

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
Escola de Engenharia  
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgia e de Materiais  
PPGE3M

APLICAÇÃO DO PROCESSO DE SOLDAGEM A PONTO POR FRICÇÃO (*FSpW*)  
ENTRE JUNTAS DISSIMILARES DE AÇO E LIGA DE ALUMÍNIO PARA  
APLICAÇÕES AUTOMOTIVAS

**Vanessa Fischer da Silveira Fischer**

Dissertação para obtenção do título de Mestre  
em Engenharia

**Porto Alegre**  
**2015**

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
Escola de Engenharia  
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgia e de Materiais  
PPGE3M

APLICAÇÃO DO PROCESSO DE SOLDAGEM A PONTO POR FRICÇÃO (*FSpW*)  
ENTRE JUNTAS DISSIMILARES DE AÇO E LIGA DE ALUMÍNIO PARA  
APLICAÇÕES AUTOMOTIVAS

VANESSA FISCHER DA SILVEIRA FISCHER  
Engenheira Metalúrgica

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

Área de Concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais.

**Porto Alegre**  
**2015**

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

Orientador: Prof. Dr. Afonso Reguly  
Co-orientador: Prof. Dr. Thomas G. R. Clarke

Banca Examinadora:

Dr. Jorge Fernandez dos Santos, HGZ (Geesthacht – Alemanha)  
Dr<sup>a</sup>. Mariane Chludzinski, LAMEF/DEMET/UFRGS  
Prof. Dr. Tonilson Rosendo, UNIPAMPA/Campus Alegrete

Prof. Dr. Carlos P. Bergmann  
Coordenador do PPGE3M

Dedico este trabalho aos meus pais *Gilce e José Guilherme*, e aos meus irmãos *Andréia Caroline e Pedro Albino*, meus maiores incentivadores.

## AGRADECIMENTOS

Ao meu orientador Afonso Reguly pela orientação e demais contribuições técnicas e pessoais;

Ao meu professor Dr. Telmo Roberto Strohaecker pelos ensinamentos e influência na minha formação;

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

A todo o pessoal do LAMEF pela acolhida e companheirismo.

## RESUMO

O processo de união entre ligas de alumínio e aços é complexo, devido às suas diferentes propriedades físicas e mecânicas, bem como pela formação de grande quantidade de compostos intermetálicos frágeis, o que dificulta a realização deste tipo de união pelos métodos convencionais de fusão. O processo de Soldagem a Ponto por Fricção (*Friction Spot Welding - FSpW*) é destinado à soldagem de juntas sobrepostas, adequado para união de materiais leves, *e.g.* ligas de alumínio e de magnésio para aplicações estruturais. A gama de componentes e materiais para os quais o *FSpW* pode ser aplicado está em contínua expansão, garantindo ao processo potencial para se tornar uma tecnologia industrial significativa. Por ser um processo que ocorre em estado sólido, apresenta algumas vantagens em relação aos métodos convencionais de fusão. O baixo aporte térmico associado a essas técnicas de soldagem exibe grande potencial para reduzir ou até mesmo inibir a formação da camada de compostos intermetálicos, sendo, portanto potencialmente indicado para união de materiais dissimilares. Neste trabalho foi feito um estudo da viabilidade da soldagem dissimilar entre as ligas de Alumínio AA5454-H22 e aço automotivo HX340-LAD-Z através do processo *FSpW*. As juntas soldadas foram analisadas mecânica e metalurgicamente, tendo como objetivo avaliar os efeitos dos parâmetros de processo na microestrutura, na geometria e no desempenho mecânico da junta, além de buscar a otimização do processo para os materiais em estudo. A relação entre a qualidade da junta e os parâmetros do *FSpW* foi estudada utilizando o Método Taguchi, por meio do estudo do comportamento das soldas sob solitação monotônica de cisalhamento. Os resultados obtidos demonstram que soldas de boa qualidade e reprodutibilidade podem ser produzidas com este processo. Contudo, a presença de um filme intermetálico composto por fases ricas em Al, tais como  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  e  $\text{FeAl}_3$ , na interfaces das soldas, afeta significativamente o comportamento em fratura das juntas e, conseqüentemente, seu desempenho mecânico.

## ABSTRACT

The joining process of aluminium and steel is very complex in view of the differences between their physical and mechanical properties, as well as the formation of great amounts of brittle intermetallic compounds at the joint interface, which make it difficult to join those materials using conventional fusion welding techniques. Friction Spot Welding (FSpW) is a suitable joining process, which produces high quality overlap joints of lightweight materials, e.g., aluminium and magnesium alloys for structural applications. The range of components and materials for which FSpW can be used is continuously expanding, ensuring great potential to the process, which became nowadays a significant industrial technology. As a solid state joining process FSpW offers some advantages relative to conventional fusion welding techniques. The low heat input involved in this process has great potential to reduce, or even to inhibit, the formation of the intermetallic layer, making it, therefore, suitable to join dissimilar materials. In this work a study of feasibility of dissimilar FSpW between the aluminium alloy 5454-H22 and the automotive steel HX340LAD-Z was performed. The welded joints were assessed mechanically and metallurgically aiming evaluate the process parameter effects on the microstructure, geometry and mechanical performance of the joint, besides searching the process optimization for the materials in question. The relationship between the joint quality and the FSpW process parameters was analysed using Taguchi's Method, studying the behaviour of the joint under shear load. The results revealed that sound welds between AA5454-H22 and HX340LAD-Z with high strength and reproducibility can be produced with using this process. It was found that the presence of an intermetallic film compounded by Al-rich phases, such as  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  and  $\text{FeAl}_3$ , at the joint interface, plays a fundamental role on the fracture behaviour of the joints and thus, and on its mechanical behaviour.

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1: Comparativo das propriedades de aços e ligas leve aplicadas à produção de chapas da carroceria automotiva. ....	7
Figura 2: Tensão de escoamento em função do tamanho de grão em aços baixo carbono. Contribuição de outros mecanismos de endurecimento, com $\Delta\sigma_e$ calculada a partir do endurecimento por precipitação se aplicável. ....	10
Figura 3: Corte transversal do revestimento apresentando as diferentes camadas formadas. ...	14
Figura 4: Uso médio das ligas de alumínio por veículo na América do Norte e Oeste Europeu .....	16
Figura 5: Estrutura da carroceria "Space Frame" em alumínio do modelo Audi <sup>®</sup> A8.....	17
Figura 6: Diagrama binário Al-Mg.....	19
Figura 7: Microestrutura recristalizada da seção longitudinal de uma chapa industrial laminada a quente e encruada de liga AA5454 .....	21
Figura 8: Representação esquemática dos três componentes sistema da ferramenta do processo <i>FSpW</i> : anel de fixação, camisa e pino. ....	23
Figura 9: Ilustração esquemática da variante “penetração da camisa” do <i>FSpW</i> : (a) fixação e rotação, (b) penetração da camisa e retração do pino, (c) retorno para à superfície e (d) remoção da ferramenta.....	24
Figura 10: Aspecto visual e macrografia da seção transversal de uma junta de Al 2024-T4 soldada por <i>FSpW</i> . ....	25
Figura 11: Micrografia obtida através de um microscópio eletrônico de varredura da microestrutura da ZM de uma da junta de alumínio AA 2023 cladado soldada por <i>FSpW</i> . ....	25
Figura 12: Defeitos volumétricos dentro da zona de mistura da junta de alumínio AA 2023 cladeado soldada por <i>FSpW</i> .....	26
Figura 13: Micrografias obtidas através de um microscópio eletrônico de varredura das microestruturas de uma junta de alumínio AA 2023 cladado soldada por <i>FSpW</i> ,: (a) ZTMA e (b) ZTA (DA SILVA 2007). ....	26



Figura 14: Modos de falha durante os testes de cisalhamento: (a) através da solda, (b) arrancamento não-circunferencial e (c) arrancamento circunferencial (CAMPANELLI, L. C., 2012).....	28
Figura 15: Relação entre a resistência mecânica e (a) o aporte térmico e (b) o tamanho da zona de solda de juntas soldadas por FSSW.....	29
Figura 16: Diagrama binário Al-Fe. ....	32
Figura 17: Imagens com diferentes magnificações, mostrando a zona de reação entre o aço e o Al99.5 após recozimento a 500°C por 9 min. ....	34
Figura 18: Filme preenchendo a folga existente entre a chapas de liga de Al e aço, correspondente a região a baixo ao ombro da ferramenta. ....	35
Figura 19: Fluxograma das atividades experimentais desenvolvidas em todas as etapas do trabalho. ....	36
Figura 20: Máquina se soldagem FSpW modelo RPS200 que se encontra no HZG .....	38
Figura 21: Ferramenta de soldagem utilizada na produção das soldas com seus componentes. ....	38
Figura 22: Dimensões dos corpos de prova utilizados nos ensaios de cisalhamento para avaliação da resistência ao cisalhamento das soldas produzidas.....	42
Figura 23: Máquina modelo Zwick/Roell, de acionamento por fuso mecânicos, utilizada para a avaliação da resistência mecânica das juntas soldadas sob solicitação de cisalhamento. ....	42
Figura 24: Medição de microdureza: (a) microdurômetro modelo Vicker/Roell ZHV e (b) pontos de medição do perfil e do mapeamento. ....	43
Figura 25: Equipamento MTS NanoIndenter XP utilizado na medição de nanodureza. ....	44
Figura 26: Localização e distribuição dos termopares nas amostras. ....	45
Figura 27: (a) Máquina de corte Struers Secotom 50 e (b) Poletroz universal Struers TegraForce-5 .....	45
Figura 28: Microscópio ótico Leica DM IRM para análise metalográfica.....	46
Figura 29: Microscópio de varredura a laser Keyence VK9700. ....	46
Figura 30: Junta sobreposta de solda ponto <i>FSpW</i> após a soldagem mostrando detalhes do botão de solda. ....	48
Figura 31: Contribuição percentual de cada parâmetro sobre (a) Médias e (b) Razãp S/R. ....	51
Figura 32: Gráficos resultantes do Método Taguchi em termos de Médias e S/R: (a) Velocidade de Rotação, (b) Tempo de Mistura e (c) Profundidade de Penetração...52	52

Figura 33: Efeitos dos parâmetros de processo individuais sobre a resistência ao cisalhamento. .....	54
Figura 34: Gráfico comparativo entre a resistência das juntas soldadas e dados provenientes da literatura (BOZZI; ETTER; et al., 2010.; ENGINEERS, S.-S. O. A., 2000). ....	55
Figura 35: Ciclo Térmico durante a soldagem da junta na condição: (a) FSpW-Al5454-St-03 e (b) FSpW-Al5454-St-15. ....	57
Figura 36: (a) Macrografia em secção transversal da amostra FSpW-Al5454-St-03-01; (b, c e d) detalhes da interface em diferentes pontos da junta soldada destacados em (a). Imagens obtidas sem ataque. ....	59
Figura 37: Macrografia da secção transversal da amostra FSpW-Al5454-St-03-02 (condição FSpW-Al5454-St-03) sendo destacadas as diferentes zonas da junta solda para a liga de alumínio AA5454-H22. Ataque eletrolítico: Barker .....	60
Figura 38: Micrografia do Material Base Al 5754-H22, sendo as imagens com aumento de: (a) 100X e (b) 200X. Ataque eletrolítico: Barker.....	60
Figura 39: Micrografia obtida por MEV do MB com aumento de 1000X. Imagem obtida sem ataque.....	61
Figura 40: Micrografias de diferentes regiões no interior da ZM, sendo mostradas em a) região superior - 100X, (b) região central - 100X e (c) região inferior - 100X. Ataque eletroquímico: Barker .....	62
Figura 41: Micrografias mostrando: (a) interface entre a ZM e a ZTMA – 100X (b) ZTMA – 200X. Ataque eletroquímico: Barker.....	63
Figura 42: Micrografia da ZTA, sendo as imagens com aumento de: (a) 100X e (b) 200X. Ataque eletroquímico: Barker .....	63
Figura 43: Manchas escuras na macrografia da amostra FSpW-Al5454-St-03-01 decorrentes do ataque químico. Ataque eletroquímico: Barker.....	64
Figura 44: Micrografia do Material Base HX340LAD-Z, sendo as imagens com aumento de: (a) 100X e (b) 200X. Ataque químico: Nital a 3%.....	65
Figura 45: Micrografia obtida por MEV da secção transversal do revestimento de zinco, sendo as imagens com aumento de a) 200X e b) 1000X. Imagem obtida sem ataque. ....	65
Figura 46: Macrografia da amostra FSpW-Al5454-St-03-01 mostrando detalhes da microestrutura em diferentes pontos da junta soldada. Ataque químico Nital 3%....	66
Figura 47: Macrografia em secção transversal da junta soldada com os parâmetros da condição FSpW-Al5454-St-03 utilizando: (a) aço HX340LAD-Z e (b) aço HC340LA. Imagem obtida sem ataque. ....	67

- Figura 48: Macrografia da amostra FSpW-A15454-St-03-02 mostrando detalhes da microestrutura em diferentes pontos da junta soldada. Imagens obtidas sem ataque. ....68
- Figura 49: Micrografias da Região D da amostra FSpW\_A15454\_St\_03\_02, neste caso com ataque químico por imersão em uma solução com 2,5% de ácido fluorídrico e 5% de ácido sulfúricos em H<sub>2</sub>O, visualizadas em microscópio de varredura a laser. (a) 100X e (b) 200X. Ataque químico por imersão em uma solução com 2,5% de ácido fluorídrico e 5% de ácido sulfúrico em H<sub>2</sub>O..... 70
- Figura 50: Comparação entre (a) a microestrutura da Região D da amostra FSpW\_A15454\_St\_03\_02, com aumento de 500X e (b) a microestrutura da liga de alumínio AA7075 após tratamento térmico em diferentes temperaturas por 10 e 20 min (KETABCHI *et al.*, 2014). Ataque químico por imersão em uma solução com 2,5% de ácido fluorídrico e 5% de ácido sulfúrico em H<sub>2</sub>O..... 70
- Figura 51: Macrografias da Região D da amostra FSpW\_A15454\_St\_03\_02 obtida por MEV, mostrando detalhes de diferentes pontos da junta soldada onde foram observadas ilhas de material eutético, sendo as imagens com aumento de 10.000X . Imagens obtidas sem ataque..... 71
- Figura 52: Micrografia obtida por microscopia eletrônica da estrutura eutética observada na Região D, sendo a imagem com aumento de 20.000X. Imagens obtidas sem ataque. .... 71
- Figura 53: Diagrama de equilíbrio ternário Al-Mg-Zn ..... 72
- Figura 54: Micrografia da periferia da ZM da liga de alumínio perto da interface da junta soldada com destaque das (a) Regiões B e C da amostra FSpW-A15454-St-03-02 obtida por MEV, mostrando detalhes da microestrutura para cada região: (b) Região B e (c) Região C, sendo as imagens com aumento de 8.000X . Imagens obtidas sem ataque..... 73
- Figura 55: Micrografias das Regiões B, C e D obtidas por MO, mostrando o efeito de diferentes tempos de exposição em solução de sílica coloidal: (a) e (c) 1,5 min e (b) e (d) superior a 5 min. Imagens obtidas sem ataque..... 74
- Figura 56: Macrografias óticas da seção transversal das juntas interrompidas em diferentes estágios processo de soldagem FSpW: (a) FSpW-A15454-St-03-ST-DT e (b) FSpW-A15454-St-03-ST-RT; (c e d) ampliação obtidas por MEV com aumento de 50X da metade direita inferior das imagens (a) e (b), respectivamente, com destaque nas

- regiões com padrões em forma de bandas (região em tom cinza claro). Imagens obtidas sem ataque..... 75
- Figura 57: Micrografias obtidas por MEV: (a e b) regiões demarcadas pelos ponto “a” e “b” na Figura 56a, (c, d e “e”) ampliação das regiões I, II e III das imagens (a) e (b) com aumento de 10.000X, respectivamente. Imagens obtidas sem ataque..... 76
- Figura 58: Micrografias obtidas por MEV: (a, b e c) regiões demarcadas pelos ponto “a”, “b” e “c”, (d, “e” e f) ampliação das regiões I, II e III das imagens (a) ,(b) e (c) com aumento de 10.000X, respectivamente..... 77
- Figura 59: (a) Imagem obtida por MEV da interface da amostra FSpW-Al5454-St-03-02 e (b, c e d) mapa composicional do Al, Fe e Zn da interface da imagem (a), respectivamente. Imagens obtidas sem ataque ..... 79
- Figura 60: Análise interfacial da amostra FSpW-Al5454-St-03-02: (a) Imagem obtida por MEV com aumento de 2.000X, (b) Perfil da linha de composição e (c) Resultado da análise do perfil da varredura da composição química por EDS da linha destacada na imagem, com distância entre pontos de 0,1  $\mu\text{m}$  (b). Imagens obtidas sem ataque.... 80
- Figura 61: Análise interfacial da amostra FSpW-Al5454-St-03-02: (a) Imagem obtida por MEV com aumento de 10.000X, (b) Perfil da linha de composição e (c) Resultado da análise do perfil da varredura da composição química por EDS da linha destacada na imagem, com distância entre pontos de 0,1  $\mu\text{m}$  (b). Imagem obtida sem ataque .81
- Figura 62: Espectro experimental obtidos com difração de raio X para a amostra FSpW-Al5454-St-03-LS-01..... 82
- Figura 63: Macrografias óticas da seção transversal das juntas (a) FSpW-Al5454-St-03-03 e (b) FSpW-Al5454-St-15-01; (c e d) ampliação com aumento de 100X da região interfacial ao centro da solda. Imagens obtidas sem ataque ..... 84
- Figura 64: Micrografias da amostra FSpW-Al5454-St-15-01 obtidas em diferentes posições da interface: (a e b) no centro da solda, (c e d) ampliação com aumento de 500X das regiões I e II das imagens (a) e (b), respectivamente. Imagens obtidas sem ataque .85
- Figura 65: Micrografias óticas com aumento de 1000X das trincas presentes nas Regiões B e C na interface da amostra FSpW-Al5454-St-15-01. Imagens obtidas sem ataque ... 85
- Figura 66: Micrografias obtida por MEV em diferentes regiões na interface das juntas FSpW-Al5454-St-03-03 e FSpW-Al5454-St-15-01, respectivamente: (a, b) no centro da solda, com aumento de 2.000X e (c, d) abaixo da fronteira entre pino e camisa, com aumento de 2.000X e 2.500X, respectivamente. Imagens obtidas sem ataque ..... 87

- Figura 67: Micrografias óticas com aumento de 500X das trincas presentes na interface entre a camada de composto intermetálico e o aço da amostra FSpW-Al5454-St-15-01. Imagens obtidas sem ataque ..... 88
- Figura 68: Perfil de dureza de uma junta FSpW da liga AA5454-H22 soldada com a condição de soldagem FSpW-Al5454-H22. .... 89
- Figura 69: Micrografias óticas com aumento de 200X do (a) MB e da (b) ZTA da amostra FSpW-Al5454-St-15-01. Ataque eletroquímico: Barker..... 90
- Figura 70: Mapa de microdureza Vickers na seção transversal das juntas: (a) FSpW-Al5454-St-03-04 e (b) FSpW-Al5454-St-15-04..... 92
- Figura 71: Resistência mecânica sob solicitação de cisalhamento das soldas *FSpW* da segunda matriz de experimentos da etapa de otimização dos parâmetros de processo. .... 94
- Figura 72: Efeito da velocidade de rotação na resistência ao cisalhamento das juntas soldadas. .... 95
- Figura 73: Macrografias das amostras (a) FSpW-Al5454-St-03-LS-01 e (d) FSpW-Al5454-St-15-LS-01: (b e “e”) superfície de fratura da chapa de alumínio AA5454-H22 e (c e f) superfície de fratura da chapa de aço HX340LAD-Z..... 96
- Figura 74: Estrutura eutética solidificada localizada na folga entre as chapas de alumínio AA5454-H22 e de aço HX340LAD-Z: (a) micrografia da seção transversal da amostra FSpW-Al5454-St-15-01, (b) imagem de MEV da superfície de fratura da chapa de alumínio da amostra FSpW-Al5454-St-13-LS-01 e (c) ampliação com aumento de 2.500X da região demarcada na imagem (b). Imagens obtidas sem ataque..... 97
- Figura 75: Camada interfacial formada na região de domínio do anel de fixação da amostra FSpW-Al5454-St-03-01: (a) imagem obtida por MO com aumento de 100X e (b) ampliação com aumento de 4.000X obtida por MEV da região demarcada imagem (a). Imagens obtidas sem ataque..... 97
- Figura 76: Imagens em MEV das regiões demarcadas na Figura 73b: (a e b) imagens da região I com aumento de 10.000X e 20.000X, respectivamente, e (c) imagem da região II com aumento de 10.000X. .... 98
- Figura 77: Imagens em MEV das regiões demarcadas na Figura 73e: (a, b e “e”) regiões I, II e III, respectivamente, (c) ampliação da região demarcada na figura (b) com aumento de 1.200X e (d) morfologia da região da fratura em destaque na imagem (c) com aumento de 5.000X..... 100

- Figura 78: Macrografias transversais às fraturas das amostras FSpW-Al5454-St-LS-03-02 e FSpW-Al5454-St-LS-15-02. Para cada condição são mostrados os detalhes do perfil da fratura em diferentes posições destacadas nas imagens (a e b). Imagens obtidas sem ataque ..... 101
- Figura 79: Curva típica de carga versus deslocamento extraída do ensaio de cisalhamento para as amostras FSpW-Al5454-St-LS-03-01 e FSpW-Al5454-St-LS-15-01. .... 101

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Propriedades físicas da liga AA 5454.....	21
Tabela 2: Propriedades Mecânicas da liga AA5457 HXX.....	21
Tabela 3: Composição química nominal da liga AA5454 e do aço HX340LAD-Z.....	37
Tabela 4: Propriedades mecânicas da liga AA5454 e do aço HX340LAD-Z, em temperatura ambiente .....	37
Tabela 5: Composição química (% peso) característica de um aço Hotvar. ....	38
Tabela 6: Tempos utilizados em cada etapa do processo de soldagem. ....	39
Tabela 7: Níveis de variação dos parâmetros. ....	40
Tabela 8: Matriz ortogonal L9 e os respectivos resultados para os ensaios de cisalhamento de cada uma das condições de soldagem. ....	49
Tabela 9: Tabela de resultados da análise do Método Taguchi em termos de Médias e Razão S/R. ....	49
Tabela 10: Análise de variância para Médias.....	50
Tabela 11: Análise de variância para Razão S/R.....	50
Tabela 12: Combinação dos parâmetros de soldagem sugerida pelo Método Taguchi como condições de soldagem otimizada. ....	52
Tabela 13: Nova matriz de ensaios realizada para a avaliação do efeito individual das variáveis do processo na resistência mecânica das juntas soldadas .....	53
Tabela 14: Composição química obtida por EDS para os pontos destacados na Figura 48.....	69
Tabela 15: Composição química obtida por EDS dos pontos destacados na Figura 51.....	72
Tabela 16: Composição química obtida por EDS dos pontos destacados na.....	76
Tabela 17: Intervalo de composição química obtido por EDS para as camadas presentes na Região A.....	81
Tabela 18: Distribuição inferida dos compostos intermetálicos presentes dentro da Região A. ....	82
Tabela 19: Médias das medidas de nanodureza obtidas para as diferentes regiões presentes na interface da solda.....	93
Tabela 20: Composição química obtida por EDS dos pontos destacados na Figura 76a.....	99

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

<b>AHSS</b>	<i>Advanced High Strength Steels</i>
<b>Al</b>	Alumínio
<b>ASM</b>	<i>American Society for Materials</i>
<b>ASTM</b>	<i>American Society for Testing and Materials</i>
<b>ARBL</b>	Alta Resistência Baixa Liga
<b>BH</b>	<i>Bake Hardening Steel</i>
<b>BSE</b>	Emissão de Elétrons Retroespalhados
<b>CP</b>	<i>Complex Phase Steel</i>
<b>Cr</b>	Cromo
<b>DIN</b>	<i>Deutsches Institut für Normung</i>
<b>DOE</b>	<i>Design of Experiments</i>
<b>DP</b>	<i>Dual Phase Steel</i>
<b>DRX</b>	Análise de Difração de Raios-X
<b>EDS</b>	Espectroscopia por Dispersão de Energia
<b>F</b>	Valor F
<b>Fe</b>	Ferro
<b>FSpW</b>	<i>Friction Spot Welding</i>
<b>FSSW</b>	<i>Friction Stir Spot Welding</i>
<b>FSW</b>	Friction Stir Welding
<b>HSLA</b>	High Strength Low Alloy
<b>HSS</b>	High Strength Steels
<b>HV</b>	Dureza Vickers
<b>HZG</b>	Helmholtz Zentrum Geesthacht
<b>IF</b>	<i>Interstitial Free</i>
<b>MB</b>	Material Base
<b>MEV</b>	Microscopia Eletrônica de Varredura
<b>Mo</b>	Molibdênio



<b>MO</b>	Microscopia Óptica
<b>Nb</b>	Nióbio
<b>OFAT</b>	<i>One Fator at Time</i>
<b>P%</b>	Porcentagem de Contribuição
<b>PP</b>	Profundidade de Penetração
<b>QM</b>	Quadrados Médios
<b>RSW</b>	<i>Resistance Spot Welding</i>
<b>RT</b>	Região de Transição
<b>SAE</b>	<i>Society of Automotive Engineers</i>
<b>S/R</b>	Razão Sinal/Ruído
<b>SE</b>	Emissão de Elétrons Secundários
<b>Si</b>	Silício
<b>SQ</b>	Soma dos Quadrados
<b>Ti</b>	Titânio
<b>TM</b>	Tempo de Mistura
<b>TMS</b>	Transformation Martensite Steel
<b>TRIP</b>	Transformation Induced Plasticity Steel
<b>TWI</b>	The Welding Institute
<b>ULSAB</b>	Ultra Light Steel Auto Body
<b>ULSAB–AVC</b>	<i>Ultra Light Steel Auto Body – Advanced Vehicle Concept</i>
<b>V</b>	Vanádio
<b>VR</b>	Velocidade de Rotação
<b>ZAC</b>	Zona Afetada pelo Calor
<b>ZM</b>	Zona de Mistura
<b>ZTMA</b>	Zona Termo-Mecanicamente Afetada

## LISTA DE SÍMBOLOS

<b>N</b>	Amostra Final
<b>Q</b>	Aporte Térmico
<b><math>\delta</math></b>	Camada Delta
<b><math>\eta</math></b>	Camada Eta
<b><math>\Gamma</math></b>	Camada Gama
<b><math>\zeta</math></b>	Camada Zeta
<b><math>\theta</math></b>	Fase Al <sub>13</sub> Fe <sub>4</sub>
<b><math>\zeta</math></b>	Fase Al <sub>2</sub> Fe
<b><math>\eta</math></b>	Fase Al <sub>5</sub> Fe <sub>2</sub>
<b><math>\alpha</math></b>	Fase Al-Alfa
<b><math>\beta'</math></b>	Fase AlFe
<b><math>\beta''</math></b>	Fase AlFe <sub>3</sub>
<b><math>\beta</math></b>	Fase Beta
<b>n</b>	Número da Amostra
<b>x</b>	Profundidade de Penetração
<b><math>\Delta t</math></b>	Tempo total de amostragem
<b><math>\sigma_e</math></b>	Tensão de Escoamento
<b><math>\omega</math></b>	Velocidade Angular da ferramenta

## SUMÁRIO

<b>RESUMO.....</b>	<b>VI</b>
<b>ABSTRACT .....</b>	<b>VII</b>
<b>LISTA DE ILUSTRAÇÕES.....</b>	<b>VIII</b>
<b>LISTA DE TABELAS.....</b>	<b>XV</b>
<b>LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS .....</b>	<b>XVI</b>
<b>LISTA DE SÍMBOLOS .....</b>	<b>XVIII</b>
<b>1. INTRODUÇÃO .....</b>	<b>1</b>
<b>2. OBJETIVOS.....</b>	<b>3</b>
<b>3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....</b>	<b>4</b>
<b>3.1. APLICAÇÕES DO AÇO NA INDÚSTRIA AUTOMOTIVA.....</b>	<b>4</b>
<b>3.1.1. Aços de Alta Resistência Baixa Liga (ARBL) .....</b>	<b>7</b>
<b>3.1.2. Aços Microligados Ferrítico - Perlítico.....</b>	<b>9</b>
<b>3.1.3. Aços Microligados ao Titânio – Nióbio.....</b>	<b>12</b>
<b>3.1.4. Revestimento Galvânico em Aços para Indústria Automotiva.....</b>	<b>12</b>
<b>3.2. APLICAÇÃO DO ALUMÍNIO NA INDÚSTRIA AUTOMOTIVA .....</b>	<b>15</b>
<b>3.2.1. Ligas de Alumínio – Magnésio .....</b>	<b>17</b>
<b>3.2.2. Ligas de Alumínio AA5454.....</b>	<b>20</b>
<b>3.3. SOLDA PONTO POR FRICÇÃO.....</b>	<b>22</b>
<b>3.3.1. Princípio do Processo.....</b>	<b>23</b>
<b>3.3.2. Propriedades Microestruturais .....</b>	<b>24</b>
<b>3.3.3. Propriedades Mecânicas e Aporte Térmico .....</b>	<b>27</b>

3.4. ESTUDOS ANTERIORES EM SOLDAS DISSIMILARES POR FRICÇÃO ENTRE DIFERENTES LIGAS DE ALUMÍNIO E CLASSES DE AÇO .....	30
<b>4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL.....</b>	<b>36</b>
4.1. DESCRIÇÃO DO MATERIAL.....	37
4.2. DESCRIÇÃO DO EQUIPAMENTO E DA FERRAMENTA UTILIZADOS NO PROCESSO DE SOLDAGEM.....	37
4.3. DEFINIÇÃO DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM.....	39
4.4. PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL .....	40
4.5. AVALIAÇÃO DO EFEITO INDIVIDUAL DAS VARIÁVEIS DO PROCESSO ...	41
4.6. CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA.....	41
<b>4.6.1. Ensaio de Cisalhamento .....</b>	<b>41</b>
<b>4.6.2. Ensaio de Micro e Nanodureza.....</b>	<b>43</b>
4.7. AQUISIÇÃO DE TEMPERATURA.....	44
4.8. CARACTERIZAÇÃO METALÚRGICA .....	45
<b>5. RESULTADOS E DISCUSSÃO .....</b>	<b>48</b>
5.1. OTIMIZAÇÃO DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM.....	48
5.2. CICLO TÉRMIO E APORTE DE ENERGIA .....	55
5.3. CARACTERIZAÇÃO METALÚRGICA .....	58
<b>5.3.1. Macrografia.....</b>	<b>58</b>
<b>5.3.2. Micrografias .....</b>	<b>59</b>
5.4. CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA.....	88
<b>5.4.1. Avaliação de Micro e Nanodureza .....</b>	<b>88</b>
<b>5.4.2. Ensaio de Resistência ao Cisalhamento .....</b>	<b>93</b>
<b>6. CONCLUSÃO .....</b>	<b>104</b>
<b>8. REFERÊNCIAS .....</b>	<b>107</b>

## 1. INTRODUÇÃO

A união de materiais dissimilares possui a capacidade de combinar as vantagens de diferentes materiais obtendo-se um conjunto de propriedades mecânicas e físicas que seriam impossíveis de serem alcançadas utilizando-se apenas um material, e deste modo, proporcionando soluções únicas para os requisitos de engenharia (TABAN *et al.*, 2010). A demanda por este tipo de união, principalmente dentro das indústrias de transporte, tais como, automotiva, aeroespacial, aviação e transporte ferroviário, é a força motriz para o desenvolvimento e aperfeiçoamento dos processos de soldagem (COELHO *et al.*, 2008).

