e retração apresentaram um impacto nítido tanto na qualidade superficial da junta quando no tempo total da solda. A força de penetração foi analisada para valores variando entre 9 kN e 14 kN. Para valores abaixo de 10 kN foi observado um aumento do tempo de solda juntamente com o surgimento de irregularidades na superfície da solda. Por outro lado, valores acima de 13 kN resultaram em uma severa deformação da chapa superior de Al (**Figura 21**), o que é desvantajoso em termos de aplicações na indústria automotiva. Portanto, a FP foi selecionada como o segundo fator a ser avaliado estatisticamente através das técnicas de planejamento de experimentos. Especificamente para este parâmetro de processo foi adotada uma janela de processamento delimitada por um limite inferior de 10 kN e um limite superior igual a 13 kN.

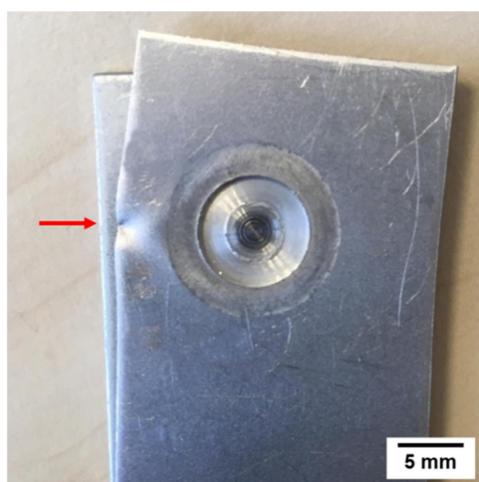


Figura 21 – Deformação aparente da chapa superior (AA6016-T4) ao utilizar uma força de penetração de 14 kN, inviabilizando sua aplicação final.

Os efeitos da força de retração também foram estudados por meio de soldas preliminares produzidas com valores variando entre de 7 kN a 11 kN. De modo geral, este parâmetro de processo apresentou uma complexa dependência em relação a velocidade de rotação. O aumento excessivo da FR para valores iguais ou superiores 9 kN foi acompanhado por uma grande instabilidade na qualidade da solda de acordo com a velocidade utilizada, indicando uma provável relevância estatística. Entretanto, optou-se por manter este parâmetro constante como parte do planejamento estratégico focado em explorar o maior intervalo de variação possível da VR. O valor de referência selecionado foi de 8 kN e a escolha se deu com base tanto na qualidade superficial da solda quanto no tempo total do ciclo.

5.1.2 Planejamento de Experimentos: 3^k FFD

O método Fatorial Completo foi selecionado para investigar os efeitos da velocidade de rotação e da força de penetração em soldas dissimilares entre AA6016-T4/aço DX56D galvanizado produzidas através do processo RFSSW na sua variante controlada por carga. A análise utilizou como resposta a resistência ao cisalhamento e o tempo total da solda, visando a otimização do processo ao maximizar a performance mecânica de juntas e minimizar o tempo do ciclo. Ambos os parâmetros de processo foram avaliados em três níveis diferentes, de acordo com a janela de processamento apresentada na [Tabela 5](#).

Tabela 5 – Janela de processamento utilizada para o desenvolvimento do planejamento de experimentos através do método Fatorial Completo. Dois parâmetros de processos distintos (VR e FP) foram avaliados em três níveis diferentes.

Símbolo	Parâmetro de Processo	Unidade	Nível		
			1	2	3
VR	Velocidade de Rotação	rpm	1400	1700	2000
FP	Força de Penetração	kN	11	12	13

Como o método Fatorial Completo inclui todas as combinações possíveis, esta janela de processamento resulta em $N = 3^2 = 9$ combinações possíveis. A **Figura 22** apresenta esquematicamente as 9 combinações adotadas no experimento através de uma matriz 3 x 3, em que um par ordenado (x,y) será utilizado para identificar cada condição.

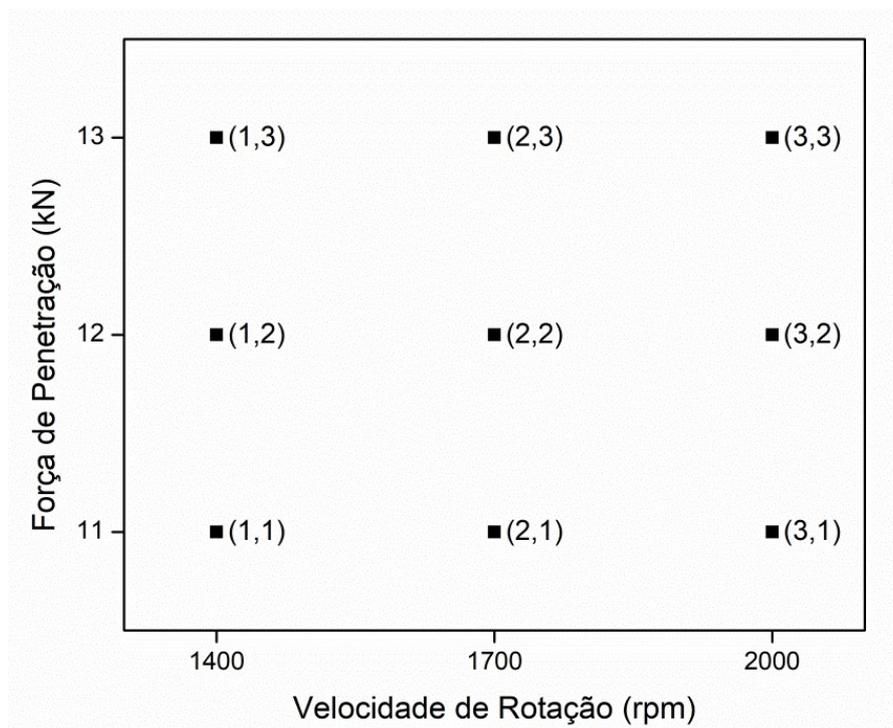


Figura 22 – Identificação das 9 condições propostas pelo modelo Fatorial Completo composto por 2 fatores e 3 níveis diferentes (3^2).

5.1.3 Otimização do Processo

A partir do planejamento experimental desenvolvido, todas as condições foram randomicamente avaliadas em termos de resistência ao cisalhamento e tempo total da solda. As medidas foram realizadas em triplicata e a **Tabela 6** apresenta os resultados obtidos. As juntas apresentaram uma resistência ao cisalhamento média variando entre 3322 ± 291 N e 4050 ± 103 N, enquanto o tempo médio da solda apresentou uma variação de $2,4 \pm 0,1$ s a $3,0 \pm 0,2$ s.

Tabela 6 – Resultados obtidos para cada condição do planejamento experimental utilizando resistência ao cisalhamento e tempo de solda como variáveis de resposta.

Combinação	VR (rpm)	FR (kN)	Resistência ao Cisalhamento (kN)			Resistência ao Cisalhamento Média (kN)	Tempo de Solda (s)			Tempo de Solda Médio (s)
			1	2	3		1	2	3	
(1,1)	1400	11	3892,02	3737,28	3434,36	3687,89 ± 232,79	2,94	2,92	3,28	3,047 ± 0,202
(1,2)	1400	12	3721,65	3556,76	3800,46	3692,96 ± 124,36	2,94	3,07	3,09	3,033 ± 0,081
(1,3)	1400	13	3512,05	2987,27	3467,80	3322,37 ± 291,05	2,52	2,50	2,99	2,670 ± 0,277
(2,1)	1700	11	4046,95	3948,89	4154,77	4050,21 ± 102,98	2,73	3,05	3,06	2,947 ± 0,188
(2,2)	1700	12	4205,49	3849,24	3822,42	3959,05 ± 213,85	2,28	2,41	2,79	2,493 ± 0,265
(2,3)	1700	13	3997,37	4155,23	3855,90	4002,83 ± 149,74	2,56	2,79	2,79	2,713 ± 0,133
(3,1)	2000	11	3666,12	3688,33	3598,75	3651,06 ± 46,65	2,72	2,59	3,25	2,853 ± 0,350
(3,2)	2000	12	3702,33	3666,63	3537,15	3635,37 ± 86,91	2,45	2,33	2,28	2,353 ± 0,087
(3,3)	2000	13	3683,29	3723,95	3874,59	3760,61 ± 100,78	2,29	2,92	2,79	2,667 ± 0,333

A resistência ao cisalhamento média de todas as combinações testadas está acima dos requisitos mínimos definidos pela norma AWS D17.2/D17.2M [79]. Conforme apresentado no gráfico da **Figura 23**, esta norma estabelece uma resistência mínima de 2,9 kN para juntas produzidas através da Soldagem por Resistência em que o material de menor resistência é a liga de alumínio 6016-T4 com espessura nominal de 1,5 mm e com resistência à tração entre 135 – 240 MPa. Apesar de ser uma norma desenvolvida para aplicações de indústrias aeroespaciais, o resultado é comparável visto que geralmente aplicações no setor automotivo requerem níveis inferiores de resistência mecânica. Dong et al. [23] reportou resultados similares de resistência ao cisalhamento para juntas dissimilares entre a liga de alumínio Aleris Superlite 200 ST com 1,5 mm de espessura e o aço galvanizado T06 com 1,2 mm de espessura produzidas por RFSSW controlado por posição, em que uma resistência de 3701 N foi obtida.

Adicionalmente, estudos recentes evidenciam o tempo de solda como o principal fator limitante para a ampla utilização de soldas dissimilares produzidas por fricção no setor automotivo, visto que em muitos casos requerem ciclos longos de em torno de 4-5 s [80]. Neste contexto, o processo de Soldagem por Ponto por Fricção controlado por carga se mostrou vantajoso

em termos de redução do tempo de solda. Desde modo, ao ser aplicado em produções de larga escala, se torna ainda mais atrativo devido à ótima relação qualidade-tempo-custo.

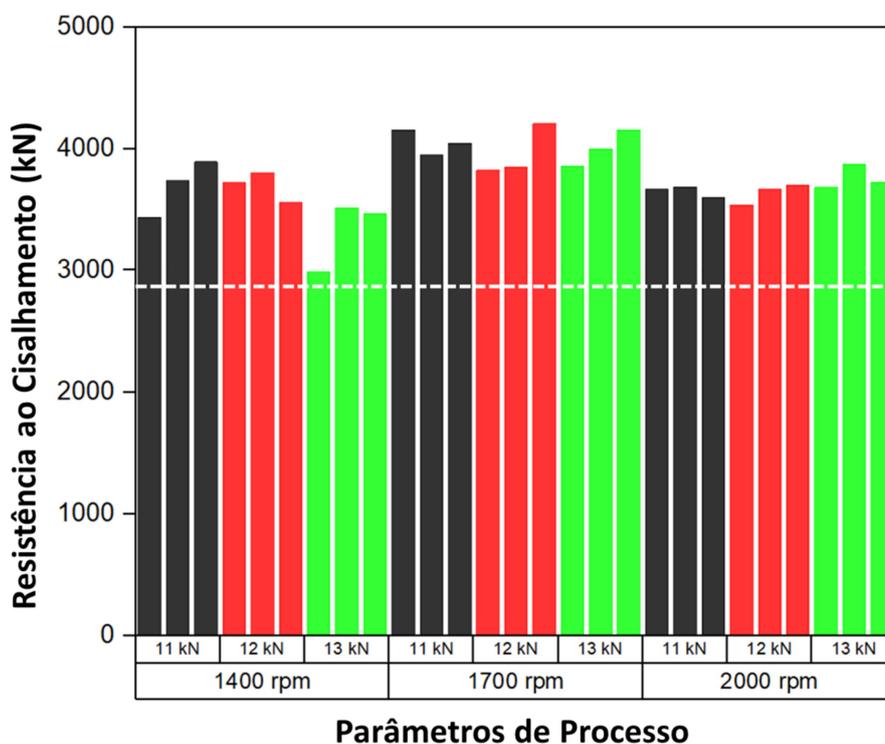


Figura 23 – Comparação entre a resistência ao cisalhamento média obtida experimentalmente para cada condição do planejamento experimental e o requisito mínimo definido pela norma AWS D17.2/D17.2M.

Visando o mapeamento e a otimização dos parâmetros de processo, o efeito individual de cada variável, assim como de suas interações, no tempo da solda e na resistência de cisalhamento foi avaliado através de uma combinação dos métodos ANOVA e RSM. A **Tabela 7** apresenta os resultados da análise de variância obtidos utilizando a resistência ao cisalhamento como resposta. Neste projeto, foi adotado um nível de significância $\alpha = 0,05$, indicando um risco de 5% de rejeição incorreta da hipótese nula. O modelo apresentou um valor-p $< 0,05$, indicando que, estatisticamente, o modelo pode ser aplicado com um baixo risco de conclusões equivocadas. Por outro lado, nota-se um R^2 de, aproximadamente, 70,89%, indicando fração de variação na resposta que pode ser explicada pelo modelo. O restante da contribuição (29,11%) está

associado a erros experimentais, o que se deve principalmente à notável instabilidade das condições extremas. As combinações (1,1) e (1,3) caracterizadas por baixa VR, por exemplo, apresentaram um desvio padrão elevado. Nas próximas sessões estes resultados foram avaliados através da caracterização microestrutural e mecânica. Portanto, o valor de R^2 relativamente baixo evidencia que há outras variáveis, sejam elas inerentes ao processo ou externas, que não foram consideradas nas análises estatísticas e, provavelmente, apresentam grande influência na resistência ao cisalhamento. Por fim, vale mencionar que os gráficos de resíduos do experimento (ver apêndices A e B) não apresentaram nenhuma tendência e/ou padrão anormal, evidenciando uma relação de independência e aleatoriedade entre os resíduos. Nestes casos, os resultados confirmam que, apesar da elevada contribuição do erro, o modelo é adequado e satisfaz os pressupostos das análises.

Tabela 7 – Análise da variância e resumo do modelo utilizado para otimizar os parâmetros de processo VR e tempo de solda utilizando a resistência ao cisalhamento como resposta.

Variável	DF	SS	Contrib. (%)	Adj SS	Adj MS	Valor-F	Valor-P
Modelo	8	1232245	70,89	1232245	154031	5,48	0,001
Linear	4	968555	55,72	968555	242139	8,61	0,000
VR (rpm)	2	920888	52,98	920888	460444	16,38	0,000
FP (kN)	2	47667	2,74	47667	23833	0,85	0,445
Interação	4	263690	15,17	263690	65922	2,34	0,094
VR (rpm) FR (kN)	4	263690	15,17	263690	65922	2,34	0,094
Erro	18	506019	29,11	506019	28112		
Total	26	1738264	1000				

S	R-sq	R-sq (adj)	PRESS	R-sq (pred)
167,667	70,89%	57,89%	1138542	34,50%

Em relação aos parâmetros de processo, a velocidade de rotação apresentou uma elevada significância estatística, conforme evidenciado por $F > 4$ e $\text{valor-p} < 0,05$. O mesmo comportamento não foi observado para a força de penetração e para a combinação VR-FP, indicando que a VR é o parâmetro com maior influência na resistência ao cisalhamento das juntas produzidas. A relevância da VR para os diferentes níveis de FP pode ser evidenciada através

do gráfico de interação (**Figura 24(a)**) ou através da superfície de resposta (**Figura 24(b)**). De modo geral, nota-se que as soldas caracterizadas por elevada resistência foram obtidas através de valores intermediários de VR, resultando em uma superfície parabólica com concavidade para baixo. Neste caso, como a FP não apresenta grande influência na resistência ao cisalhamento, nota-se que a resistência média é praticamente a mesma para VR = 1700 rpm se considerado o desvio padrão. Portanto, o tempo de solda foi utilizado como critério para otimização da FP.

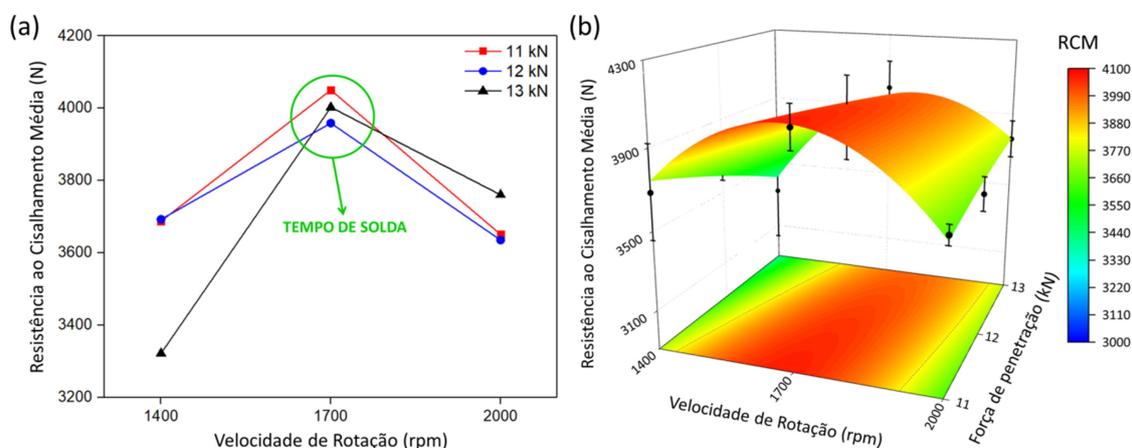


Figura 24 – Variação da resistência ao cisalhamento para os diferentes níveis de VR e FP de acordo com o: (a) gráfico 2D de interação; (b) gráfico 3D da resposta de superfície.

De modo a compreender e evidenciar o efeito de cada parâmetro nas variáveis de resposta, gráficos de interação e superfícies de contorno foram elaborados separadamente. Ao considerar o tempo de solda médio como resposta, tanto a VR quanto a FP apresentaram uma elevada significância estatística, o que pode ser evidenciado pela inclinação das curvas e os respectivos valores-P apresentados nas **Figura 25(a)** e **Figura 25(b)**, respectivamente. Especificamente para esta variável de resposta, a VR apresenta uma tendência de queda com o aumento dos níveis enquanto a FP apresenta uma variação complexa marcada por um ponto mínimo em FP = 12 kN.

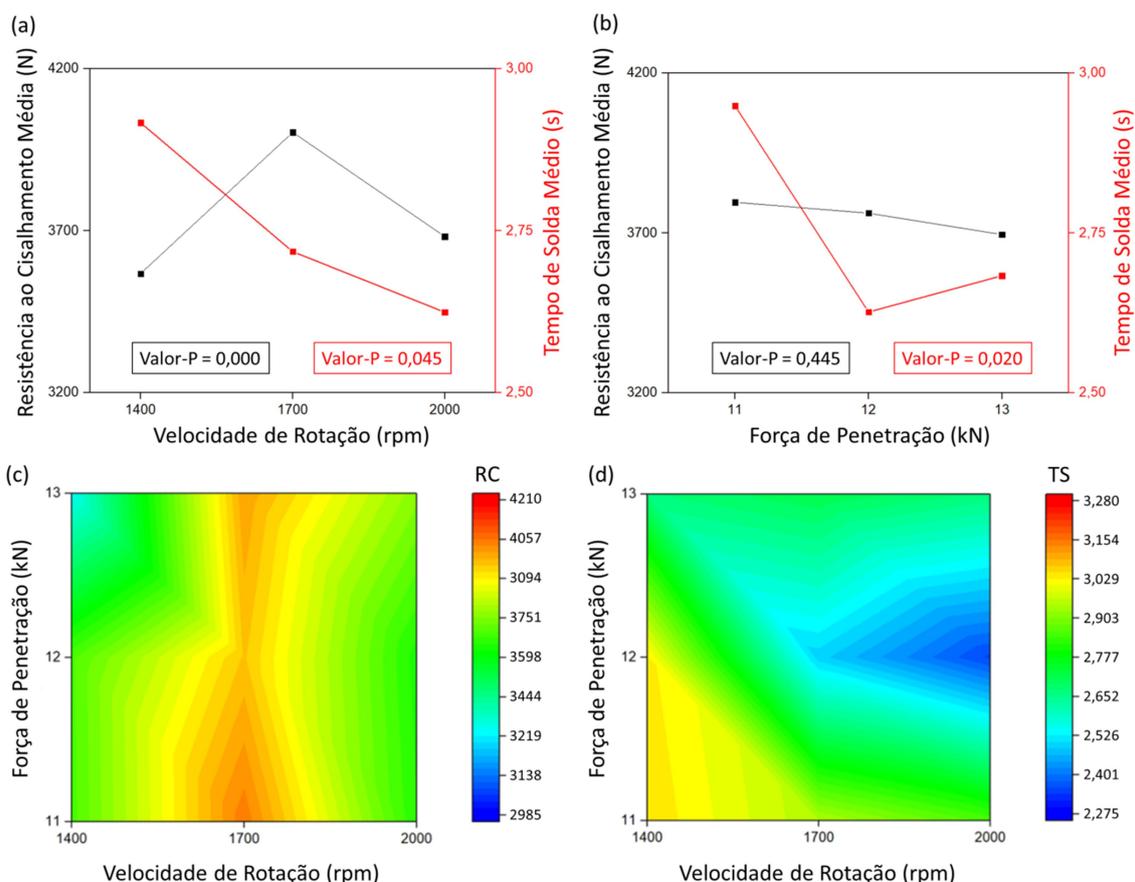


Figura 25 – Gráficos dos efeitos individuais da (a) velocidade de rotação e da (b) força de penetração nas variáveis de respostas pré-definidas, seguidos das superfícies de contorno evidenciando os efeitos da interação na (c) resistência ao cisalhamento e no (d) tempo de solda.

Visando uma análise mais aprofundada sobre as possíveis interações existentes entre os fatores categóricos e sua influência nas respostas estabelecidas, gráficos de contorno foram criados tanto para a resistência ao cisalhamento (**Figura 25(c)**) quanto para o tempo total do ciclo durante o processo de soldagem (**Figura 25(d)**). Os resultados evidenciam uma complexa interação entre VR e FP, o que será posteriormente discutido com base em medições de ciclo térmico e análise microestrutural, principalmente em termos de fluxo de material e formação de defeitos. Para facilitar a definição da condição otimizada dos parâmetros operacionais que simultaneamente maximizam a resistência ao cisalhamento e minimizam o tempo de solda, foi utilizada uma função estatística denominada “*desirability*”. Tendo em mente a futura utilização deste processo na indústria automotiva para produção de

soldas dissimilares, foi definido o critério de mesma importância e peso para ambas as respostas. Os valores intermediários de VR = 1700 rpm e FP = 12 kN foram definidos como os parâmetros operacionais otimizados para os casos em que a profundidade de penetração, força de fixação e tempo de mistura permaneceram constantes em valores de 1,4 mm, 6 kN e 0 s, respectivamente. A condição otimizada apresentou uma resistência ao cisalhamento média de 3959 ± 214 N e um tempo de solda médio de $2,5 \pm 0,3$ s. Soldas dissimilares entre AA6016-T4 e o aço DX56D sem revestimento galvânico também foram produzidas usando os mesmos parâmetros de processo e apresentaram uma resistência ao cisalhamento média de 2775 ± 79 kN, o que corresponde a uma redução de aproximadamente 30%. Esses valores experimentais sugerem que o Zn tem forte influência na formação da interface, explicando a dificuldade de se definir uma ampla janela de processamento caracterizada por elevada estabilidade do processo. Neste contexto, a caracterização microestrutural foi desenvolvida visando principalmente a compreensão dos efeitos do Zn na qualidade final das juntas.

5.2 Caracterização Microestrutural

5.2.1 Efeitos da VR e FP

Visando uma compreensão aprofundada dos efeitos de cada parâmetro de processo, foram produzidas soldas variando um fator por vez em níveis ao redor do valor otimizado, o qual coincidentemente representa o centro da janela de processamento definida. A **Figura 26** apresenta macrografias de soldas produzidas através da Soldagem por Fricção por Ponto controlada por carga. Os resultados possibilitam uma comparação tanto dos efeitos do Zn quanto da VR nas características gerais de fluxo do material, formação de defeitos e qualidade superficial. A **Figura 26(a)** evidencia que a ausência do revestimento galvânico na superfície do aço resulta em uma junta com bom acabamento superficial, sem evidências de redução da espessura e microestrutura homogênea. No entanto, nota-se a formação de grandes cavidades na região periférica da camisa, a qual está associada ao preenchimento incompleto da zona de mistura durante a retração das partes móveis da ferramenta.

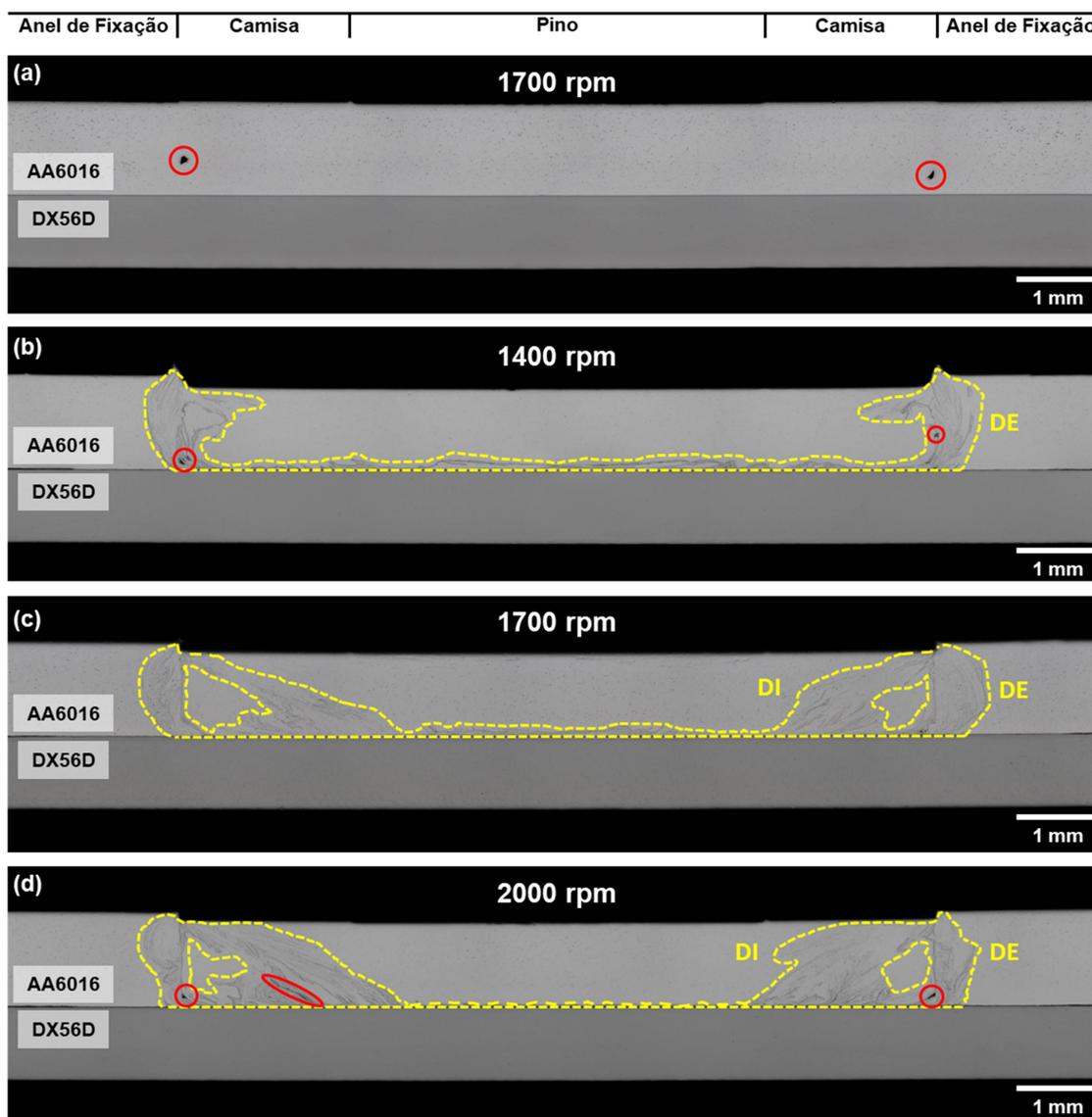


Figura 26 – Imagens de baixa magnificação da secção transversal de soldas dissimilares entre (a) AA6016-T4/aço DX56D sem revestimento e (b-d) AA6016-T4/aço DX56D galvanizado produzidas utilizando diferentes níveis de VR. O fluxo do Zn está marcado por linhas tracejadas em amarelo, enquanto a presença de defeitos está evidenciada por linhas sólidas vermelhas. Em todas as condições a FP foi mantida constante em 12 kN.

Por outro lado, a presença de um revestimento galvânico caracterizado por baixa temperatura de fusão na superfície do aço resultou em diversas particularidades microestruturais. Para valores de VR variando de 1400 a 2000 rpm o calor gerado por fricção juntamente com a severa deformação plástica imposta pela movimentação da ferramenta promovem a fusão e subsequente mistura da camada de Zn com o Al plastificado, gerando uma estrutura semi-

sólida. Consequentemente, durante o processo as fases líquidas ricas em Zn são espalhadas para fora da interface de acordo com dois caminhos diferentes, conforme também observado em soldas dissimilares produzidas por RFSSW na variante controlada por posição [23][49]. O primeiro caminho localiza-se na região externa adjacente à zona de mistura e será referido neste trabalho como dispersão externa (DE). Já o segundo ocorre na região diretamente afetada pela movimentação da camisa e, por localizar-se dentro da zona de mistura, será denominado neste trabalho como dispersão interna (DI). Neste cenário, as regiões ricas em Zn são facilmente diferenciadas na microestrutura, de modo que este elemento será estrategicamente utilizado para compreensão do fluxo de material.

Portanto, por conta das diferenças nos níveis de deformação plástica e temperatura, o fluxo de Zn foi criticamente avaliado de acordo com a velocidade de rotação. **Figura 26(b)** mostra que para baixos níveis VR = 1400 rpm as camadas com elevado teor de Zn tendem a se acumularem na interface Al/aço, exceto na ZTMA em que ocorre uma intensa dispersão das fases líquidas (DE). Na interface entre a ZM e a ZTMA, nota-se ainda a formação de defeitos volumétricos. Estas características, em conjunto, evidenciam que VR = 1400 rpm não é suficiente para dispersar rapidamente o Zn dentro da região plastificada e, portanto, dificulta o contato direto do Al com o aço, o que representa uma condição necessária para a formação dos compostos intermetálicos. O aumento inicial da velocidade de rotação colaborou para a redução dos defeitos, conforme evidenciado na **Figura 26(c)** em que foi produzida uma solda sem defeitos utilizando VR = 1700 rpm. Além disso, nota-se um menor desnível na superfície da solda, indicando uma melhoria evidente na qualidade superficial. Vale ressaltar que o nível intermediário da VR foi essencial para garantir o fluxo ideal e apropriado das fases líquidas ricas em Zn, garantindo a coexistência de uma dispersão uniforme interna e externa. Por outro lado, o aumento contínuo da VR para valores acima de 1700 rpm foi prejudicial à qualidade das juntas. A **Figura 26(d)** mostra que, para VR = 2000 rpm, há uma intensa DI do Zn dentro da zona de mistura de acordo com um fluxo turbulento. Esta característica também é evidenciada pela ausência do

acúmulo das camadas ricas em Zn na região interfacial. Consequentemente, apesar do melhor preenchimento da cavidade destacado pela superfície plana praticamente no mesmo nível do material base, nota-se que níveis de VR excessivamente elevados favorecem a formação de defeitos volumétricos e trincas induzidas por fases líquidas. Geralmente estas trincas são facilmente identificadas através de um padrão de propagação caracterizado pelo acompanhamento do fluxo das fases líquidas durante o processo, conforme apresentado na **Figura 27(a)**. Neste caso, em específico, micrografias obtidas por MEV através de elétrons retroespalhados (BSE) evidenciam o fluxo das fases líquidas ricas em Zn através da formação de camadas com tonalidade mais clara, o que está associado ao fato do Zn apresentar número atômico significativamente maior quando comparado ao do Al. Por fim, a **Figura 27(b)** mostra que o calor gerado durante o processo não foi suficiente para promover variações microestruturais significativas no aço, o qual apresenta uma microestrutura homogênea em toda sua extensão após a produção da junta.

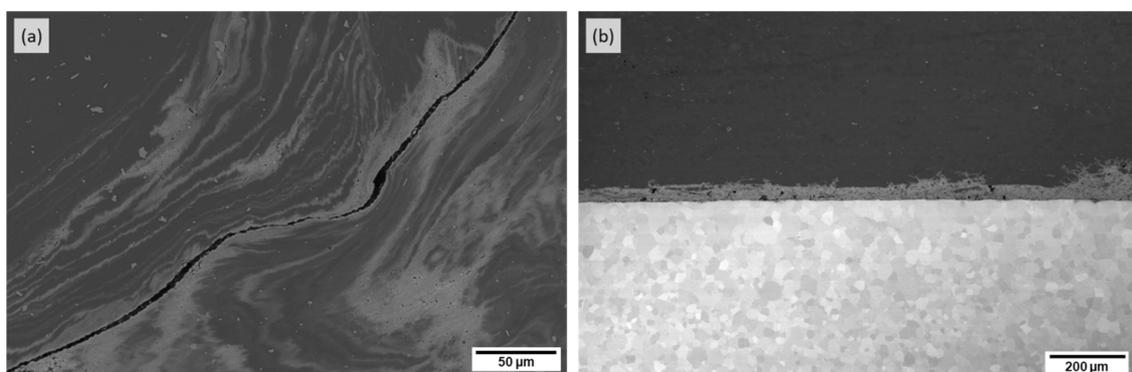


Figura 27 – Micrografias obtidas no MEV-BSE indicando: (a) Formação de trincas induzidas pela presença de fases líquida, a qual apresenta uma propagação seguindo o fluxo do Zn; (b) Distribuição homogênea do tamanho de grão no aço, evidenciado que o calor gerado no processo não é suficiente para promover alterações microestruturais na chapa inferior.

Analogamente, juntas foram produzidas através de variações na FP e os efeitos deste parâmetro de processo também foram avaliados através de análises microestruturais da secção transversal. A **Figura 28** mostra que a FP não apresenta nenhum efeito pronunciável no fluxo de Zn e, portanto, nas reações interfaciais responsáveis pela junção dos materiais. Este resultado

está de acordo com a análise estatística, através da qual foi possível concluir que FP apresenta um pequeno efeito na resistência ao cisalhamento das juntas. Por outro lado, as análises estatísticas indicaram uma forte relação da FP com o tempo do ciclo de solda, o que foi atribuído ao fato deste parâmetro afetar diretamente na acomodação do Al plastificado. A influência da FP na acomodação do material pode ser comprovada através de análises sobre a qualidade superficial da solda. A **Figura 28(a)** mostra uma solda com bom acabamento superficial, porém com a presença de defeitos na região periférica da ZM. Nota-se ainda que o aumento da FP colabora para redução dos defeitos volumétricos no interior da ZM, porém resulta em uma maior redução da espessura útil na chapa superior da liga 6016-T4, o que pode ser comprovado através do desnível considerável na superfície da solda apresentada na **Figura 28(b)**. Para valores de FP iguais ou superiores a 13 kN as marcas da ferramenta se tornam ainda mais evidentes, visto que também é possível observar marcas na interface camisa/pino (**Figura 28(c)**)

Neste caso, os efeitos da FP foram avaliados apenas para uma velocidade de rotação constante e igual a 1700 rpm. Porém, os testes mecânicos realizados para a análise estatística mostram que os efeitos da FP se tornam ainda mais críticos quando aplicado juntamente com baixos níveis de VR (iguais ou inferiores a 1400 rpm). Este comportamento pode ser atribuído tanto à plastificação insuficiente do material base quando à acomodação através de fluxo turbulentos, visto que ambas as características favorecem a formação de defeitos responsáveis por degradar a interface da junta. A combinação entre baixa velocidade de rotação com elevada força de penetração, por exemplo, resulta em severa deformação da liga de alumínio 6016-T4 posicionada na parte superior da junta, indicando que a ferramenta impõe níveis de tensão e deformação superiores aos níveis suportados pelo material base.