Na indústria automotiva há um forte interesse na utilização de materiais dissimilares como os aços, com boa resistência mecânica, e o alumínio, com baixa densidade específica, principalmente, em aplicações que requerem o sinergismo de propriedades que a união destes materiais pode trazer. Assim, o desenvolvimento do processo de união destes metais dissimilares tem grande importância do ponto de vista industrial e também de interesse científico (COELHO *et al.*, 2008). O desafio que envolve a união de aço e alumínio se deve a grande diferença entre os intervalos de fusão, a extrema diferença nas propriedades físicas, tais como condutividade térmica, expansão térmica, calor específico, e propriedades mecânicas entre estes metais. Além disso, a reduzida solubilidade do Fe no Al induz à formação de compostos intermetálicos, *e.g.* do tipo  $Fe_xAl_y$ , que, geralmente resultam na degradação das propriedades mecânicas da junta (TABAN *et al.*, 2010).

Sabe-se que técnicas de soldagem por fusão estão associadas a prolongados ciclos térmicos, resultando na formação de uma camada espessa de compostos intermetálicos na interface da junta (COELHO *et al.*, 2008; LEE, C.-Y. *et al.*, 2009). Por outro lado, técnicas de soldagem em estado sólido têm demonstrando enorme vantagem no processo de união de materiais de elevada resistência mecânica utilizados na indústria aeroespacial e também na união de materiais dissimilares. Um desses métodos, a Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica, *Friction Stir Welding – FSW*, tem sido efetivamente usado para a união de ligas de alumínio e aço em ambiente industrial. Aplicado de maneira adequada, a técnica de FSW, e suas variantes, permitem a união a temperaturas relativamente baixas com um ciclo térmico

global curto. A utilização dos processos em estado sólido para a união de ligas de alumínio e aço geralmente está associada a reduzida formação de compostos intermetálicos frágeis para este tipo de junta. No entanto, a união desses metais através de técnicas de soldagem por estado sólido continua sendo um desafio científico e industrial (TABAN *et al.*, 2010)

A Soldagem a Ponto por Fricção (*Friction Spot Welding, FSpW*), desenvolvida e patenteada pelo *Helmholtz Zentrum Geesthacht (HZG)*, é uma das variantes do processo de soldagem por fricção e tem se mostrado adequada a produzir soldas de boa qualidade. Importantes características deste processo são: elevada eficiência energética; reduzido número de etapas de processo, boa qualidade superficial, elevada velocidade de soldagem fácil automação, possibilidade de unir metais dissimilares, união de materiais de baixa soldabilidade e baixa distorção, o que garante a este processo de soldagem um grande potencial de aplicação industrial (ROSENDO, S. T., 2009).

A demanda por estruturas leves tem aumentado rapidamente na indústria automotiva, fomentada pela crescente competitividade do mercado, motivando as indústrias à otimização de seus processos em vista à redução do consumo de combustível em veículos e adequação as questões ambientais (OZAKI *et al.*, 2012). As ligas de alumínio e ferro estão entre os principais materiais, pois oferecem boas propriedades com muitas aplicações na área de engenharia. Neste contexto, o processo de *FSpW* se apresenta como uma técnica com grande potencial dentro da indústria automotiva para união de ligas de alumínio e aços. O estudo do processo *Friction Spot Welding* aplicado às juntas dissimilares entre o aço HX354LAD-Z pertencente a classe de aços de Alta Resistência Baixa Liga e a liga de alumínio AA5454-H22, conhecida por apresentar excelente combinação de resistência mecânica e à corrosão, demonstra um importante caráter científico em termos de inovação tecnológica na produção de estruturas automotivas híbridas.

## 2. OBJETIVOS

Esta dissertação tem como finalidade estudar a metalurgia do processo de Soldagem dissimilar a Ponto por Fricção ou *Friction Spot Welding (FSpW)* entre chapas aço de Alta Resistência Baixa Liga (ARBL) HX340LAD-Z e chapas de liga de alumínio 5454-H22 com 2 e 3 mm, respectivamente, tendo como objetivos específicos:

- Otimizar o processo de Soldagem a Ponto por Fricção entre a liga de alumínio AA5454-H22 e o aço HX340LAD-Z através da aplicação do Método Taguchi;
- Avaliar os efeitos dos parâmetros de processo sobre a evolução microestrutural e comportamento mecânico das juntas;
- Caracterizar metalurgicamente a interface da junta buscando correlacionar a sua morfologia com as diferentes condições de soldagem;
- Compreender a relação entre as características microestruturais, enfatizando o efeito da interface da junta, e o desempenho mecânico das juntas soldadas;
- Contribuir para o desenvolvimento e aperfeiçoamento do processo *FSpW* aplicado a obtenção de juntas híbridas com foco na indústria automotiva.

### 3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

O conceito de “*Hybrid Body Structure*” surgiu da necessidade da indústria automotiva em conciliar duas exigências imprescindíveis, entretanto conflitantes. O consumo de combustível deve ser reduzido através da redução do peso do automóvel em paralelo com o aumento dos padrões de segurança alcançados através do aumento do peso do automóvel e pela necessidade de diversificação e sofisticação do automóvel. Dentro desse contexto, aços de alta resistência, conhecidos pela versatilidade em aplicações estruturais, onde boa resistência à fluência; conformabilidade e elevada resistência mecânica são requisitos necessários. Materiais de liga leve, em especial as ligas de alumínio que possuem apreciável valor em aplicações onde baixa densidade e/ou boa resistência a corrosão sejam indispensáveis, são incorporados a carroceria do automóvel. Para se alcançar uma “*Hybrid Body Structure*” é fundamental o desenvolvimento de uma técnica de soldagem capaz de unir ligas de alumínio e aços com elevada confiabilidade e produtividade (OZAKI *et al.*, 2012)

#### 3.1. APLICAÇÕES DO AÇO NA INDÚSTRIA AUTOMOTIVA

A indústria automotiva está sob constante busca para uma maior economia de combustível, adequação as normas de segurança impostas pelo governo e satisfação das exigências dos consumidores. A redução do peso do automóvel, somado ao seu bom desempenho, sem sacrificar a segurança e as outras funções é a chave para atingir tais metas. Este movimento representa um grande desafio para a indústria siderúrgica, que consiste no desenvolvimento de novas ligas de aço com um ótimo equilíbrio entre resistência/ductilidade/custo para aplicação em diferentes componentes automotivos (SHARMA, 2011).

A intensificação da crise energética e problemas ambientais tornaram a redução do consumo de energia um dos principais focos da indústria automotiva. O consumo de combustível deve ser reduzido significativamente de modo a satisfazer a demanda da crescente frota de carros visto que a disponibilidade de combustível diminui continuamente. Com a contínua pressão de órgãos governamentais para a redução da emissão de gases



poluentes, a indústria automotiva vem buscando alternativas para a redução do peso do veículo, onde 10% da redução do peso resultam na redução de 3 – 7% do consumo de combustível, e maior eficiência dos motores de combustão interna. Outro fator importante é o crescente aumento dos preços dos combustíveis derivados de petróleo que tem forçado a indústria a buscar alternativas para a melhoria do rendimento dos veículos (ADAMCZYK, 2006; GALÁN *et al.*, 2012; XIAODONG *et al.*, 2009).

A concorrência no mercado automotivo por veículos de transporte mais seguros, leves e econômicos em relação ao consumo de combustível, desencadeada por rigorosas regulamentações, conduziu o desenvolvimento e aplicação de novos materiais na indústria de carroceria, i.e., Aços de Alta Resistência (*High Strength Steels - HSS*) e Aço Avançados de Alta Resistência (*Advanced High Strength Steels – AHSS*), compósitos poliméricos, ligas de alumínio e ligas de magnésio. O emprego de aços mais resistentes permite utilizar chapas com espessuras menores no processo de fabricação de componentes, resultando sensivelmente na redução do peso final da estrutura. Algumas investigações preliminares (ADAMCZYK, 2006; XIAODONG *et al.*, 2009); (SENGUPTA, 2013; XIAODONG *et al.*, 2009) mostram que é possível atingir uma redução de até 20% no peso final do automóvel, implicando em uma considerável redução do consumo de combustível. No contexto de redução e economia de combustível através das novas gerações de plataformas veiculares, o setor siderúrgico está acelerando a implementação de aços inovadores em resposta a esses outros materiais emergentes.

Com intuito de atender as necessidades do mercado e reter o avanço das ligas de alumínio e de outras ligas não-ferrosas em setores tradicionalmente dominados pelo aço, foram criados, nas décadas de 80 e 90, projetos de desenvolvimento de novas classes de aços que permitiam a redução de peso do automóvel. Entre estes projetos estão: *Ultra Light Steel Auto Body – ULSAB* e o *Ultra Light Steel Auto Body – Advanced Vehicle Concept- ULSAB–AVC* (LIVESEY *et al.*, 2005; XIAODONG *et al.*, 2009).

O projeto *ULSAB* desenvolvido por um consórcio composto por 35 companhias siderúrgicas mundiais se propôs a desenvolver uma carroceria em aço leve capaz de atender a uma ampla gama de metas de desempenho e segurança, assim, fortalecendo a posição de aço na indústria automotiva em face da ação de produtos sucedâneos como alumínio e compósitos poliméricos. Em 1995, o consórcio anunciou uma redução de peso de até 36% em uma estrutura veicular composta por 80% de aços de alta resistência de um sedan de tamanho médio, com uma substancial melhoria no desempenho e menor custo, quando comparado a uma estrutura veicular típica da época. Assim, o *ULSAB* possibilitou o aumento da eficiência

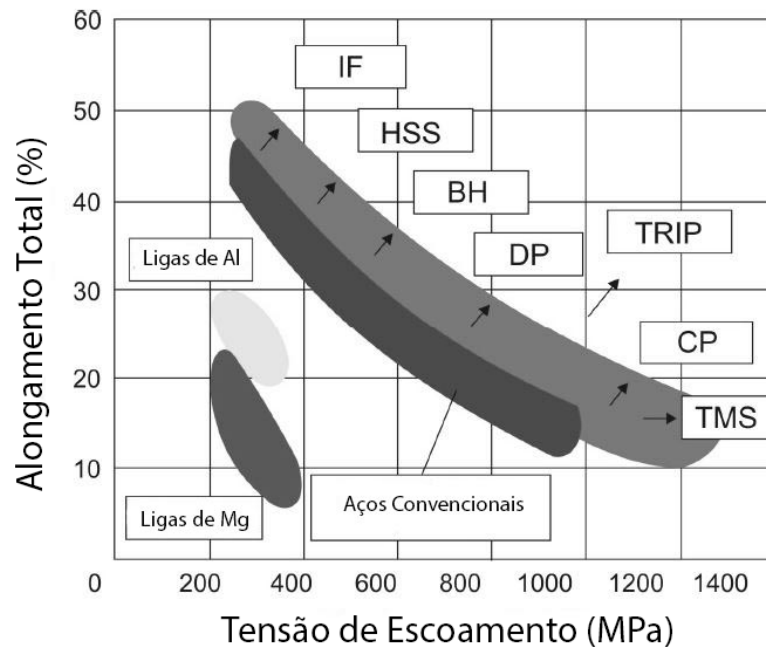
dos motores de combustão interna, gerando economia de combustível, além de atender as exigências de segurança dos passageiros. Uma das maiores contribuições do *ULSAB* foi o desenvolvimento de um novo grupo de aços conhecidos como Aços Avançados de Alta Resistência (*Advanced High Strength Steel – AHSS*) (GALÁN *et al.*, 2012).

O programa *ULSAB-AVC* é a mais recente evolução no conceito do *ULSAB* e tem como foco principal o aumento na eficiência energética, da segurança do passageiro e do aumento da capacidade de fabricação. A estrutura da carroceria *ULSAB-AVC* consiste em 100% de aços de alta resistência, com mais de 80% sendo da classe de aços avançados de alta resistência (GALÁN *et al.*, 2012).

As classes de aços de alta resistência e de aços avançados de alta resistência foram especialmente desenvolvidas para suprir com as necessidades da indústria automotiva. Essas novas classes de aço são capazes de atender as exigências para materiais automotivos, tais como: durabilidade, resistência mecânica, rigidez e boa absorção de energia de impacto, ao mesmo tempo em que atendem aos requisitos de produção, tais como baixo custo de produção em grande quantidade e possibilidade de reciclagem (GALÁN *et al.*, 2012).

Os aços convencionais de alta resistência são endurecidos por solução sólida, precipitação ou refinamento de grão, enquanto que os aços avançados de alta resistência são endurecidos através de transformação de fase, e sua microestrutura pode conter martensita, bainita e austenita retida (XIAODONG *et al.*, 2009). Os aços *HSS* e *AHSS* são comumente utilizados em componentes que exigem elevada resistência mecânica e resistência a formação da mocha, embora mantenham as propriedades plásticas necessárias conforme é mostrado na Figura 1. A classe dos aços *HSS* abrange uma ampla gama de aços tais como os aços *Bake Hardening – BH*, *Interstitial Free – IF*, alta resistência baixa liga (*High Strength Low Alloy - HSLA*), entre outros, e são geralmente utilizados na fabricação das portas de carros, para-lama, para-choques, capota, etc. Os aços *AHSS*, tais como o *Dual Phase – DP*, *Complex Phase – CP*, *Transformation Martensite Steel - TMS*, *Transformation Induced Plasticity – TRIP*, capazes de fornecer maiores níveis de resistência mecânica e entre suas aplicações encontram-se saias laterais e reforços, colunas internas e reforços, suporte do painel de instrumentos (ADAMCZYK, 2006).

Figura 1: Comparativo das propriedades de aços e ligas leve aplicadas à produção de chapas da carroceria automotiva.



Fonte: Adaptado de ADAMCZYK (2006).

### 3.1.1. Aços de Alta Resistência Baixa Liga (ARBL)

Com a inserção de materiais mais leves no mercado, tais como, ligas de alumínio, ligas de magnésio e polímeros reforçados, a posição do aço na indústria automotiva foi posta à prova. Este fato levou a indústria siderúrgica a desenvolver novos aços, com elevada resistência mecânica, excelente soldabilidade e consideráveis níveis de ductilidade e tenacidade. Para tanto, o teor de carbono foi progressivamente reduzido e pequenas adições de elementos de liga tais como Ti, Mo, Cr, Nb, Al e V permitiram o aumento da resistência mecânica e da tenacidade dos aços. Em outros casos o aumento da resistência mecânica foi obtido através de uma estrutura multifásica. Neste contexto, surgiram os aços de ARBL no intuito de frear o avanço de seus concorrentes (MAGNABOSCO, 2001).

Os ARBL também conhecidos como aços microligados, foram projetados com o propósito de proporcionarem melhores propriedades mecânicas, possuem tensão de escoamento superiores a 275 MPa e/ou melhor resistência à corrosão atmosférica que os aços carbono convencionais. Sua composição química pode variar dependendo da espessura do produto final de modo a atender os requisitos das propriedades mecânicas. As chapas e placas em aços ARBL possuem excelente soldabilidade e conformabilidade garantidas pelo baixo teor de carbono, entre 0,05 e 0,25%C (DAVIS, 2001). Os aços ARBL são importantes materiais estruturais que contêm pequenas quantidades de elementos de liga, tais como Nb,

Ti, V, Al, N, que aumentam a resistência do aço através da formação de carbeto, nitreto ou carbonitretos e alteram sua temperabilidade (SKOBIR, 2011).

Estes aços foram concebidos com o objetivo de desenvolver uma classe de aços capazes de combinar propriedades tais como resistência mecânica, tenacidade, conformabilidade, soldabilidade e resistência à corrosão atmosférica. Suas propriedades mecânicas aprimoradas são obtidas através da adição de pequenas quantidades de liga e por técnicas especiais de processamento, e.g., laminação controlada e métodos de resfriamento controlados (DAVIS, 2001). Permitindo assim, a obtenção de uma microestrutura composta por grão refinados na condição de como laminado, com benefícios tanto para a resistência quanto para a tenacidade (SKOBIR, 2011).

Requisitos de aplicação como resistência à corrosão, conformabilidade, soldabilidade, resistência à fadiga, redução de espessura e relação resistência-peso são fatores determinantes no processo de escolha de um específico aço ARBL. Esse conjunto de características dos aços ARBL levou a sua crescente utilização em componentes automotivos (SKOBIR, 2011).

Segundo Davis (DAVIS, 2001) os aços ARBL podem ser divididos em seis grupos:

- Aços patináveis: contêm pequenas adições de elementos de ligas tais como Cu e P resultando uma melhor resistência a corrosão atmosférica e melhor efeito de endurecimento por solução sólida;
- Aços microligados ferrítico-perlítico: contêm adições muito pequenas (geralmente, menores que 0.1%) de elementos formadores de carbeto ou carbonitretos tais como Nb, V e/ou Ti para promover endurecimento por precipitação, refinamento de grão e controle da temperatura de transformação;
- Aços perlíticos laminado: incluem os aços carbono-manganês, mas podem conter adições complementares de outros elementos de ligas de modo a melhorar a resistência, tenacidade, conformabilidade e soldabilidade;
- Aços ferríticos (acicular) – bainita de baixo carbono: possuem baixo teor de carbono (menor que 0.05%C) com excelente combinação entre tensão de escoamento, resistência (tão elevada quanto 690 MPa), soldabilidade, conformabilidade e boa tenacidade;
- Aços *Dual Phase*: possuem uma microestrutura composta por martensita dispersa em uma matriz ferrítica que proporcionam uma boa combinação entre ductilidade e alta resistência a tração;

- Aços com inclusão com forma controlada (*Inclusion-shape-controlled steel*): possuem ductilidade e tenacidade ao longo da toda espessura melhoradas pela adição de pequenas quantidades de cálcio, zircônio, ou titânio, ou talvez, elementos de terra rara que modificam o formato das inclusões de sulfeto de bastonetes alongados para glóbulos esféricos pequenos e dispersos.

Estes grupos não são mutuamente excludentes, um aço ARBL pode ter características de mais de um grupo. Por exemplo, um aço microligado ferrítico-perlítico pode ter adições extras de elementos de liga de modo a melhorar sua resistência à corrosão e proporcionar endurecimento por solução sólida.

Entre as diversas aplicações dos aços ARBL encontram-se gasodutos, oleodutos, veículos fora de estrada, veículos de passageiro e componentes, máquinas agrícolas, tanques de armazenamento, balsas e dragas, equipamentos industriais, componentes estruturais, postes, estruturas *off-shore*, torres de transmissão de energia, entre outras (DAVIS, 2001).

Estes aços são geralmente utilizados por serem mais resistentes e possuírem maior tenacidade que os aços carbono estruturais, o que, usualmente, resulta em estruturas mais leves. Entretanto, para aplicações com vida útil prolongada, os aços ARBL precisam ter elevada resistência à corrosão. Conseqüentemente, aços ARBL com composição química adequada foram desenvolvidos de modo a exibirem uma resistência à corrosão atmosférica de quatro a oito vezes maior que a encontrada para aços carbono estruturais (ENGINEERS, N. B. C., 2010).

### **3.1.2. Aços Microligados Ferrítico - Perlítico**

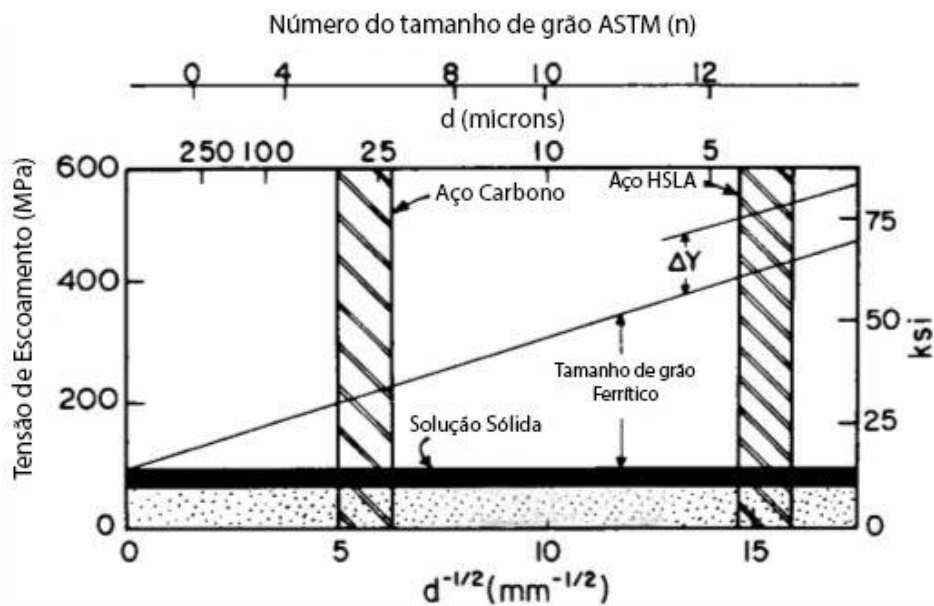
Os aços microligados ferrítico perlítico podem conter V, Nb e Ti como elementos de liga simples ou em combinação. O papel principal desses elementos é promover o refino do tamanho de grão ferrítico, entretanto, podem desenvolver a função adicional de aumento da resistência dos aços ferrítico – perlítico por meio do endurecimento por precipitação (KIM, 1983).

O refinamento do tamanho de grão ferrítico é o principal componente de endurecimento dos aços ARBL em comparação aos aços baixo carbono, como apresentado na Figura 2. Possuem microestrutura ferrítica – perlítica produzida através de processo de laminação convencional a temperaturas de acabamento relativamente elevadas (KRAUSS, 2005). Uma vez que apenas o refino de grão pode aumentar simultaneamente a resistência e a tenacidade de um aço, a introdução de elementos de ligas nos aços com baixos teores de

carbono juntamente com a utilização de processos de laminação controlada resultam em um aço com excelente tenacidade e soldabilidade (KRAUSS, 2005).

O nível de endurecimento por precipitação depende do tamanho e da distribuição dos precipitados. Precipitados formados na austenita querem eles sejam partículas não dissolvidas retidas durante o processo de reaquecimento ou partículas formadas por precipitação induzida por deformação, contribuem muito pouco para o endurecimento, devido ao fato deles serem grosseiros e amplamente espaçados. Por outro lado, os precipitados formados na interface entre austenita/ferrita durante a transformação de fase, e os precipitados formados durante o resfriamento da ferrita são pequenos e finamente distribuídos, resultando em um considerável endurecimento. Portanto, é necessário manter certa quantidade de elemento de liga em solução na austenita para subsequente precipitação na ferrita (KIM, 1983).

Figura 2: Tensão de escoamento em função do tamanho de grão em aços baixo carbono. Contribuição de outros mecanismos de endurecimento, com  $\Delta\sigma_e$  calculada a partir do endurecimento por precipitação se aplicável.



Fonte: Adaptado de KRAUSS (2005).

A taxa de resfriamento possui significativa importância sobre o efeito do endurecimento por precipitação. Com taxas de resfriamento muito pequenas, o crescimento do precipitado se torna menos efetivo para o endurecimento. A taxas de resfriamento muito elevadas, não ocorre precipitação, deixando os elementos de liga em solução. Em comparação ao Nb e ao Ti, o V possui pequeno efeito no refinamento do grão, entretanto, o endurecimento por precipitação é muito maior, uma vez que o vanádio possui maior solubilidade na austenita e precipita a temperaturas mais baixas. Os elementos de liga podem complementar uns aos

outros quando aplicados em conjunto. O titânio e o nióbio restringem o crescimento de grão da austenita e retardam a recristalização durante o processo de laminação controlada, e melhoram assim, a tenacidade e a resistência mecânica através do refino de grão, enquanto que o vanádio aumenta a resistência além do efeito de refino de grão por endurecimento por precipitação (KIM, 1983).

Os aços microligados ferrítico-perlítico utilizam adições de elementos de liga, tais como Nb e V para aumentar sua resistência mecânica, sem aumentar os teores de carbono e/ou manganês. Durante a década de 60 foram realizados extensivos estudos sobre o efeito do Nb e do V nas propriedades dos aços estruturais, foi observado que adições muito pequenas de Nb e V (<0.10% cada) são capazes de aumentar a resistência dos aços carbono-manganês sem interferência nas etapas subsequentes de processamento, além de melhorar a resistência a fissuração do aço ao mesmo tempo em que reduz a temperatura de transição dúctil-frágil através da produção de uma estrutura com grãos refinados. Uma vez que os efeitos do Nb e do V compensam a redução da resistência mecânica devido à redução do teor de carbono do aço, foi possível reduzir o teor de carbono do aço aumentando, assim, sua soldabilidade e a tenacidade (ADAMCZYK, 2006).

Outros fatores, além da presença de elementos de liga, são determinantes nas propriedades mecânicas dos aços microligados ARBL. A condição de austenitização, que dependendo do design da liga e da técnica de laminação, é um fator importante no refinamento do grão dos aços ARBL. A tenacidade e a tensão de escoamento podem ser aumentadas, um intervalo de 345 – 620 MPa, através do refinamento do grão austenítico prévio por meio da aplicação de um método de laminação controlada adequado. O desenvolvimento de processos de laminação controlada juntamente com novos designs de liga tem resultado em elevados níveis de tensão de escoamento acompanhados pela redução gradual do teor de carbono. Os aço ARBL, com teores carbono de 0.06% ou mesmo menores, são capazes de alcançar tensões de escoamento de 485 MPa. A elevada tensão de escoamento dos aços ARBL é resultado da ação conjunta do refinamento de grão e do endurecimento por precipitação desenvolvida durante o processo de laminação a quente devido a presença de vanádio, nióbio e titânio.

Segundo Davis (DAVIS, 2001) existem vários tipos de aços microligados ferrítico-perlítico, entre eles:

- Aço microligado ao vanádio;
- Aço microligado ao nióbio;
- Aço microligado ao vanádio – nióbio;

- Aço microligado ao titânio;
- Aço microligado ao nióbio – titânio;

Estes aços podem conter outros elementos responsáveis por aumento da resistência a corrosão e do efeito do endurecimento por solução sólida, ou aumento da temperabilidade, se outros produtos de transformação além da combinação de ferrita – perlita forem desejados (DAVIS, 2001).

### **3.1.3. Aços Microligados ao Titânio – Nióbio**

Adições de Ti nos aços microligados ao Nb resultam em uma melhora das propriedades mecânicas do aço. O Ti aumenta a eficiência do Nb através da formação de nitretos de titânio, prevenindo, assim, a formação de nitretos de nióbio. Conseqüentemente, aumenta a solubilidade do Nb na austenita, resultando no aumento da precipitação subsequente das partículas de Nb(C,N) na ferrita. A adição de 0,04% de titânio em aços contendo diversas quantidades de nióbio promove um aumento de 105 MPa na tensão de escoamento para uma temperatura de resfriamento de 675°C. Os aços microligados ao nióbio – titânio podem atingir tensões de escoamento de até 550 MPa para microestrutura perlítica – ferrítica. Adições extras de vanádio ou molibdênio podem elevar a tensão de escoamento para valores de até 690 MPa (DAVIS, 2001).

### **3.1.4. Revestimento Galvânico em Aços para Indústria Automotiva**

O interesse da indústria automotiva por chapas de aços de alta resistência para produção de componentes estampados impulsionou a produção dos aços ARBL, devido as suas características de boa conformabilidade e tenacidade. Entretanto, apesar de apresentarem resistência à corrosão atmosférica maior que a encontrada para aços carbono estrutural, os ARBL costumam ser revestidos, com o propósito de adequação as exigências do setor automotivo (DE LA GARZA *et al.*, 2009; KOLNEROVÁ *et al.*, 2013).