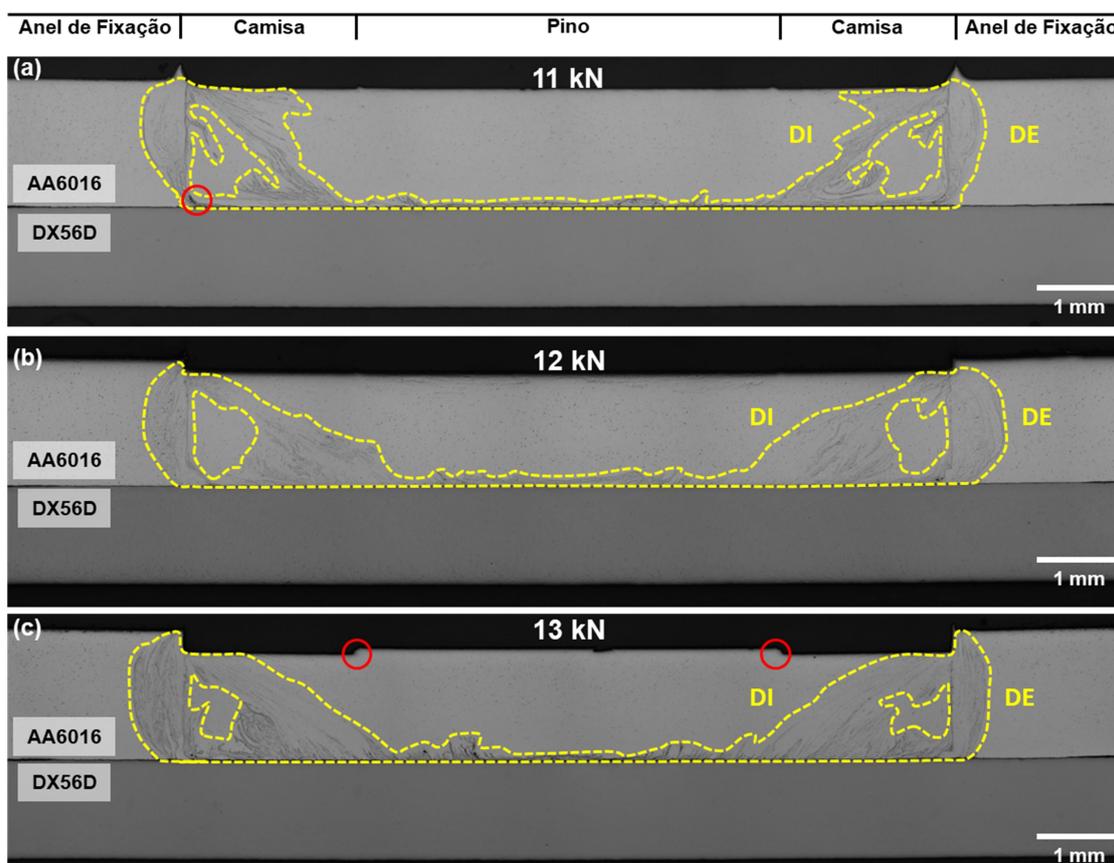


Figura 28 – Macrografias da secção transversal de soldas dissimilares AA6016-T4/DX56D produzidas para diferentes níveis de FP: (a) 11 kN; (b) 12 kN; (c) 13 kN. Neste caso, a VR foi mantida constante em 1700 rpm.

5.2.2 Condição otimizada: fenômenos metalúrgicos e transformações de fase

Visando a compreensão detalhada dos fenômenos metalúrgicos envolvidos na formação das juntas, foram utilizadas as técnicas de microscopia eletrônica de varredura (MEV) e de transmissão (MET) para a caracterização microestrutural completa da amostra produzida através dos parâmetros de processo otimizados. A **Figura 29** apresenta imagens de alta magnificação obtidas para a secção transversal da condição (2, 2). Apesar da profundidade de penetração da camisa estar limitada apenas a chapa superior e não ter contato direto com a chapa inferior, nota-se que a deformação imposta pela ferramenta é suficiente para promover pequenas deformações na interface (**Figura 29(a)**). Além disso, as análises no MEV através de elétrons retroespalhados evidenciam a formação de uma complexa estrutura de

camadas intercaladas. Estas análises baseiam-se na variação do contraste em função do número atômico dos elementos químicos presentes na amostra, tornando possível a distinção entre camadas mais escuras com elevado teor de Al e as camadas mais claras com elevado teor de Zn. Na região central da junta soldada é possível observar uma configuração em que as camadas estão posicionadas paralelamente à interface, sugerindo a ausência de fluxo vertical das fases líquidas. Conforme aproxima-se da interface, nota-se ainda um acúmulo significativo de Zn em camadas espessas. Ambas as características estão associados ao fato de que a região central não é diretamente afetada pelo movimento vertical de penetração da camisa.

Ao se aproximar da região de penetração da camisa é possível observar a transição para uma estrutura composta por camadas mais finas e dispersas, provavelmente devido ao fluxo turbulento imposto pela ferramenta. Neste caso, evidências da difusão localizada do Zn são mostradas na [Figura 29\(b\)](#). Simplificadamente, os grãos de alumínio apresentam um gradiente de composição química caracterizado pela difusão localizada do Zn em direção ao centro do grão, o que é evidenciado pela coloração mais clara nas regiões periféricas. Além disso, nas camadas ricas em Al é possível observar a presença de partículas grosseiras randomicamente dispersas, as quais foram identificadas como fase β . Esta fase apresenta composição química Al_5FeSi e também foi encontrada no material base, sugerindo que as partículas não foram drasticamente afetadas durante o processo de soldagem por fricção. Trabalhos recentes reportaram que as partículas da fase β são comumente identificadas em ligas de alumínio da série 6XXX [81].

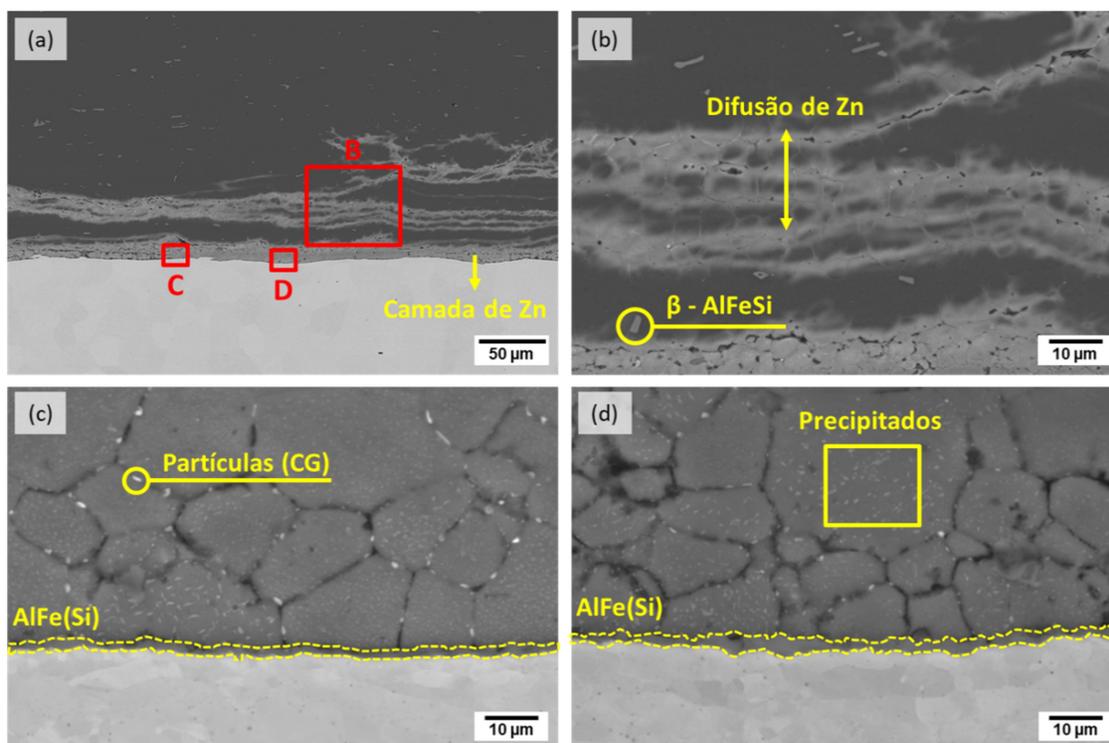


Figura 29 – Caracterização microestrutural da junta otimizada através de micrografias obtidas no MEV da (a) região central (zona de mistura), incluindo imagens de alta magnificação das (b-d) regiões demarcadas em vermelho e nomeadas como B, C e D, respectivamente. As principais características microestruturais e as fases identificadas estão evidenciadas em amarelo.

As micrografias apresentadas na **Figura 29(c)** e na **Figura 29(d)** evidenciam a formação de uma microestrutura complexa na interface da junta soldada. As condições tanto dos materiais bases quanto do processo favorecem o crescimento rápido de uma camada contínua do composto intermetálico AlFe(Si). Na região adjacente, a junta apresenta microestrutura granular com partículas nos contornos dos grãos (CG) e precipitados nanométricos homogeneamente dispersos no interior dos grãos. Considerando o contraste por diferenças de número atômico entre os elementos constituintes, a tonalidade mais clara destas fases sugere um alto teor de Zn em ambas. Análises mais aprofundadas foram realizadas no MET para indexação das fases em questão.

Os resultados obtidos no MET estão apresentados na **Figura 30**. As características gerais da microestrutura na região da interface, as quais foram

evidenciadas nas micrografias do MEV, estão identificadas na **Figura 30(a)** e serão avaliadas separadamente. Os precipitados homoganeamente dispersos no interior dos grãos apresentam uma geometria alongada (tipo placa) com tamanho médio de 50 nm. Por conta do tamanho, não é possível obter a composição química destas fases com precisão, visto que os resultados são afetados pela interação dos elétrons com as fases adjacentes (elétrons espúrios). Entretanto, a composição química da matriz apresentada na **Figura 30(f)** confirma a formação de uma solução sólida supersaturada de Al-Zn, sugerindo que estes precipitados provavelmente são da fase η -HCP com composição muito próxima do Zn puro. Esta fase é estável a temperatura ambiente e forma como uma consequência da baixa solubilidade do Zn no Al nesta condição. Por outro lado, as partículas encontradas nos contornos dos grãos apresentam uma geometria irregular com tamanho médio em torno de 150-200 nm. Esta fase é claramente observada através de micrografias no modo campo escuro obtidas através de reflexões específicas, conforme apresentado na **Figura 30(d)**. Adicionalmente, o padrão de difração de área selecionada (SAEDP) obtido desta fase utilizando o eixo de zona $[10\bar{1}1]$ (**Figura 30(e)**) confirma uma estrutura cristalina hexagonal compacta, também indicando ser a fase η -HCP com composição muito próxima do Zn puro. Vale mencionar que a análise qualitativa baseada nas micrografias também indica um elevado teor de Zn tanto nas partículas quanto nos precipitados, visto que ambos estão mais escuros que a matriz rica em Al.

Na região de contato direto entre a chapa superior da liga de alumínio 6016-T4 e o aço DX56D, uma camada contínua de composto intermetálico com espessura variando de 200 a 500 nm é observada e evidenciada pela linha tracejada amarela na **Figura 30(a)**. Esta fase foi identificada como Al_5Fe_2 com uma quantidade considerável de Si em solução sólida (4,34 %at.), conforme apresentado na **Figura 30(f)**. A diferença entre a composição química nominal e medida também é explicada através da interação dos elétrons com a matriz, o que não pode ser evitado ao considerar a espessura nanométrica da camada intermetálica. A presença do Si pode ser explicada pelo fato da liga 6016 apresentar uma proporção entre Si:Mg de 3,2, muito acima do valor encontrado

em outras ligas da série 6XXX, tais como 6063 e 6005A [37]. O Si é parcialmente consumido durante a precipitação da fase β - Mg_2Si e a fração excedente permanece em solução sólida, possibilitando a segregação para a interface. Como o Si apresenta uma solubilidade máxima de 6%at. na fase Al_5Fe_2 [82], não foi observada a precipitação da fase $Al_2Fe_3Si_3$ e a presença deste soluto foi crucial para controlar o crescimento do composto intermetálico.

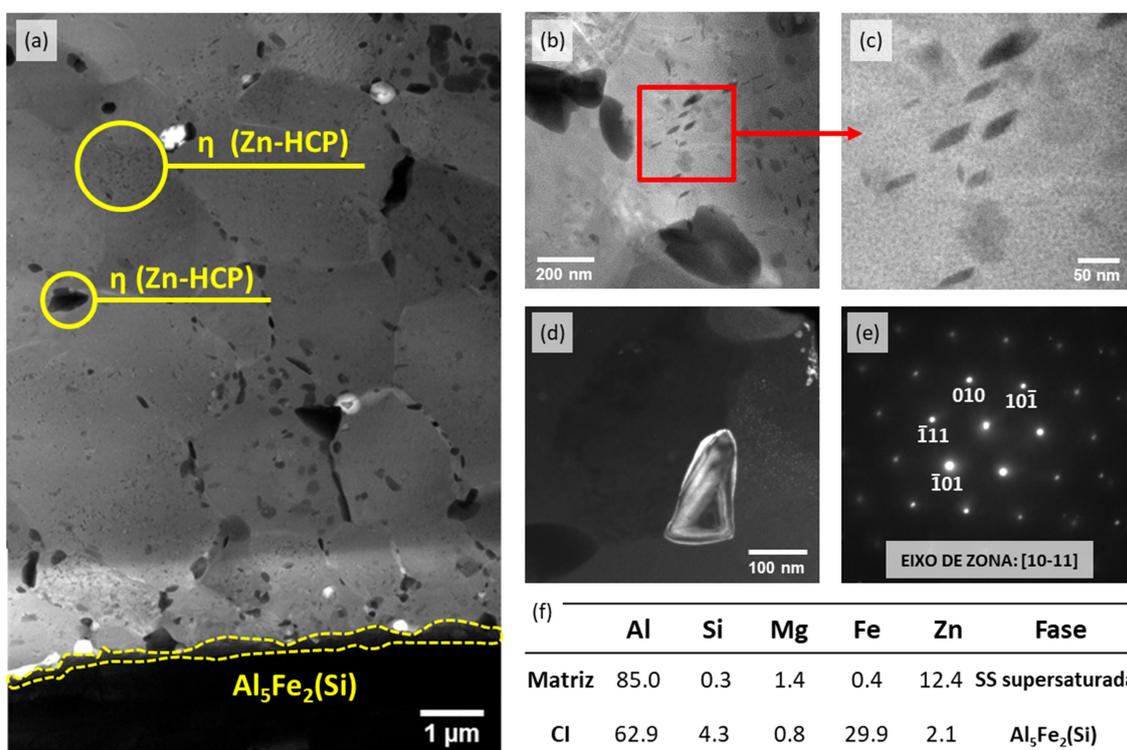


Figura 30 – Investigação no MET da junta soldada entre AA6016-T4/ aço galvanizado DX56D na condição otimizada: micrografias de campo claro no modo STEM da (a) região interfacial e dos (b-c) precipitados nanométricos de Zn-HCP dispersos no interior dos grãos; indexação das partículas de Zn-HCP presentes nos contornos de grãos através de (d) imagem de campo escuro obtida utilizando as reflexões apresentadas no (e) padrão de difração de área selecionada (SAED) com eixo de zona [10-11]; (f) análises de composição química (%at.). As fases indexadas estão evidenciadas em amarelo.

A partir dos resultados da caracterização microestrutural apresentados, juntamente com dados do ciclo térmico e da estabilidade de fases, uma complexa sequência de fenômenos metalúrgicos envolvidos em cada etapa do processo foi proposta, conforme esquematicamente apresentado na **Figura 31**.

Primeiramente, a condição inicial de cada material base juntamente com sua respectiva posição na junta apresentam grande influência na otimização do processo de soldagem, especialmente em casos envolvendo aço galvanizado. Nestes casos, em específico, o revestimento de Zn pode evitar o contato direto entre Al/Fe e, conseqüentemente, impossibilitar a formação de ligações metalúrgicas [26][29][83]. Portanto, um revestimento galvânico formado por uma camada fina e homogênea de Zn é essencial para produção de soldas dissimilares com performance mecânica acima dos requisitos mínimos, principalmente em termos de corrosão e resistência ao cisalhamento. Adicionalmente, a presença de uma camada ultrafina de compostos intermetálicos entre o substrato e o revestimento também é reportada como benéfica para mecanismos de ligação metalúrgica em processos de soldagem por fricção caracterizados por ciclos térmicos curtos [29][84].

Em alguns casos, os efeitos do Zn podem apresentar relações complexas e contraditórias, de modo que as características físicas da camada representam fatores necessários, porém não suficientes para assegurar a formação de juntas com elevada qualidade. O Zn é reportado como um dos principais elementos químicos que promovem o crescimento acelerado de compostos intermetálicos, especialmente da fase η -Al₅Fe₂ [29]. Neste cenário, o fluxo de Zn se destaca como uma variável essencial para controle da interface. O acúmulo local deste elemento resulta na formação de camadas frágeis espessas e, por conta da elevada pressão de vapor, pode criar porosidades. Ambas as características são prejudiciais à resistência mecânicas das juntas e, portanto, contramedidas devem ser tomadas para o controle da reação interfacial através da rápida dispersão do Zn.

Em relação à configuração das chapas, o Al é comumente posicionado acima do aço. Este posicionamento é essencial para evitar o desgaste excessivo ou, até mesmo, deformação da ferramenta, garantindo uma maior reprodutibilidade do processo [26][31]. Levando em consideração estas particularidades, soldas dissimilares sem defeitos entre ligas de alumínio e aços galvanizados geralmente apresentam uma janela de processamento limitada, principalmente afetada pela velocidade de rotação [29][80]. Resultado

similar foi observado no presente projeto, conforme evidenciado nas análises estatísticas, e será discutido a partir das particularidades de cada etapa do processo.