A proteção contra a corrosão em automóveis é uma questão de elevado impacto econômico, sendo considerado um fator de competitividade no mercado. A crescente demanda do mercado por automóveis com maior durabilidade impulsionou a inserção de aços revestidos em componentes automotivos, devido ao seu baixo custo se comparado com os aços inoxidáveis, ou ligas de alumínio (ALVARENGA *et al.*, 2007)

Os revestimentos de zinco e de suas ligas em aços são uma das técnicas comerciais mais importantes para proteção dos componentes de aços expostos a ambientes corrosivos. Os revestimentos de zinco em aços aumentam a resistência à corrosão de duas formas, por



formação de barreira e proteção galvânica. No primeiro caso, o revestimento de zinco forma um isolamento do substrato de aço, formando uma barreira protetora à atmosfera corrosiva. No caso da proteção galvânica, o Zn, por ser mais ativo (ou menos nobre) que o aço em ambientes corrosivos, agirá como metal de sacrifício, se oxidando preferencialmente (HA *et al.*, 2011; MARDER, 2000). Além disso, a velocidade de corrosão do zinco é, de forma geral, muito menor do que as observadas para aços estruturais expostos ao mesmo ambiente (PANNONI, 2010).

Para confecção de componentes automotivos estampados são muitas vezes utilizadas chapas galvanizadas por imersão a quente em ambos os lados, produzidas pela imersão dos produtos siderúrgicos em banho de zinco fundido. As principais vantagens deste processo de galvanização por imersão a quente são: baixo custo de produção e de manutenção ao longo da vida útil do componente/estrutura, elevada velocidade de produção e preparo superficial simples. Como resultado apresenta revestimento uniforme, com grande adesão e longa vida útil, excelente capacidade de proteção do substrato de aço contra a corrosão atmosférica, sem resultar em aumento significativo de peso da estrutura (DE LA GARZA *et al.*, 2009; KOLNEROVÁ *et al.*, 2013; PANNONI, 2010).

O processo de galvanização do aço consiste na imersão deste substrato em um banho de zinco fundido a temperaturas entre 445 e 460°C, onde permanece por um tempo específico, formando as camadas que compõem o revestimento através da difusão do Fe no Zn. O resultado é um revestimento com aproximadamente 90% de Zn e 10% de Fe. A partir do substrato de aço, formam-se camadas intermetálicas sobrepostas, sendo a camada mais externa composta praticamente por zinco puro (DE LA GARZA *et al.*, 2009).

As diferentes camadas que constituem o revestimento possuem um gradiente de composição que varia em função do processo de interdifusão entre o zinco e o ferro, decorrente da elevada temperatura do tratamento. Embora a temperatura de galvanização seja alta o suficiente para fundir o zinco e permitir o fenômeno de difusão, não é suficiente para alterar substancialmente as propriedades mecânicas do aço. A espessura da camada revestida é diretamente proporcional ao tempo de imersão, até um determinado limite de tempo, passando a ocorrer uma estabilidade de espessura. Os tempos de imersão típicos variam de três a quatro minutos, mas podem ser prolongados em casos de componentes de grande porte, devido à alta inércia térmica do material (PANNONI, 2010).

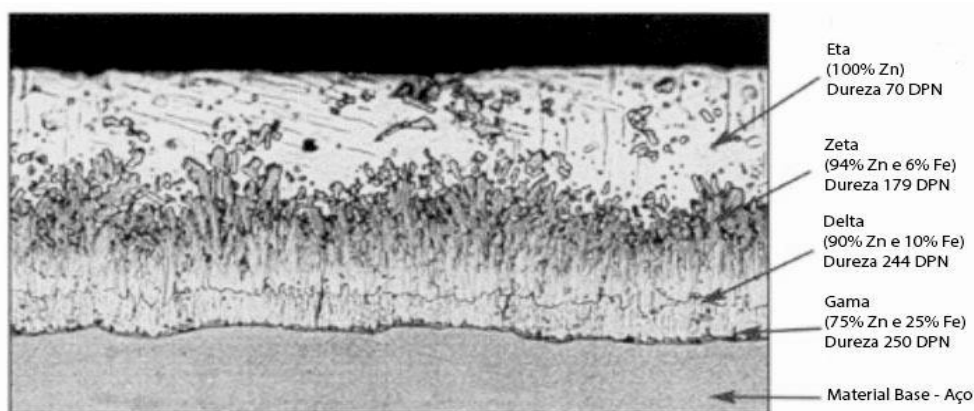
Após a imersão no banho de zinco o material é resfriado. O controle da taxa de resfriamento é muito importante, pois o zinco pode continuar reagindo com o substrato,

produzindo camadas intermetálicas adicionais e, assim, afetando as propriedades do revestimento (MARDER, 2000).

Como foi dito anteriormente, o revestimento de um aço galvanizado consiste em uma camada externa de zinco, uma camada intermediária de compostos intermetálicos e o pelo substrato de aço. Não existe uma delimitação clara entre as camadas, mas sim uma transição gradual. A concentração do Fe em cada camada depende do ciclo de aquecimento, uma vez que a difusão é um processo termicamente ativado, relacionado com o tempo e a temperatura. A cinética de formação das camadas depende dos parâmetros de processo, bem como da composição química tanto do banho como do substrato. Todos esses fatores impactam na obtenção de uma camada revestida com espessura e morfologia adequada (MARDER, 2000; PANNONI, 2010).

As camadas resultantes do processo de galvanização, ilustradas no corte transversal na Figura 3, apresenta a microestrutura típica do revestimento, que consiste em três camadas intermetálicas (gama, delta e zeta) e uma camada de zinco metálico puro (eta). (Hot-Dip Galvanizing for Corrosion Protection of Steel Products, 2000).

Figura 3: Corte transversal do revestimento apresentando as diferentes camadas formadas.



Fonte: Adaptado de Hot-Dip Galvanizing for Corrosion Protection of Steel Products 2000).

As camadas intermetálicas gama ( $\Gamma$ ), delta ( $\delta$ ) e zeta ( $\zeta$ ) são duras e relativamente frágeis. A camada eta ( $\eta$ ) é dúctil e garante ao revestimento certa resistência ao impacto e excelente proteção contra danos no revestimento por abrasão (PANNONI, 2010).

As camadas intermetálicas possuem microestrutura porosa com pouca coesão metálica devido ao crescimento direcional e à variação volumétrica entre as fases durante o resfriamento. Consequentemente, as camadas intermetálicas são responsáveis por rupturas causadas durante deformações do material, *e.g.*, quando os aços galvanizados são submetidos a dobramento, as trincas são desenvolvidas nas camadas intermetálicas e podem se propagar no sentido perpendicular e/ou paralelo à superfície. Os aços com revestimentos compostos por

microestrutura predominantemente dúctil, como a fase  $\eta$ , podem ser dobrados sem trincamento ou escamação da camada (PANNONI, 2010).

### 3.2. APLICAÇÃO DO ALUMÍNIO NA INDÚSTRIA AUTOMOTIVA

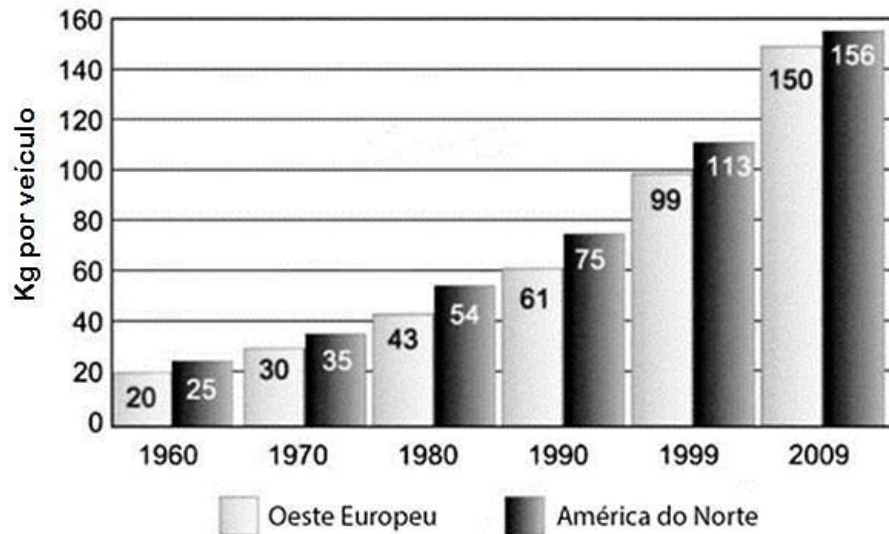
Na década de 1970, impulsionada pela segunda crise do petróleo, a indústria automotiva começou a concentrar esforços na redução do peso do automóvel. Esse movimento continuou a ser impulsionado pela regulamentação da redução dos níveis de emissões de gases de escape através de uma melhor economia de combustível e pelo desenvolvimento de soluções baseadas no uso intensivo das ligas de alumínio na carroceria do automóvel (HIRSCH, 2011).

Como mencionado anteriormente, a competição por veículos de transporte mais seguros, leves e econômicos, conduziu a entrada de novos materiais na indústria automotiva, entre eles encontram-se as ligas de alumínio. Além disso, a utilização de materiais de ligas leves tem sido estimulada pela necessidade de compensar o aumento do peso associado a demanda de acessórios, tais como ar condicionado e equipamentos de controle de emissão, bem como, recursos de segurança adicionais para a melhoria na segurança do passageiro (POLMEAR, 2005).

Particular atenção centrou-se na substituição dos componentes em aço e ferro fundido por componentes em ligas de alumínio, uma vez que o uso destes pode resultar em uma redução de até 40 a 50% no peso do automóvel. As ligas de alumínio possuem aplicação em tampas de porta mala, trem de potência, carrocerias, chassis, para-choques, sistemas pneumáticos, cárters, quadros do banco, painéis de impacto lateral, sistemas de ar condicionado, etc. O bloco do motor, sendo um dos componentes mais pesados do automóvel, encontrou nas ligas de alumínio fundidas uma alternativa para os aços fundidos, resultando em uma significativa redução de peso (GHASSEMIEH, 2011). Nesse sentido, o peso médio de alumínio usado nos veículos fabricados na América do Norte aumentou de 3 kg, em 1947, para 156 kg, em 2009, conforme mostrado no gráfico da Figura 4 (POLMEAR, 2005).

Embora por muito tempo as ligas de alumínio fossem usadas em painéis da carroceria de carros como Rolls-Royce® e Land Rover®, o Honda® Acura NSX, introduzido no mercado em 1990, foi o primeiro veículo que utilizou o alumínio para fabricação da carroceria de forma ampla e sistemática. Sua estrutura primária pesava 210 kg e a aplicação do alumínio representou uma economia estimada em 140 kg sobre uma fabricação equivalente em aço (POLMEAR, 2005).

Figura 4: Uso médio das ligas de alumínio por veículo na América do Norte e Oeste Europeu



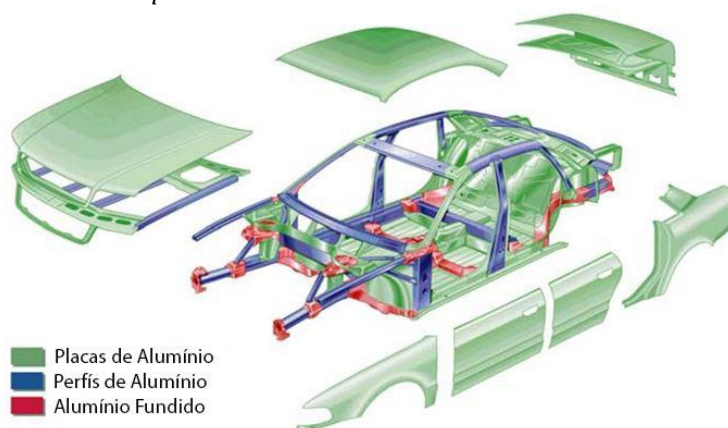
Fonte: Adaptado de POLMEAR (2005).

Em média a quantidade de alumínio utilizado na produção de automóveis de pequeno e médio porte compreende valores entre 50 e 200 kg por carro, e em alguns casos, como o Audi<sup>®</sup> A2 e o modelo de classe superior A8, apresentado na Figura 5 pode alcançar valores de 300 kg e 500 kg, respectivamente. Contudo, o alumínio encontra forte competição com outros materiais leves, tais como ligas de magnésio e compostos poliméricos. Entretanto, o alumínio continua a manter sua posição preferencial devido a suas vantagens de boa disponibilidade, reciclabilidade e capacidade de produção em massa a um preço razoável (HIRSCH, 2011).

Os principais desafios encontrados na utilização das ligas de alumínio na carroceria do automóvel são os tratamentos superficiais e as técnicas de soldagem aplicadas, para os quais soluções adequadas têm sido desenvolvidas como indicado pelos numerosos exemplos de carros produzidos utilizando alumínio como material leve. Produtos semiacabados de alumínio são utilizados em bloco de motores, componentes do trem de força, estruturas espaciais, como nos modelos Audi<sup>®</sup> A2, A8, BMW Z8, Lotus<sup>®</sup> Elise, chapas estruturais, como nos modelos Honda<sup>®</sup> NSX, Jaguar<sup>®</sup>, entre outros componentes estruturais (HIRSCH, 2011).

O custo e a instabilidade do preço do alumínio continuam sendo os maiores impedimentos para a aplicação em larga escala de chapas de alumínio na indústria automotiva. Entretanto, produtores de alumínio têm dedicado recursos significativos para aumentar a participação do alumínio no setor automotivo (GHASSEMIEH, 2011).

Figura 5: Estrutura da carroceria "Space Frame" em alumínio do modelo Audi® A8.



Fonte: Adaptado de HIRSCH (2011).

A determinação das ligas de alumínio mais adequadas para uso na carroceria e em componentes automotivos tem sido o foco de grande esforço por parte de ambas as indústrias, automotiva e produtoras de alumínio, e grande parte das atividades agora estão concentradas em um número relativamente pequeno destas ligas. Para aplicações onde o equilíbrio entre conformabilidade, resistência após pintura, e bom acabamento superficial após prensagem e pintura é necessário, as ligas de alumínio da série termicamente tratável 6XXX são a escolha mais adequada. Para chapas estruturais, onde resistência, absorção de energia de impacto e bom desempenho em estampagem profunda são importante, a série 5XXX é mais utilizada (GHASSEMIEH, 2011).

Diferentemente dos aços, que, de forma geral são fornecidos com revestimento de zinco, as séries de alumínio 5XXX não necessitam de revestimento, pois apresentam excelente resistência à corrosão. Entretanto, as chapas de alumínio podem ser fornecidas com uma variedade de pré-tratamentos e camadas de primer que podem melhorar sua conformabilidade e acabamento (GHASSEMIEH, 2011).

### 3.2.1. Ligas de Alumínio – Magnésio

As ligas representantes da série 5XXX são as mais importantes entre as ligas não tratáveis termicamente e possuem boa combinação de resistência mecânica, resistência à fadiga, conformabilidade e resistência à corrosão. Entre os principais setores de aplicação desta série estão os setores de transporte, naval e aeroespacial. Em especial na indústria automotiva, onde são utilizados na fabricação de componentes da carroceria e em painéis de fechamento, devido a excelente resistência específica, resistência à corrosão e soldabilidade inerentes de suas ligas (SHEPPARD, 1999) (FULLER *et al.*, 2002; TOROS *et al.*, 2008).

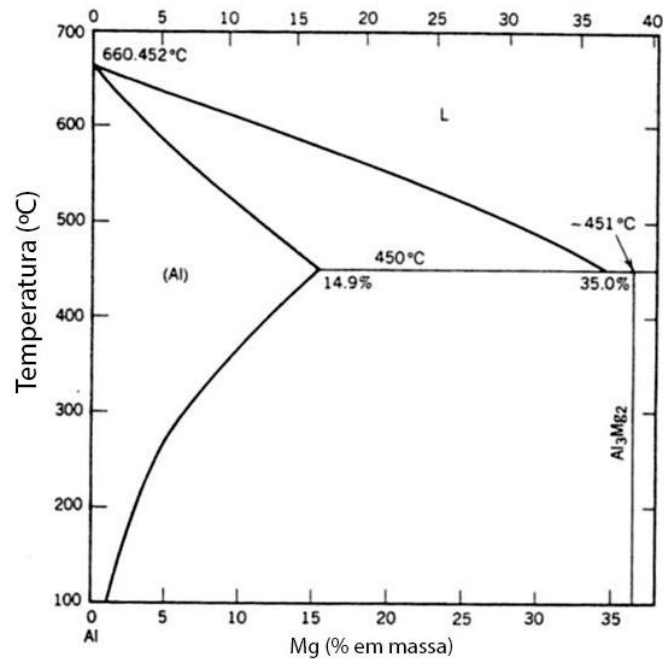
Conforme o diagrama de fase binário Al-Mg, mostrado na Figura 6, o magnésio forma um complexo sistema com o alumínio, com presença de eutético ( líquido  $\rightarrow$  Al +  $Mg_5Al_8$ , 451°C) no intervalo de 14,9 – 35 % peso de Mg (MONDOLFO *et al.*, 1955; TOTTEN *et al.*, 2003).

O Mg possui elevada solubilidade no alumínio, de até 14,9% em peso a 450°C, que decresce com a redução da temperatura, sendo de 1,7 % em peso à temperatura ambiente. As ligas Al-Mg com teores de até 5% de Mg apresentam pequena resposta ao envelhecimento, podendo ocorrer precipitação, mas sem efeito de endurecimento, *e.g.*, processamento a frio pode acarretar na precipitação de partículas arredondadas de  $Al_3Mg_2$  (fase- $\beta$ ) nas discordâncias, mas sem efeito significativo de endurecimento. No caso das ligas com teores de Mg superiores a 4%, encruamento e longos tempo de armazenamento ou em exposição à elevadas temperaturas podem resultar em precipitação no contorno de grão, ou nos planos de escorregamento. A nucleação e o crescimento da fase- $\beta$  no contorno de grão à temperatura ambiente em ligas com teores de Mg superior a 3% reduz a ductilidade e a resistência a corrosão sob tensão. Assim, foram desenvolvidos tratamentos térmicos específicos para eliminar e/ou minimizar essa instabilidade. Os tratamentos térmicos mais utilizados em ligas forjadas são alívio de tensões, ou recozimento em baixas temperaturas para estabilizar a estrutura e, assim, eliminar a tendência à corrosão sob tensão e esfoliação (CHOI *et al.*, 2013; SHEPPARD, 1999; TOTTEN *et al.*, 2003).

O teor de magnésio nas ligas comerciais da série 5XXX encontra-se entre 0,5 – 6 % em peso. Ligas com baixos teores de Mg, por possuírem elevada taxa de encruamento, são usadas em aplicações onde conformabilidade e acabamento superficial são requisitos críticos. Maiores teores de Mg são utilizados em aplicações estruturais onde resistência mecânica, resistência à fadiga e a fratura, e soldabilidade são de grande importância (SHEPPARD, 1999).

A resistência mecânica das ligas da série 5XXX é desenvolvida principalmente através de encruamento, solução sólida e em menor extensão por refino de grão (COURT *et al.*, 2001). O efeito do Mg sobre o encruamento está microestruturalmente relacionado ao seu efeito no desenvolvimento e manutenção da deformação da rede cristalina. O Mg reduz a tendência à recuperação dinâmica e ao rearranjo das discordâncias, aumentando a distribuição e do teor de discordâncias na liga, e, desta forma, contribuindo para o aumento na resistência (COURT *et al.*, 2001; HANDBOOK, 1990).

Figura 6: Diagrama binário Al-Mg



Fonte: TOTTEN *et al.* (2003).

A combinação entre o endurecimento por solução sólida do Mg e o encruamento é extremamente eficiente na obtenção de resistências mecânicas elevadas. Entretanto, ligas contendo maiores teores de Mg podem ser susceptíveis à corrosão intergranular e a corrosão sobtensão, e são conhecidas por serem de fabricação difícil durante trabalho à quente e à frio. Portanto, para aumentar a resistência, outros elementos são adicionados às ligas de Al-Mg. O manganês é usualmente adicionado (em teores de até 1% em massa) para aumentar a resistência das ligas com baixos teores de Mg, pois elevados teores de Mn promovem a formação dispersa de precipitados de Al<sub>6</sub>Mn, que retardam a recristalização, e, assim, aumentam a taxa de encruamento (TOTTEN *et al.*, 2003).

A microestrutura das séries 5XXX é geralmente caracterizada por grãos de alumínio (fase- $\alpha$ ) e fase Mg<sub>5</sub>Al<sub>8</sub> (fase- $\beta$ ). Na prática, a microestrutura das ligas é muito mais complicada, devido adições de ligas ou impurezas como Fe e Si e, resultando, geralmente, em uma microestrutura composta por fase- $\alpha$  supersaturada em Mn, Cr, Fe e Si, com vários precipitados distribuídos no grão e no contorno de grão. Esses pequenos compostos intermetálicos, ou partícula submicrométricas, também conhecidas como dispersóides, retardam a recristalização e o crescimento de grão, e melhoram a ductilidade do produto final através do endurecimento por deformação (SHEPPARD, 1999).

Devido à baixa solubilidade do  $Mg_2Si$  no alumínio com elevados teores de Mg, ele é uma das principais fases presentes. Uma vez que a fase  $Mg_2Si$  é prejudicial à ductilidade e a resistência à fadiga, o teor de Si é rigidamente controlado nas ligas comerciais da série 5XXX. Na presença de Fe, Mn e Si, as fases  $Al_{12}(Fe,Mn)_3Si$ ,  $Al_6(Fe,Mn)$  e  $Al_3Fe$ , também podem estar presentes. Esses compostos intermetálicos formam partículas insolúveis e grosseiras, capazes promover anisotropia mecânica e fratura prematura da liga (SHEPPARD, 1999).

Outros elementos de liga tais como o cromo e zircônio são adicionados para o controle do crescimento dos grãos e dos sub-grãos, contribuindo para o aumento da resistência (FULLER *et al.*, 2002). A adição de pequenas quantidades de escândio aumenta a tensão de escoamento e a resistência à recristalização. Pequenas adições de prata podem estimular o endurecimento por envelhecimento em ligas contendo 5% ou teores abaixo de 1% em peso de magnésio. A maleabilidade é aumentada através do aumento do teor de magnésio e por adições de lítio e chumbo. Adições de zinco podem resultar em endurecimento através da precipitação de fase-T ( $Al_2Mg_3Zn_3$ ) (TOTTEN *et al.*, 2003).

### 3.2.2. Ligas de Alumínio AA5454

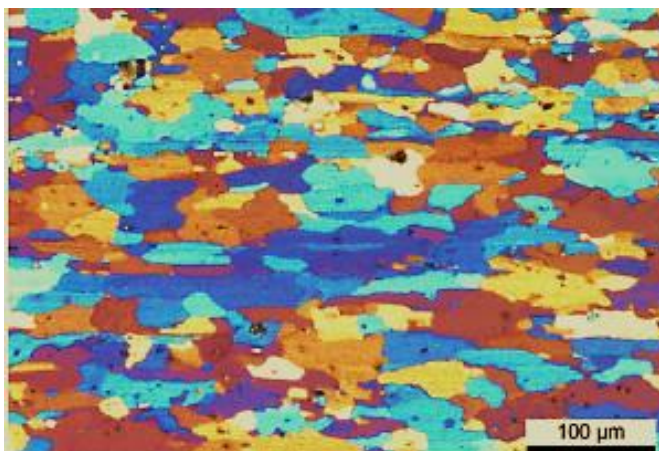
A liga de alumínio 5454 é uma liga não tratável termicamente e pertence à série 5XXX (na qual o magnésio é o principal elemento de liga). Esta liga apresenta média a alta resistência, semelhante a liga 5754, na faixa de temperatura entre 65 e 170°C, excelente resistência à corrosão, em especial, em ambiente marinho, elevada resistência à fadiga, boa soldabilidade e conformabilidade (ENGLER *et al.*, 2013; GUTENSOHN *et al.*, 2008).

A liga 5454 é amplamente utilizada pelas indústrias químicas e de processo para fabricação de vasos de pressão, tanques de armazenamento e caldeiras. No setor automotivo é utilizado em reservatórios, rodas, etc. Para aplicações estruturais o material é fornecido na condição de laminado a quente, com espessura entre 3 e 10 mm. A presença de Mn e Cr além de melhorar a resistência à corrosão aumenta a resistência cíclica e monotônica da liga de alumínio AA5454 (ENGLER *et al.*, 2013; GUTENSOHN *et al.*, 2008).

A Figura 7 apresenta a microestrutura típica da liga AA5454 contendo grãos recristalizados de alumínio (fase- $\alpha$ ) com de partículas  $Al_6(Mn,Fe)$  juntamente com pequenas quantidades de  $Mg_2Si$  e  $Mg_5Al_8$  (fase- $\beta$ ) (OSMAN *et al.*, 2002).



Figura 7: Microestrutura recristalizada da seção longitudinal de uma chapa industrial laminada a quente e encruada de liga AA5454



Fonte: ENGLER *et al.* (2013).

A Tabela 1 e Tabela 2 apresentam as propriedades físicas e mecânicas da liga de alumínio da grade AA 5454, respectivamente.

Tabela 1: Propriedades físicas da liga AA 5454

<b>Propriedades físicas da liga AA 5754</b>	
Temperatura Solidus (°C)	600
Temperatura Liquidus (°C)	645
Capacidade de calor específico ( $J/Kg.K$ )	897
Coefficiente de expansão térmica ( $\times 10^3$ )	23.6
Densidade ( $g/cm^3$ )	2.69
Resistividade (n $\Omega$ -m)	51
Condutividade Térmica (W/m-K)	135
Condutividade Elétrica (%IACS)	34

Fonte:(aluMATTER )

Tabela 2: Propriedades Mecânicas da liga AA5457 HXX.

<b>Propriedades Mecânicas</b>				
Liga	$Rp_{0.2}$ (MPa)	Rm (MPa)	Alongamento (%)	Dureza (HV)
AA 5754 O	110	235	265	60
AA 5754 HX2	205	265	14	80
AA 5754 HX4	270	290	12	85

Fonte: (aluMATTER ).

### 3.3. SOLDA PONTO POR FRICÇÃO

A técnica de Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica (*Friction Stir Welding, FSW*) foi desenvolvida em 1991 pelo *The Welding Institute (TWI)* na Inglaterra. O processo de soldagem ocorre no estado sólido, envolvendo geração de calor por fricção e deformação plástica severa, decorrentes da interação entre uma ferramenta não-consumível e a superfície da peça a ser soldada (MISHRA *et al.*, 2005)

Por ser um processo no estado sólido possibilita a eliminação de diversos problemas associados aos processos de soldagem por fusão, tais como trincamento a quente, porosidade, respingos, entre outros (THREADGILL, 1999). O processo *FSW* apresenta menor consumo de energia e não utiliza insumos, como gases de proteção, fluxos, ou material de adição, possibilitando, assim, a redução dos custos do processo. Entre as realizações possibilitadas por este processo, se destacam a possibilidade de união de matérias anteriormente considerados não-soldáveis, tais como as ligas de Al das séries 2XXX e 7XXX, além de permitir enorme avanço na soldagem de materiais dissimilares, tais como ligas de alumínio e de magnésio (MISHRA *et al.*, 2005; PAN *et al.*, 2005).

A técnica *FSW* se tornou um processo de grande importância industrial, contudo, às vezes a realização de soldas pontuais são o suficiente para a adequação aos requisitos de projeto de um produto. Nesse contexto, duas tecnologias derivadas do *FSW* foram desenvolvidas de modo a permitir a união por ponto entre ligas metálicas: Soldagem a Ponto por Fricção e Mistura Mecânica (*Friction Stir Spot Welding, FSSW*) e Soldagem a Ponto por Fricção (*Friction Spot Welding, FSpW*) (PAN *et al.*, 2005)

O processo de *FSpW*, foi desenvolvido pelo centro de pesquisas *HGZ (Helmholtz-Zentrum Geesthacht)* na Alemanha, dentro do instituto de pesquisa em materiais. É um processo também conhecido como “*refill spot welding*” derivado do *FSW* e que, portanto, reúne as mesmas vantagens em relação aos processos convencionais de soldagem, sem, contudo, apresentar movimento de translação da ferramenta.

O processo *FSpW* oferece diversas vantagens sobre as técnicas de soldagem a ponto convencionais incluindo elevada eficiência energética, elevada velocidade de soldagem, reprodutividade, compatibilidade ambiental, sem necessidade de tratamento pós-soldagem devido a qualidade superficial atingida (SILVA *et al.*, 2007a). Atualmente, as indústrias automotiva e aeronáutica estão dando considerável atenção ao *FSpW* e a outras técnicas de soldagem pontuais por fricção, uma vez que elas oferecem uma alternativa para superar as desvantagens dos processos convencionais de soldagem, tais como elevado custo operacional,

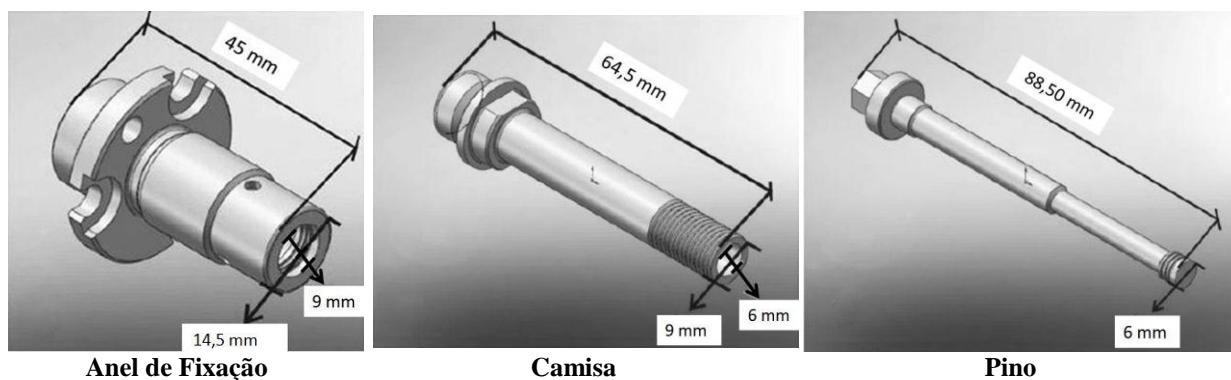
devido ao elevado consumo de energia, e grande aumento do peso das estruturas, características dos processos de soldagem a ponto por resistência (*Resistance Spot Welding, RSW*) e de rebitagem (PAN *et al.*, 2005).