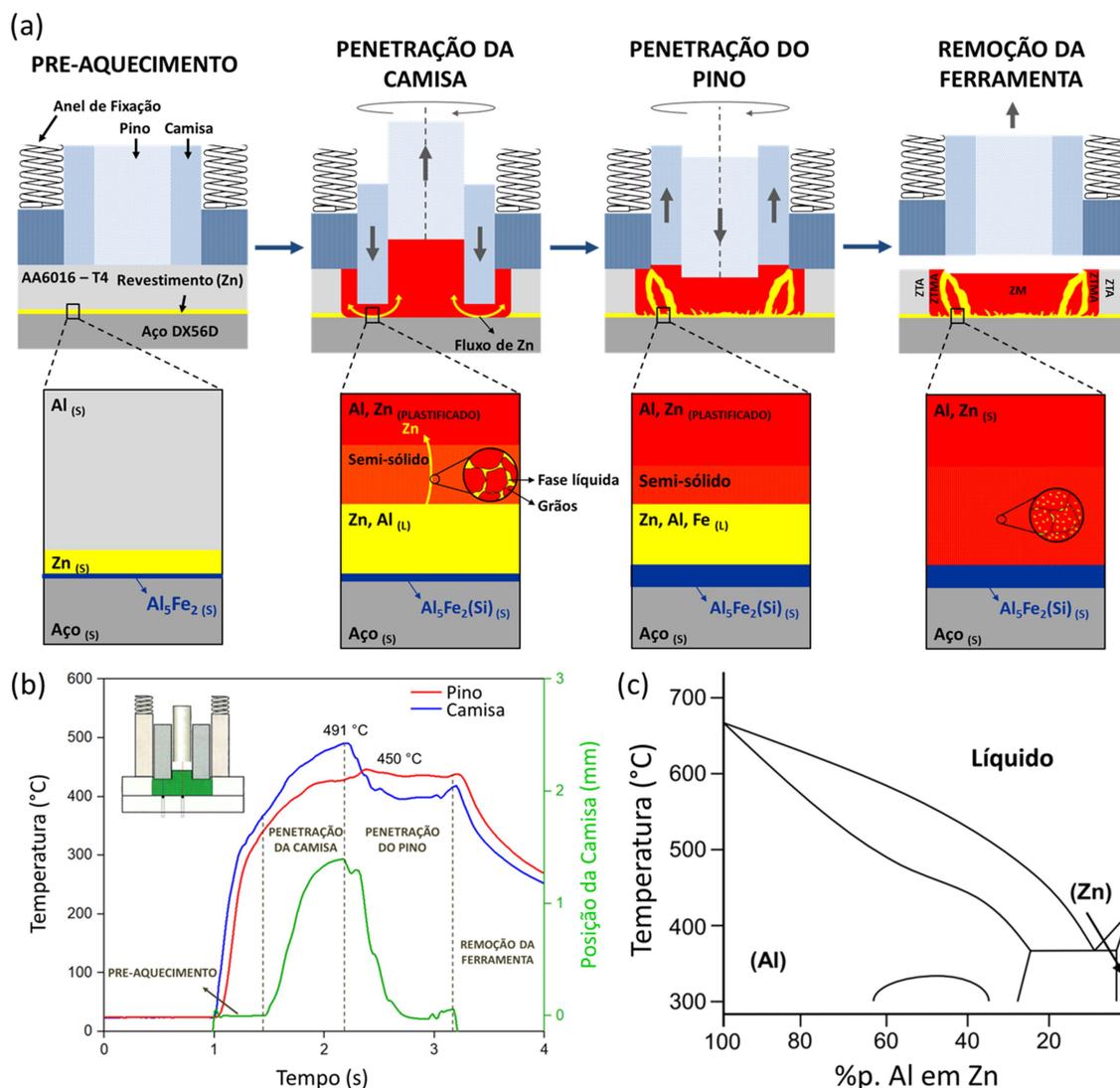


Figura 31 – (a) Representação esquemática da sequência de reações metalúrgicas proposta para soldas dissimilares entre 6016-T4 e o aço galvanizado DX56D produzidas através da Soldagem por Ponto por Fricção. Os mecanismos metalúrgicos foram avaliados e sugeridos com base no (b) ciclo térmico e no (c) digrama de fases binário Al-Zn.

Na primeira etapa (pré-aquecimento), a força de fixação é aplicada para manter as chapas estáticas durante o movimento vertical e rotacional da ferramenta. Além disso, ao pressionar a chapa superior contra a chapa inferior garante um melhor contato entre os materiais na interface. **Figura 31(b)** mostra

a variação da temperatura na interface nas posições centrais do pino e da camisa, de acordo com a posição da camisa (eixo Y secundário – verde). A etapa 1 dura aproximadamente 0,5 s e durante este período a ferramenta permanece em contato com a chapa de Al, aquecendo-a por fricção. O perfil da temperatura na interface apresentou um comportamento crescente muito similar para ambas as posições até o final desta etapa, atingindo 340 °C na região do pino e 350 °C na região da camisa. Portanto, a chapa superior certamente atinge temperaturas mais elevadas na ZM, a qual é alta suficiente para plastificar localmente o material e, conseqüentemente, possibilitar a penetração da camisa. Nesta etapa, a plastificação do alumínio representa o ponto chave para reduzir o desgaste da ferramenta e promover maior estabilidade do processo.

Subseqüentemente, a camisa leva 0,7s para atingir a máxima profundidade de penetração definida como 1,4 mm, ligeiramente acima da interface. Nesta etapa a interpretação metalúrgica se torna complexa devido a fusão incipiente do revestimento de Zn, fenômeno que também foi observado em soldas entre Al-Mg/aço galvanizado [22], Al/Mg [78] e Al/Cu [85]. Evidências de temperatura acima do ponto de fusão do Zn (420 °C) são apresentadas na **Figura 31(b)** para ambas as posições, com valores máximos em torno de 490 °C na camisa e 430 °C no pino. A elevada temperatura intensifica a difusão atômica e, quando em conjunto com a severa deformação plástica imposta pela ferramenta, resulta em um amplo gradiente de composição química ao longo da zona de mistura. Baseado nisso, a fusão incipiente de microconstituintes eutéticos também deve ser considerada. O diagrama de fases Al-Zn (**Figura 31(c)**) revela uma reação eutética a 380 °C para um teor de Zn em torno de 88,7%at. A considerável quantidade de fase líquida dispersa na ZM auxilia na lubrificação do processo, reduzindo gradualmente a taxa de crescimento da temperatura quando comparada ao estágio anterior. Perfis e valores de temperatura similares foram descritos para soldas dissimilares entre ligas de Mg e aços galvanizados [84].

A fusão do Zn juntamente com a formação da fase líquida proveniente da reação eutética levam a uma complexa estrutura metalúrgica próxima a

interface, a qual pode ser subdividida em quatro regiões distintas de acordo com suas particularidades. Esta estrutura é esquematicamente representada na etapa de penetração da camisa na **Figura 31(a)**. Para uma completa compreensão dos mecanismos, as seguintes particularidades devem ser consideradas:

- (1) Região fundida: Zn fundido com pequenas quantidades de Al, Fe, Si e Mg devido ao contato direto com ambos os materiais bases. Durante o processo, o Zn fundido é continuamente misturado por conta dos movimentos da ferramenta, facilitando a dissolução de Al e, conseqüentemente, intensificando o gradiente de composição química. Para o processo de Soldagem por Fricção por Ponto, as fases líquidas com elevado teor de Zn possibilitam a obtenção de juntas com elevada performance mecânica quando processadas de acordo com parâmetros otimizados [22][25][29][84]. Vale mencionar ainda que as fases líquidas auxiliam na remoção parcial de óxidos contaminantes da interface e a protegem contra oxidação durante a penetração de ferramenta. A ausência de óxidos nesta região é essencial para um contato íntimo entre os materiais, assegurando a difusão mútua de Al-Fe e a formação de ligações metalúrgica que, sob condições normais, não ocorreriam por conta da impossibilidade de nucleação. Por fim, uma fração das fases líquidas é espalhada para fora da ZM através do pequeno espaço existente entre as chapas e colabora para ampliar a região de junção das chapas através de mecanismos similares aos observados no processo de brasagem [26][84].
- (2) Região plastificada: a deformação plástica severa imposta pelos movimentos da ferramenta em conjunto com o elevado coeficiente de difusão do Zn favorecem a formação de uma solução sólida composta por grãos recristalizados de Al com pequenos teores de Zn. A alta solubilidade do Zn no Al em temperaturas intermediárias também colabora para formação desta estrutura [86].
- (3) Região semi-sólida: fases líquidas são parcialmente misturadas com os pequenos grãos de Al recristalizados, resultando em grãos

micrométricos envoltos por um líquido com elevado teor de Zn. O Zn difunde localmente para o interior dos grãos de Al, criando um gradiente de composição química e possibilitando a precipitação de fases HCP durante o resfriamento.

- (4) Compostos intermetálicos: crescimento da camada fina pré-existente no aço galvanizado, a qual atua como sítio de nucleação e favorece a formação de uma camada contínua de maior espessura. Portanto, a camada de compostos intermetálicos observada a partir das análises na secção transversal das juntas apresenta a mesma estrutura cristalina da fase encontrada no material base (η -Fe₂Al₅), dependendo basicamente da difusão mútua de Al e Fe. A formação da fase Fe₂Al₅ também é favorecida pelo seu rápido crescimento ao longo do eixo c [32]. No entanto, esta fase é reportada como uma das mais frágeis do sistema Al-Fe, de modo que sua espessura deve ser rigorosamente controlada [28]. Devido a maior mobilidade dos átomos de Al quando comparados ao Fe, o crescimento dos compostos intermetálicos ocorre majoritariamente no sentido da chapa de aço, como já reportado por Banglong Fu et al. [84]. Além disso, a composição química local também deve ser levada em consideração, visto que elementos de liga também podem afetar drasticamente nos mecanismos de difusão [30][32][64]. Enquanto o Zn tem um impacto favorável ao crescimento dos compostos intermetálicos, o Si apresenta um efeito retardante [29].

Na terceira etapa, referida como penetração do pino, a camisa retrai criando cavidade para uma ligeira penetração do pino. Este estágio dura 0,8 s e, durante este período, o ciclo térmico apresentado na **Figura 31(b)** revela um comportamento da temperatura praticamente constante em 440 °C na posição do pino e 400 °C na posição da camisa. Esta redução está atribuída principalmente ao distanciamento da ferramenta em relação a interface e nota-se que em alguns pontos a temperatura atinge níveis abaixo do ponto de fusão do Zn puro. Além disso, o fluxo do material para preencher a cavidade criada pela retração da camisa também colabora para a remoção de calor da

interface, explicando o maior decréscimo de temperatura nesta região. No final deste estágio, um pequeno aumento de temperatura é observado e foi atribuído à pequena penetração do pino. Conforme já mencionado em trabalhos anteriores [84], a maior geração de calor na região da camisa neste momento pode estar relacionado à uma maior contribuição do calor gerado por fricção, dado que a solidificação local do Zn reduz os efeitos lubrificantes.

Do ponto de vista metalúrgico, reações difusionais de curto alcance são responsáveis pelo desenvolvimento de uma condição complexa durante a etapa de penetração do pino. Por conta do fenômeno de recristalização, a região semi-sólida é formada por pequenos grãos equiaxiais. Neste contexto, a elevada densidade de contornos de grãos facilita a difusão do Zn nestas interfaces [22]. De acordo com o diagrama de fases Al-Zn, a redução do teor de Zn pode resultar em um aumento na temperatura liquidus para valores acima de 500 °C, o qual é superior à temperatura do processo e, portanto, resulta na solidificação destas fases. Por conta disso, conclui-se que nesta etapa do processo as fases líquidas remanescentes são majoritariamente provenientes da reação eutética, a qual pode ocorrer em temperaturas inferiores à indicada no diagrama de fases Al-Zn por conta da dissolução de Mg [22]. A solidificação parcial das fases líquidas prejudica o preenchimento dos espaços vazios entre os grãos e pode resultar na formação de defeitos volumétricos no interior das camadas com elevado teor de Zn. A micrografia apresentada na **Figura 32(a)** foi obtida a partir de elétrons secundários no MEV e revela a presença destas irregularidades topográficas. Estudos recentes também reportaram a presença destes defeitos em soldas de ligas de alumínio produzidas através de processos convencionais de soldagem por fusão [11][87]–[89].

Analogamente, reações difusionais também governam os principais mecanismos de formação da camada intermetálica na interface. A remoção do revestimento galvânico expõe a superfície do aço e garante o contato direto com os grãos recristalizados de Al existentes na ZM, permitindo o crescimento dos compostos intermetálicos através da difusão mútua entre Al e Fe. Considerando que o acúmulo de Zn na interface pode resultar em um crescimento excessivo desta camada, contramedidas são essenciais para

controlar a espessura das fases intermetálicas e otimizar as propriedades mecânicas finais [28]. Visto que a formação de ligações químicas é a único mecanismo de junção dos materiais avaliados neste projeto, as seguintes ações foram aplicadas visando o controle rigoroso da reação interfacial: (a) exposição a temperaturas relativamente baixas por períodos curtos quando comparado a processos convencionais de soldagem por fusão; (b) utilização de liga de Al da série 6XXX com elevado teor de Si, visto que este elemento diminui a taxa de crescimento da fase intermetálica e contrabalança o efeito acelerador do Zn; (c) rápida dispersão do Zn induzida por movimentos verticais e rotacionais da ferramenta.

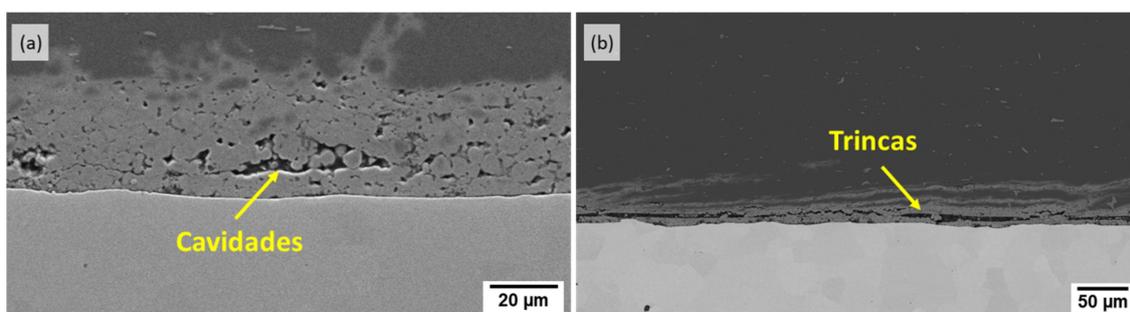


Figura 32 – Formação de defeitos na região da interface devido à: (a) solidificação parcial das fases líquidas; (b) expansão térmica diferencial.

Na última etapa, em que todas as partes se movem para a posição inicial e a ferramenta é removida, nota-se um perfil de decréscimo da temperatura igual para ambas as posições, indicando condições similares no que se refere a taxa de resfriamento. Como a temperatura do pino é levemente maior que a da camisa no início desta etapa, nota-se que a região central leva um tempo maior para atingir a temperatura ambiente. Parte deste comportamento pode ser explicado pela presença do sistema de resfriamento a ar acoplado ao robô KHI, o qual promove uma remoção homogênea de calor na região afetada pelo processo. Entretanto, durante o estágio final é possível ouvir barulhos típicos da propagação de trincas, o qual pode ser explicado devido a expansão térmica diferencial dos materiais. Resumidamente, juntas dissimilares produzidas por Soldagem por Fricção por Ponto apresentam elevada tensão residual na região da interface, o que resulta em uma

expansão/contração dos materiais e contribui para a formação de trincas ao longo da ZM [26]. Ao contrário das trincas induzidas por fases líquidas, as trincas formadas por conta das diferentes propriedades dos materiais seguem um caminho praticamente paralelo à interface, conforme evidenciado na **Figura 32(b)**.

Em virtude da intensa heterogeneidade de composição química existente na ZM por conta da dispersão e subsequente mistura do Zn, complexos mecanismos de solidificação e transformações no estado sólido ocorrem com a redução drástica da temperatura. Primeiramente, o líquido remanescente confinado entre os grãos recristalizados solidifica formando partículas nos contornos dos grãos. Simultaneamente, o resfriamento fora das condições de equilíbrio possibilita a formação de uma solução sólida de Al e Zn supersaturada, conforme confirmado através da composição química da matriz apresentada na **Figura 30(f)**. Nota-se um teor de Zn próximo a 12,4 %at. na matriz, o qual está muito acima do limite de 0,85 %at. referente a solubilidade máxima do Zn no Al em temperatura ambiente [90]. Portanto, de modo a se aproximar do estado de equilíbrio, o soluto é parcialmente consumido em reações no estado sólido formando precipitados nanométricos homogeneamente dispersos no interior dos grãos de Al. Tanto as partículas quanto os precipitados foram identificados como Zn-HCP, uma fase estável a temperatura ambiente com um teor de Zn acima de 99 %at.

5.3 Caracterização Mecânica

5.3.1 Efeitos do Zn na resistência ao cisalhamento

Os resultados do ensaio de cisalhamento apresentados na secção 5.1.3 revelam os impactos positivos do Zn na resistência mecânicas das juntas soldadas. A **Figura 33** mostra um aumento em torno de 48% na resistência na carga máxima de cisalhamento quando utilizado o aço galvanizado.

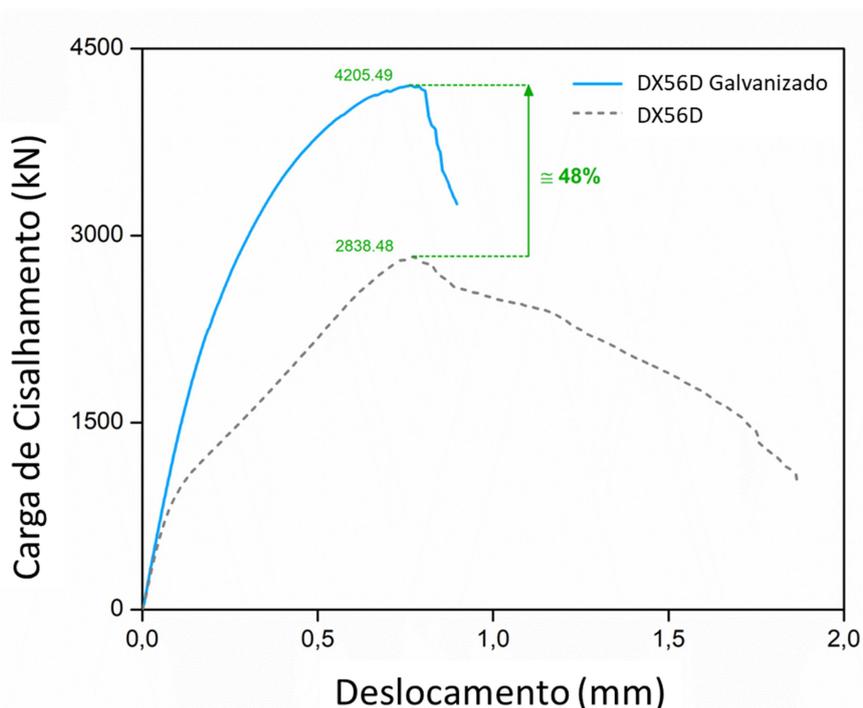


Figura 33 – Curva típica do ensaio de cisalhamento comparando os efeitos do revestimento galvânico na relação entre a carga e o deslocamento de soldas dissimilares entre AA6016-T4/aço DX56D produzidas através dos parâmetros de processo otimizados.

Além disso, nota-se que a presença do Zn também minimiza as condições de flexão secundária e, conseqüentemente, os modos de falha. No geral, o surgimento de um esforço de flexão secundário é atribuído à excentricidade na direção de aplicação da carga durante o teste de cisalhamento. Em soldas dissimilares, a presença deste esforço solicitante pode resultar na curvatura das chapas dependendo tanto da rigidez dos materiais quanto das condições interfaciais. Nestes casos, um complexo estado de tensão triaxial é gerado e influencia diretamente nos modos de falha.

A **Figura 34(a)** mostra que as soldas produzidas utilizando o aço DX56D sem revestimento galvânico apresentaram uma intensa flexão secundária. Estas características são evidenciadas pelo intenso deslocamento das chapas em uma direção para fora do eixo em que a carga foi aplicada. Nesta condição não ocorre o crescimento acelerado dos compostos intermetálicos induzidos pela presença do Zn, impossibilitando a formação de uma camada contínua e

espessa suficiente para assegurar uma ligação forte entre os materiais. Diante de uma interface enfraquecida, a região soldada apresenta maior facilidade de rotação e, conseqüentemente, facilita o surgimento de forças perpendiculares à direção de carregamento [59]. Estas características também ajudam a explicar a propagação da trinca parcialmente através da espessura da chapa superior, como pode ser observado na **Figura 34(c)**.

Por outro lado, a **Figura 34(b)** mostra que as juntas contendo Zn apresentam uma flexão secundária de menor intensidade, o que pode ser explicado pela maior resistência mecânica da interface devido à formação da camada intermetálica com espessura otimizada. Neste caso, a trinca propaga-se através da região interfacial, de forma que nenhum indício de propagação da trinca é observado na superfície da solda (**Figura 34(d)**). A redução dos esforços de flexão secundária juntamente com a queda abrupta da tensão logo após atingir o carga máxima, conforme evidenciado no gráfico da **Figura 33**, reforçam a ocorrência de uma falha catastrófica (frágil) [91][92].

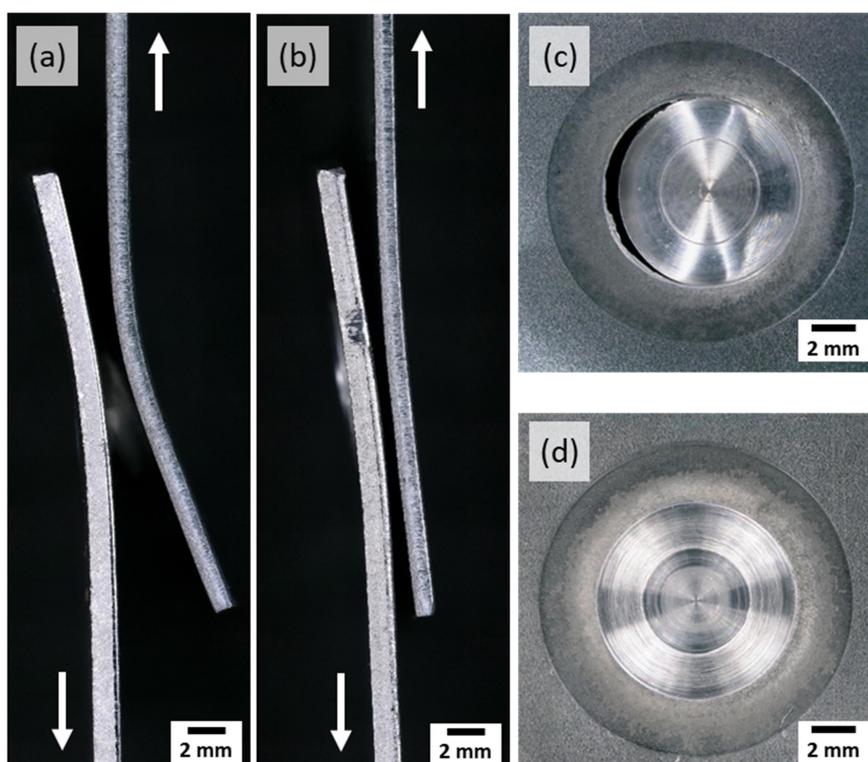


Figura 34 – Efeitos do Zn no comportamento mecânico de soldas dissimilares entre AA6016-T4/DX56D de acordo com os (a-b) mecanismos de flexão secundária e os (c-d) modos de falha observados ao utilizar um aço galvanizado e sem revestimento galvânico, respectivamente.

Visando a compreensão dos efeitos do Zn nas propriedades mecânicas finais das juntas soldadas, amostras parcialmente fraturadas através do ensaio de cisalhamento foram avaliadas comparativamente em função do caminho de propagação das trincas. A **Figura 35** apresenta uma visão geral da seção transversal da juntas formadas pela união entre AA606-T4 e o aço DX56 sem revestimento galvânico. O seguinte caminho de propagação da trinca foi proposto com base na análise dos resultados:

- (1) Com o aumento da força aplicada, o esforço de flexão se intensifica e aumenta o gap existente entre as chapas. Esta configuração favorece a concentração de tensão nas extremidades inferiores da ZM, a qual é delimitada pelo encontro entre ZM, TMAZ e interface [93].
- (2) Um complexo estado de tensões é atingido. As regiões periféricas da ZM ficam expostas a tensões compressivas no lado em que a carga é aplicada na chapa inferior de aço e a tensões trativas no lado em que a sollicitação é aplicada na chapa superior de Al [18][94]. As trincas que nucleiam na região sob compressão propagam-se ao longo da região interfacial, enquanto que as trincas nucleadas na região sob tração propagam circunferencialmente ao redor do botão de solda. A nucleação e propagação de trincas circunferenciais são favorecidas tanto pelo surgimento de forças perpendiculares à direção longitudinal devido a flexão secundária do material quanto pela presença de defeitos volumétricos. Estes defeitos formam-se preferencialmente na interface entre ZM e TMAZ, justamente no local onde ocorre a propagação da trinca conforme constatado na micrografia de alta magnificação inserida na **Figura 35**. Neste caso, por conta da mistura de dois modos de falha, não ocorreu o arrancamento circunferencial completo do botão de solda.
- (3) Ambas as trincas propagam em direção ao centro da ZM até o momento a ruptura completa da junta ocorre. No final do ensaio de cisalhamento, uma fratura através da solda com arrancamento parcial é observada, em que o botão permanece parcialmente preso à chapa superior de Al. A presença das trincas circunferenciais também explica o maior

deslocamento observado na junta sem a presença de Zn, visto que o modo de falha por arrancamento apresenta um comportamento tipicamente dúctil antes da fratura final [46].

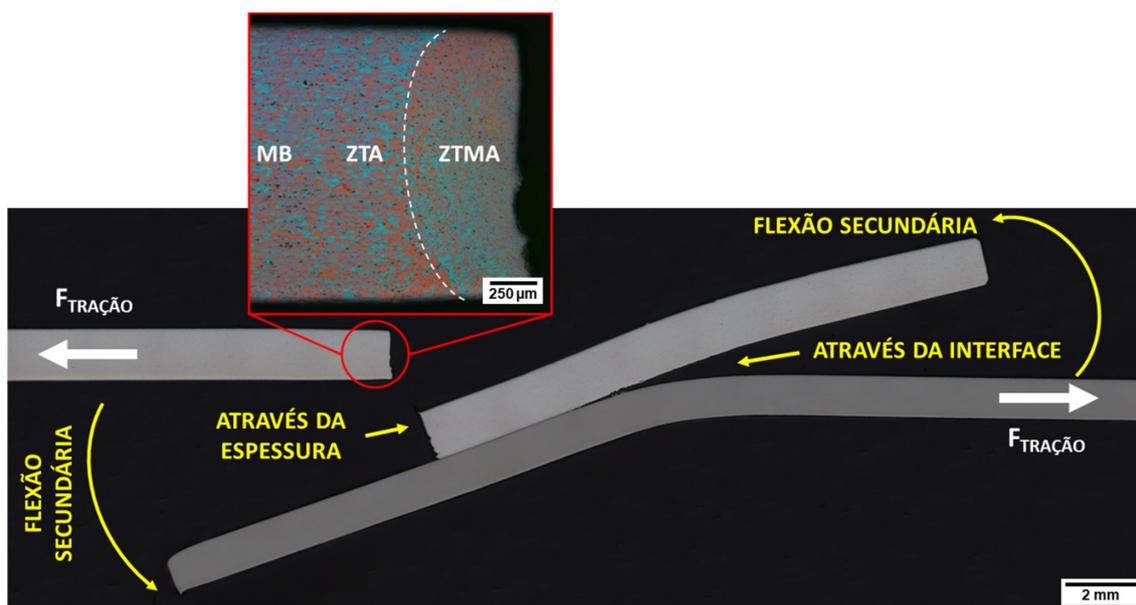


Figura 35 – Análise de propagação da trinca em soldas dissimilares entre a liga de alumínio 6016-T4 e o aço DX56D sem revestimento galvânico produzidas através dos parâmetros de processo otimizados. O ensaio de cisalhamento foi interrompido na iminência da fratura e a seção transversal da junta foi analisada por microscopia ótica. Os modos de falha estão destacados em amarelo enquanto a micrografia de alta magnificação da amostra atacada quimicamente é evidenciada em vermelho.

Analogamente, a propagação da trinca também foi avaliada nas juntas contendo Zn e os resultados obtidos estão apresentados na **Figura 36**. No geral, a nucleação e o crescimento das trincas seguem os mesmos passos apresentados acima. A principal diferença está relacionada às condições locais da interface, visto que a presença de Zn colaborou para um crescimento controlado da camada de Al_5Fe_2Si . Conseqüentemente, a formação de ligações fortes na interface limitam a movimentação do botão da solda, impossibilitando a formação de trincas circunferenciais mesmo em regiões com predominância dos esforços de tração. Para esta combinação, trincas anulares nucleiam junto à extremidade inferior do botão de solda no material de menor resistência (Al) devido ao efeito concentrador de tensão nesta região. As trincas propagam

simultaneamente em direção ao centro da ZM de acordo com caminhos praticamente paralelos à interface. Por conta da distribuição assimétrica das tensões, nota-se uma propagação mais rápida das trincas nucleadas na região em que a carga é aplicada na chapa superior de Al, a qual encontra-se tracionada. Ao atingir o nível de sollicitação crítico, a camada intermetálica fratura catastróficamente, resultando na redução instantânea da área útil da união e a posterior ruptura final. Entretanto, durante a propagação nota-se a ocorrência de pequenos desvios no interior das camadas com elevado teor de Zn, os quais são favorecidos pelo aparecimento de forças perpendiculares à interface. Estes desvios apresentam grande dependência em relação à distribuição de tensões e ao fluxo de Zn no interior da ZM. Vale ressaltar que este comportamento foi observado em todas as soldas produzidas neste projeto.

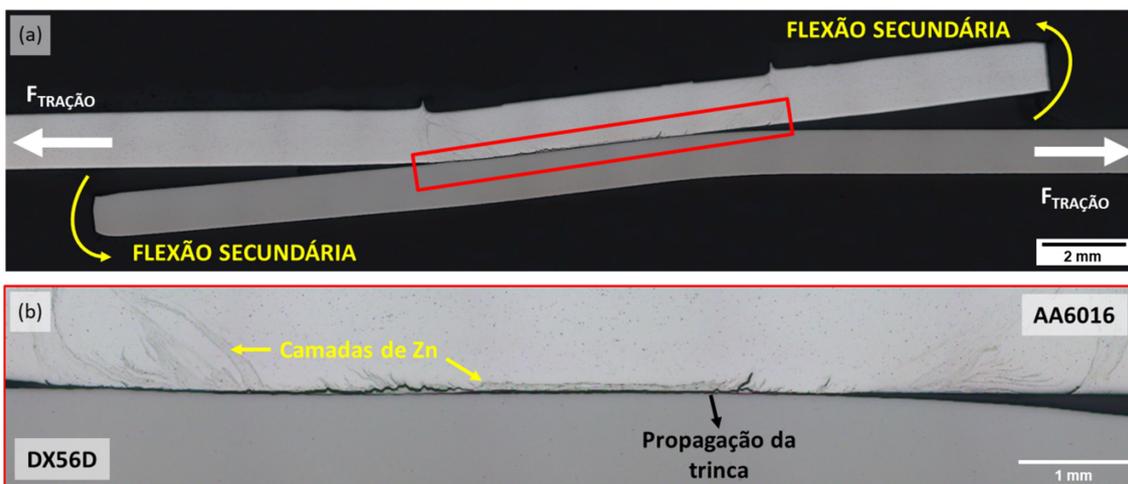


Figura 36 - Análise de propagação da trinca em soldas dissimilares entre a liga de alumínio 6016-T4 e o aço DX56D sem revestimento galvânico produzidas através dos parâmetros de processo otimizados. O ensaio de cisalhamento foi interrompido na iminência da fratura e a seção transversal da junta foi analisada por microscopia ótica. As micrografias revelam (a) o surgimento dos esforços de flexão secundária e (b) a propagação da trinca através da interface com pequenos desvios no interior das camadas com elevado teor de Zn.

5.3.2 Superfície de fratura e os mecanismos de falha

Para as juntas contendo Zn, os mecanismos de fratura envolvidos na propagação das trincas foram avaliados através de análises comparativas entre

a superfície de fratura e a microestrutura da secção transversal. Os desvios da trinca em regiões adjacentes à interface resultam em superfícies irregulares. As análises fractográficas apresentadas na **Figura 37(a)** revelam a formação de quatro regiões concêntricas caracterizadas por microestruturas distintas. Estas regiões foram identificadas com letras de A até D e apresentaram uma relação direta com distribuição do Zn no interior da ZM (**Figura 37(b)**). Para a compreensão aprofundada dos micromecanismos envolvidos em cada região, micrografias foram obtidas no MEV através de elétrons retroespalhados e o caminho de propagação foi avaliado separadamente:

- (1) Região A: mistura de camadas com elevado teor de Zn com alvéolos, os quais apresentaram tanto morfologias alongadas (**Figura 37(c)**) quanto equiaxiais (**Figura 37(d)**). Estas características sugerem a propagação irregular da trinca através das interfaces entre as camadas intercaladas Al/Al+Zn. As camadas mais escuras devido ao elevado teor de Al apresentam alvéolos característicos de fraturas dúcteis. A morfologia alongada já foi observada previamente em juntas de Al produzidas por soldagem por fricção e confirmam a propagação da trinca em uma direção perpendicular à interface [46][91][92]. Ao se aproximar da camada mais claras com elevado teor Zn, a trinca começa a se propagar paralelamente à interface e observa-se a formação de microcavidades. Vale ressaltar que a formação de vazios entre os grãos por conta da quantidade insuficiente de fases líquidas durante a solidificação facilita a propagação da trinca ao longo das regiões ricas em Zn.
- (2) Região B: devido à intensa dispersão do Zn, a trinca propaga preferencialmente através do composto intermetálico $\text{Fe}_2\text{Al}_5(\text{Si})$. Devido a natureza frágil desta fase, o avanço da trinca ocorre rapidamente através de uma superfície plana com elevado teor de Fe. Estudos recentes também apontam a formação dos poros de Kirkendall durante a difusão entre Al e Fe como um fator determinante para a propagação catastrófica da trinca ao redor de fases intermetálicas formadas por estes elementos [32]. Adicionalmente, desvios localizados da trinca em

direção às camadas Al/Al+Zn são observados, formando pequenas ilhas isoladas (**Figura 37(e)**). Nesta região, a trinca atinge regiões distantes da interface através de transições perpendiculares abruptas no interior das camadas de Al. As camadas de Al+Zn são apresentadas na **Figura 37(f)** e nota-se uma microestrutura granular com partículas da fase Zn-HCP nos contornos dos grãos, as quais provavelmente enfraquecem a região e favorecem o avanço da trinca.

- (3) Região C: similar à região B, a trinca propaga majoritariamente através do composto intermetálico $\text{Fe}_2\text{Al}_5(\text{Si})$. Como esta região é drasticamente afetada pelos movimentos da camisa, não há um grande acúmulo de Zn próximo à interface e, portanto, apenas pequenos desvios da trinca foram observados. Conforme apresentado na **Figura 37(g)**, a trinca avança parcialmente através de camadas de Zn em contato direto com a fase intermetálica. No interior destas camadas foi possível observar trincas secundárias intergranulares (**Figura 37(h)**), as quais provavelmente estão associadas ao crescimento de microtrincas pré-existentes através dos contornos fragilizados. Conforme mencionado, a origem destas microtrincas está associada tanto à presença de fases líquidas quanto à expansão térmica diferencial.
- (4) Região D: as fases líquidas expelidas para fora da ZM colaboram para uma ligação parcial da interface por meio de mecanismos similares aos observados na brasagem. **Figura 37(i)** e **Figura 37(j)** mostram a propagação da trinca ao longo de fases com estrutura eutética, as quais se formaram a partir da solidificação do líquido com elevado teor de Zn. Alguns estudos reportam a formação de estruturas eutéticas no interior da ZM para ligas de Mg [49][84], o que não foi observado no presente trabalho. Para a combinação avaliada neste projeto, a presença de fases eutéticas fora da ZM só é possível por conta dos menores níveis de deformação plástica, exposição térmica e taxa de resfriamento. Enquanto isso, a ausência destas fases na ZM está relacionada com elevada solubilidade e difusão do Zn no Al, a qual promove a

estabilização de soluções sólidas acompanhada da formação de partículas e precipitados.