### 3.3.1. Princípio do Processo

O *FSpW*, assim como o *FSW*, é um processo de união no estado sólido caracterizado pelo preenchimento completo da junta soldada, resultando em uma junta sem furo superficial. O processo é realizado por meio de uma ferramenta cilíndrica não-consumível constituída por três componentes móveis (Figura 8): o anel de fixação, responsável pela manutenção do contato entre as chapas a serem soldadas e na prevenção da perda de material por rebarba, a camisa e o pino (envoltos pelo anel de fixação), os quais rotacionam e penetram no material de forma independente (AMANCIO *et al.*, 2011; ROSENDO, T. *et al.*, 2007; ROSENDO, TONILSON *et al.*, 2008).

O processo possui duas variantes caracterizadas pelo componente a ser introduzido no material, “a penetração da camisa” e a “penetração do pino”. Quatro estágios diferentes são encontrados em ambas as variações. Neste processo, o pino e a camisa possuem diferentes velocidades translacionais, mas rotacionam na mesma direção com velocidades angulares iguais (J. A. E. MAZZAFERRO *et al.*, 2009; TIER *et al.*, 2008).

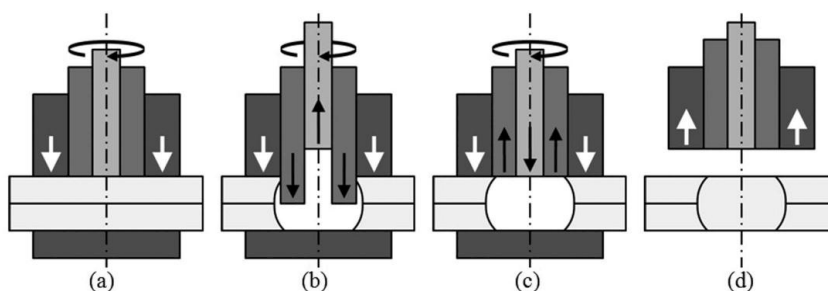
Figura 8: Representação esquemática dos três componentes sistema da ferramenta do processo *FSpW*: anel de fixação, camisa e pino.



A Figura 9 apresenta respectivamente as etapas da variante “penetração da camisa”. Durante a primeira etapa, as chapas sobrepostas são pressionadas pelo anel de fixação enquanto o pino e a camisa rotacionam na mesma direção até atingir a velocidade desejada e são, posteriormente, deslocados até a superfície da chapa superior. Na segunda etapa, uma força axial é aplicada promovendo a penetração da camisa até uma profundidade pré-determinada, ao mesmo tempo em que o pino é retraído. O material plastificado pelo calor

decorrente do atrito entre a camisa e a superfície do material escoam para a cavidade criada pela retração do pino, de maneira análoga a um processo de extrusão. Um tempo de permanência dos componentes em rotação, tempo de mistura, nas respectivas posições pode ser utilizado com intuito de otimizar a mistura do material. A terceira etapa do processo consiste no retorno do pino e da camisa para a posição inicial, empurrando o material anteriormente deslocado para o nível superficial, obtendo-se uma região soldada completamente preenchida com perda de material praticamente inexistente. Ao final, na quarta etapa, a força aplicada ao anel de fixação é aliviada e a ferramenta é removida, resultando em um botão de solda praticamente plano à superfície da chapa superior. As etapas da variante “penetração do pino” são semelhantes, sendo o pino o componente penetrante do processo nesse caso.

Figura 9: Ilustração esquemática da variante “penetração da camisa” do FSpW: (a) fixação e rotação, (b) penetração da camisa e retração do pino, (c) retorno para à superfície e (d) remoção da ferramenta.



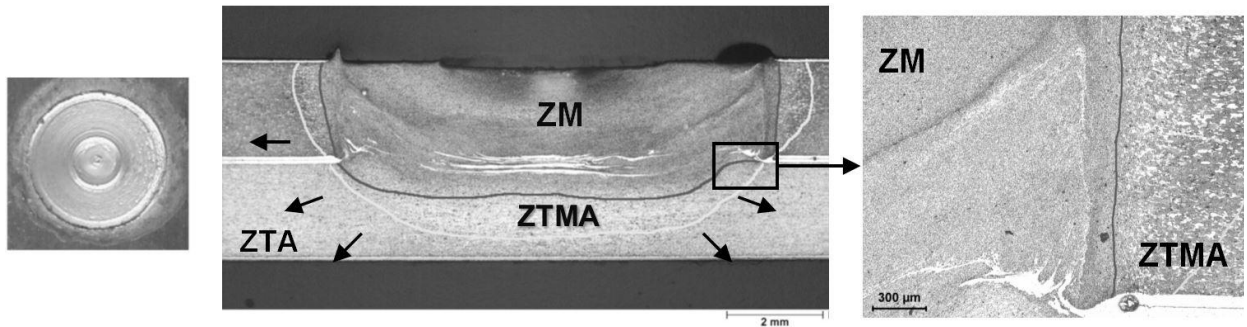
Fonte: CAMPANELLI, L. C. *et al.* (2011).

As duas variantes possuem vantagens e desvantagens. A variante “penetração do pino” exige menores intensidades de força e torque, sendo assim executada com maior facilidade, conferindo maior vida útil à ferramenta. Contudo, a variante “penetração da camisa” fornece uma junta soldada com maior área e, conseqüentemente, com resistência mecânica mais elevada (ARBEGAST, 2007).

### 3.3.2. Propriedades Microestruturais

Assim como o processo *FSW*, a microestrutura de um componente soldado por *FSpW* pode ser dividida em três regiões distintas além do metal base (MB): zona recristalizada dinamicamente ou zona de mistura (ZM), zona termo-mecanicamente afetada (ZTMA) e zona termicamente afetada (ZTA) (<Rosendo FSpW Consolda 2007.pdf>; ROSENDO, T. *et al.*, 2011; ROSENDO, T. S. *et al.*, 2007; SILVA *et al.*, 2007b), conforme Figura 10. A extensão destas regiões não depende apenas do material que está sendo soldado, mas também da combinação dos diferentes parâmetros de processo (CAMPANELLI, L. C. *et al.*, 2011).

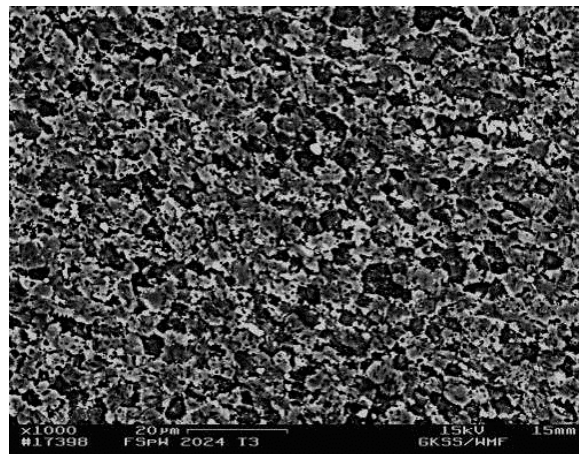
Figura 10: Aspecto visual e macrografia da seção transversal de uma junta de Al 2024-T4 soldada por FSpW.



Fonte: (ROSENDO, T. *et al.* (2007); ROSENDO, T. S. *et al.*, 2007) .

A ZM experimenta elevado grau de deformação plástica acompanhado por alto de aquecimento, suficientes para promover recristalização dinâmica, resultando em uma microestrutura composta por grãos pequenos recristalizados e equiaxiais. A geometria da ZM depende do perfil da ferramenta e dos parâmetros de soldagem. Embora a temperatura a qual o material na ZM é submetido seja elevada, aproximadamente 80% da temperatura de fusão do material, ocorre somente plastificação do material (GERLICH, A. *et al.*, 2006; KALAGARA *et al.*, 2007; SU *et al.*, 2006). A Figura 11 apresenta uma micrografia obtida através de um microscópio eletrônico de varredura da microestrutura da ZM.

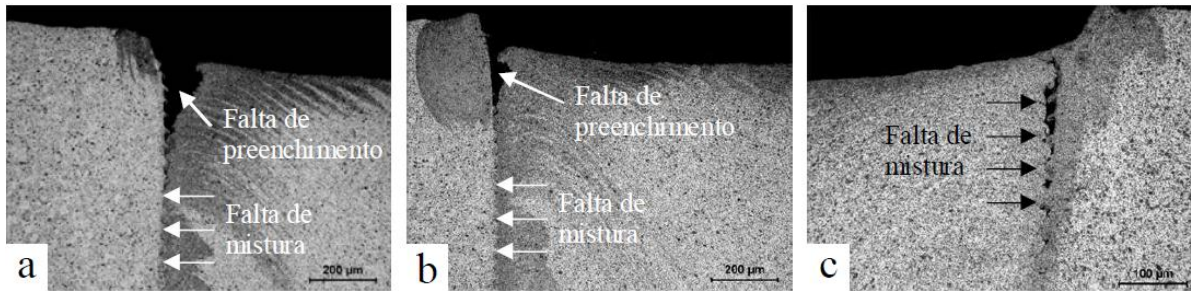
Figura 11: Micrografia obtida através de um microscópio eletrônico de varredura da microestrutura da ZM de uma da junta de alumínio AA 2023 cladado soldada por FSpW.



Fonte: SILVA *et al.* (2007b).

A maioria das juntas soldadas por FSpW apresenta uma ampla área eficaz de solda (elevado grau de preenchimento), contudo dentro da ZM, particularmente na interface entre o topo da ZM e do material base, pequenos defeitos volumétricos podem ser encontrados, tais como falta de preenchimento, vazios e falta de mistura. Embora exista a presença desses defeitos, juntas com boa resistência foram encontradas para algumas soldas defeituosas. (SILVA *et al.*, 2007a). A Figura 12 apresenta alguns defeitos volumétricos encontrados na ZM.

Figura 12: Defeitos volumétricos dentro da zona de mistura da junta de alumínio AA 2023 cladado soldada por *FSpW*.

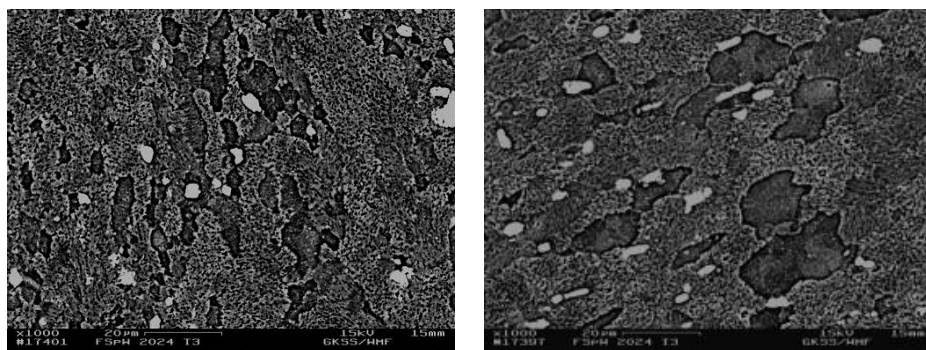


Fonte: (ROSENDO, T. *et al.*, 2007)

A ZTMA corresponde à região de transição entre o metal original e a região recristalizada, sofre certo grau de deformação plástica e exposição a um nível moderado de temperatura, mas insuficiente para que ocorra recristalização. Contudo, pode apresentar recuperação e eventual desestabilização do tratamento térmico da liga. Nessa região os grãos aparecem alongados e altamente deformados em comparação aos grãos das regiões do material base e da ZTA. A extensão exata da ZTMA é muitas vezes difícil de ser determinada unicamente através da análise micrográfica, necessitando da avaliação conjunta ao perfil de dureza da solda (BADARINARAYAN *et al.*, 2010; ITAPU *et al.*, 2004; KOCH, 2003; OLEA *et al.*, 2007).

A ZTA pode apresentar crescimento de grão ou então alguma transformação metalúrgica decorrente unicamente do aporte térmico a que a microestrutura é submetida, demonstrando uma diferença muito pequena em relação ao MB. A região mais distante do cordão de solda não é afetada pelo calor e pelas taxas de deformação gerados durante o processo, sendo sua microestrutura resultante apenas ao processamento e/ou tratamento térmico anteriores ao processo. A Figura 13 apresenta micrografias obtidas através de um microscópio eletrônico de varredura das microestruturas da ZTMA e da ZTA.

Figura 13: Micrografias obtidas através de um microscópio eletrônico de varredura das microestruturas de uma junta de alumínio AA 2023 cladado soldada por *FSpW*: (a) ZTMA e (b) ZTA (DA SILVA 2007).



(a)

(b)

Fonte: SILVA *et al.* (2007b).

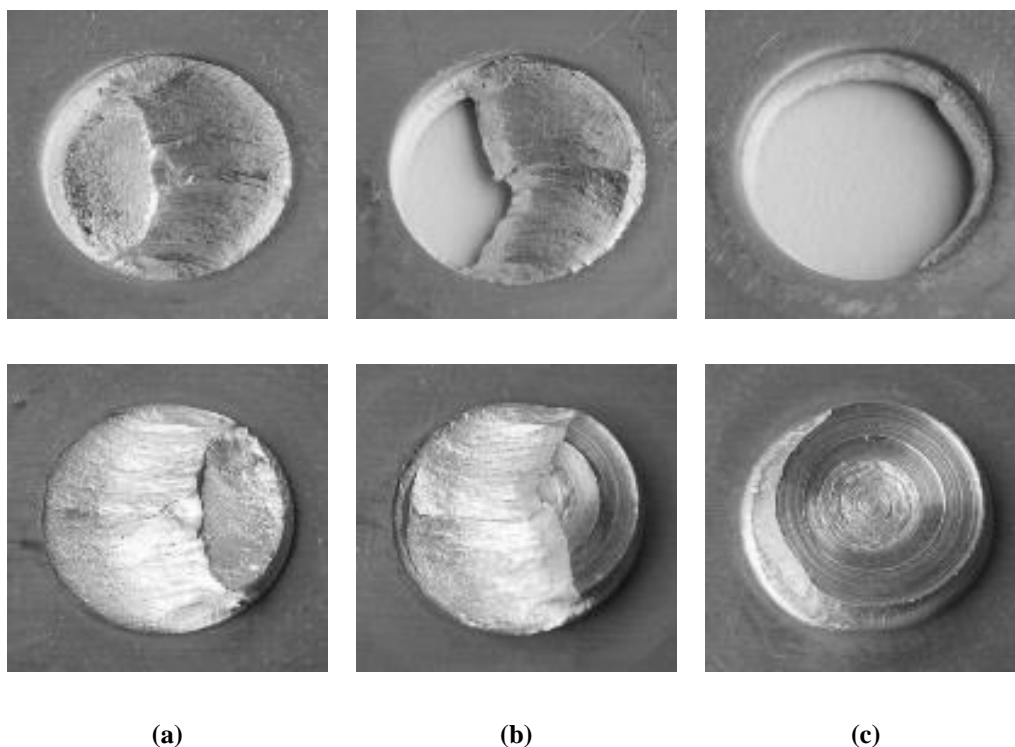
### 3.3.3. Propriedades Mecânicas e Aporte Térmico

O desempenho das juntas soldadas por *FSpW* é usualmente avaliado mediante a sollicitação da solda em cisalhamento (SILVA *et al.*, 2007a). Como não existe uma metodologia padrão para a obtenção da tensão máxima de uma solda por ponto a partir da respectiva carga, a tensão de cisalhamento é frequentemente adotada como a razão entre a carga ou a força de cisalhamento e a área nominal efetiva da junta (correspondente ao diâmetro externo do componente da ferramenta). Durante o teste de cisalhamento, as soldas *FSpW* normalmente demonstram três modos de falha (CAMPANELLI, L., 2010; CAMPANELLI, L. C. *et al.*, 2011; ROSENDO, T. S. *et al.*, 2007), como mostra a Figura 14.

O primeiro modo refere-se à fratura interfacial ao longo da região soldada, onde a propagação de trinca é paralela à interface, ocorrendo através da região da solda até a sua completa separação. O modo de fratura através da solda está associado ao comportamento frágil da junta, uma vez que a fratura ocorre ao longo da zona de mistura. O segundo modo está relacionado como arrancamento não-circunferencial, com a falha ocorrendo na região de solda da chapa superior. Neste caso, a trinca se inicia com uma superfície lisa de fratura em um dos lados do botão de solda e propaga formando uma superfície de fratura em cunha do outro lado. O último modo é o arrancamento circunferencial onde o desbaste excessivo da chapa superior causa a falha na periferia da região da solda. (YANG *et al.*, 2008). O mecanismo de falha nesses dois últimos padrões de fratura é dúctil associada à deformação plástica em torno da zona soldada antes da falha (J. A. E. MAZZAFERRO *et al.*, 2009; SILVA *et al.*, 2007a; TIER *et al.*, 2008).

O desempenho mecânico das juntas soldadas por *FSpW* é definido pela interação de diversos parâmetros como o tamanho do botão de solda, a dimensão e distribuição das diferentes zonas de solda, o nível de adesão entre as chapas, a presença de defeitos geométricos ou metalúrgicos, entre outros. Muitos desses fatores estão relacionados com o aporte térmico durante o processo de soldagem e pela a mistura mecânica entre os materiais (BADARINARAYAN *et al.*, 2010; PAN *et al.*, 2005; SU *et al.*, 2005). No entanto, é difícil separar a contribuição individual de cada um nas propriedades finais da junta, pois ambos atuam em conjunto durante o processo (SU *et al.*, 2006)

Figura 14: Modos de falha durante os testes de cisalhamento: (a) através da solda, (b) arrancamento não-circunferencial e (c) arrancamento circunferencial (CAMPANELLI, L. C., 2012).



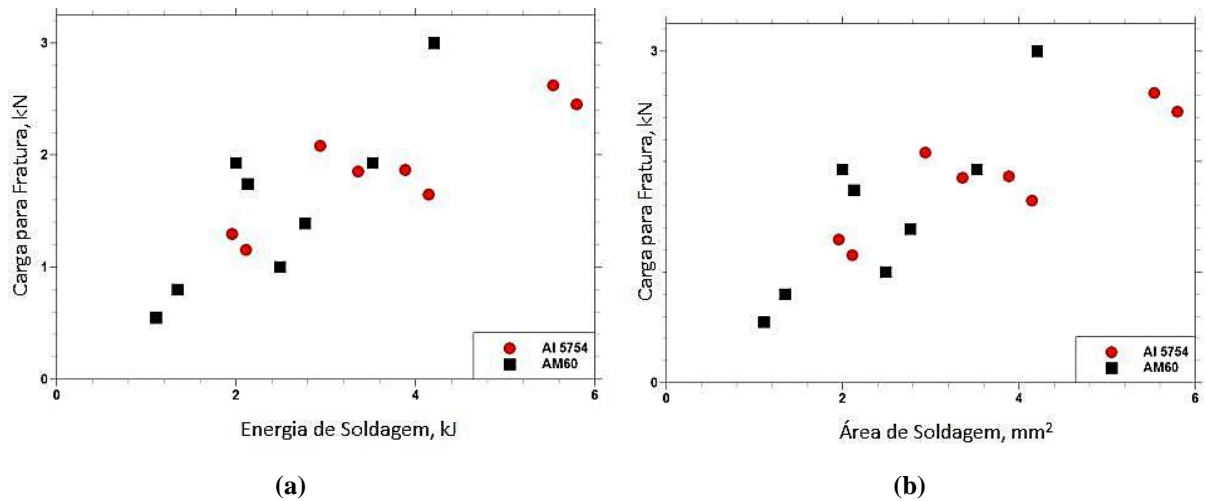
Fonte: CAMPANELLI, L. C. (2012).

A Figura 15 apresenta os efeitos do aporte térmico e do tamanho da zona de solda (a região de total união metalúrgica entre as chapas) sobre a resistência mecânica de uma junta soldada por *FSSW*, sendo possível observar a relação de proporção direta entre ambos os fatores e a carga máxima em cisalhamento (SU *et al.*, 2005; SU *et al.*, 2006). O aumento da extensão da zona de solda promove um aumento da seção resistente efetiva da junta soldada e, deste modo, da carga necessária para promover a falha (CAMPANELLI, L. C., 2012; CHANG *et al.*, 2007).

O aporte térmico ( $Q$ ) apresentado na Figura 15 foi determinado analiticamente, com bases em teorias estabelecidas para o aporte de energia. Sendo comumente expresso pela Equação 1 para soldas a ponto por fricção resultantes da atuação de um ou mais componentes da ferramenta (GERLICH, A. *et al.*, 2006; NORTH *et al.*, 2005; SU *et al.*, 2005; SU *et al.*, 2006).



Figura 15: Relação entre a resistência mecânica e (a) o aporte térmico e (b) o tamanho da zona de solda de juntas soldadas por FSSW.



Fonte: SU *et al.* (2005).

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

Onde  $n$  é o número da amostra,  $N$  é a amostra final,  $x$  é a profundidade de penetração da ferramenta,  $\omega$  é a velocidade angular da ferramenta ( $\text{rad.s}^{-1}$ ) e  $\Delta t$  é o tempo total de amostragem.

A energia gerada durante a soldagem é, portanto, resultado da ação conjunta da força axial e torque, profundidade de penetração e velocidade de rotação da ferramenta. Estima-se que a velocidade de rotação tenha um efeito consideravelmente maior sobre o aporte térmico do que a profundidade de penetração (SU *et al.*, 2005), reduzindo a expressão de  $Q$  para a Equação 2:

$$Q \cong \sum_{n=1}^{n=N} (Torque(n)\omega(n)\Delta t) \quad (2)$$

Assim, o aporte térmico é resultando da interação da velocidade de rotação da ferramenta, tempo de soldagem e do torque aplicados durante o processo de soldagem. A notável redução na taxa de deformação observada para configurações de elevada velocidade de rotação está associada a combinação de elevada taxa de aquecimento e elevada temperatura na zona de mistura.

Escorregamento na interface de contato entre a periferia da ferramenta em rotação e o material adjacente na zona de mistura a queda da viscosidade do material plastificado pode

ocorrer devido a um eventual aumento da temperatura. Tal fenômeno promove a redução imediata do torque e, conseqüentemente, do aporte térmico, podendo ter efeito prejudicial nas propriedades mecânicas da solda (GERLICH, A. *et al.*, 2007; NORTH *et al.*, 2007; YAMAMOTO *et al.*, 2007).

### 3.4. ESTUDOS ANTERIORES EM SOLDAS DISSIMILARES POR FRICÇÃO ENTRE DIFERENTES LIGAS DE ALUMÍNIO E CLASSES DE AÇO

O aumento na demanda por automóveis mais leves promoveu a inserção de considerável volume de aços de elevada resistência em componentes automotivos, de modo a alcançar simultaneamente redução de peso e aumento da resistência mecânica. Entretanto, dificilmente podem ser obtidas reduções à cima de 30% do peso do automóvel apenas com a utilização de chapas finas de aço. Desta forma, estruturas veiculares multimateriais, especialmente estruturas híbridas em ligas de alumínio e aço de alta resistência são uma resposta eficaz para esta limitação. (ATABAKI *et al.*, 2014; HAGHSHENAS *et al.*, 2014; LIU, X. *et al.*, 2014).

O processo de união entre ligas de alumínio e aços é complexo, devido às suas diferentes propriedades físicas e mecânicas, bem como pela formação de grande quantidade de compostos intermetálicos frágeis, utilizando técnicas de soldagem por fusão convencionais. Existem muitos estudos (ATABAKI *et al.*, 2014; LEE, C. Y. *et al.*, 2009; SHABADI *et al.*, 2013) sobre a aplicação de diferentes tecnologias de soldagem na união desses dois materiais, contudo os problemas associados a perda de resistência na região soldada continuam sendo um grande desafio, sendo a formação de intermetálicos frágeis o principal entre eles. O fator fundamental para a obtenção de uma solda de boa qualidade é o controle do tamanho e da quantidade de camada intermetálica na interface da solda, que pode ser feito através da seleção de um conjunto adequado de parâmetros de soldagem.

Técnicas de soldagem por fricção, tais como *FSW* e *FSSW*, por serem processos que ocorrem em estado sólido, apresentam algumas vantagens em relação às técnicas de soldagem por fusão convencionais. O baixo aporte térmico associado a essas técnicas de soldagem exibe grande potencial para reduzir ou até mesmo inibir a formação da camada de compostos intermetálicos (BOZZI; HELBERT-ETTER; BAUDIN; CRIQUI; *et al.*, 2010; CHEN, Y. C. *et al.*, 2008; LIU, X. *et al.*, 2014).

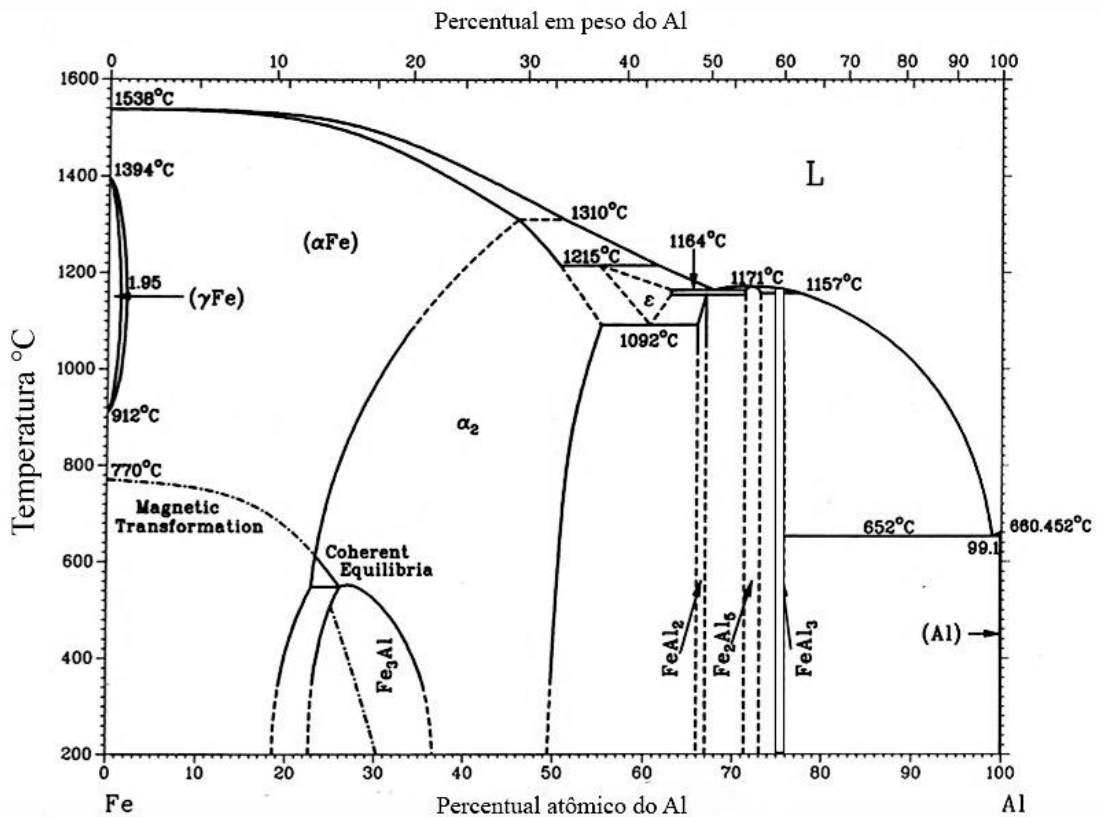
Inúmeros estudos foram realizados sobre a união entre chapas de diferentes ligas de alumínio e classes de aço, obtidas por *FSW*. Tanaka *et al.* (2009) reportaram uma tensão de escoamento de 333 MPa em uma junta de chapas de AA7075-T6 e aço carbono, ambas com 3

mm de espessura, produzida por *FSW*. Além disso, foi relatado uma relação de aumento exponencial entre a resistência da interface e a redução da camada intermetálica, composta por  $\text{FeAl}_3$ . Movahedi *et al.* (2013) obtiveram juntas de AA5083 e aço carbono St-12 em configuração sobreposta por *FSW*. Foi verificado pelos autores que camadas intermetálicas com espessuras menores que  $2\ \mu\text{m}$  não comprometiam as propriedades mecânicas, garantindo a boa qualidade da solda. Resultado similar foi encontrado por Lee *et al.* (2009), eles mostraram que camadas intermetálicas com espessura de  $2\ \mu\text{m}$  compostas por  $\text{Fe}_3\text{Al}$  e  $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$  podem até mesmo contribuir para o aumento da resistência mecânica da junta. Yilmaz *et al.* (2002) e Bozzi *et al.* (2010) reportaram a importância da presença do composto intermetálico para o bom desempenho mecânico da solda. Contudo, observaram que a iniciação e propagação de trincas era facilitada em camadas intermetálicas, compostas por  $\text{Fe}_3\text{Al}$ ,  $\text{Fe}_2\text{Al}$  e  $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ , com espessuras maiores que  $8\ \mu\text{m}$ .

A formação e o crescimento de compostos intermetálicos na interface de juntas entre materiais dissimilares ocorre basicamente em três etapas: a primeira etapa envolve a geração de solução sólida supersaturada devido a difusão de átomos na interface. Essa solução sólida irá se transformar em um composto intermetálico durante o segundo estágio quando a composição alcança o nível de saturação, em condições de temperatura e de pressão correspondente. No terceiro estágio, átomos de soluto irão se difundir para dentro do composto intermetálico, fazendo com que este cresça gradualmente. Vários estudos relacionados à formação e crescimento da camada intermetálica na interface entre alumínio fundido e ferro sólido mostram que, provavelmente, os compostos  $\text{FeAl}_3$  e  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  se formem no intervalo de temperatura entre  $700 - 900^\circ\text{C}$ . Por outro lado, intermetálicos com baixos teores de alumínio, como  $\text{Fe}_3\text{Al}$  e  $\text{FeAl}$ , são formados apenas em temperaturas acima de  $1000^\circ\text{C}$ . Conforme se observa no diagrama Fe-Al, apresentado na Figura 16, a formação de  $\text{Fe}_3\text{Al}$  ocorre em temperaturas de aproximadamente  $552^\circ\text{C}$  por meio da reação de primeira ordem de  $\text{FeAl}$ , contudo,  $\text{FeAl}$  é formado através de uma reação peritética à temperatura de  $1310^\circ\text{C}$  (LIU, X. *et al.*, 2014).

Durante a soldagem dissimilar entre ligas de alumínio e aços através de processos de soldagem por fricção, o pico de máxima temperatura normalmente se encontra dentro do intervalo entre  $400$  e  $600^\circ\text{C}$ . Para entender a formação dos compostos intermetálicos nessa faixa relativamente baixa de temperatura, em intervalo de tempo curto, devem ser levados em consideração os efeitos da pressão (correspondente às forças mecânicas de soldagem).

Figura 16: Diagrama binário Al-Fe.



Fonte: Adaptado de POTESSE *et al.* (2006b).

Foi observado que um aumento da pressão, devido aos processos de fricção da ferramenta, pode causar a formação de camada intermetálica a baixas temperaturas para um tempo de difusão constante (HAGHSHENAS *et al.*, 2014; NANDAN *et al.*, 2008). Além disso, processos de soldagem por fricção são caracterizados por severa deformação plástica a elevadas taxas de deformação, que aumentam a taxa de difusão, favorecendo a formação do composto intermetálico. Foi sugerido (BOZZI; ETTER; *et al.*, 2010; KUMAI *et al.*; TYLECOTE, 1968) que os defeitos cristalinos, tais como contornos de grãos, discordâncias, e lacunas gerados durante a deformação são as principais causas para o aumento da taxa de difusão. Estes defeitos, conseqüentemente, facilitam com que os átomos de diferentes espécies ocupem os sítios disponíveis na rede cristalina das espécies originais e formem o composto intermetálico. Assim, a formação e o crescimento da camada de composto intermetálica depende intimamente do estado de deformação do material e da temperatura, das forças mecânicas de soldagem, sendo estes últimos determinados pelos parâmetros de processo.

Existem dois principais fatores que controlam o desempenho das juntas de materiais dissimilares obtidas por técnicas de soldagem em estado sólido: a condição da interface de

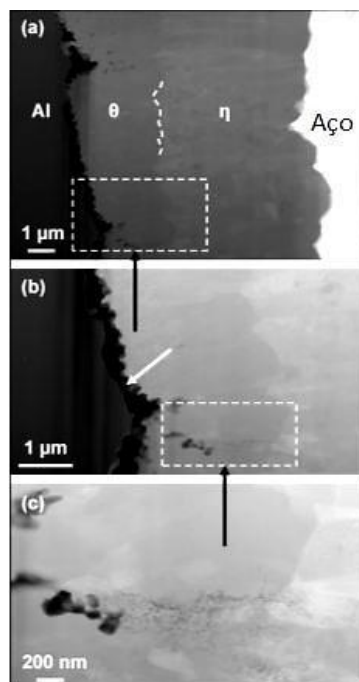
contato entre o aço e a liga de alumínio e sua microestrutura, particularmente se há formação do composto intermetálico. Assim é fundamental a compreensão do processo de consolidação da interface da junta soldada. Durante o processo de soldagem, o metal sobreposto é submetido a ciclos térmicos e mecânicos. Primeiramente, elevada temperatura e elevada pressão são geradas na interface. A elevada temperatura do processo resulta no amolecimento do alumínio, simultaneamente, a elevada pressão leva à ruptura do filme óxido superficial de ambas as superfícies. Na sequência do processo a pressão exercida pela ferramenta expulsa o filme óxido para fora do centro da solda, formando uma interface entre as “novas” superfícies de alumínio e aço. Subsequente interdifusão de átomos de alumínio e ferro provoca a formação de uma camada de composto intermetálico Al-Fe na interface da solda (CHEN, Y. C. *et al.*, 2008)

O diagrama Al-Fe (Figura 16) apresenta três fases intermetálicas “ricas” em Al  $\zeta$ (FeAl<sub>2</sub>),  $\eta$ (Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>) e  $\theta$ (Fe<sub>4</sub>Al<sub>13</sub>) e duas fases ordenadas “ricas” em ferro  $\beta'$ (FeAl) e  $\beta''$ (Fe<sub>3</sub>Al) (SPRINGER; KOSTKA; DOS SANTOS; *et al.*, 2011). Estudos anteriores (SPRINGER; KOSTKA; DOS SANTOS; *et al.*, 2011) sobre a interdifusão entre Fe/aço e ligas de alumínio observaram que a fase  $\eta$  é produto de reação dominante na interface entre Fe/aço e alumínio. O composto Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> é estável à temperatura ambiente com estrutura ortorrômbica similar ao aço ferrítico, contudo, com uma pequena diferença nos parâmetros de rede devido a presença de grande fração de alumínio (BOZZI; HELBERT-ETTER; BAUDIN; CRIQUI; *et al.*, 2010). Baixa resistência e fratura frágil estão associados à presença de Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> em juntas soldadas Al/Aço (HAGHSHENAS *et al.*, 2014).

Springer *et al.* (2011) realizaram tratamento térmico de recozimento (500°C por 9 min) em juntas de alumínio puro (99.5% em peso de Al) e aço DC01, produzidas por FSW. Conforme ilustrado na Figura 17 a interface da junta observada apresentou uma interface com sequência de Al- $\theta$ - $\eta$ -aço.

Inúmeras pesquisas demonstraram (HAGHSHENAS *et al.*, 2014; LEE, C. Y. *et al.*, 2009) que frequentemente diferentes compostos intermetálicos são formados nas interfaces das juntas Al/Aço (e.g. Al<sub>2</sub>Fe, Al<sub>5</sub>Fe<sub>2</sub>, Al<sub>13</sub>Fe<sub>4</sub>). O tipo e a espessura do composto desempenham um papel significativo na obtenção de juntas com bom desempenho mecânico. A presença de compostos intermetálicos com alta composição de Al (i.e. Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>) na interface Al/Aço da junta é particularmente prejudicial devido à sua fragilidade (durezas acima de 100 HV). Contudo, compostos intermetálicos “ricos” em ferro são mais dúcteis e apresentam uma tenacidade à fratura e resistência ligeiramente maiores, além de demonstrarem boa resistência a corrosão.

Figura 17: Imagens com diferentes magnificações, mostrando a zona de reação entre o aço e o Al99.5 após recozimento a 500°C por 9 min.



Fonte: SPRINGER; KOSTKA; DOS SANTOS; *et al.* (2011).

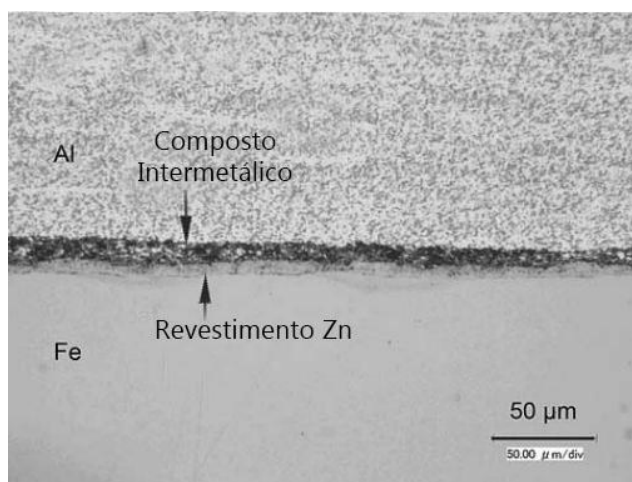
Observações no modo de fratura típico apresentado por juntas dissimilares sobreposta de Al/Aço (ao longo da interface) sugerem que, embora ocorra um bom contato interfacial Al/Aço, a junta pode falhar devido à baixa resistência da interface, derivada dos compostos intermetálicos. Assim, a seleção de parâmetros que possibilitem a obtenção de um aporte térmico adequado favorece o contato íntimo entre as superfícies e a formação de uma fração de área ideal (espessura crítica de aproximadamente 10  $\mu\text{m}$ ), resultando em uma maior resistência (SPRINGER; KOSTKA; PAYTON; *et al.*, 2011). Caso não ocorra formação suficiente de composto intermetálico, a fratura interfacial é mais provável, devido a transição abrupta de composição química na interface Al/Aço. Contudo, camadas de composto intermetálico muito espessas apresentam grande quantidade de microtrincas, que podem ser longas o suficiente para propagarem à baixas tensões (BOZZI; ETTER; *et al.*, 2010)

Elrefaey *et al.* (2005), Chen e Nakata (2008) e Liyanage *et al.* (2005) obtiveram sucesso ao adotar aços com revestimento de zinco na tentativa de modificar o composto intermetálico. Do ponto de vista industrial, a aplicação de aços revestidos, (i.e. revestimento de Zn) na carroceria do automóvel pode aumentar a durabilidade da estrutura do veículo. Em termos microestruturais, a quantidade de composto intermetálico em juntas Al/Aço – revestido é menor quando comparada com aquela observada em juntas Al/Aço. De acordo com o diagrama ternário Al-Fe-Zn, o Zn aumenta a solubilidade do Fe no Al, o que provavelmente contribui para a redução do composto intermetálico na interface da junta

soldada. Ainda, é possível que a camada de Zn atue como um lubrificante durante o processo de fricção devido a sua difusão para dentro da chapa de alumínio, tornando o material misturado mais macio, através da redução do ponto de fusão do alumínio (o menor ponto de fusão para o sistema Al-Zn é 654K), permitindo que maiores áreas possam ser soldadas. Elrefaey *et al.*(2005) investigou a soldagem por fricção em juntas sobrepostas de AA1110-H24 e aço baixo carbono galvanizado e observou que juntas de Al/Aço galvanizado exibiam carga de fratura consideravelmente maiores em comparação as juntas com aço não revestido.

Chen e Nakata (2008) produziram juntas sobrepostas de chapas de alumínio fundido AC4C e aço baixo carbono galvanizado por FSW e reportaram a presença de composto eutético Al-Zn preenchendo a folga existente entre a liga de Al e o aço, correspondente a região abaixo ao ombro da ferramenta (Figura 18). Durante o processo de soldagem foi medido um pico de temperatura entre 455 - 479°C, sendo este intervalo de temperatura muito inferior aos pontos de fusão do Al e do Fe (660°C e 1538°C, respectivamente), e maior que o ponto de fusão do Zn e do eutético Al-Zn (420°C e 381°C, respectivamente). Assim, devido as ciclos térmicos e mecânicos os quais a interface é submetida durante o processo de soldagem o Zn puro presente na superfície do revestimento de zinco é fundido, e em consequência da elevada pressão, que simultaneamente quebra a superfície de óxido presente nas superfícies de ambas as chapas, ocorre a formação do produto de reação eutética de baixo ponto de fusão Al-Zn. Posteriormente, em função da elevada pressão aplicada pela ferramenta, a fase eutética se espalha ao longo da interface, até que se acumula na folga natural existente entre as chapas.

Figura 18: Filme preenchendo a folga existente entre a chapas de liga de Al e aço, correspondente a região a baixo ao ombro da ferramenta.

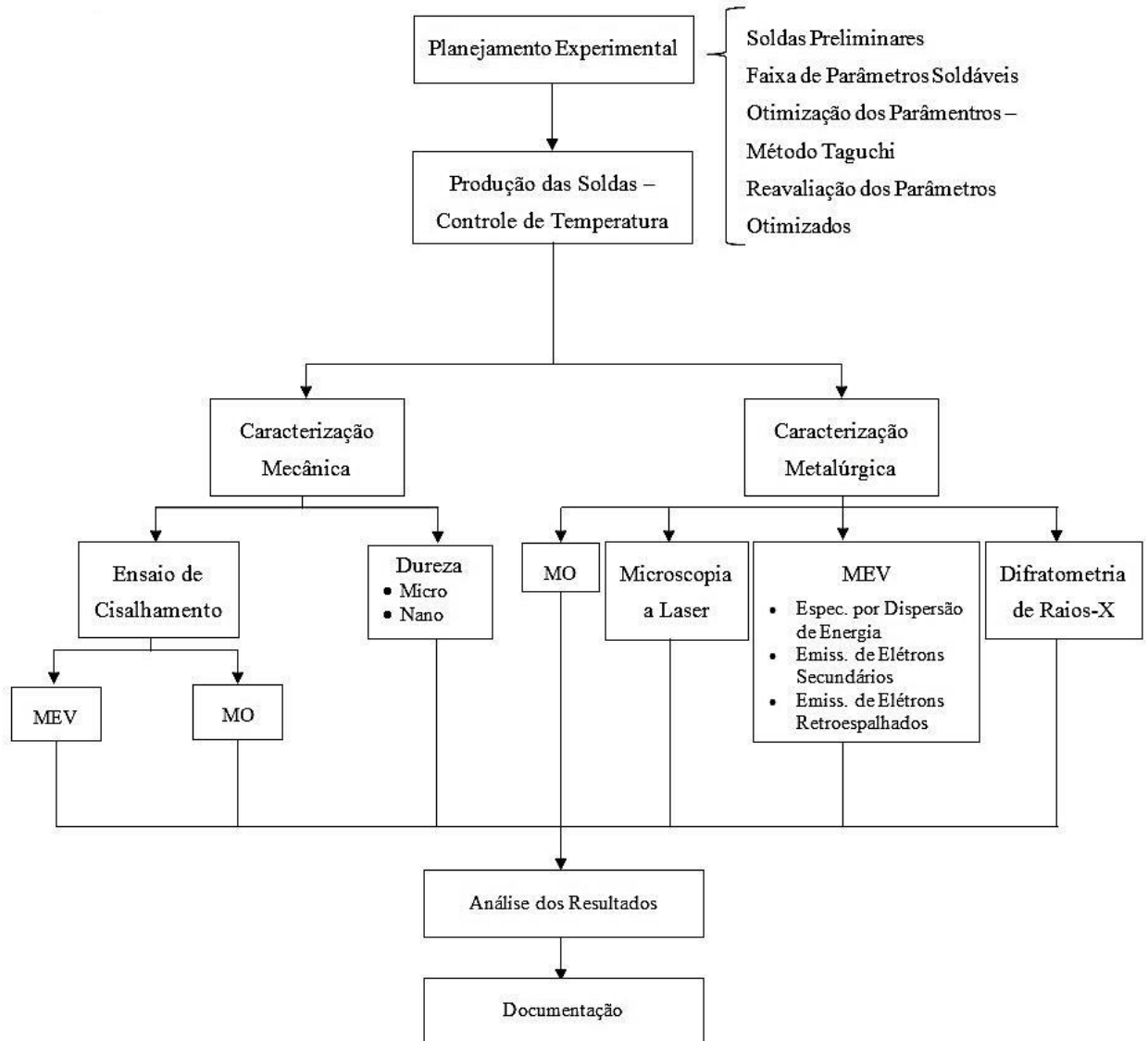


Fonte: CHEN, Y. C. *et al.* (2008).

#### 4. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

A metodologia do procedimento experimental, contemplando todas as atividades desenvolvidas nesse estudo, segue conforme a descrição no fluxograma da Figura 19.

Figura 19: Fluxograma das atividades experimentais desenvolvidas em todas as etapas do trabalho.





#### 4.1. DESCRIÇÃO DO MATERIAL

Neste trabalho foram utilizadas chapas de aço HX340LAD-Z e de liga de alumínio 5454-H22 com 2 e 3 mm, respectivamente. O aço HX340LAD-Z é um aço microligado ao Ti e ao Nb, pertencente a classe de aços de alta resistência e baixa liga, com revestimento galvânico (galvanizado a fogo – *Hot-Dip galvanizing*). O alumínio AA5454-H22 pertence a série Al-Mg, composta nominalmente por 2,7% em peso de Mg e 0,8% em peso de Mn, submetido ao processo de laminação a quente e, posteriormente, recozido. A composição nominal e as propriedades mecânicas dos materiais utilizados, em temperatura ambiente, são apresentadas respectivamente na Tabela 3 e Tabela 4.

Tabela 3: Composição química nominal da liga AA5454 e do aço HX340LAD-Z.

	Mg	Mn	Fe	Si	Zn	Ti	Cr	Cu	Outros	Al
<b>5454-O</b> (%peso)	2,4 – 3,0	0,50 – 1,0	<0,40	<0,25	0,25	<0,20	0,05 – 0,20	0,10	0,10	Bal.
	C	Mn	P	S	Si	Al	Nb	Ti	Fe	
<b>HX340-LAD-Z</b> (%peso)	<0,110	<1,0	<0,030	<0,025	<0,50	>0,015	<0,09	<0,15	Bal.	

Fonte: (aluMATTER).

Tabela 4: Propriedades mecânicas da liga AA5454 e do aço HX340LAD-Z, em temperatura ambiente

Propriedade	AA5454-O	HX340LAD-Z
<b>Limite de escoamento, MPa</b>	130 – 185	340 – 420
<b>Limite de resistência à tração, MPa</b>	220 – 245	410 – 510
<b>Alongamento máximo, %</b>	15	>21

Fonte: (aluMATTER).

#### 4.2. DESCRIÇÃO DO EQUIPAMENTO E DA FERRAMENTA UTILIZADOS NO PROCESSO DE SOLDAGEM

A produção das juntas deste estudo, através do processo *FSpW*, foi desenvolvida no Centro de Pesquisa *Helmholtz-Zentrum Geesthacht*. O processo de soldagem foi realizado numa máquina comercial RPS100 através da variante “penetração da camisa”. A ferramenta utilizada é produzida a partir da liga Hotvar (composição química mostrada na Tabela 5), composta por três componentes distintos: anel de fixação, camisa e um pino com diâmetros externos de 17, 9 e 6 mm, respectivamente, com os dois últimos roscados para intensificar o fluxo de material. Um sistema de monitoramento integrado permite o controle da penetração,

da velocidade de rotação, tempo de soldagem e força axial. A força axial da máquina pode chegar a 15 kN e a velocidade de rotação máxima é de 3300 rpm. Figura 20 e Figura 21 mostram o equipamento de soldagem e a ferramenta, respectivamente.

Tabela 5: Composição química (% peso) característica de um aço Hotvar.

Carbono	Cromo	Ferro	Manganês	Molibdênio	Silício	Vanádio
0.55	2.6	91.99	0.75	2.25	1.0	0.85

Fonte: (HOTVAR - Hot work tool steel).

Figura 20: Máquina de soldagem FSpW modelo RPS200 que se encontra no HZG



Fonte: Cortesia do HZG.

Figura 21: Ferramenta de soldagem utilizada na produção das soldas com seus componentes.



Fonte: Cortesia do HZG.

Todas as condições de soldagem foram produzidas utilizando suportes de fixação projetados para obter juntas sobrepostas na forma de corpos de prova para ensaios de cisalhamento (*shear test* ou *lap shear*). Para todas as condições de soldagem, a placa de alumínio foi disposta na parte superior, deste modo, somente o alumínio foi penetrado pela ferramenta. A profundidade máxima de penetração da ferramenta utilizada foi de 3 mm. Esse

posicionamento foi necessário, devido a ferramenta e o segundo material utilizado nesse estudo serem de aço (Hotvar e HX340LAD-Z, respectivamente), tornando a solda por fricção inviável na configuração com a placa de aço sobre a placa de alumínio.

Anteriormente à instalação da ferramenta, todos os seus componentes foram limpos através de imersão em solução aquosa de hidróxido de sódio por um período de 24 horas para remoção de qualquer alumínio aderido à superfície da ferramenta ou outro material que pudesse estar encrustado na ferramenta. Foi estabelecido um intervalo máximo de 30 soldas consecutivas, sendo necessária a remoção da ferramenta para limpeza após ser atingindo esse número.

As placas de alumínio e aço foram submetidas a uma pré-limpeza com acetona para evitar que contaminações, *e.g.*, graxa e resíduo de corte, comprometessem o processo de soldagem.

#### 4.3. DEFINIÇÃO DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM

Dentre as variáveis operacionais do processo, foram utilizadas e avaliadas a velocidade de rotação da ferramenta (VR), profundidade de penetração (PP) e tempo de mistura (TM). O tempo de mistura corresponde ao tempo em que a ferramenta permanece rotacionando para uma determinada profundidade de penetração pré-estabelecida. As demais variáveis foram mantidas constantes: força axial de 14 kN, tempo de penetração e retração de 2 s e a temperatura da ferramenta entre 40 e 50°C. Os tempos utilizados em cada uma das 4 etapas do processo é mostrado na Tab.

Tabela 6: Tempos utilizados em cada etapa do processo de soldagem.

<b>Tempos de Processamento (s)</b>		
<b>Etapa I</b>	Deslocamento da Ferramenta	1
<b>Etapa II</b>	Penetração da Camisa	2
	Tempo de Mistura	1 - 4
<b>Etapa III</b>	Retração da Camisa	2
<b>Etapa IV</b>	Mistura na Superfície	1

Inicialmente se buscou a janela de processabilidade dos materiais através de uma ampla variação dos parâmetros de processo. Para a determinação do intervalo de cada parâmetro foram levados em consideração dois fatores: análise visual da qualidade da solda produzida, tais como ausência de defeitos superficiais e de rebarba, e o resultado obtido em teste de cisalhamento. O parâmetro utilizado deveria produzir uma solda com boa aparência, ou seja, o parâmetro era desconsiderado se produzisse defeitos facilmente visíveis. Caso a

qualidade visual fosse aceitável, a amostra era submetida ao teste de cisalhamento e o parâmetro era considerado válido caso a amostra superasse um valor mínimo de 5000 N. O intervalo de variação dos parâmetros de processo utilizados neste estudo é mostrado na Tabela 7.

Tabela 7: Níveis de variação dos parâmetros.

Parâmetros	Símbolos	Níveis		
		1	2	3
<b>Velocidade de Rotação (rpm)</b>	VR	1600	1800	2000
<b>Profundidade de Penetração (mm)</b>	PP	2,4	2,6	2,8
<b>Tempo de Mistura (s)</b>	TM	2	3	4

Após o estabelecimento da janela de processabilidade, com o propósito de encontrar a combinação de parâmetros de soldagem otimizada e compreender a influência de cada parâmetro no desempenho da junta, foi implementado o Método Taguchi como critério estatístico de planejamento de experimentos (*design of experiments, DOE*).

#### 4.4. PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL

O Método Taguchi é uma técnica de planejamento experimental que fornece uma abordagem simples e eficiente para otimização do desempenho, da qualidade e dos custos de projetos, e tem sido utilizada para aperfeiçoar processo de soldagem. O método pode ser aplicado em projetos de sistemas de alta qualidade sem aumento de custos e permite a compreensão dos efeitos individuais e combinado dos parâmetros do processo para um número reduzido de experimentos (GEORGE *et al.*, 2004; PIETA *et al.*, 2013).

O estudo da otimização dos parâmetros de soldagem do processo *FSpW* para a liga de alumínio 5454-H22 e o aço HX340LAD-Zn foi realizada através da aplicação do Método do Taguchi utilizando o software Minitab. Foram avaliados três parâmetros de processo, cada qual contendo três níveis diferentes, através da aplicação de uma matriz ortogonal L9, resultando em nove diferentes condições de soldagem a serem testadas. Nesse estudo, os valores médios da força de cisalhamento das condições de soldagem foram utilizados como critério para determinação do conjunto de parâmetros de soldagem otimizado e avaliação do efeito individual de cada parâmetro no processo.

De acordo com o Método Taguchi o princípio fundamental na medição da qualidade consiste em encontrar uma configuração de fatores de sinal que minimizem a variabilidade no desempenho do sinal de saída em resposta às condições ambientais e outros fatores de ruído.

Onde, fatores de ruído correspondem a elementos que não estão sob controle durante o processo e fatores de sinal são os parâmetros definidos ou controlados pelo operador, tais como os parâmetros de soldagem (PIETA *et al.*, 2013). Deste modo, os resultados da análise do Método Taguchi foram avaliados em termos dos Valores Médios das respostas (Médias) e Razão Sinal/Ruído (S/R). A análise dos resultados foi realizada usando o critério “maior é melhor”, de modo a maximizar a resposta do sistema (resistência mecânica ao cisalhamento das soldas). Assim, o nível de cada parâmetro correspondente ao maior valor para as análises de Médias e Razão S/R equivale ao nível que proporciona a maior resposta e a menor variabilidade. A combinação de parâmetros composta pelos maiores valores de cada nível corresponde a condição otimizada.

#### 4.5. AVALIAÇÃO DO EFEITO INDIVIDUAL DAS VARIÁVEIS DO PROCESSO

Após a obtenção da melhor combinação dos parâmetros de soldagem novos experimentos foram realizados, com o propósito de reavaliar a influência individual das variáveis do processo na resistência ao cisalhamento, tendo como referência a condição otimizada. Este estudo teve como objetivo, além de validar a condição otimizada proposta pela análise do Método do Taguchi, obter uma melhor compreensão dos efeitos das variáveis no desempenho mecânico das juntas. A nova matriz de condições de soldagem foi obtida seguindo uma metodologia na qual, a partir da combinação dos parâmetros definidos como otimizados, a variável a ser avaliada teve seu nível alterado enquanto que os níveis das demais variáveis eram mantidos constantes. Sendo a resistência ao cisalhamento novamente utilizada como fator de resposta a ser avaliado.

Nessa etapa do processo seis juntas sobrepostas foram produzidas para cada uma das condições da nova matriz de experimentos na forma de corpos de prova para cisalhamento. Destes corpos de prova (CPs), três foram separados para caracterização metalográfica enquanto os três restantes foram destinados ao ensaio mecânico de cisalhamento.

#### 4.6. CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA

##### 4.6.1. Ensaio de Cisalhamento

A caracterização da resistência mecânica das juntas soldadas foi iniciada por ensaios de cisalhamento por tração (*lap-shear tests*) utilizando uma máquina universal de ensaios mecânicos Zwick/Roell com capacidade de carga de 200 kN, integrada ao *software* TestXpert para a obtenção dos dados do ensaio. Os testes foram realizados utilizando-se uma distância entre garras de 105 mm e taxa de carregamento de 2 mm/min, à temperatura ambiente, com



preparadas metalograficamente para investigação da propagação da trinca proveniente dos mecanismos de fratura, por microscopia óptica.

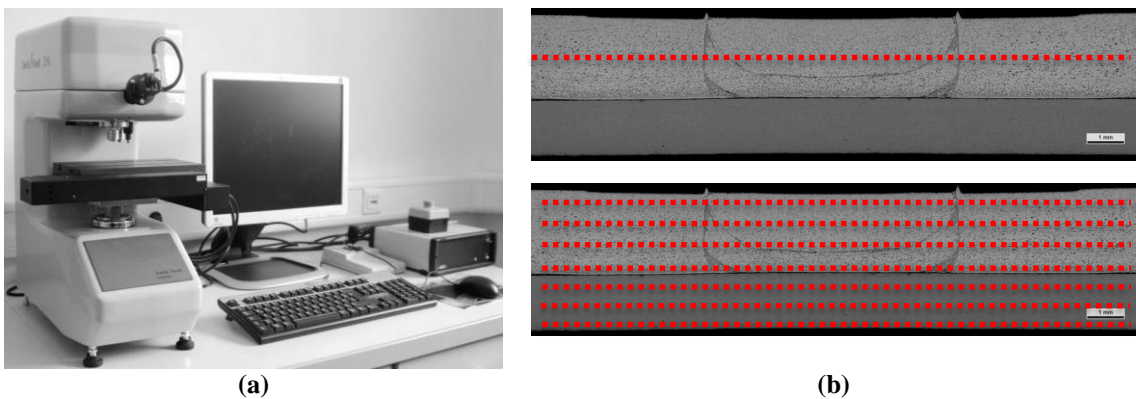
Para avaliação dos mecanismos básicos de falha, a morfologia das superfícies de fratura das condições de soldagem de máxima e mínima resistência mecânica foi observada por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) em um microscópio Quanta FEG 650 nos modos elétrons secundários (SE) e elétrons retroespalhados (BSE).