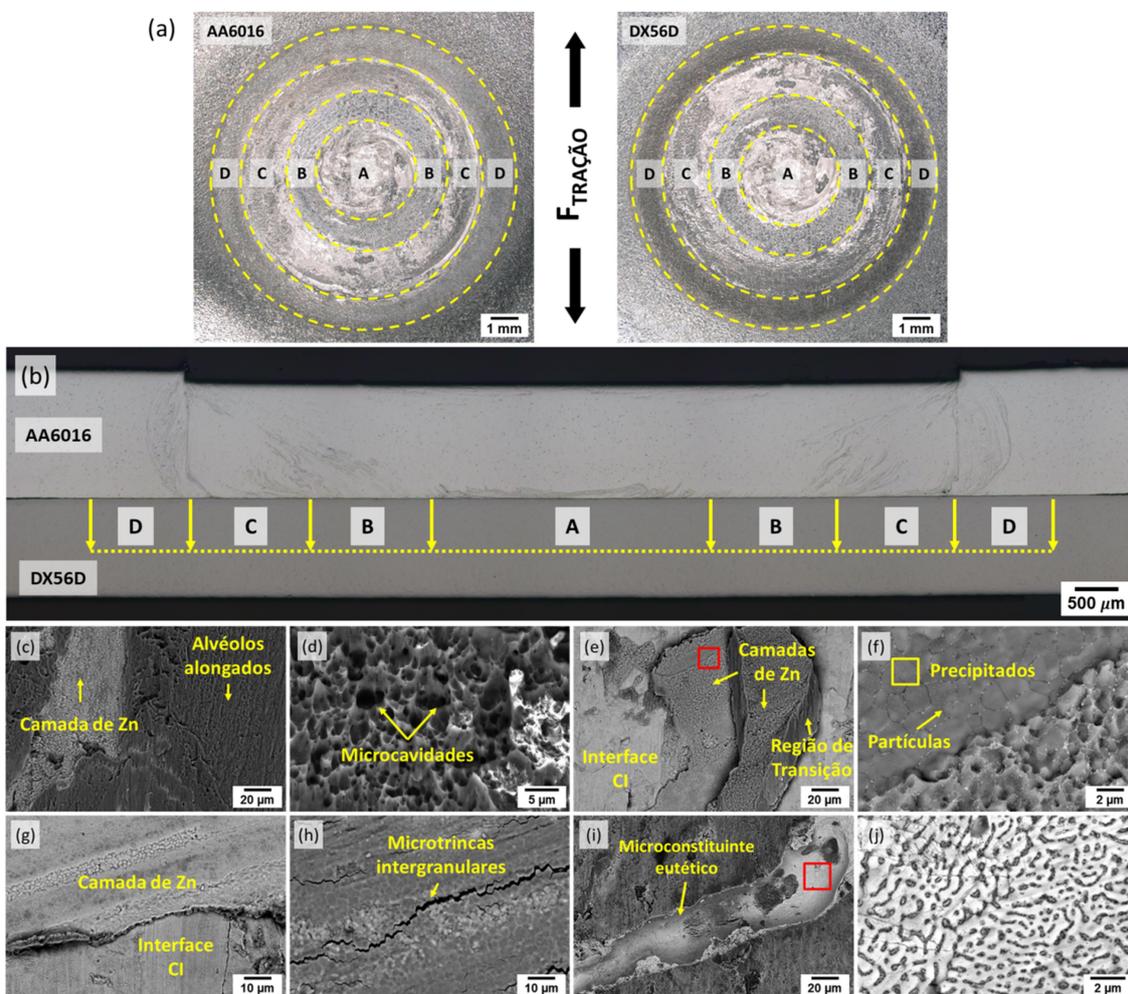


Figura 37 – Comportamento mecânico de juntas soldadas dissimilares entre AA6016-T4 e aço galvanizado DX56D mostrando (a) superfície de fratura de ambos os materiais, em que regiões concêntricas com microestruturas distintas foram marcadas com linhas tracejadas amarelas e identificadas com letras de A até D. As respectivas áreas foram identificadas na (b) macrografia de secção transversal e investigadas no MEV através de micrografias obtidas da superfície de fratura do aço na (c-d) região A; (e-f) região B; (g-h) região C e (i-j) região D. Para as regiões B e D, micrografias de alta magnificação ((f) e (j), respectivamente) foram obtidas das regiões marcadas em vermelho. Características microestruturais gerais são indicadas por símbolos e textos em amarelo.

5.3.3 Microdureza

AA6016-T4 é uma liga de alumínio da série 6XXX tratável termicamente em que Si e Mg são os principais elementos de liga. Para estas ligas Al-Mg-Si, uma quantidade significativa de precipitação ocorre a temperatura ambiente, de acordo com um processo denominado envelhecimento natural. Portanto, as diferenças de dureza em ligas da série 6XXX são fortemente dependentes dos mecanismos de dissolução e precipitação. Neste contexto, os efeitos do tamanho médio de grão na dureza tornam-se secundários. Considerando estas particularidades, neste trabalho os efeitos do envelhecimento natural foram avaliados através análises comparativas entre os resultados de microdureza e DSC obtidos para diferentes períodos. Uma vez que o aço não é afetado durante o processo, estas análises foram realizadas apenas para a chapa superior.

Os resultados de microdureza são apresentados na [Figura 38](#) e todas as soldas apresentaram um padrão similar, em que o fluxo de Zn pode ser facilmente identificado através dos elevados valores de dureza. Logo após a realização do processo de soldagem, as juntas apresentaram uma distribuição homogênea da dureza ao longo da região com elevado teor de Al, atingindo um valor médio de 55 HV_{0,05}. Este valor representa um decréscimo de 25 HV_{0,05} quando comparado à dureza média do material base. Esta queda na dureza está associada principalmente a solubilização parcial dos precipitados β'' , β' e β favorecida pela elevada taxa de deformação imposta pela ferramenta. Entretanto, o elevado teor de Si presente na liga 6016 causa uma precipitação acelerada em temperatura ambiente, resultando em grandes variações com o passar do tempo.

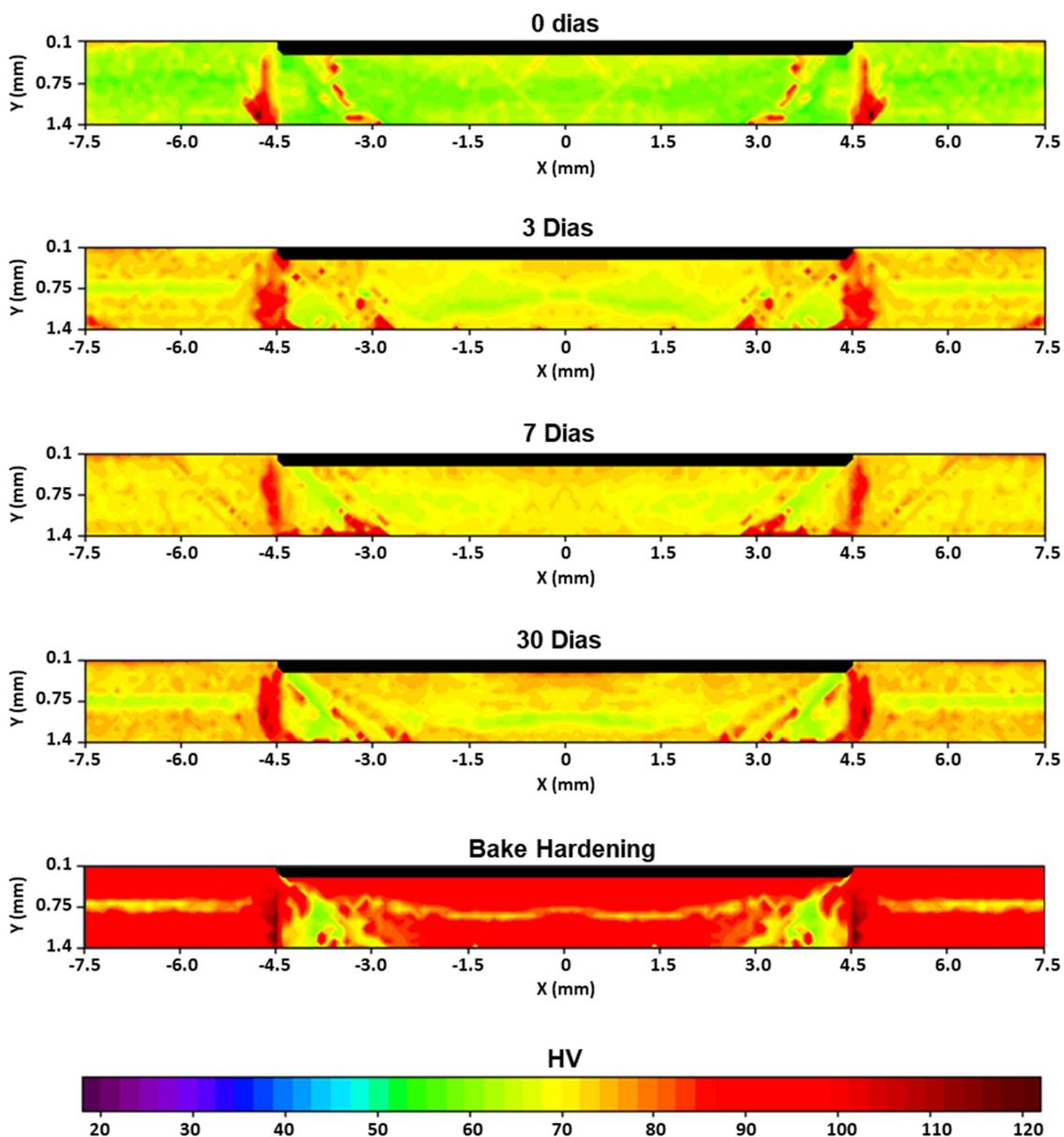


Figura 38 – Distribuição da microdureza ao longo da secção transversal da chapa de AA6016 mostrando os efeitos do envelhecimento natural em soldas dissimilares produzidas através dos parâmetros de processo otimizados.

A precipitação de fases metaestáveis (β'' e β') e estáveis (β) ocorre durante os 30 dias de envelhecimento natural considerados, provavelmente seguindo a sequência simplificada de precipitação dada por $sss \rightarrow \text{cluster} \rightarrow \text{GP zones} \rightarrow \beta'' \rightarrow \beta' \rightarrow \beta$ (Mg_2Si) [40][95]. Consequentemente, a dureza do Al aumenta gradualmente até atingir um valor médio de $80 \text{ HV}_{0,05}$, similar à dureza do material base. A **Figura 39(a)** evidencia a sequência de precipitação para os

respectivos períodos de envelhecimento. A maior intensidade dos picos exotérmicos para a amostra na condição como soldada evidenciam o fato de que a precipitação destas fases precisam de pelo menos 3 dias para atingir uma condição mais estável. Esta característica também é evidenciada pela presença do pico referente a formação de clusters, o qual não foi observado nas amostras analisadas após 3 e 7 dias.

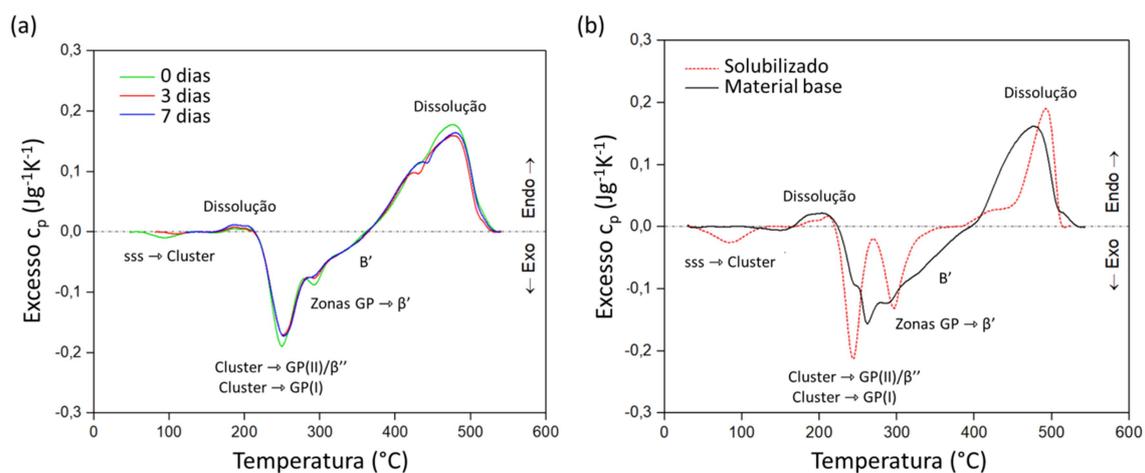


Figura 39 – Curvas de precipitação e dissolução obtidas através do DSC para (a) AA6016 em diferentes períodos de envelhecimento natural; (b) material base e material submetido ao tratamento térmico de solubilização completa.

Para efeitos de comparação, as curvas obtidas no DSC para o material base e para a amostra totalmente solubilizada são apresentadas na **Figura 39(a)**. Portanto, é possível verificar que mesmo após 7 dias a amostra não atingiu uma condição totalmente estável, visto que apresenta picos exotérmicos mais intensos do que o apresentado pelo material base. Nota-se ainda que o material base apresenta uma distribuição dos picos ligeiramente diferente da observada na liga de Al após o processo de soldagem. Entretanto, aprofundar-se neste tópico exigiria uma compreensão completa do histórico de processamento do material juntamente com análises adicionais no MET, o que está fora do escopo deste trabalho. Por fim, deve ser mencionado que o processo de soldagem por fricção não promove a solubilização completa dos precipitados, o que pode ser concluído devido a presença de picos bem

definidos e intensos na amostra completamente solubilizada, diferente do observado nas amostras soldadas.

Os mapas também evidenciam os maiores níveis de dureza nas regiões com elevado teor de Zn para todas as condições, de acordo com a dispersão interna e externa deste elemento. Considerando a formação da solução sólida Al-Zn, a composição desta região é similar a encontrada em ligas da série 7XXX, as quais apresentam o Zn como principal elemento de liga. Portanto, os valores de dureza em torno de $100\text{HV}_{0,05}$ são comparáveis aos valores encontrados nestas ligas. Este aumento na dureza pode ser atribuído tanto a formação de solução sólida quanto a maior densidade de precipitados, visto que o Zn não afeta a sequência de precipitação das ligas Al-Mg-Si [96]. Com relação a região de Al confinada entre as camadas de Zn dispersas internamente e externamente, nota-se que não ocorre nenhuma variação de dureza ao longo do período avaliado. Como o material localizado nesta região estava em contato com a interface durante a penetração da camisa, acredita-se que uma explicação coerente para este fenômeno seria a ausência de precipitados de Si. Conforme mencionado na caracterização microestrutural, este elemento é segregado para a interface e parcialmente consumido na reação para formação do composto intermetálico, permanecendo em solução sólida.

O aumento na dureza devido ao envelhecimento natural não afeta a resistência ao cisalhamento das juntas soldadas, dado que esta variação não é suficiente para prevalecer diante dos efeitos associados às condições metalúrgicas da interface. Este resultado está de acordo com as análises de propagação das trincas, visto que todas as fraturas ocorreram através da interface.

5.3.4 Bake Hardening

Considerando a aplicação final das juntas na indústria automotiva, os efeitos do tratamento térmico na dureza do material também foram avaliados com o intuito de simular condições similares ao do processo de bake hardening. A exposição da liga de Al a temperaturas baixas por um curto

período possibilitou a aceleração das transformações de precipitação, gerando um aumento significativa na dureza (**Figura 38**). No caso da liga 6016 caracterizada pelo excesso de Si, a precipitação deste elemento durante o tratamento térmico também colabora para os níveis elevados de dureza [97]. Apesar de não ter sido avaliado neste projeto, o bake hardening também pode promover o aumento da resistência de aços com baixo teor de C ao limitar a mobilidade das discordâncias através da formação de precipitados [98].

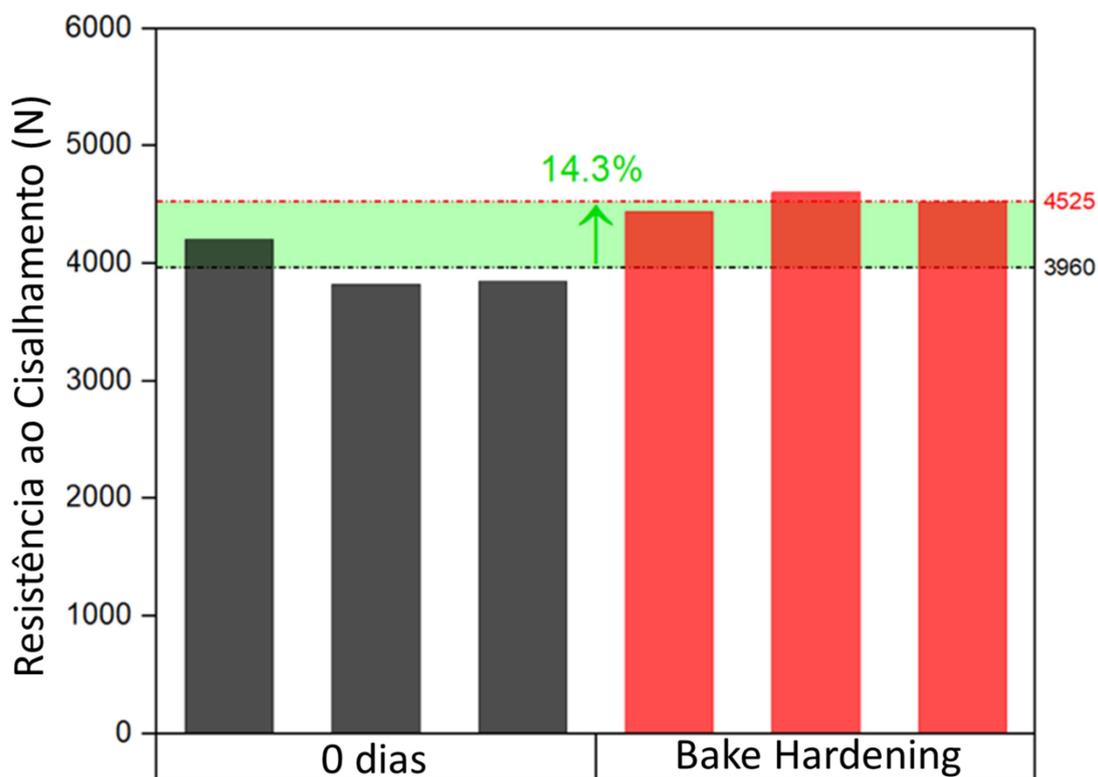


Figura 40 – Efeitos do bake hardening na resistência ao cisalhamento das juntas dissimilares AA6016/aço DX56D galvanizado produzidas através dos parâmetros de processo otimizados

Os resultados mostrados na **Figura 40** confirmam que o processo de bake hardening é benéfico para a performance mecânica das juntas, aumentando a resistência máxima ao cisalhamento em torno de 14,3%. Ao ampliar a resistência mecânica de ambos os materiais, a flexão secundária das chapas é dificultada e uma distribuição mais homogênea das tensões é obtida durante o ensaio, explicando este aumento considerável.

6 CONCLUSÕES

As seguintes conclusões foram obtidas a partir dos resultados de caracterização microestrutural, mecânica e térmica:

- (1) Apesar da janela de processamento limitada, o processo de Soldagem por Fricção por Ponto controlado por carga se destacou como uma solução promissora para a produção de soldas dissimilares entre ligas de alumínio e aços galvanizados. Juntas com propriedades mecânicas acima dos requisitos mínimos definidos por normas internacionais foram obtidas através de ciclos térmicos curtos amplamente influenciados pela velocidade de rotação.
- (2) Reações interfaciais complexas governaram os mecanismos de junção associados ao processo de Soldagem por Fricção por Ponto controlado por carga. Nos casos em que a penetração da camisa é limitada à chapa superior, o controle do crescimento das fases intermetálicas se torna ainda mais crítico, dado que o único mecanismo de junção dos materiais é a formação de ligações metalúrgicas através da difusão mútua entre Al e Fe. Para a combinação AA6016-T4/aço DX56D galvanizado, foi estabelecida uma espessura ideal da camada $Fe_2Al_5(Si)$ para valores entre 200 e 500 nm. Esta condição foi atingida através dos efeitos combinados entre os parâmetros de processo otimizados, crescimento acelerado do composto intermetálico induzido pela presença do Zn e presença de Si em solução sólida para evitar o crescimento excessivo.
- (3) Fusão incipiente resultou em uma estrutura semi-sólida caracterizada por grãos de Al recristalizados cercados por fases líquidas com elevado teor de Zn. Quando rapidamente disperso no interior da ZM através dos movimentos verticais e rotacionais da ferramenta, as fases líquidas ricas em Zn são fundamentais para a produção de juntas sem defeitos e com boas propriedades mecânicas. Este impacto benéfico foi atribuído ao efeito lubrificante das fases líquidas, juntamente com a capacidade de proteger a interface contra oxidação e promover uma ampliação da interface por efeitos de brasagem. Além disso, a fusão incipiente

também colaborou para um intenso gradiente de composição química, facilitando a compreensão do fluxo de material através de análises baseadas nas distribuições das camadas com elevado teor de Zn.