#### 4.6.2. Ensaio de Micro e Nanodureza

Para avaliar as modificações na resistência do material decorrentes do processo de soldagem foram estudados os perfis e mapas de microdureza Vicker na seção transversal das juntas sobrepostas ao longo das zonas soldadas. Os testes de microdureza foram realizados em um microdurômetro de dureza Vickers da marca Zwick/Roell ZHV, com penetrador convencional, com uma carga de 0,2 kgf (HV 0.2) e período de indentação de 10 s, o qual apresenta um sistema automático e integrado ao software TestXpert para a obtenção dos resultados, conforme mostrado na Figura 24a.

Os testes foram executados seguindo a norma ASTM E384-11 “*Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials*”, em uma amostra previamente polida. A configuração do perfil e do mapa de dureza, na Figura 24b, mostram indentações realizadas à meia espessura da chapa superior de alumínio, com espaçamento entre indentações de 0,3 mm ao longo de 20 mm de extensão, sendo 10 mm para cada lado a partir do centro da solda, totalizando 65 pontos. O mapeamento da dureza foi realizado com distância entre pontos de 0,3 mm em uma área total de 4 x 20 mm, abrangendo, assim, a região de aço inferior a chapa de alumínio.

Figura 24: Medição de microdureza: (a) microdurômetro modelo Vicker/Roell ZHV e (b) pontos de medição do perfil e do mapeamento.



Fonte: Cortesia do HZG

Testes de nanodureza foram realizados com o propósito, além de avaliar as propriedades mecânicas, auxiliar na compreensão dos efeitos das diferentes fases presentes na camada interfacial na dureza da interface da junta soldada. Para as medições de nanodureza foi utilizado um nanodurômetro modelo MTS NanoIndenter XP com penetrador de diâmetro efetivo de 4476,84 nm (Figura 25).

Figura 25: Equipamento MTS NanoIndenter XP utilizado na medição de nanodureza.



Fonte: cortesia do HZG.

A velocidade de aproximação da superfície foi de 10 nm/s com uma oscilação harmônica do deslocamento de 3 nm e uma frequência de 45 Hz. A taxa de deslocamento utilizada foi  $0,05s^{-1}$  e deslocamento mínimo e máximo de 100 e 200 nm, respectivamente.

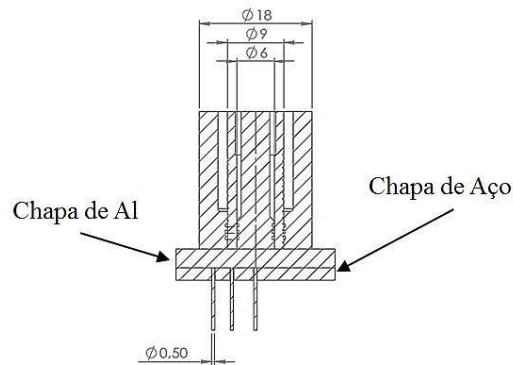
#### 4.7. AQUISIÇÃO DE TEMPERATURA

Como um instrumento complementar, foram realizadas medições do ciclo térmico durante o processo de soldagem para as condições de máxima e mínima resistência ao cisalhamento, tendo como finalidade verificar o efeito do aporte térmico no desempenho mecânico da junta soldada. O perfil térmico foi obtido através de três termopares do Tipo-K com 0,5 mm de diâmetro conectado ao sistema de condicionamento de sinal e aquisição de dados National Instruments SCXI, integrado a um microcomputador. O *software* LabView foi utilizado para avaliação dos dados em tempo real com uma taxa de aquisição de 50 kHz.

Para o posicionamento dos termopares, três furos passantes de 0,6 mm de diâmetro foram produzidos na chapa inferior de aço de acordo com a Figura 26. Os termopares foram introduzidos pela parte inferior da chapa de aço até atingir a chapa superior de alumínio, ficando, portanto, em contato com a interface. Este posicionamento foi tomado de modo a permitir a medição da temperatura na interface da região do botão de solda.



Figura 26: Localização e distribuição dos termopares nas amostras.



#### 4.8. CARACTERIZAÇÃO METALÚRGICA

A análise metalográfica foi realizada em amostras seccionadas ao centro do botão de solda e preparadas seguindo os procedimentos metalográficos padrões de embutimento, lixamento e polimento. Os seccionamentos foram executados por disco abrasivo de diamante em uma máquina Struers Secotom 50. Após as amostras foram embutidas a frio e submetidas aos procedimentos convencionais de lixamento e polimento em uma máquina automática modelo Struers TegraForce-5 (Figura 27).

Figura 27: (a) Máquina de corte Struers Secotom 50 e (b) Poletriz universal Struers TegraForce-5



(a)



(b)

As amostras reservadas para análise das zonas de soldagem foram submetidas a um processo de limpeza com etanol e subsequentemente ao ataque químico. Por ser uma junta dissimilar, o ataque químico foi dividido em duas etapas: na primeira etapa as amostras foram submetidas ao ataque químico por imersão em uma solução de Nital 2% (2 mL de ácido nítrico em 98 mL de etanol) para caracterização metalúrgica do aço e na segunda etapa as amostras foram atacadas com processo eletrolítico utilizando uma solução Barker (1,8% de ácido fluorobórico em H<sub>2</sub>O) para a caracterização metalúrgica do alumínio. Foi essencial seguir a sequência de ataque supracitado uma vez que o reagente Barker atua como um forte agente corrosivo para o aço.

A análise por microscopia óptica (MO) foi empregada para avaliação da interface da junta, presença de defeitos metalúrgicos e características das diferentes zonas de solda. Para estas análises foi utilizado um microscópio óptico Leica DM IRM integrado ao *software* Leica Application Suite 3.5, conforme Figura 28.

Figura 28: Microscópio óptico Leica DM IRM para análise metalográfica.



Fonte: Cortesia do HZG.

Para análise da camada exógena observada na chapa de alumínio devido ao influxo de zinco durante o processo de soldagem foi utilizado um ataque químico por imersão em uma solução com 2,5% de ácido fluorídrico e 5% de ácido sulfúricos em H<sub>2</sub>O. A análise foi realizada utilizando um microscópio de varredura a laser modelo Keyence VK-9700 (Figura 29).

Figura 29: Microscópio de varredura a laser Keyence VK9700.



Fonte: Cortesia do HGZ.

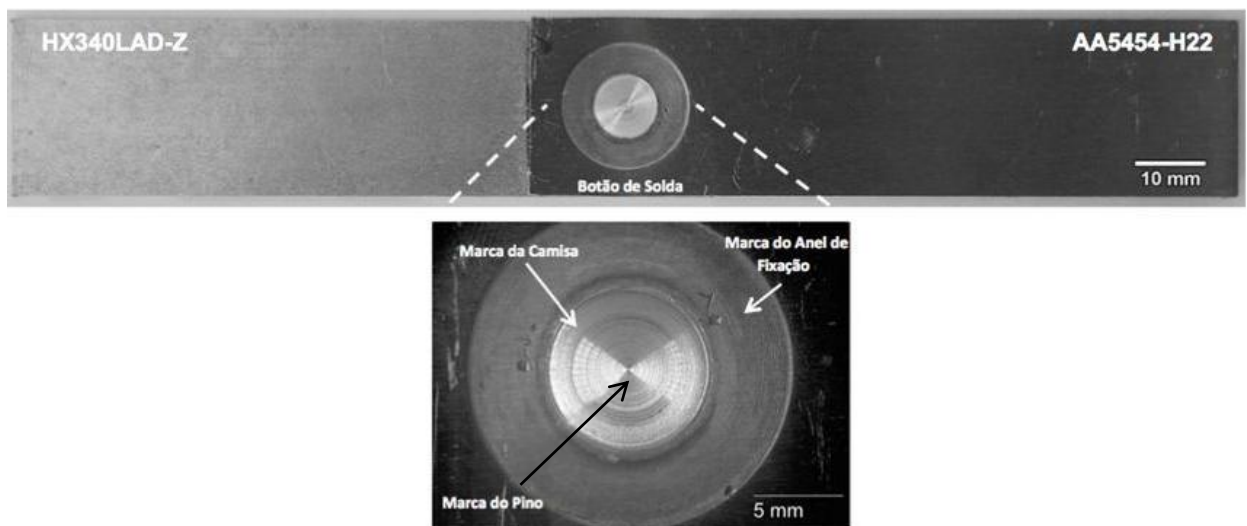
As amostras separadas para a análise da interface das juntas foram observadas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) em um microscópio FEI Quanta FEG 650 no modo elétrons retroespalhando. A análise da composição química da camada formada na interface da junta e de outras regiões específicas dentro do botão de solda foi realizada através de espectroscopia por dispersão de energia (EDS) utilizando um detector Oxford X-MaxN.

A técnica análise de Difração de Raios-X (DRX) foi utilizada para a determinação das fases cristalinas presentes na camada formada na interface da junta através da análise da superfície de fratura dos corpos de prova provenientes do ensaio de cisalhamento. Para esta análise foi utilizado o difratômetro de raios-x modelo Siemens D5000 com radiação de cobre (Cu ALFA). A análise dos dados foi realizada através dos *software* XRD Evaluation (EVA) e PowderCell.

## 5. RESULTADOS E DISCUSÃO

A Figura 30 permite visualizar uma junta sobreposta entre aço HX340LAD-Z e a liga de alumínio AA5454-H22 por *FSpW*, com destaque para o bom acabamento superficial do botão de solda.

Figura 30: Junta sobreposta de solda ponto *FSpW* após a soldagem mostrando detalhes do botão de solda.



Para o estudo do processo de soldagem, da influência dos parâmetros de soldagem, da caracterização macro e microestrutural e das propriedades mecânicas das juntas soldadas entre aço HX340LAD-Z e a liga de alumínio 5454-H22 por *FSpW*, foram primeiramente adotados critérios estatísticos capazes de fornecer uma condição otimizada dos procedimentos experimentais.

### 5.1. OTIMIZAÇÃO DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM

A Tabela 8 apresenta a matriz ortogonal L9 utilizada para otimizar o processo de soldagem juntamente com os valores médios de carga de cisalhamento, variável resposta desta análise estatística, e desvio padrão obtidos nos ensaios mecânicos realizados para cada combinação de parâmetros. Cada uma das combinações de parâmetros define uma condição de soldagem, totalizando em 9 diferentes condições de soldagem numeradas de 1 a 9. Através da aplicação do Método Taguchi, os dados experimentais são transformados em valores de

Médias e Razão Sinal/Ruído (S/R). A Média refere-se ao valor médio dos resultados dos ensaios experimentais para cada parâmetro em diferentes níveis, onde a Média para cada nível corresponde à média aritmética de todas as respostas que foram obtidas com esse nível. A Razão S/R é empregada como uma ferramenta de análise no Método Taguchi, representando a medida do desvio da variável resposta (sinal) em relação ao valor desejado em função das variáveis de processo externas (ruído). Neste estudo, a Razão S/R foi escolhida com base no critério “quanto maior, melhor”, de modo a maximizar a resposta, ou seja, a resistência do cisalhamento. A Tabela 8 apresenta os resultados gerados pelo Método Taguchi em termos de Médias e Razão S/R.

Tabela 8: Matriz ortogonal L9 e os respectivos resultados para os ensaios de cisalhamento de cada uma das condições de soldagem.

Condição	Parâmetros			Resposta			Carga média [kN]
	VR [RMP]	PP [mm]	TM [s]	Carga 1 [kN]	Carga 2 [kN]	Carga 3 [kN]	
<b>FSpW-A15454-St-01</b>	1600	2.4	2	5,315	6,491	6,32	6,04 ± 0,64
<b>FSpW-A15454-St-02</b>	1600	2.6	3	6,769	6,427	6,32	6,51 ± 0,24
<b>FSpW-A15454-St-03</b>	1600	2.8	4	7,755	7,806	7,699	7,75 ± 0,05
<b>FSpW-A15454-St-04</b>	1800	2.4	3	5,215	5,299	4,507	5,01 ± 0,44
<b>FSpW-A15454-St-05</b>	1800	2.6	4	6,158	5,469	6,346	5,99 ± 0,46
<b>FSpW-A15454-St-06</b>	1800	2.8	2	6,471	6,566	6,295	6,44 ± 0,14
<b>FSpW-A15454-St-07</b>	2000	2.4	4	5,798	5,051	4,76	5,20 ± 0,54
<b>FSpW-A15454-St-08</b>	2000	2.6	2	5,705	5,855	5,692	5,75 ± 0,09
<b>FSpW-A15454-St-09</b>	2000	2.8	3	6,279	6,129	6,334	6,41 ± 0,11

Tabela 9: Tabela de resultados da análise do Método Taguchi em termos de Médias e Razão S/R.

Nível	VR [RPM]		PP [mm]		TM [s]	
	Médias (kN)	Razão S/R (dB)	Médias (kN)	Razão S/R (dB)	Médias (kN)	Razão S/R (dB)
<b>1</b>	6,767	16,52	5,417	15,56	6,079	15,63
<b>2</b>	5,814	15,2	6,082	15,65	5,92	15,36
<b>3</b>	5,734	15,11	6,815	16,63	6,316	15,84
<b>Delta</b>	1,033	1,41	1,398	2,07	0,396	0,48
<b>Classificação</b>	2		1		3	

Os valores apresentados na Tabela 9 representam a média aritmética dos valores de Médias e Razão S/R de todos os experimentos nos quais o nível da variável em questão teve participação. Os dados dispostos nas últimas duas linhas da Tabela 9 representam o valores delta e a classificação para cada um dos parâmetros, permitindo avaliar qual o parâmetro que possui o efeito mais significativo sobre as Médias e a Razão S/R. Através da diferença entre o maior e o menor valor de Médias e Razão S/R apresentados pelos níveis de cada parâmetro

individual, o índice delta mensura a amplitude ou intensidade do efeito da variável na resposta característica. Considerando os valores de delta, o índice classificação ordena o grau de influência de cada parâmetro de modo decrescente. A maior amplitude de variação tanto em termos de Médias e Razão S/R foi observado para PP, indicando que este parâmetro possui o efeito mais significativo sobre a resistência ao cisalhamento. A VR demonstra um efeito menos relevante, enquanto que o TM exibe o menor efeito dentre os parâmetros.

A análise de variância (ANOVA) foi realizada com o propósito de determinar a importância relativa dos parâmetros do processo de soldagem sobre a resistência ao cisalhamento das juntas soldadas. As Tabela 10 e Tabela 11 apresentam, respectivamente, os resultados da ANOVA para as Médias e a Razão S/R. A soma dos quadrados (SQ) fornece uma medida da variância total presente neste estudo, assim, quanto maior a contribuição do parâmetro para a SQ total, maior é a sua capacidade de influenciar a variável resposta. Além disso, o teste f também pode ser utilizado na determinação dos parâmetros de processo que possuem efeito significativo sobre a variável resposta. E se baseia na comparação entre as variâncias do modelo e do resíduo (ou erro) através da relação entre os respectivos quadrados médios (QM) (GEORGE *et al.*, 2004). Geralmente, mudanças em um parâmetro de processo possuem efeito significativo sobre a resposta, quando o valor f deste parâmetro é elevado. Por sua vez, a porcentagem de contribuição (p%) é função da SQ e representa o poder relativo de cada parâmetro em reduzir a variância total (BOZKURT *et al.*, 2013). A Figura 31 ilustra a contribuição percentual individual dos parâmetros de processo.

Tabela 10: Análise de variância para Médias.

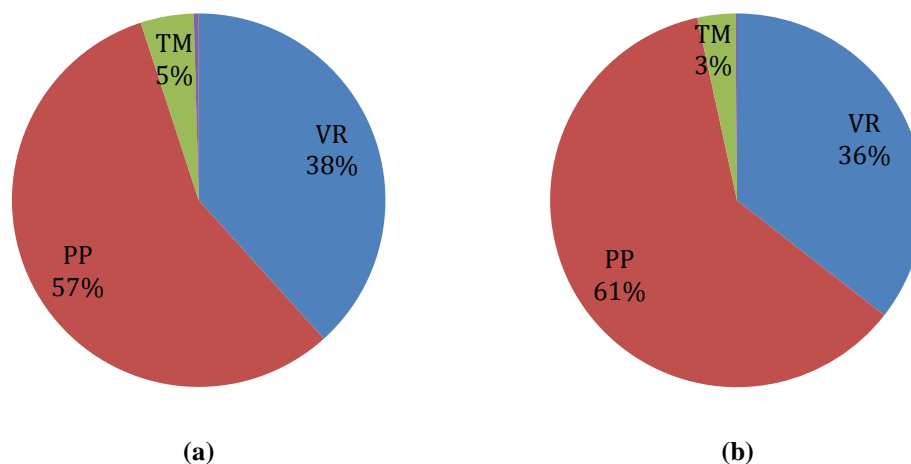
Fonte	Grau de Liberdade	SQ	QM	F	P%
VR	2	1,982	0,991	89,99	38,30566
PP	2	2,93202	1,46601	133,12	56,66648
TM	2	0,23813	0,11906	10,81	4,602284
Resíduo	2	0,02203	0,01101	-	0,425769
Total	8	5,17417	-	-	

Tabela 11: Análise de variância para Razão S/R.

Fonte	Grau de Liberdade	SQ	QM	F	P%
VR	2	3,7368	1,86841	280,47	35,55302
PP	2	6,4154	3,20768	481,5	61,03801
TM	2	0,345	0,1725	25,89	3,282432
Resíduo	2	0,0133	0,00666	-	0,12654
Total	8	10,5105	-	-	

Desta forma, dentro do intervalo de variação dos parâmetros investigados, a PP é o parâmetro de processo de maior contribuição para a resistência ao cisalhamento, tanto em termos de Médias quanto de Razão S/R. Este resultado está plenamente de acordo com os resultados obtidos através da aplicação do Método Taguchi conforme Tabela 9.

Figura 31: Contribuição percentual de cada parâmetro sobre (a) Médias e (b) Razão S/R.



A Figura 32 apresenta a média dos valores de Médias e Razão S/R resultantes do Método Taguchi. Estas figuras analisam as diferenças entre as Médias e a Razão S/R para cada um dos parâmetros, mostrando como os diferentes níveis de cada parâmetro afetam a resposta (neste caso a resistência ao cisalhamento da junta soldada). Existe um efeito mínimo quando a linha que conecta os pontos é horizontal, ou seja, paralela ao eixo-x. Quanto maior o desvio do paralelismo ao eixo-x, maior é a magnitude do efeito do parâmetro sobre a resposta. O perfil vertical apresentado pela curva de PP confirma a importância deste parâmetro sobre a resistência da junta, ao passo que o perfil aproximadamente plano das curvas de TM indica a baixa contribuição deste parâmetro. A VR apresenta uma redução sutil a partir dos níveis intermediários. Um perfil continuamente crescente, como o apresentado pela curva de PP, é um indicativo da possibilidade de se obter melhores resultados para níveis acima do nível máximo testado. Contudo, como a ferramenta utilizada neste estudo é fabricada em aço, a máxima profundidade de penetração é limitada a 2,8 mm.

Como a proposta deste DOE é maximizar tanto os valores de Médias e Razão S/R e, deste modo, otimizar a resposta e reduzir a variabilidade, a combinação dos parâmetros que asseguram um elevado valor de resistência ao cisalhamento de acordo com o conjunto de dados experimentais corresponde a condição de soldagem com os níveis superiores de PP e TM e nível inferior de VR. Desse modo, o Método Taguchi sugere como condição otimizada

a combinação de parâmetros: VR de 1600 rpm, PP de 2,8 mm e TM de 4 s, conforme mostra a Tabela 12. Esta combinação de parâmetros já se encontra na matriz L9 (condição FSpW-A15454-St-03 da Tabela 8). Como a matriz ortogonal não avalia todas as combinações possíveis, o efeito das interações não foi incluído no processo de otimização.

Figura 32: Gráficos resultantes do Método Taguchi em termos de Médias e S/R: (a) Velocidade de Rotação, (b) Tempo de Mistura e (c) Profundidade de Penetração.

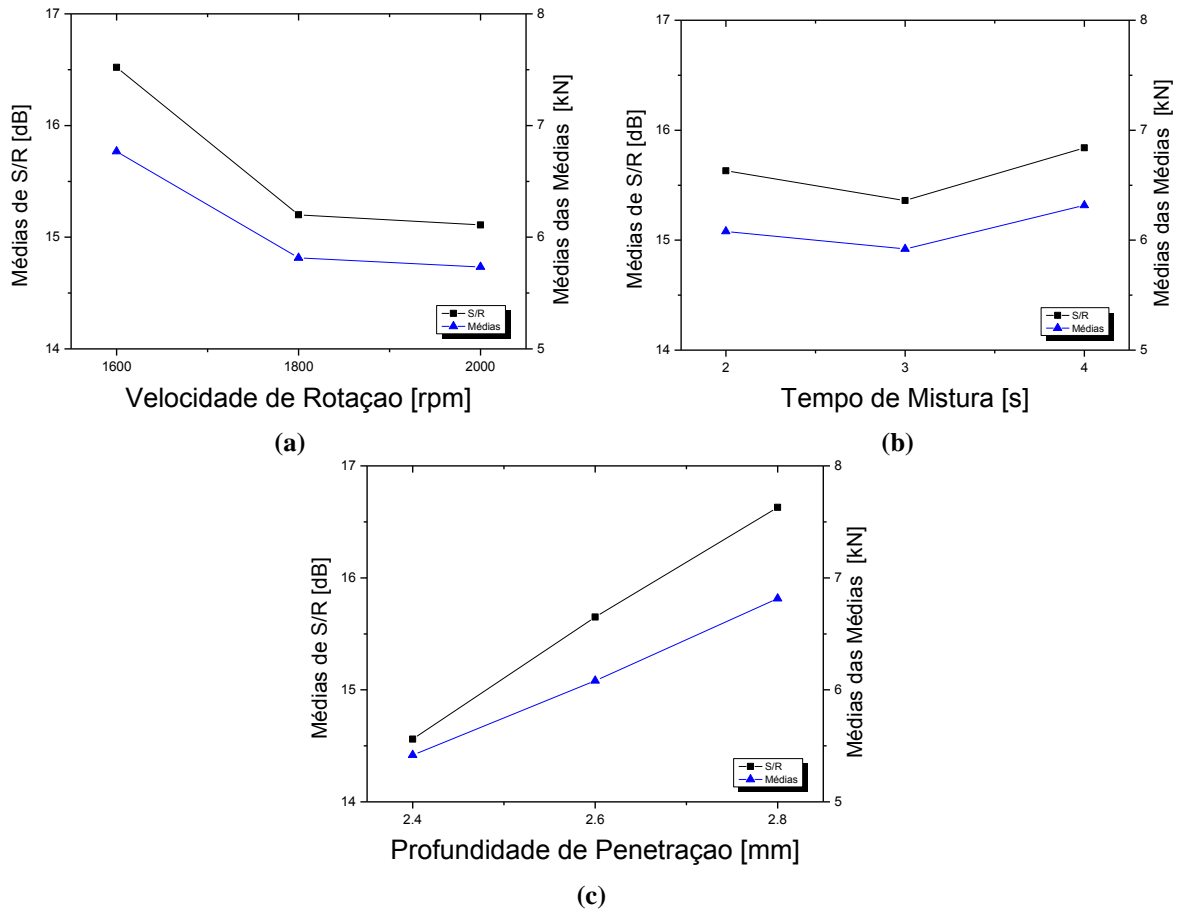


Tabela 12: Combinação dos parâmetros de soldagem sugerida pelo Método Taguchi como condições de soldagem otimizada.

Condição de Soldagem	Velocidade de Rotação [rpm]	Tempo de Mistura [s]	Tempo Total de Soldagem [s]	Profundidade de Penetração [mm]	Resistência ao cisalhamento media [kN]
FSpW-A15454-St-03	1600	4	10s	2,8	7,75 ± 0,05

Após a obtenção da melhor combinação dos parâmetros de soldagem, com o propósito de validar a condição otimizada proposta pela análise do Método do Taguchi e obter uma melhor compreensão dos efeitos das variáveis no desempenho mecânico das juntas, novos experimentos foram realizados. O planejamento experimental desta etapa envolveu uma nova matriz de condições de soldagem obtida através da aplicação do método OFAT (*one fator at*



time), variando-se individualmente os níveis de cada parâmetro. A nova matriz experimental, juntamente com os valores de carga de cisalhamento são apresentados na Tabela 13.

Tabela 13: Nova matriz de ensaios realizada para a avaliação do efeito individual das variáveis do processo na resistência mecânica das juntas soldadas

Condição	Parâmetros			Tempo Total de Soldagem [s]	Carga média [kN]
	VR [RMP]	PP [mm]	TM [s]		
<b>FSpW-AI5454-St-10</b>	1600	2,8	3	9	7,3 ± 0,38
<b>FSpW-AI5454-St-11</b>	1600	2,8	2	8	6,68 ± 0,22
<b>FSpW-AI5454-St-12</b>	1600	2,4	4	10	6,38 ± 0,13
<b>FSpW-AI5454-St-13</b>	1600	2,6	4	10	6,82 ± 0,34
<b>FSpW-AI5454-St-14</b>	1800	2,8	4	10	6,38 ± 0,12
<b>FSpW-AI5454-St-15</b>	2000	2,8	4	10	6,25 ± 0,04
<b>FSpW-AI5454-St-03</b>	1600	2,8	4	10	7,75 ± 0,05

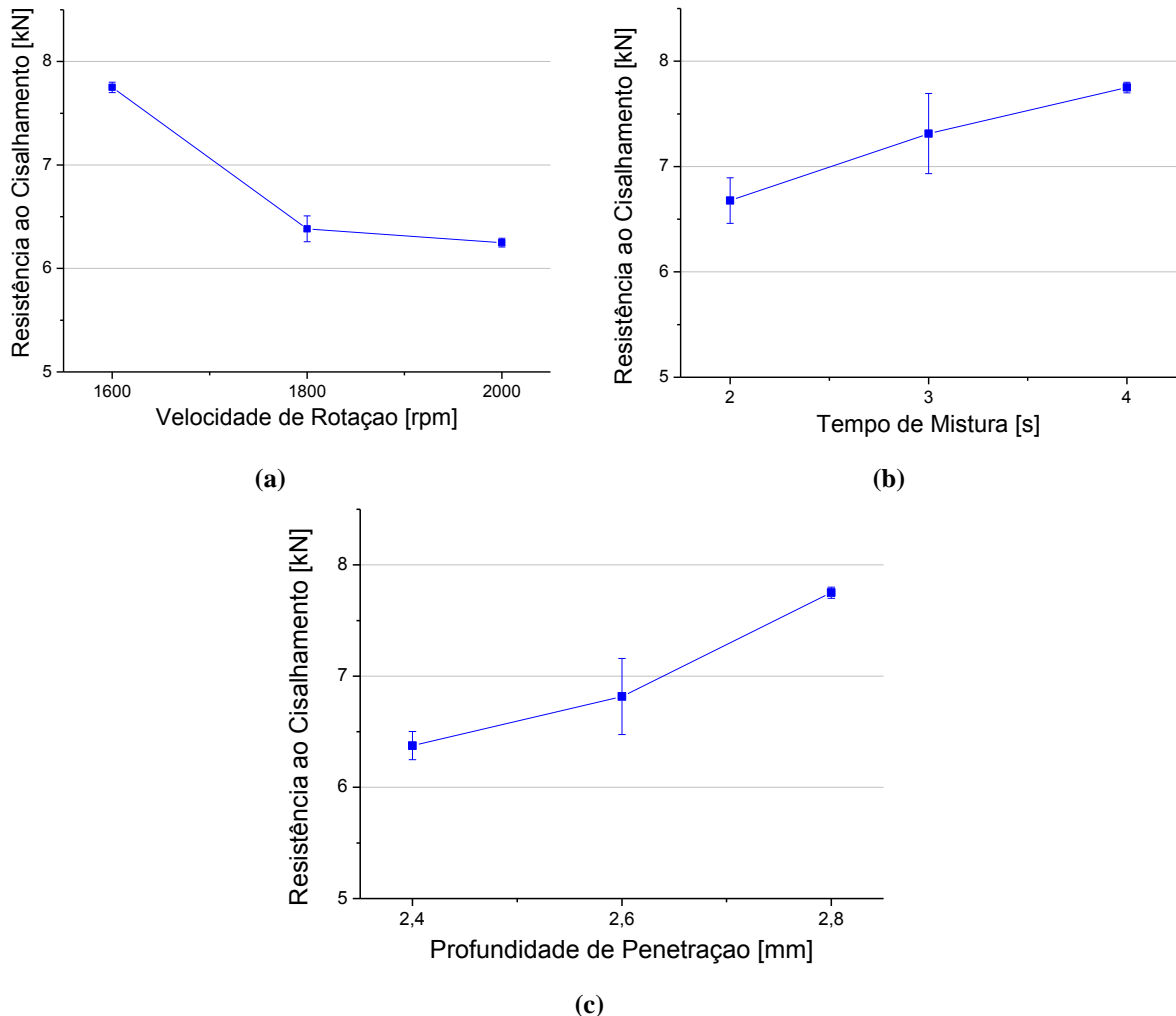
O efeito de cada parâmetro de processo sobre a resistência da junta é melhor ilustrado na Figura 33. Considerando os níveis dos parâmetros que apresentaram os maiores valores de resistências ao cisalhamento, dentro do intervalo de variação aplicado, a melhor combinação dos parâmetros encontrada coincide com a sugerida pelo Método Taguchi: VR de 1600 rpm, PP de 2,8 mm e TM de 4 s (Condição FSpW-AI5454-St-03 da Tabela 8). O perfil crescente e decrescente apresentado pelas curvas de TM e VR, respectivamente, indicam a possibilidade de se obter um melhor resultado para níveis superiores de TM e inferiores de VR. Entretanto, soldadas realizadas com VR de 1500 rpm apresentaram valores de resistência ao cisalhamento inferiores a 5 kN e com a utilização de TM superiores a 4 s não foi possível obter soldas com acabamento superficial aceitável.