- (4) Durante o ensaio de cisalhamento, uma distribuição heterogênea e assimétrica das tensões resultou no surgimento de esforços de flexão secundários. Conseqüentemente, pequenos desvios da trinca em direção a chapa superior ocorreram ao longo do caminho de propagação através da interface. No caso das juntas produzidas com o aço DX56D sem revestimento galvânico, a maior flexão secundária das chapas juntamente com a ausência de uma camada contínua da fase $Fe_2Al_5(Si)$ resultaram em um modo de fratura através da solda com a presença de trincas circunferenciais ao redor do botão de solda. Estas trincas formaram-se na região sob esforços de tração.
- (5) A dureza das ligas Al-Mg-Si é definida principalmente por transformações de dissolução e precipitação. O processo de Soldagem por Fricção por Ponto resultou em uma distribuição heterogênea da dureza ao longo da região soldada. Logo após a produção das juntas, a dureza da liga de Al reduziu devido a solubilização parcial dos precipitados β'' , β' e β , enquanto as regiões com elevado teor de Zn apresentaram os maiores níveis de dureza. Estas juntas apresentaram um aumento geral na dureza devido a facilidade de precipitação a temperatura ambiente, de acordo com um fenômeno referido como envelhecimento natural. Esta variação na dureza não foi grande suficiente para promover variações significativas na resistência máxima ao cisalhamento.
- (6) O processo de endurecimento por tratamento térmico (bake hardening) resultou em um aumento significativo na dureza e, conseqüentemente, na resistência mecânica dos materiais. Após a realização do tratamento térmico, as juntas apresentaram um acréscimo significativo na resistência ao cisalhamento devido a minimização dos efeitos de flexão secundária.

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Este trabalho teve como principal objetivo a compreensão aprofundada dos fenômenos metalúrgicos envolvidos na produção de soldas dissimilares entre a liga de alumínio 6016-T4 e aço galvanizado DX56D produzidas através do processo de Soldagem por Fricção. Entretanto, diante das complexas relações entre microestrutura, composição química e propriedades mecânicas envolvidas nesta combinação, algumas variáveis foram estrategicamente mantidas constantes de modo a viabilizar a interpretação dos resultados propostos. Neste contexto, visando a compreensão aprofundada dos principais mecanismos envolvidos na formação de juntas dissimilares a serem utilizadas na indústria automotiva, os seguintes trabalhos futuros são sugeridos de modo a eliminar os gaps de conhecimento existentes até então:

- (1) Avaliação dos efeitos da força de retração (FR) – Expandir o estudo sobre variáveis de processo que demonstraram um impacto direto na formação das juntas, porém foram mantidas constantes neste trabalho. Este tema também leva em consideração a possibilidade de utilizar outros modelos estatísticos, os quais podem ser fundamentais para a compreensão de interações mais complexas.
- (2) Investigação da ferramenta – Aprofundar o conhecimento sobre as ferramentas utilizadas avaliando sua performance durante a realização de uma grande quantidade de soldas, focando principalmente nas condições de desgaste e deformação na ponta da ferramenta. Esta análise é fundamental para o desenvolvimento de melhorias no processo, tendo como principal o objetivo a maximização da vida útil da ferramenta sem comprometer a reprodutibilidade do processo. Adicionalmente, ferramentas com diferentes geometrias devem ser testadas para compreensão do seu impacto no fluxo tanto do material plastificado quanto das fases líquidas, as quais apresentaram grande influência nas reações interfaciais.
- (3) Avaliação de diferentes tipos de revestimento – Ampliar o estudo para diferentes tipos de revestimentos galvânicos, considerando variações de espessura e composição química. Atualmente uma grande variedade de

aços galvanizados são utilizados na indústria automotiva, tornando importante o mapeamento dos impactos de cada tipo de revestimento na qualidade final das juntas.

- (4) Compreensão dos mecanismos de dissolução e precipitação – Ao utilizar ligas de alumínio tratáveis termicamente, principalmente as da série 6XXX que apresentam uma complexa sequência de precipitação, torna-se essencial a compreensão dos impactos destas reações na performance mecânica final das juntas. Este estudo também auxiliará na compreensão de regiões que não apresentam variação na dureza durante o envelhecimento natural, conforme evidenciado neste projeto.

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] G. A. Keoleian and J. L. Sullivan, “Materials challenges and opportunities for enhancing the sustainability of automobiles,” *MRS Bull.*, vol. 37, no. 4, pp. 365–372, 2012, doi: 10.1557/mrs.2012.52.
- [2] Stacy C. Davis; Susan E. Williams; Robert G. Boundy;, *Transportation Energy Data Book*, 37th ed. Oak Ridge National Laboratory, 2018.
- [3] J. C. Kelly, J. L. Sullivan, A. Burnham, and A. Elgowainy, “Impacts of Vehicle Weight Reduction via Material Substitution on Life-Cycle Greenhouse Gas Emissions,” *Environ. Sci. Technol.*, vol. 49, no. 20, pp. 12535–12542, 2015, doi: 10.1021/acs.est.5b03192.
- [4] J. M. Luk, H. C. Kim, R. De Kleine, T. J. Wallington, and H. L. MacLean, “Review of the Fuel Saving, Life Cycle GHG Emission, and Ownership Cost Impacts of Lightweighting Vehicles with Different Powertrains,” *Environ. Sci. Technol.*, vol. 51, no. 15, pp. 8215–8228, 2017, doi: 10.1021/acs.est.7b00909.
- [5] G. M. Lewis *et al.*, “Green Principles for Vehicle Lightweighting,” *Environ. Sci. Technol.*, vol. 53, no. 8, pp. 4063–4077, 2019, doi: 10.1021/acs.est.8b05897.
- [6] H. C. Kim and T. J. Wallington, “Life-cycle energy and greenhouse gas emission benefits of lightweighting in automobiles: Review and harmonization,” *Environ. Sci. Technol.*, vol. 47, no. 12, pp. 6089–6097, 2013, doi: 10.1021/es3042115.
- [7] C. Gearhart, “Implications of sustainability for the United States light-duty transportation sector,” *MRS Energy Sustain.*, vol. 3, pp. 1–15, 2016, doi: 10.1557/mre.2016.8.
- [8] J. H. Adams, M. Ammons, H. Avery, and R. Barnhurst, *Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials*, vol. 2. 1992.
- [9] A. K. Vasudevan and R. D. Doherty, *Aluminum Alloys - Contemporary*

Research and Applications, no. 31. 1989.

- [10] P. Briskham, N. Blundell, L. Han, R. Hewitt, K. Young, and D. Boomer, "Comparison of Self-Pierce Riveting, Resistance Spot Welding and Spot Friction Joining for aluminium automotive sheet," *SAE Tech. Pap.*, no. April 2006, 2006, doi: 10.4271/2006-01-0774.
- [11] K. M. Hong and Y. C. Shin, "Prospects of laser welding technology in the automotive industry: A review," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 245, pp. 46–69, 2017, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2017.02.008.
- [12] Y. S. Yang and S. H. Lee, "Study on the joining strength of laser spot welding for automotive applications," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 94, no. 2, pp. 151–156, 1999, doi: 10.1016/S0924-0136(99)00094-1.
- [13] K.-Y. Kim, J. Sim, N.-E. Jannat, F. Ahmed, and S. Ameri, "Challenges in riveting quality prediction: a literature survey," *Procedia Manuf.*, vol. 38, no. 2019, pp. 1143–1150, 2019, doi: 10.1016/j.promfg.2020.01.203.
- [14] M. W. Danyo, *Self-piercing riveting (SPR) in the automotive industry: An overview*. Woodhead Publishing Limited, 2014.
- [15] T. Das, R. Das, and J. Paul, "Resistance spot welding of dissimilar AISI-1008 steel/Al-1100 alloy lap joints with a graphene interlayer," *J. Manuf. Process.*, vol. 53, no. February, pp. 260–274, 2020, doi: 10.1016/j.jmapro.2020.02.032.
- [16] J. Chen, X. Yuan, Z. Hu, T. Li, K. Wu, and C. Li, "Improvement of resistance-spot-welded joints for DP 600 steel and A5052 aluminum alloy with Zn slice interlayer," *J. Manuf. Process.*, vol. 30, pp. 396–405, 2017, doi: 10.1016/j.jmapro.2017.10.009.
- [17] M. M. Atabaki, M. Nikodinovski, P. Chenier, J. Ma, M. Harooni, and R. Kovacevic, "Welding of Aluminum Alloys to Steels: An Overview," *J. Manuf. Sci. Prod.*, vol. 14, no. 2, pp. 59–78, 2014, doi: 10.1515/jmsp-2014-0007.

- [18] L. C. Campanelli, U. F. H. Suhuddin, A. Í. S. Antonialli, J. F. Dos Santos, N. G. De Alcântara, and C. Bolfarini, "Metallurgy and mechanical performance of AZ31 magnesium alloy friction spot welds," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 213, no. 4, pp. 515–521, 2013, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2012.11.002.
- [19] U. Suhuddin, L. Campanelli, M. Bissolatti, H. Wang, R. Verastegui, and J. F. dos Santos, "A review on microstructural and mechanical properties of friction spot welds in Al-based similar and dissimilar joints," *Proc. 1st Int. Jt. Symp. Join. Weld.*, pp. 15–21, 2013, doi: 10.1533/978-1-78242-164-1.15.
- [20] T. Rosendo *et al.*, "Mechanical and microstructural investigation of friction spot welded AA6181-T4 aluminium alloy," *Mater. Des.*, vol. 32, no. 3, pp. 1094–1100, 2011, doi: 10.1016/j.matdes.2010.11.017.
- [21] C. Schilling and J. dos Santos, "Method and Device for Joining at Least Two Adjoining Work Pieces by Friction Welding," *US Pat. 6722556-B2*, 2004, doi: 10.1038/incomms1464.
- [22] U. F. H. Suhuddin, V. Fischer, A. Kostka, and J. F. dos Santos, "Microstructure evolution in refill friction stir spot weld of a dissimilar Al–Mg alloy to Zn-coated steel," *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 22, no. 8, pp. 658–665, 2017, doi: 10.1080/13621718.2017.1300744.
- [23] H. Dong, S. Chen, Y. Song, X. Guo, X. Zhang, and Z. Sun, "Refilled friction stir spot welding of aluminum alloy to galvanized steel sheets," *Mater. Des.*, vol. 107, p. 529, 2016, doi: 10.1016/j.matdes.2016.07.052.
- [24] C. Paper, "Spot Welding Aluminum 6022-T4 to Galvanized DP600 sheet by Refill Friction Stir Spot Welding," no. June 2017, 2016.
- [25] Z. Shen *et al.*, "Interfacial bonding mechanism in Al/coated steel dissimilar refill friction stir spot welds," *J. Mater. Sci. Technol.*, vol. 35, no. 6, pp. 1027–1038, 2019, doi: 10.1016/j.jmst.2019.01.001.

- [26] Z. Shen *et al.*, "Role of interfacial reaction on the mechanical performance of Al/steel dissimilar refill friction stir spot welds," *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 23, no. 6, pp. 462–477, 2018, doi: 10.1080/13621718.2017.1414022.
- [27] E. Boldsai Khan *et al.*, "Refill Friction Stir Spot Joining Rivet Replacement Technology," *SAE Tech. Pap. Ser.*, vol. 1, no. Figure 1, 2016, doi: 10.4271/2016-01-2130.
- [28] Ortrud Kubaschewski, *IRON—Binary Phase Diagrams*, vol. 46, no. 9. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 1982.
- [29] H. Springer, A. Szczepaniak, and D. Raabe, "On the role of zinc on the formation and growth of intermetallic phases during interdiffusion between steel and aluminium alloys," *Acta Mater.*, vol. 96, pp. 203–211, 2015, doi: 10.1016/j.actamat.2015.06.028.
- [30] H. Springer, A. Kostka, E. J. Payton, D. Raabe, A. Kaysser-Pyzalla, and G. Eggeler, "On the formation and growth of intermetallic phases during interdiffusion between low-carbon steel and aluminum alloys," *Acta Mater.*, vol. 59, no. 4, pp. 1586–1600, 2011, doi: 10.1016/j.actamat.2010.11.023.
- [31] E. Fereiduni, M. Movahedi, and A. H. Kokabi, "Dissimilar Al/steel friction stir spot welding: To penetrate into the lower steel sheet or not?," *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 21, no. 6, pp. 466–472, 2016, doi: 10.1080/13621718.2015.1125407.
- [32] H. Springer, A. Kostka, J. F. dos Santos, and D. Raabe, "Influence of intermetallic phases and Kirkendall-porosity on the mechanical properties of joints between steel and aluminium alloys," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 528, no. 13–14, pp. 4630–4642, 2011, doi: 10.1016/j.msea.2011.02.057.
- [33] M. Yılmaz, M. Çöl, and M. Acet, "Interface properties of aluminum / steel friction-welded components," *Mater. Charact.*, vol. 49, pp. 421–429, 2003, doi: 10.1016/S1044-5803(03)00051-2.

- [34] M. Movahedi, A. H. Kokabi, S. M. S. Reihani, W. J. Cheng, and C. J. Wang, "Effect of annealing treatment on joint strength of aluminum / steel friction stir lap weld," *Mater. Des.*, vol. 44, pp. 487–492, 2013, doi: 10.1016/j.matdes.2012.08.028.
- [35] C. Lee, D. Choi, Y. Yeon, and S. Jung, "Dissimilar friction stir spot welding of low carbon steel and Al – Mg alloy by formation of IMCs," *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 14, no. 3, pp. 216–220, 2009, doi: 10.1179/136217109X400439.
- [36] S. Balos and D. Bajic, "Influence of kinematic factors of friction stir welding on the characteristics of welded joints of forged plates made of EN AW 7049 A aluminium alloy," *Teh. Vjesn.*, vol. 24, no. June, pp. 723–728, 2017, doi: 10.17559/TV-20160417122830.
- [37] R. Prillhofer, G. Rank, J. Berneder, H. Antrekowitsch, P. J. Uggowitzer, and S. Pogatscher, "Property criteria for automotive Al-Mg-Si sheet alloys," *Materials (Basel)*, vol. 7, no. 7, pp. 5047–5068, 2014, doi: 10.3390/ma7075047.
- [38] M. Takeda, F. Ohkubo, T. Shirai, and K. Fukui, "Precipitation Behaviour of Al-Mg-Si Ternary Alloys," *Mater. Sci. Forum*, vol. 217–222, pp. 815–820, 2009, doi: 10.4028/www.scientific.net/msf.217-222.815.
- [39] G. A. Edwards, K. Stiller, G. L. Dunlop, and M. J. Couper, "The precipitation sequence in Al-Mg-Si alloys," *Acta Mater.*, vol. 46, no. 11, pp. 3893–3904, 1998, doi: 10.1016/S1359-6454(98)00059-7.
- [40] J. Osten, B. Milkereit, C. Schick, and O. Kessler, "Dissolution and precipitation behaviour during continuous heating of Al-Mg-Si alloys in a wide range of heating rates," *Materials (Basel)*, vol. 8, no. 5, pp. 2830–2848, 2015, doi: 10.3390/ma8052830.
- [41] P. Castany, F. Diologent, A. Rossoll, J. F. Despois, C. Bezençon, and A. Mortensen, "Influence of quench rate and microstructure on bendability of AA6016 aluminum alloys," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 559, pp. 558–565,

- 2013, doi: 10.1016/j.msea.2012.08.141.
- [42] M. Moreno, Y. Houbaert, P. Zambrano, M. de la Garza, M. P. Guerrero Mata, and R. Colás, "Characterization of Galvannealed HSLA Steels," *Adv. Mater. Res.*, vol. 68, no. October 2015, pp. 159–166, 2009, doi: 10.4028/www.scientific.net/amr.68.159.
- [43] A. R. Marder, "The metallurgy of zinc-coated steel," *Prog. Mater. Sci.*, vol. 45, no. 3, pp. 191–271, Jun. 2000, doi: 10.1016/S0079-6425(98)00006-1.
- [44] R. S. Mishra and Z. Y. Ma, "Friction stir welding and processing," *Mater. Sci. Eng. R Reports*, vol. 50, no. 1–2, pp. 1–78, Aug. 2005, doi: 10.1016/j.mser.2005.07.001.
- [45] W. M. Thomas, E. D. Nicholas, J. C. Needham, M. G. Murch, P. Templesmith, and C. J. Dawes, "Friction Welding," *US Pat. 5460317*, 1995.
- [46] S. T. Amancio-Filho, A. P. C. Camillo, L. Bergmann, J. F. dos Santos, S. E. Kury, and N. G. A. Machado, "Preliminary Investigation of the Microstructure and Mechanical Behaviour of 2024 Aluminium Alloy Friction Spot Welds," *Mater. Trans.*, vol. 52, no. 5, pp. 985–991, 2011, doi: 10.2320/matertrans.L-MZ201126.
- [47] M. Tier *et al.*, "The influence of weld microstructure on mechanical properties of refill friction spot welding of 5042 aluminium alloy," *7th Int. Symp. Frict. Stir Weld.*, no. May, pp. 20–22, 2008.
- [48] J. D. Robson, S. Cui, and Z. W. Chen, "Incipient melting during friction stir processing of AZ91 magnesium castings," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 527, no. 27–28, pp. 7299–7304, 2010, doi: 10.1016/j.msea.2010.07.093.
- [49] U. F. H. Suhuddin, V. Fischer, A. Kostka, and J. F. dos Santos, "Microstructure evolution in refill friction stir spot weld of a dissimilar Al–Mg alloy to Zn-coated steel," *Sci. Technol. Weld. Join.*, vol. 22, no. 8, pp. 658–665, 2017, doi: 10.1080/13621718.2017.1300744.