Assim, a condição de parâmetros otimizados para a união de juntas dissimilares entre a liga de alumínio AA5454-H22 e o aço HX340LAD-Z através da aplicação do processo de soldagem a ponto por fricção corresponde a condição FSpW-AI5454-St-03.

Para soldadas dissimilares produzidas através do processo RSW recomenda-se que a carga de ruptura durante ensaio de cisalhamento seja equivalente ao valor encontrado quando soldas a pontos são produzidas no material com a menor resistência à tração (LIYANAGE *et al.*, 2009). Assim, os resultados obtidos neste estudo foram comparados com a resistência ao cisalhamento mínima exigida pela Norma SAE AMS-W-6858A “Welding, Resistance: Spot and Seam” para juntas similares entre ligas de alumínio com espessura de 3,2 mm obtidas através da técnica de RSW. A resistência das juntas soldadas nesta última etapa de otimização dos parâmetros de soldagem também foram comparadas com o valor de resistência ao cisalhamento das juntas similares de alumínio AA5454-H22 unidas pelo processo FSpW.

Ademais, foram comparadas aos valores de resistência ao cisalhamento das juntas dissimilares entre a liga de alumínio 6008 e aço baixo carbono com espessura de 2,5 e 2 mm, respectivamente, unidas através da técnica de soldagem *FSSW* (BOZZI; ETTER; *et al.*, 2010). A Figura 34 apresenta os estudos comparativos supracitados.

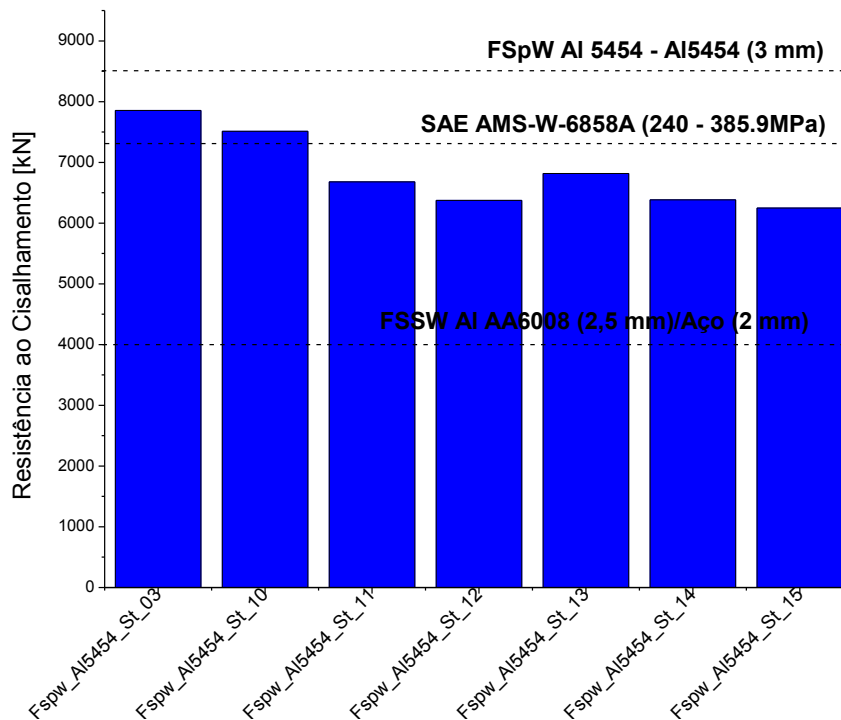
Figura 33: Efeitos dos parâmetros de processo individuais sobre a resistência ao cisalhamento.



Considerando os valores de resistência apresentados na Figura 34, a resistência ao cisalhamento máxima apresentada pela condição de parâmetros otimizados deste estudo consiste em aproximadamente 91% do valor da resistência das juntas similares de *FSpW* Al5454-H22. Além de atender aos requisitos mínimos de resistência ao cisalhamento para soldas a ponto por resistência entre ligas de alumínio exigidas pela Norma SAE AMS-W-6858<sup>a</sup>. Sendo o resultado reportado para o processo *FSSW* inferior quando comparado com todos os obtidos neste estudo, o que indica um potencial de substituição pelo *FSpW*. Entretanto, não foram encontrados dados na literatura para juntas híbridas de Al e aço (Al com espessura  $\geq 2,5$  mm) produzidas através de *RSW*. Zhang *et al.* (2013) obtiveram uma resistência ao cisalhamento de 6 kN através de *RSW* entre AA6008-T6 e aço H220YD-Z100

galvanizado com espessuras de 1,5 e 1 mm, respectivamente, com utilização de uma folha de Al AA4047 (com espessura de 300  $\mu\text{m}$ ) como “intercamada”. O trabalho de Zhang *et al.* (2013) apresentou uma resistência ao cisalhamento de aproximadamente 80% do valor observado neste estudo, para chapas de alumínio com metade da espessura utilizadas neste trabalho. Indicando a necessidade de uma melhor otimização para assegurar a aplicação confiável do *FSpW* em substituição ao *RSW*.

Figura 34: Gráfico comparativo entre a resistência das juntas soldadas e dados provenientes da literatura (BOZZI; ETTER; et al., 2010.; ENGINEERS, S.-S. O. A., 2000).



## 5.2. CICLO TÉRMICO E APORTE DE ENERGIA

O desempenho mecânico de juntas dissimilares entre ligas de alumínio e aços é condicionado, principalmente, pelo estado da interface de contato entre estes dois metais, particularmente pela formação de compostos intermetálicos nesta região. A formação e o crescimento dos compostos intermetálicos na região interfacial da solda envolve o processo de interdifusão entre os átomos de Al e Fe, ou seja, dependem intimamente da temperatura e do estado de deformação do material durante o processo de soldagem. Uma condição de soldagem é considerada adequada quando limita a temperatura e, deste modo, a difusão durante o procedimento de soldagem. Assim, a análise do perfil térmico é uma ferramenta muito importante na compreensão da relação entre as características microestruturais e as propriedades mecânicas da junta soldada.

Com o propósito de compreender os fatores que atuam na degradação das propriedades mecânicas das soldas *FSpW* entre Al5454-H22 e aço HX340LAD-Z, as condições escolhidas para análise do perfil térmico foram aquelas que apresentaram o melhor e o pior desempenho mecânico para ensaio de resistência ao cisalhamento da segunda matriz de experimentos da etapa de otimização dos parâmetros de soldagem, condições *FSpW*-Al5454-St-03 e *FSpW*-Al5454-St-15, respectivamente. As temperaturas envolvidas durante a soldagem foram medidas com termopares posicionados conforme demonstrado na Figura 26. O posicionamento mencionado dos termopares permite a medição da temperatura efetivamente na zona de solda e região circundante.

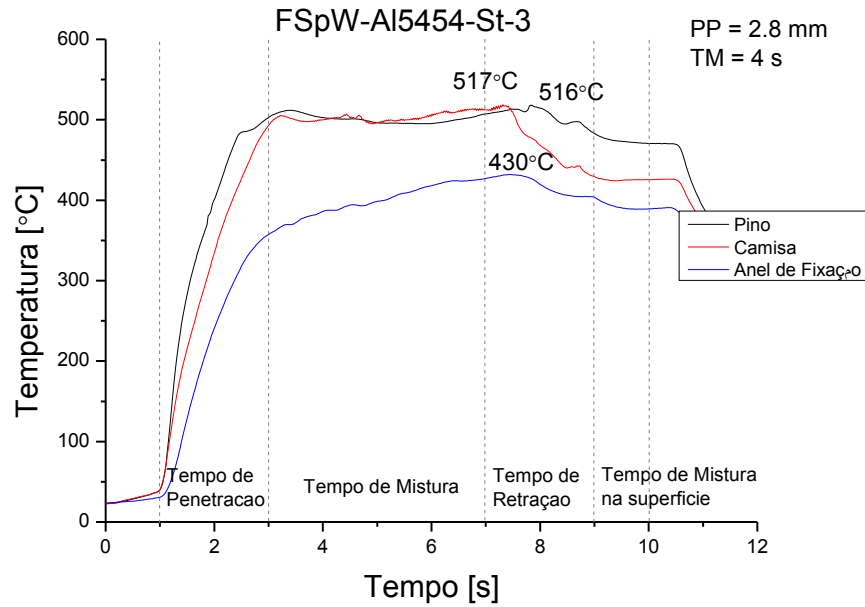
A Figura 35 apresenta o ciclo térmico durante o processo de soldagem das juntas *FSpW*-Al5454-St-03 e *FSpW*-Al5454-St-15. A temperatura no centro do botão de solda aumenta drasticamente durante o período de penetração da ferramenta, antes da completa penetração da camisa, e, em seguida, diminui lentamente. Subsequentemente, a temperatura volta a aumentar até atingir um pico de temperatura durante o período de retração da ferramenta, para, então, reduzir rapidamente após a remoção da ferramenta.

A taxa de aquecimento aumenta de 240°C/s para 260°C/s com o aumento da velocidade de rotação de 1600 para 2000 rpm. Ainda, o pico de temperatura observado na região central da solda aumenta de 516°C para 580°C com o aumento da velocidade de rotação (Figura 35). Este comportamento corresponde ao esperado, pois configurações de soldagem com elevadas velocidades de rotação produzem uma combinação de elevada taxa de aquecimento e elevada temperatura na zona de mistura, devido ao aumento da energia aplicada (GERLICH, A. *et al.*, 2007). A maior temperatura observada para juntas produzidas utilizando velocidade de rotação de 2000 rpm (580°C) é menor que a temperatura solidus da liga de alumínio utilizada neste estudo (590°C) (GERLICH, A. *et al.*, 2007).

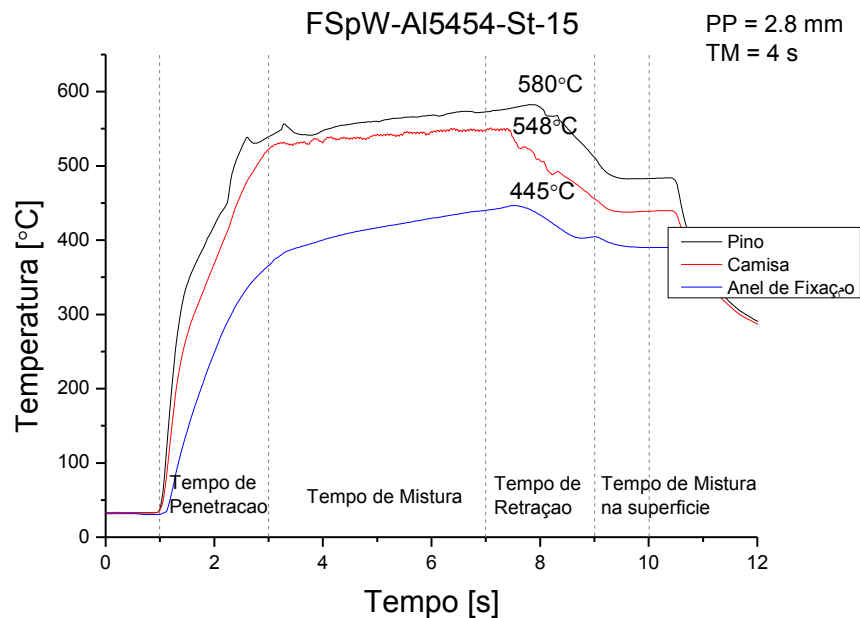
Os perfis térmicos apresentados na Figura 35 permitem observar tempos de permanência em temperaturas acima de 500 °C inferiores a 10 s, ou seja, temperaturas muito baixas em intervalos muito curtos de tempo, condição desfavorável para formação de compostos intermetálicos segundo o diagrama Fe-Al (Figura 16). Entretanto, fatores como a elevada pressão (correspondente as forças mecânicas de soldagem) e a severa deformação plástica a elevadas taxas de deformação, aos quais o material é submetido durante o processo de *FSpW*, devem ser levados em consideração, podendo ocorrer uma contribuição destes fatores na cinética das reações de formação dos compostos intermetálicos. Por isso, uma

análise por MO e MEV detalhada foi realizada, para verificar a possibilidade de formação de compostos intermetálicos na interface da solda.

Figura 35: Ciclo Térmico durante a soldagem da junta na condição: (a) FSpW-AI5454-St-03 e (b) FSpW-AI5454-St-15.



(a)



(b)

Em ambas as condições analisadas foram observados picos de temperatura na região central da solda acima de 500°C. Estas temperaturas são inferiores aos pontos de fusão do Al e do Fe (660°C e 1538°C, respectivamente), entretanto são maiores que o ponto de fusão do

Zn e do eutético Al-Mg-Zn (420°C e 381°C, respectivamente). Até mesmo a região compreendida abaixo do anel de fixação apresentou temperaturas superiores a 400°C. Estas constatações evidenciam a possibilidade de formação de líquido com estrutura eutética Al-Zn-Mg nas regiões adjacente e central da solda.

A caracterização metalúrgica das juntas soldadas entre aço HX340LAD-Z e a liga de alumínio 5454-H22 é fundamental para a compreensão do processo de consolidação da solda por *FSpW*. A análise metalúrgica permite verificar as alterações sofridas pelas microestruturas da liga de alumínio e do aço, e a possível formação de fases intermetálicas.

### 5.3. CARACTERIZAÇÃO METALÚRGICA

A caracterização metalúrgica das soldas produzidas neste trabalho foi realizada através da análise macro e micrográfica das juntas, conduzidas através de microscopia ótica e eletrônica de varredura. Como ferramentas auxiliares na investigação das fases presentes nas juntas soldadas foram utilizadas as técnicas de espectroscopia por dispersão de energia (EDS) e difração de raios-X. Através da caracterização microestrutural foram avaliadas as propriedades e características das zonas metalúrgicas formadas na região da solda. Deste modo, o objetivo da caracterização metalúrgica da secção transversal das soldas consiste em auxiliar na avaliação e compreensão dos efeitos da aplicação do processo *FSpW* na união da liga de Al5454-H22 com o aço HX340LAD-Z.

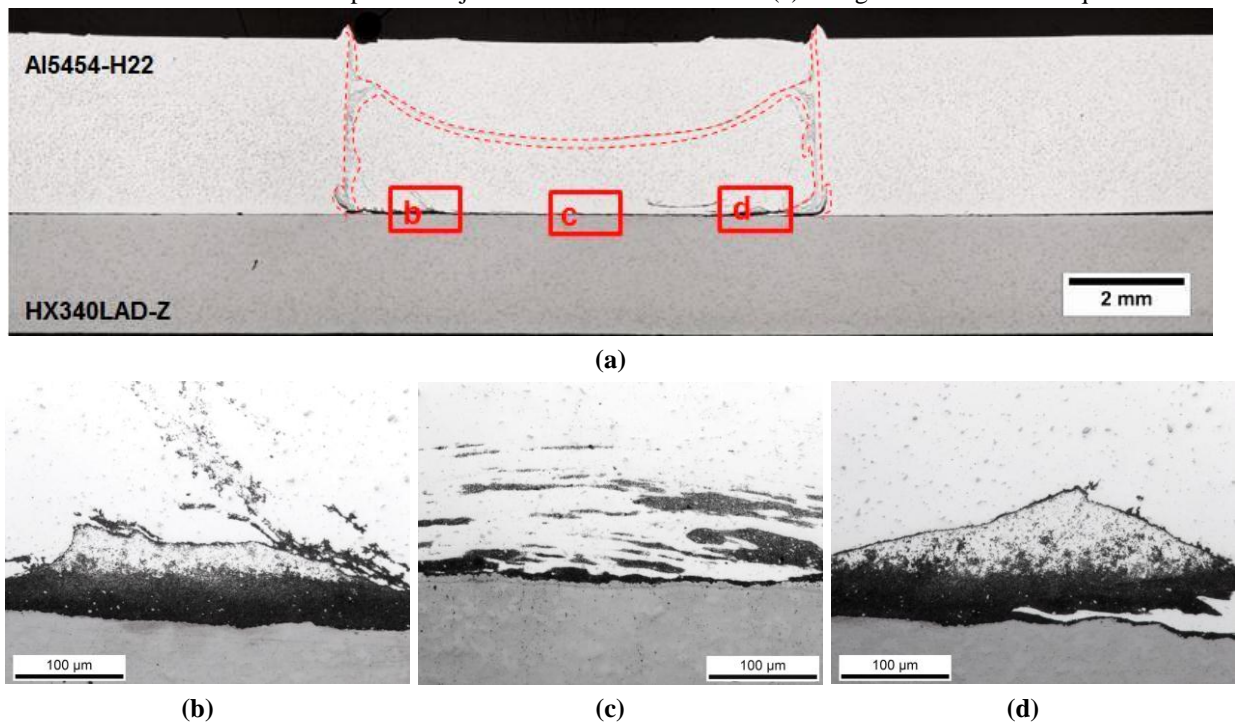
As etapas subsequentes foram realizadas tendo como base a solda produzida a partir da condição de soldagem com maior desempenho mecânico (condição *FSpW*-Al5454-St-03 da Tabela 13).

Para verificar a qualidade macroestrutural da secção transversal das soldas, foi realizada análise macrográfica.

#### 5.3.1. Macrografia

A macrografia obtida em microscópio óptico apresentada na Figura 36a mostra a secção transversal de uma junta soldada com os parâmetros da condição *FSpW*-Al5454-St-03, padrão este que se repete para todas as juntas produzidas na janela de processamento em estudo. Destaca-se o preenchimento completo do botão de solda, com ausência total de defeitos comuns em soldas de ligas de alumínio, tais como falta de preenchimento e falta de mistura (ROSENDO, T. et al., 2011). Nas Figura 36b e Figura 36d são mostradas imagens dos extremos esquerdo e direito do botão de solda respectivamente, onde se vê a interface da junta soldada. A Figura 36c mostra a interface no centro da ZM.

Figura 36: (a) Macrografia em secção transversal da amostra FSpW-Al5454-St-03-01; (b, c e d) detalhes da interface em diferentes pontos da junta soldada destacados em (a). Imagens obtidas sem ataque.



Em destaque na Figura 36a é possível observar um padrão em forma de banda que se estende a partir da superfície do aço e penetra na liga de alumínio, indicando uma possível incorporação do revestimento galvânico do aço na zona de mistura da liga de alumínio durante o processo de *FSpW*, fato também relatado por Gendo *et al.*(2007) e Miyagawa. *et al* (2009) para juntas de AA6XXX e aço carbono galvanizado; e juntas de AA5052 e aço laminado a frio galvanizado respectivamente, ambas produzidas por *FSSW*. As Figuras 36b, 36c e 36d evidenciam a presença de uma zona intermediária na linha de soldagem entre ambos os materiais, sugerindo a possível formação de compostos intermetálicos na interface da junta soldada.

A análise microestrutural das juntas soldadas entre aço HX340LAD-Z e a liga de alumínio 5454-H22 por *FSpW* permite avaliar as propriedades e características das zonas metalúrgicas formadas na região da solda, bem como a possível formação de fases intermetálicas.

### 5.3.2. Micrografias

A avaliação das características microestruturais da solda é de fundamental importância, pois permite relacionar ou até mesmo prever, por exemplo, os efeitos das alterações microestruturais decorrentes do processo de soldagem nas propriedades mecânicas

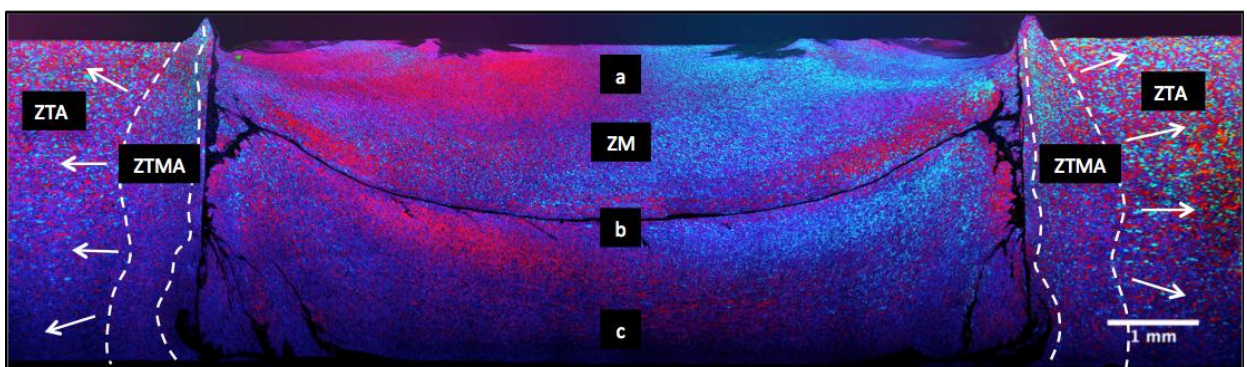
da junta soldada. A microestrutura da solda obtida por *FSpW* apresenta zonas distintas caracterizadas por diferentes graus de deformação plástica e históricos térmicos decorrentes da interação entre a ferramenta e o material. Assim, a análise micrográfica é uma ferramenta auxiliar de observação e interpretação dos efeitos do processo de soldagem no desempenho em serviço da junta soldada.

Por se tratar de um estudo de juntas dissimilares, a análise microestrutural foi conduzida para cada um dos materiais. Ademais, uma vez que a condição da interface de contato entre o aço e a liga de alumínio e sua microestrutura é um dos principais fatores que controlam o desempenho das juntas de materiais dissimilares (CHEN, Y. C. *et al.*, 2008), uma análise aprofundada da zona intermediária presente na interface da solda foi realizada.

### 5.3.2.1. Alumínio AA5454-H22

A Figura 37 mostra a macrografia da secção transversal de uma junta *FSpW* soldada com os parâmetros da condição *FSpW*-Al5454-St-03, padrão este que se repete para todas as juntas produzidas na janela de processamento em estudo. A aplicação do ataque eletrolítico utilizando solução Barker e posterior análise com MO empregando luz polarizada permitiu a distinção entre a região de deformação plástica, que inclui as zonas termo-mecanicamente afetada (ZTMA) e de mistura (ZM), e a região não deformada, que inclui a zona termicamente afetada (ZTA) e o metal base (MB). A delimitação mostrada entre as regiões é apenas uma aproximação. As setas representam a ZTA que se estende além dos limites mostrados na macrografia.

Figura 37: Macrografia da secção transversal da amostra *FSpW*-Al5454-St-03-02 (condição *FSpW*-Al5454-St-03) sendo destacadas as diferentes zonas da junta solda para a liga de alumínio AA5454-H22. Ataque eletrolítico: Barker



O MB (Figura 38) exibe características metalúrgicas do material original submetido ao processo de encruamento e parcialmente recozido, apresentando microestrutura composta por



grãos de Al- $\alpha$  suavemente alongados com presença de partículas dispersas em sua matriz. A análise de composição química por EDS conduzidas nestas partículas apresentou um percentual em peso de 74% de Al, 15% de Fe e 11% de Mn, indicando a presença de Al<sub>6</sub>(Mn,Fe). A imagem de MEV (Figura 39) apresenta as partículas de Al<sub>6</sub>(Fe,Mn) destacadas na matriz de Al- $\alpha$ .

Figura 38: Micrografia do Material Base Al 5754-H22, sendo as imagens com aumento de: (a) 100X e (b) 200X. Ataque eletrolítico: Barker

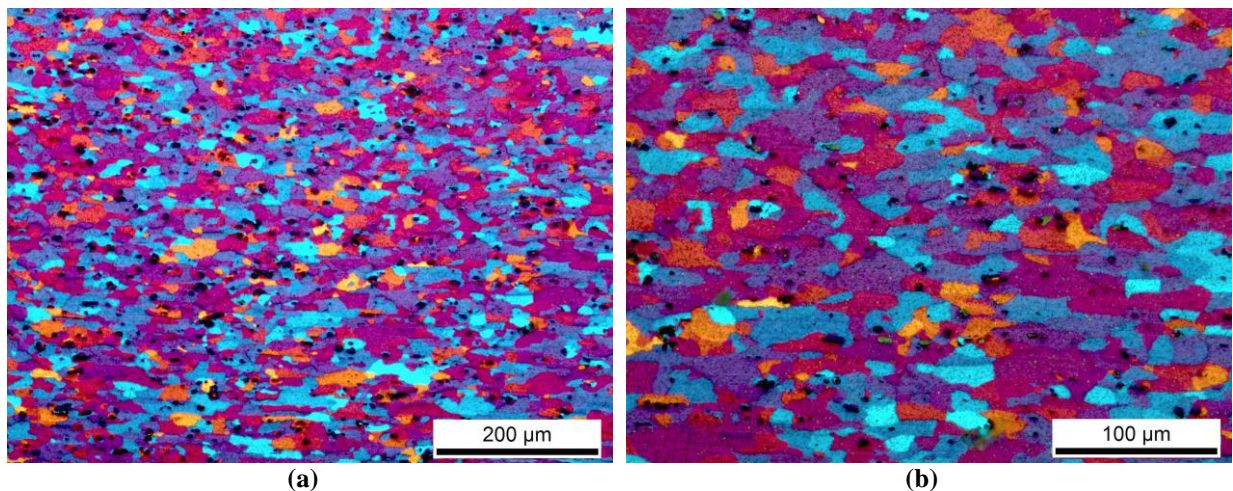
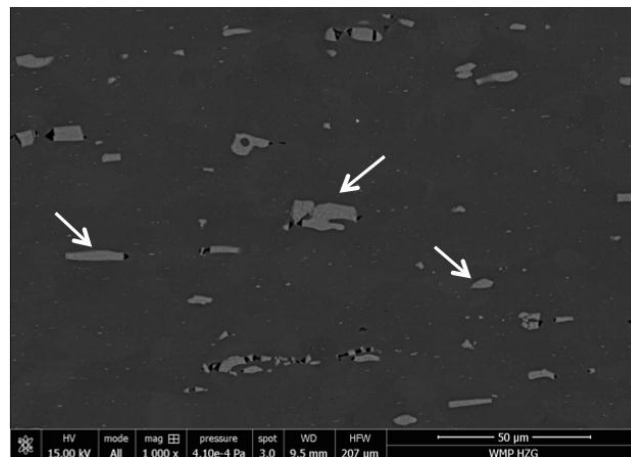


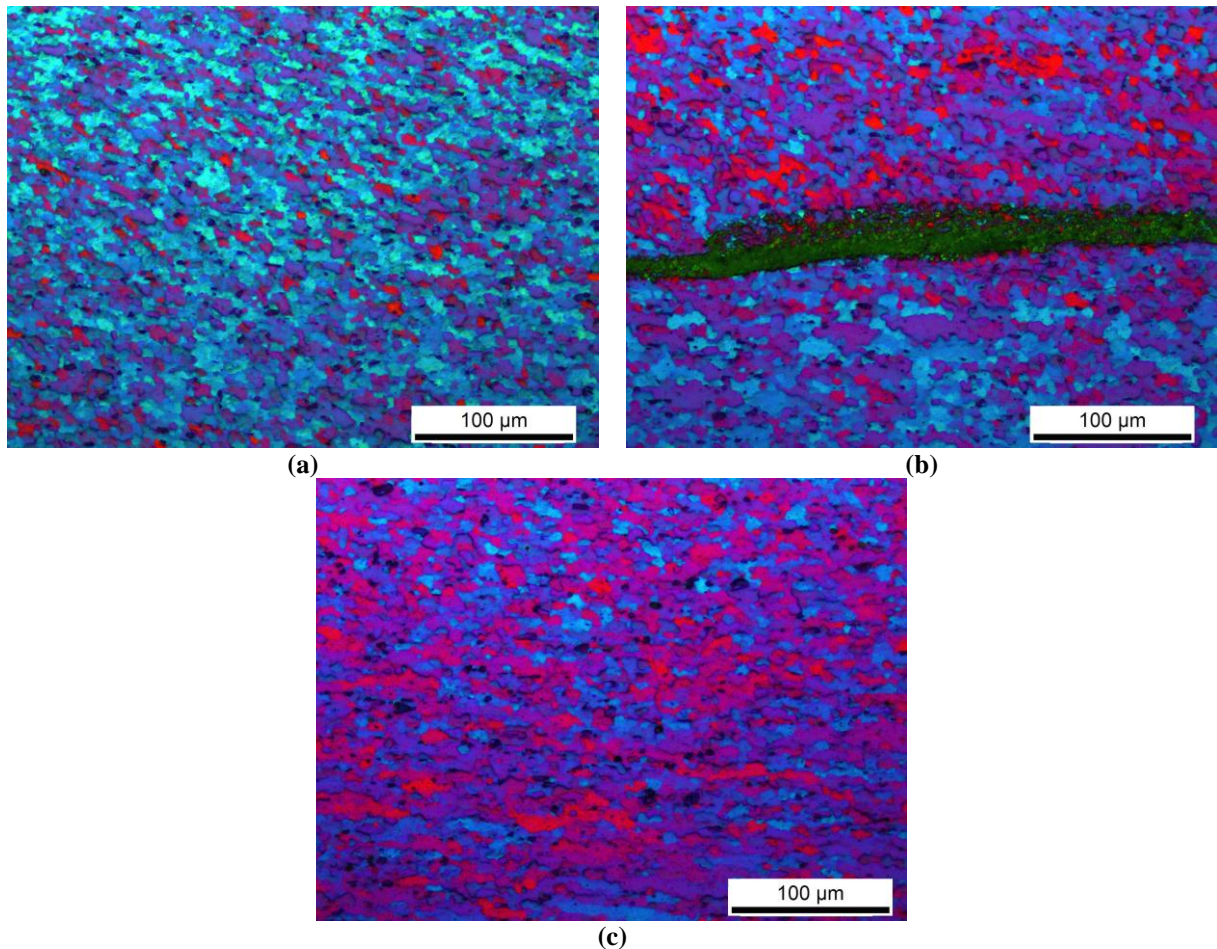
Figura 39: Micrografia obtida por MEV do MB com aumento de 1000X. Imagem obtida sem ataque



A Zona de Mistura (ZM) é caracterizada pela formação de uma microestrutura de grãos refinados, com morfologia equiaxial, resultante da recristalização dinâmica imposta pela elevada temperatura e pelo elevado grau de deformação plástica, conferidos ao material pela rotação e penetração da ferramenta durante o processo (BADARINARAYAN *et al.*, 2010; ITAPU *et al.*, 2004; KOCH, 2003; OLEA *et al.*, 2007);(ROSENDO, T. D. S., 2009). A análise microestrutural da ZM foi realizada em três posições distintas: nas regiões superior, central e inferior, como pode ser visto nas regiões “a”, “b” e “c” na Figura 37. Conforme apresentado na Figura 40, diferentes tamanhos de grão podem ser observados no interior da

ZM para cada posição, principalmente devido às características do fluxo de material e dos gradientes de temperatura e deformação plástica aos quais o material é submetido durante o processo de soldagem nesta região. A região superior (Figura 40a) experimentou um grau severo de deformação plástica pelo contato ao longo de todo o processo com a base do pino em rotação, resultando em uma microestrutura composta por grãos mais refinados e equiaxiais quando comparado as demais regiões no interior da ZM (DIAS, 2013; SILVA *et al.*, 2007a).