- [50] T. Iwashita, "Method and Apparatus for Joining," *US Pat. 6601751-B2*, 2003, doi: 10.1016/S0141.
- [51] E. Boldsaikhan *et al.*, "Refill Friction Stir Spot Joining for Aerospace Aluminum Alloys," in *Friction Stir Welding and Processing*, 2017, pp. 237–246.
- [52] L. M. Santana, U. F. H. Suhuddin, M. H. Ölscher, T. R. Strohaecker, and J. F. dos Santos, "Process optimization and microstructure analysis in refill friction stir spot welding of 3-mm-thick Al-Mg-Si aluminum alloy," *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 92, no. 9–12, pp. 4213–4220, 2017, doi: 10.1007/s00170-017-0432-9.
- [53] J. Y. Cao, M. Wang, L. Kong, H. X. Zhao, and P. Chai, "Microstructure, texture and mechanical properties during refill friction stir spot welding of 6061-T6 alloy," *Mater. Charact.*, vol. 128, pp. 54–62, 2017, doi: 10.1016/j.matchar.2017.03.023.
- [54] A. A. M. Da Silva *et al.*, "Performance evaluation of 2-mm thick alclad AA2024 T3 aluminium alloy friction spot welding," *SAE Tech. Pap.*, 2007, doi: 10.4271/2007-01-3812.
- [55] G. Pieta, J. Dos Santos, T. R. Strohaecker, and T. Clarke, "Optimization of friction spot welding process parameters for AA2198-T8 sheets," *Mater. Manuf. Process.*, vol. 29, no. 8, pp. 934–940, 2014, doi: 10.1080/10426914.2013.811727.
- [56] P. S. Effertz, L. Quintino, and V. Infante, "The optimization of process parameters for friction spot welded 7050-T76 aluminium alloy using a Taguchi orthogonal array," *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 91, no. 9–12, pp. 3683–3695, 2017, doi: 10.1007/s00170-017-0048-0.
- [57] A. H. Plaine, A. R. Gonzalez, U. F. H. Suhuddin, J. F. dos Santos, and N. G. Alcântara, "The optimization of friction spot welding process parameters in AA6181-T4 and Ti6Al4V dissimilar joints," *Mater. Des.*, vol. 83, pp. 36–41, 2015, doi: 10.1016/j.matdes.2015.05.082.

- [58] H. Badarinarayan, Y. Shi, X. Li, and K. Okamoto, "Effect of tool geometry on hook formation and static strength of friction stir spot welded aluminum 5754-O sheets," *Int. J. Mach. Tools Manuf.*, vol. 49, no. 11, pp. 814–823, 2009, doi: 10.1016/j.ijmachtools.2009.06.001.
- [59] Z. Shen, X. Yang, Z. Zhang, L. Cui, and T. Li, "Microstructure and failure mechanisms of refill friction stir spot welded 7075-T6 aluminum alloy joints," *Mater. Des.*, vol. 44, pp. 476–486, 2013, doi: 10.1016/j.matdes.2012.08.026.
- [60] Z. Shen, Y. Ding, O. Gopkalo, B. Diak, and A. P. Gerlich, "Effects of tool design on the microstructure and mechanical properties of refill friction stir spot welding of dissimilar Al alloys," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 252, pp. 751–759, 2018, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2017.10.034.
- [61] M. Haghshenas and A. P. Gerlich, "Joining of automotive sheet materials by friction-based welding methods: A review," *Eng. Sci. Technol. an Int. J.*, vol. 21, no. 1, pp. 130–148, 2018, doi: 10.1016/j.jestch.2018.02.008.
- [62] A. H. Plaine, U. F. H. Suhuddin, C. R. M. Afonso, N. G. Alcântara, and J. F. dos Santos, "Interface formation and properties of friction spot welded joints of AA5754 and Ti6Al4V alloys," *Mater. Des.*, vol. 93, pp. 224–231, 2016, doi: 10.1016/j.matdes.2015.12.170.
- [63] I. J. Ibrahim and G. G. Yapici, "Application of a novel friction stir spot welding process on dissimilar aluminum joints," *J. Manuf. Process.*, vol. 35, no. May, pp. 282–288, 2018, doi: 10.1016/j.jmapro.2018.08.018.
- [64] B. Lemmens, H. Springer, I. De Graeve, J. De Strycker, D. Raabe, and K. Verbeken, "Effect of silicon on the microstructure and growth kinetics of intermetallic phases formed during hot-dip aluminizing of ferritic steel," *Surf. Coatings Technol.*, vol. 319, pp. 104–109, 2017, doi: 10.1016/j.surfcoat.2017.03.040.
- [65] J. Antony, *Design of experiments for engineers and scientists*. 2014.

- [66] J. Shen, M. Cardillo, and J. F. dos Santos, "A preliminary study on FSpW of dissimilar metal joints of Cu and Al," *10th Int. Symp. Frict. Stir Weld.*, pp. 1–7, 2014.
- [67] D. C. Montgomery, *Design and Analysis of Experiments*, 8th ed. 2013.
- [68] S. H. Dashatan, T. Azdast, S. R. Ahmadi, and A. Bagheri, "Friction stir spot welding of dissimilar polymethyl methacrylate and acrylonitrile butadiene styrene sheets," *J. Mater. Des.*, vol. 45, pp. 135–141, 2013, doi: 10.1016/j.matdes.2012.08.071.
- [69] J. Altmeyer, J. F. Santos, and S. T. Amancio-filho, "Effect of the friction riveting process parameters on the joint formation and performance of Ti alloy / short-fibre reinforced polyether ether ketone joints," *J. Mater. Des.*, vol. 60, pp. 164–176, 2014, doi: 10.1016/j.matdes.2014.03.042.
- [70] I. Khuri and S. Mukhopadhyay, "Response surface methodology," *WIREs Comput. Stat.*, vol. 2, pp. 128–149, 2010, doi: 10.1002/wics.73.
- [71] R. Cao, Q. Huang, J. H. Chen, and P. C. Wang, "Cold metal transfer spot plug welding of AA6061-T6-to-galvanized steel for automotive applications," *J. Alloys Compd.*, vol. 585, pp. 622–632, 2014, doi: 10.1016/j.jallcom.2013.09.197.
- [72] Y. Hou, W. Zhang, Z. Yu, and S. Li, "Selection of tool materials and surface treatments for improved galling performance in sheet metal forming," *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 43, pp. 1010–1017, 2009, doi: 10.1007/s00170-008-1780-2.
- [73] L. De and F. Stir, "Friction Stir Welding of Very Thin Plates," *Soldag. Inspeção*, vol. 17, pp. 2–10, 2012.
- [74] Y. Song, L. Hua, D. Chu, and J. Lan, "Characterization of the inhomogeneous constitutive properties of laser welding beams by the micro-Vickers hardness test and the rule of mixture," *Mater. Des.*, vol. 37, pp. 19–27, 2012, doi: 10.1016/j.matdes.2011.12.029.

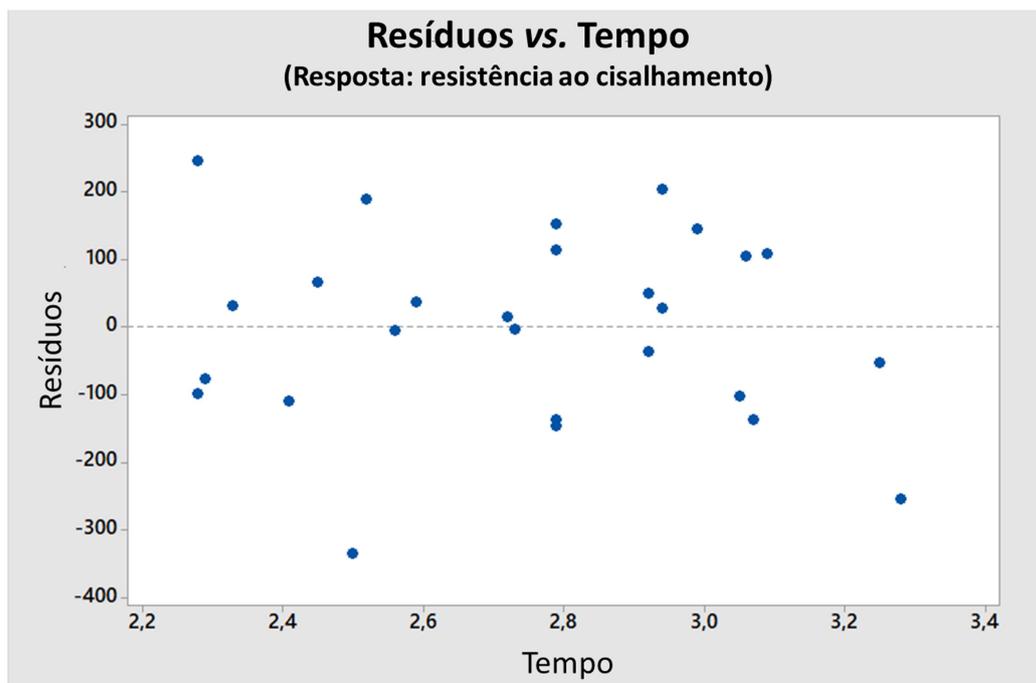
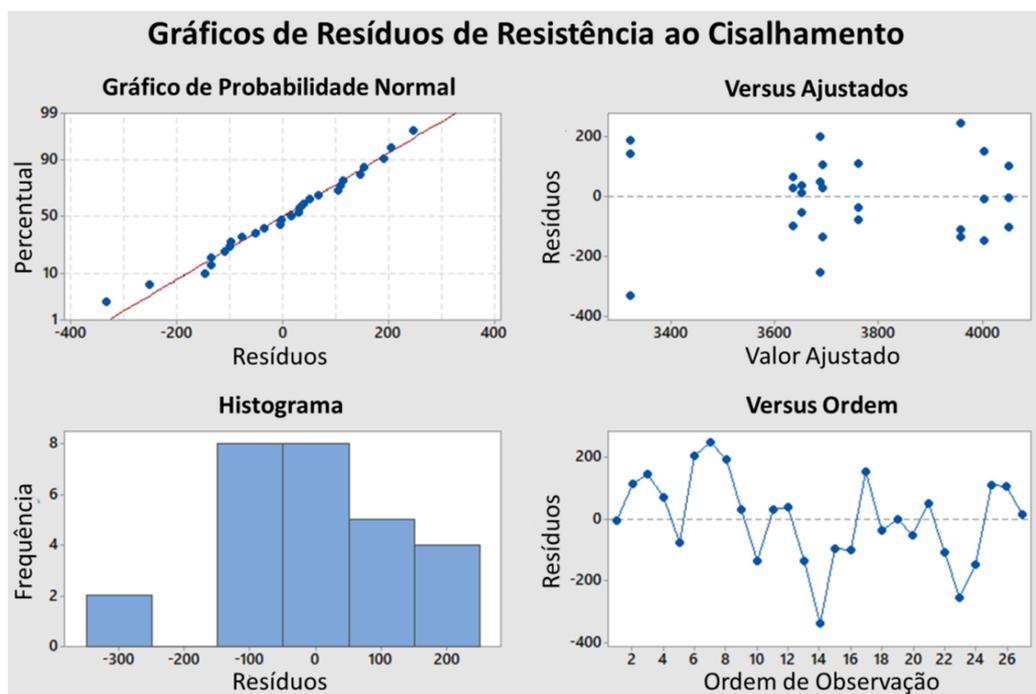
- [75] S. A. Hussein, A. S. M. Tahir, and A. B. Hadzley, "Characteristics of aluminum-to-steel joint made by friction stir welding: A review," *Mater. Today Commun.*, vol. 5, pp. 32–49, 2015, doi: 10.1016/j.mtcomm.2015.09.004.
- [76] G. Figner, R. Vallant, T. Weinberger, H. Schröttner, H. Pašič, and N. Enzinger, "Friction Stir Spot Welds between aluminium and steel automotive sheets: Influence of welding parameters on mechanical properties and microstructure," *Weld. World*, vol. 53, no. 1–2, pp. 13–23, 2009, doi: 10.1007/BF03266697.
- [77] W. Yuan *et al.*, "Effect of tool design and process parameters on properties of Al alloy 6016 friction stir spot welds," *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 211, no. 6, pp. 972–977, 2011, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2010.12.014.
- [78] U. Suhuddin, V. Fischer, F. Kroeff, and J. F. dos Santos, "Microstructure and mechanical properties of friction spot welds of dissimilar AA5754 Al and AZ31 Mg alloys," *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 590, pp. 384–389, 2014, doi: 10.1016/j.msea.2013.10.057.
- [79] AWS D17.2/D17.2M, "Specification for Resistance Welding for Aerospace," *Am. Weld. Soc.*, 2013.
- [80] Y. Chen, H. Farid, and P. Prangnell, "Feasibility Study of Short Cycle Time Friction Stir Spot Welding Thin Sheet Al to Ungalvanised and Galvanized Steel," *Mater. Sci.*, no. January, pp. 1–11, 2010.
- [81] F. Delannay, T. Pardoën, D. Lassance, and D. Fabre, "Micromechanics of room and high temperature fracture in 6xxx Al alloys," *Prog. Mater. Sci.*, vol. 52, pp. 62–129, 2007, doi: 10.1016/j.pmatsci.2006.06.001.
- [82] Y. Ding, Z. Shen, and A. P. Gerlich, "Refill friction stir spot welding of dissimilar aluminum alloy and AlSi coated steel," *J. Manuf. Process.*, vol. 30, no. October, pp. 353–360, 2017, doi: 10.1016/j.jmapro.2017.10.006.

- [83] Y. C. Chen and K. Nakata, "Effect of the Surface State of Steel on the Microstructure and Mechanical Properties of Dissimilar Metal Lap Joints of Aluminum and Steel by Friction Stir Welding," *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 39, no. August, pp. 1985–1992, 2008, doi: 10.1007/s11661-008-9523-4.
- [84] B. Fu *et al.*, "Revealing joining mechanism in refill friction stir spot welding of AZ31 magnesium alloy to galvanized DP600 steel," *Mater. Des.*, vol. 209, p. 109997, 2021, doi: 10.1016/j.matdes.2021.109997.
- [85] J. Shen, U. F. H. Suhuddin, M. E. B. Cardillo, and J. F. Dos Santos, "Eutectic structures in friction spot welding joint of aluminum alloy to copper," *Appl. Phys. Lett.*, vol. 104, no. 19, pp. 2014–2017, 2014, doi: 10.1063/1.4876238.
- [86] A. Pola, M. Tocci, and F. E. Goodwin, "Review of microstructures and properties of zinc alloys," *Metals (Basel)*, vol. 10, no. 2, pp. 1–16, 2020, doi: 10.3390/met10020253.
- [87] O. T. Ola and F. E. Doern, "Fusion weldability studies in aerospace AA7075-T651 using high-power continuous wave laser beam techniques," *J. Mater. Des.*, vol. 77, pp. 50–58, 2015, doi: 10.1016/j.matdes.2015.03.064.
- [88] B. Hu, "Hybrid lasers/GMA welding aluminum alloy 7075," *Weld. World*, vol. 50, pp. 51–57, 2006.
- [89] C. Huang, G. Cao, and S. Kou, "Liquation Cracking in Aluminum Welds," *Mater. Sci. Forum*, vol. 543, pp. 4036–4041, 2007, doi: 10.4028/www.scientific.net/MSF.539-543.4036.
- [90] Ž. Skoko and G. Štefani, "Microstructure of Al-Zn and Zn-Al Alloys *," vol. 82, no. 2, pp. 405–420, 2009.
- [91] R. C. Brzostek, U. Suhuddin, and J. F. dos Santos, "Fatigue assessment of refill friction stir spot weld in AA 2024-T3 similar joints," *Fatigue Fract.*

- Eng. Mater. Struct.*, vol. 41, no. 5, pp. 1208–1223, 2018, doi: 10.1111/ffe.12764.
- [92] A. H. Plaine, U. F. H. Suhuddin, N. G. Alcântara, and J. F. dos Santos, “Fatigue behavior of friction spot welds in lap shear specimens of AA5754 and Ti6Al4V alloys,” *Int. J. Fatigue*, vol. 91, pp. 149–157, 2016, doi: 10.1016/j.ijfatigue.2016.06.005.
- [93] A. H. Plaine, U. F. H. Suhuddin, N. G. Alcântara, and J. F. dos Santos, “Microstructure and mechanical behavior of friction spot welded AA6181-T4/Ti6Al4V dissimilar joints,” *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 92, no. 9–12, pp. 3703–3714, 2017, doi: 10.1007/s00170-017-0439-2.
- [94] T. Rosendo, M. Tier, J. Mazzaferro, C. Mazzaferro, T. R. Strohaecker, and J. F. Dos Santos, “Mechanical performance of AA6181 refill friction spot welds under Lap shear tensile loading,” *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, vol. 38, no. 12, pp. 1443–1455, 2015, doi: 10.1111/ffe.12312.
- [95] A. Szafron, “Analysis of the Microstructure and Selected Automotive Air-Conditioning Systems,” *Metals (Basel)*, vol. 2, 2018, doi: 10.3390/met8010010.
- [96] T. Saito *et al.*, “The effect of Zn on precipitation in Al-Mg-Si alloys,” *Philos. Mag.*, vol. 94, no. 21, pp. 2410–2425, 2014, doi: 10.1080/14786435.2014.913819.
- [97] A. K. Gupta, D. J. Lloyd, and S. A. Court, “Precipitation hardening in Al–Mg–Si alloys with and without excess Si,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 316, no. 1–2, pp. 11–17, Nov. 2001, doi: 10.1016/S0921-5093(01)01247-3.
- [98] Y. Li, G. Gao, Z. Wang, H. Di, J. Li, and G. Xu, “Effects of the Mg/Si Ratio on Microstructure, Mechanical Properties, and Precipitation Behavior of Al–Mg–Si–1.0 wt %-Zn Alloys,” *Materials (Basel)*, vol. 11, no. 12, p. 2591, 2018, doi: 10.3390/ma11122591.

APÊNDICE A – GRÁFICOS DE RESÍDUOS (RESISTÊNCIA AO CISALHAMENTO)

Gráficos dos resíduos envolvidos na análise de variância (ANOVA) aplicada considerando a resistência ao cisalhamento como resposta.



APÊNDICE B – GRÁFICOS DE RESÍDUOS (TEMPO DE SOLDA)

Gráficos dos resíduos envolvidos na análise de variância (ANOVA) aplicada considerando o tempo de solda como resposta.