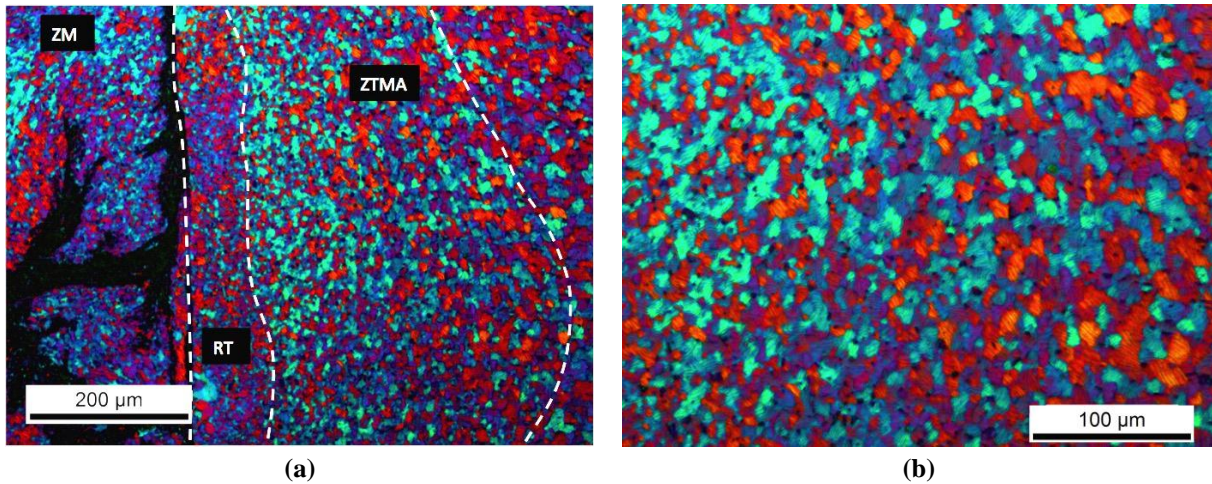
Figura 40: Micrografias de diferentes regiões no interior da ZM, sendo mostradas em a) região superior - 100X, (b) região central - 100X e (c) região inferior - 100X. Ataque eletroquímico: Barker



A Zona Termo-mecanicamente Afetada (ZTMA) experimentou ambos, temperatura e deformação plástica, durante o processo de soldagem. Sua microestrutura é caracterizada pela existência de grãos deformados e alongados em comparação aos do material base, em decorrência do trabalho mecânico imposto pelo movimento rotacional da camisa da ferramenta e da sua geometria em forma de rosca, conforme mostra a Figura 42 (BADARINARAYAN *et al.*, 2010; ITAPU *et al.*, 2004; KOCH, 2003; OLEA *et al.*, 2007); (ROSENDO, T. D. S., 2009). A Figura 42a apresenta a interface entre a SZ e a ZTMA,

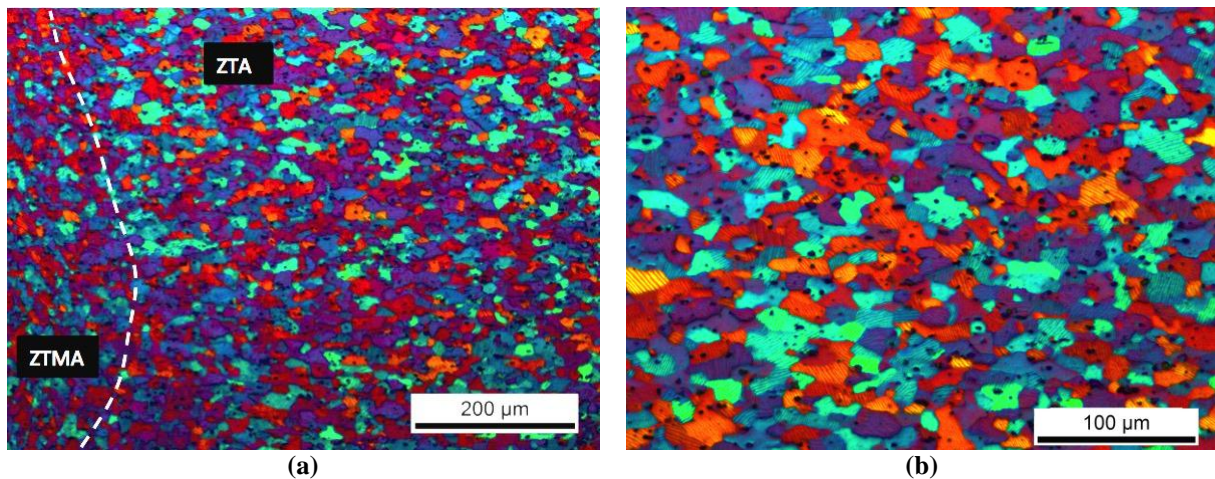
observa-se uma região de transição (RT) entre estas duas zonas, constituída por uma microestrutura recristalizada com grãos apresentando um padrão de fluxo vertical ascendente gerado durante a retração da camisa no último estágio do processo de soldagem (DIAS, 2013).

Figura 41: Micrografias mostrando: (a) interface entre a ZM e a ZTMA – 100X (b) ZTMA – 200X. Ataque eletroquímico: Barker



A Zona Termicamente Afetada (ZTA) compreende a região adjacente à ZTMA onde o material é submetido apenas à ação de ciclos térmicos. A microestrutura da ZTA consiste principalmente de grãos similares ao do material base, como mostra a Figura 42.

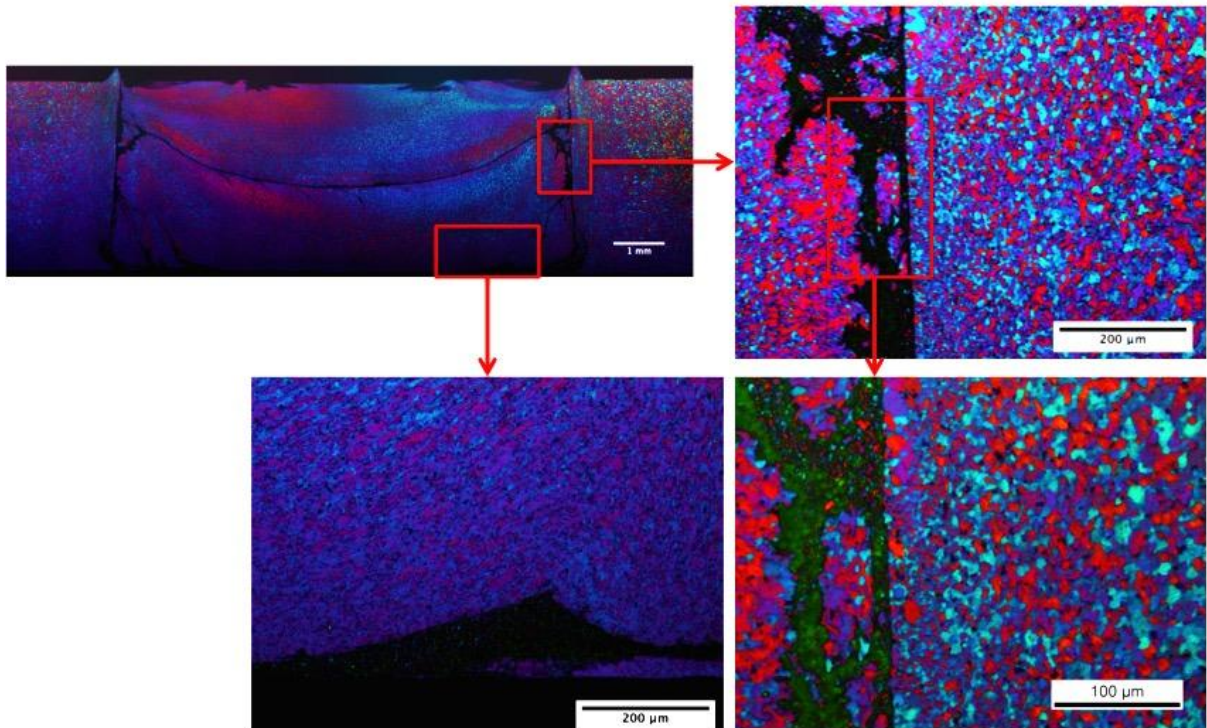
Figura 42: Micrografia da ZTA, sendo as imagens com aumento de: (a) 100X e (b) 200X. Ataque eletroquímico: Barker



Outra observação importante com respeito à metalurgia do botão de solda na liga de alumínio AA5454-H22 foi a presença de regiões escuras observadas na macrografia feita com o reagente Barker (Figura 37). Estas regiões escuras correspondem aos padrões em forma de bandas e a camada intermediária presente na interface da solda, anteriormente observadas na macrografia sem ataque químico da solda FSpW-Al5454-St-03-03, conforme Figura 36. Acredita-se que o surgimento destas zonas escuras esteja relacionado a sua composição

química, que pode ter sido modificada pela presença de zinco e/ou de ferro provenientes da chapa de aço, e, deste modo, sendo destruídas pelo ataque eletroquímico com solução Barker. Uma análise mais aprofundada destas regiões será abordada no decorrer deste trabalho devido a sua importância para a compreensão dos mecanismos de consolidação da solda. A Figura 43 mostra em detalhes algumas destas regiões.

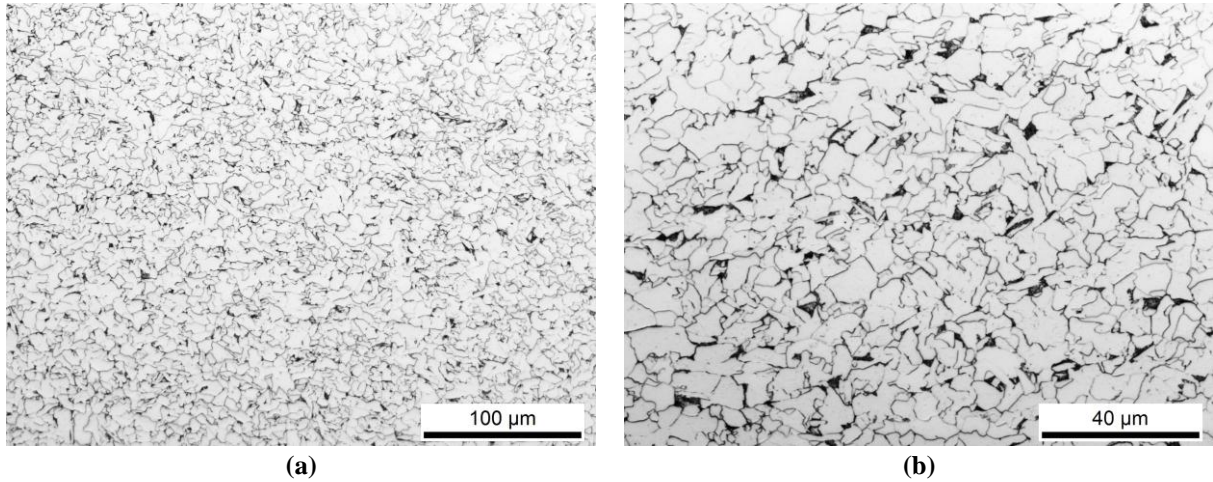
Figura 43: Manchas escuras na macrografia da amostra FSpW-Al5454-St-03-01 decorrentes do ataque químico. Ataque eletroquímico: Barker



### 5.3.2.2. Aço HX340LAD-Z

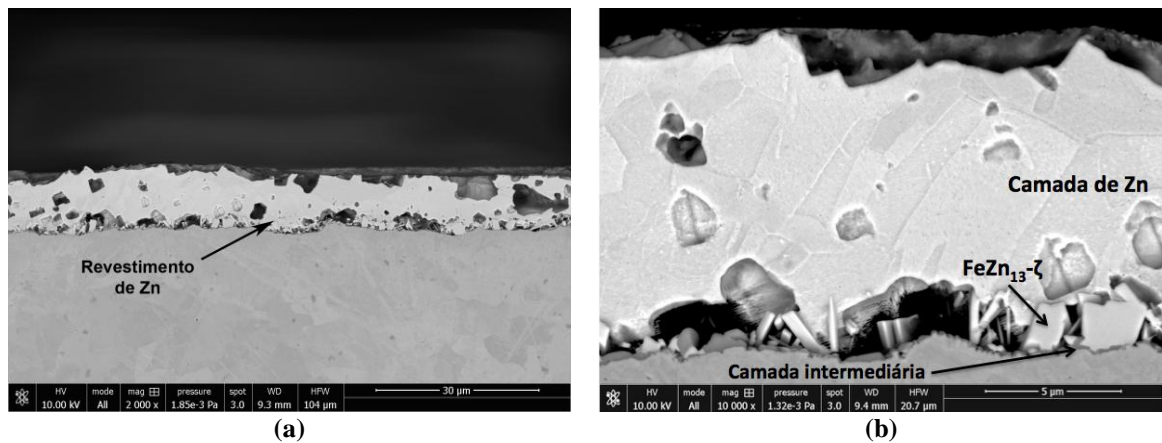
O aço utilizado neste estudo foi o HX340LAD-Z, um aço microligado ao Ti e ao Nb, pertencente à classe de aços de alta resistência e baixa liga, caracterizado por uma microestrutura ferrítica – perlítica. A Figura 44 apresenta a microestrutura do material de base composta por colônias de perlita dispersas nos contornos de grão de uma matriz ferrítica.

Figura 44: Micrografia do Material Base HX340LAD-Z, sendo as imagens com aumento de: (a) 100X e (b) 200X. Ataque químico: Nital a 2%



Visto que este estudo tem como motivação a aplicabilidade do processo *FSpW* no setor automotivo, o aço escolhido possui revestimento galvânico, com o propósito de adequação as exigências do setor automotivo. A Figura 45 apresenta o corte transversal da camada de revestimento, exibindo uma microestrutura típica do processo de galvanização por imersão a quente, com espessura média de 10µm e camada de zinco metálico puro ( $\eta$ ) predominante. Através da imagem de alta resolução da secção transversal do revestimento de zinco é possível observar presença de partículas colunares, possivelmente  $\text{FeZn}_{13}$ - $\zeta$ , sobre uma fina camada contínua adjacente ao substrato de aço, ver Figura 45b.

Figura 45: Micrografia obtida por MEV da secção transversal do revestimento de zinco, sendo as imagens com aumento de a) 200X e b) 1000X. Imagem obtida sem ataque.

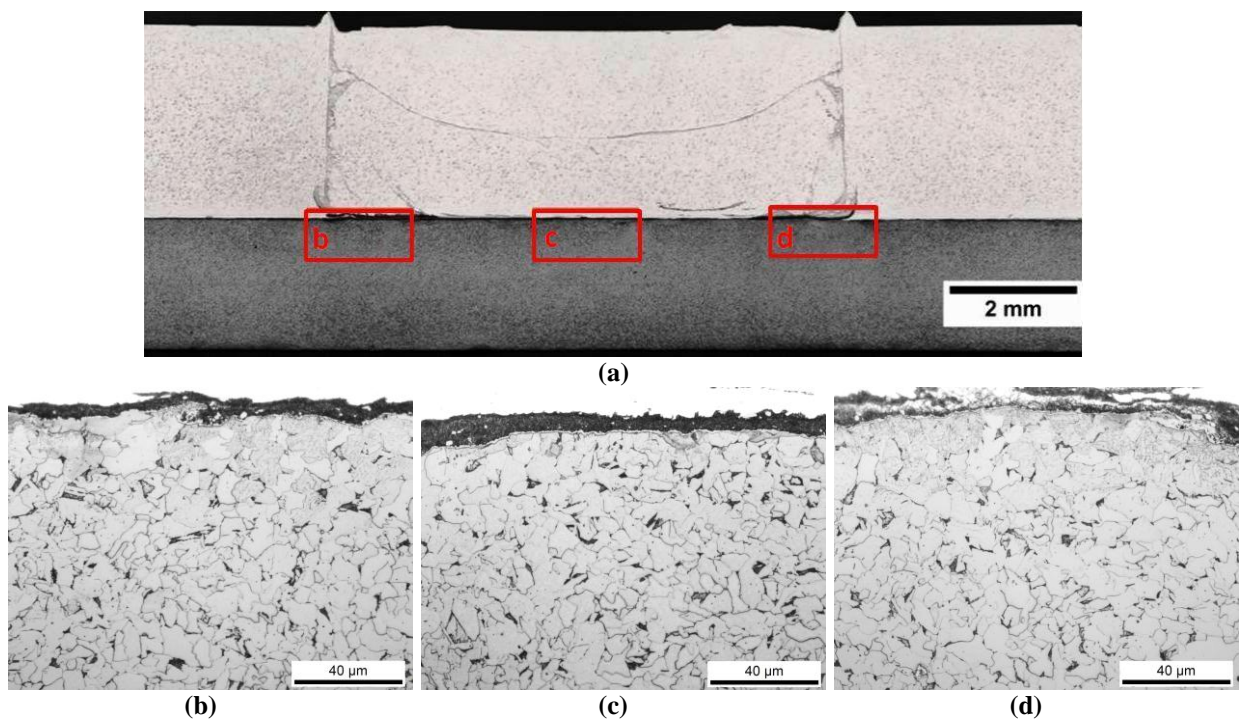


A Figura 46a mostra a macrografia da secção transversal de uma junta *FSpW* soldada com os parâmetros da condição *FSpW*-A15454-St-03, ataque químico do aço com reagente Nital a 2%, padrão este que se repete para todas as juntas produzidas na janela de processamento em estudo. Destacados na macrografia da Figura 46a estão as representações

aproximadas dos locais de onde foram obtidas as imagens apresentadas nas Figura 46b, c e d mostrando detalhes da microestrutura.

Em contraste com a microestrutura observada na liga de alumínio, a microestrutura do aço ao longo da interface da solda é similar ao da matriz do MB, apresentando uma microestrutura com perlita distribuída em uma matriz ferrítica, conforme Figura 46. Nas Figura 46b, c e d, a morfologia dos grãos bem próximos à interface da solda está levemente alongada, em comparação ao MB, e nenhuma evidência de transformação de fase é observada. Considerando a evolução microestrutural apresentada no aço, a taxa de deformação na chapa inferior foi aparentemente insignificante, comparada com a da chapa superior, sugerindo que apenas a matriz de alumínio apresentou fluxo plástico. O comportamento apresentado pela microestrutura do aço condiz com a janela de parâmetros empregada neste estudo. A máxima profundidade de penetração utilizada neste estudo foi de 2,8 mm e, sendo 3 mm a espessura da chapa de alumínio, a ferramenta de soldagem manteve contato apenas com a liga de alumínio durante o processo de soldagem.

Figura 46: Macrografia da amostra FSpW-Al5454-St-03-01 mostrando detalhes da microestrutura em diferentes pontos da junta soldada. Ataque químico Nital 3%.

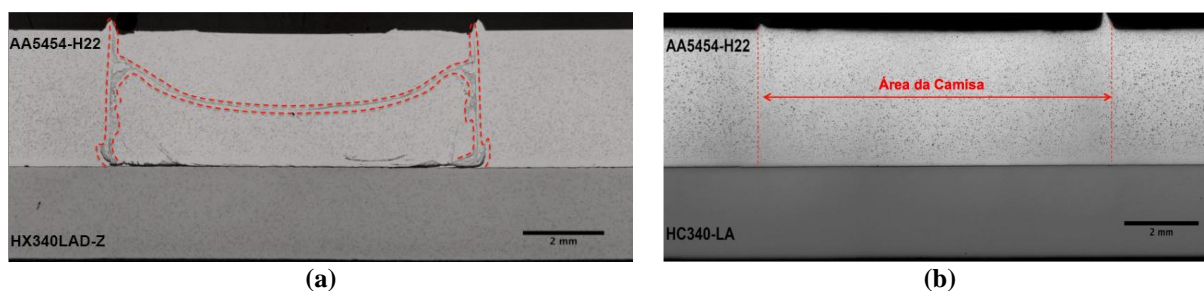


### 5.3.2.3. Camada Interfacial

Para compreender a natureza da interface entre as superfícies da liga de alumínio e do aço formada durante o processo de soldagem, a microestrutura da linha de soldagem foi caracterizada com auxílio de MO, MEV e DRX.

Nesta seção além da análise da camada interfacial também será abordada a análise das bandas observadas no interior da ZM perto da fronteira com ZTMA da liga de alumínio, observadas na Figura 36. Essa abordagem foi escolhida após a comparação da macrografia da junta soldada com os parâmetros da condição FSpW-A15454-St-03 (Figura 36) com a macrografia de uma junta soldada com os mesmos parâmetros da condição FSpW-A15454-St-03, porém utilizando uma chapa de aço HC340LA, aço sem revestimento galvânico com propriedades mecânicas similares as do aço HX340LAD-Z. Conforme pode ser observado na Figura 47, as bandas presentes na junta soldada com o aço HX340LAD-Z estão relacionadas com a presença do revestimento de zinco na superfície do substrato de aço. Como o zinco encontra-se inicialmente na interface das superfícies do alumínio e do aço a provável origem da formação destas bandas encontra-se nas reações interfaciais que ocorrem no decorrer do processo de soldagem.

Figura 47: Macrografia em secção transversal da junta soldada com os parâmetros da condição FSpW-A15454-St-03 utilizando: (a) aço HX340LAD-Z e (b) aço HC340LA. Imagem obtida sem ataque.

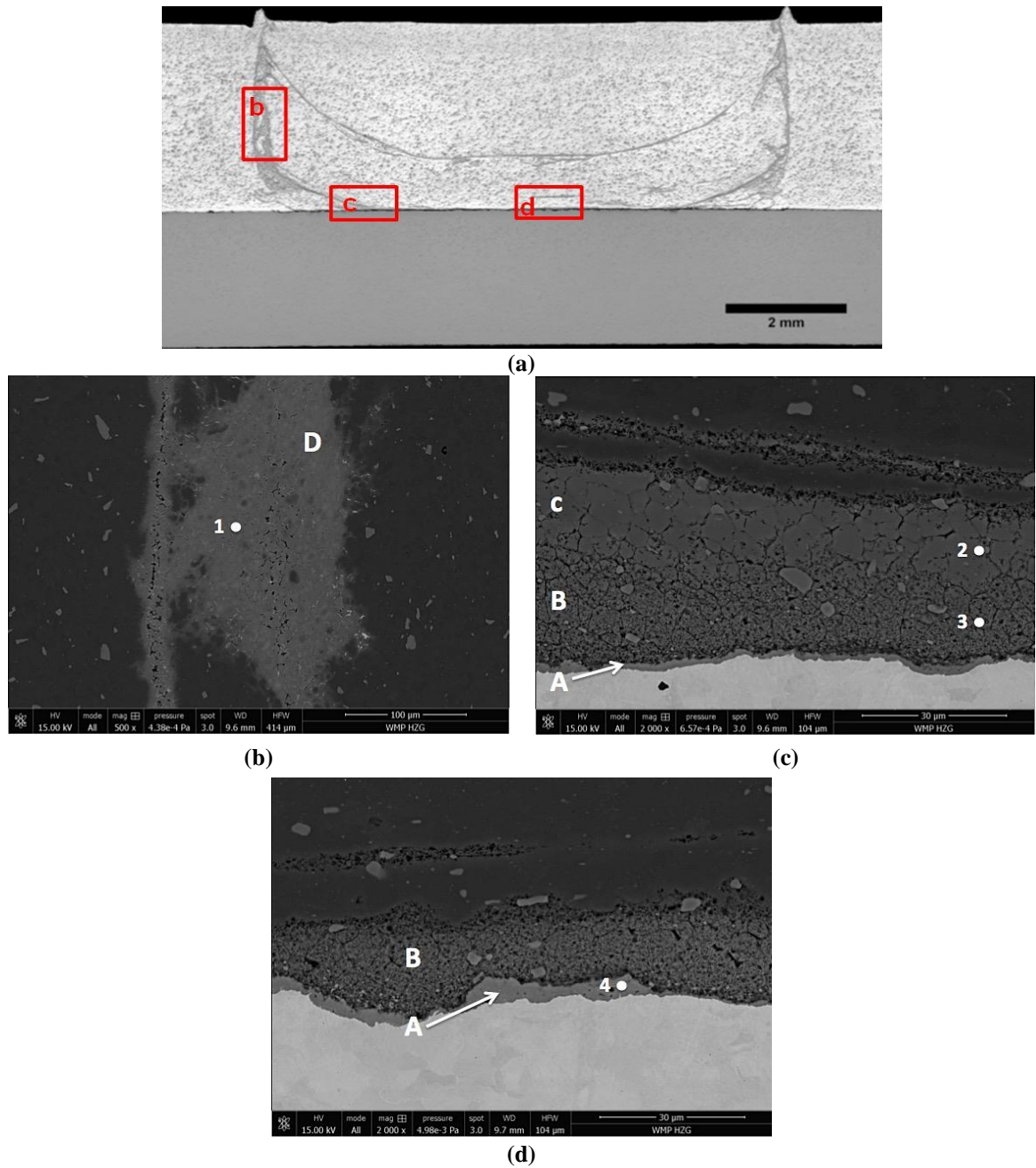


A Figura 48a mostra a macrografia da secção transversal de uma junta soldada com os parâmetros da condição de soldagem FSpW-A15454-St-03. Destacados nesta imagem estão as representações aproximadas dos locais de onde foram obtidas imagens por MEV mostrando detalhes da microestrutura. A partir das imagens das Figura 48b, c e d, quatro estruturas com morfologia diferentes podem ser observadas, nomeadas como: A, B, C e D, das quais, A e B estão presentes na interface do centro da solda; A, B e C estão presentes na interface da região de periferia da ZM e D está presente dentro da ZM, principalmente distribuída ao longo da região de fronteira com a ZTMA.

A Tabela 14 apresenta os resultados das análises quantitativas de composição química por EDS conduzidas para os quatro pontos indicados na Figura 48 (representados pelos pontos 1, 2, 3 e 4). Os pontos serão analisados levando em consideração os resultados do EDS, porém os valores encontrados são apenas uma estimativa. Os resultados obtidos indicam que a ação de fricção e mistura da ferramenta durante o processo de soldagem promoveram a incorporação do zinco para dentro da ZM da liga de alumínio, fato que é

refletido na composição química dos pontos 1, 2 e 3 que apresentaram aumento do teor de zinco em relação ao MB (GENDO *et al.*, 2007; MIYAGAWA *et al.*, 2009). O ponto 4 apresentou elevados teores de alumínio e ferro, indicando a ocorrência de interdifusão entre átomos de Fe e Al, sugerindo a possível formação de compostos intermetálicos na interface da junta soldada.

Figura 48: Macrografia da amostra FSpW-Al5454-St-03-02 mostrando detalhes da microestrutura em diferentes pontos da junta soldada. Imagens obtidas sem ataque.



Em consequência da complexidade apresentada pela estrutura da interface da junta soldada, a caracterização da camada interfacial será dividida em duas etapas: na primeira



etapa as regiões B, C e D serão juntamente analisadas e, posteriormente, na segunda etapa a região A será analisada.

Tabela 14: Composição química obtida por EDS para os pontos destacados na Figura 48.

Elemento % em peso	Al	Fe	Mg	Zn	Mn	Si	Cu
4	56,82	35,03	2,25	5,9	----	----	----
3	77,73	----	1,72	19,9	----	----	0,65
2	80,43	----	1,76	17,29	---	----	0,52
1	89,63	----	2,35	8,69	----	----	----
Al (MB)	Bal.	0,40 máx.	2,4 / 3,0	0,25 máx.	0,50 / 1,0	0,25 máx.	0,10 máx.

### 5.3.2.3.1. Regiões B, C e D

Como apresentado anteriormente, o ponto 1 (Região D) exibiu uma composição química modificada em relação ao material base, com valor percentual elevado de zinco em comparação ao valor máximo de 0,25% especificado para o MB. Tal valor faz com que sua composição química se assemelhe a composição de uma liga de alumínio da série 7XXX, que tem o zinco como principal elemento de liga (HANDBOOK, 1990). O elevado teor de zinco presente na Região D é uma evidência da incorporação de Zn, proveniente da camada de revestimento galvânico, para dentro da ZM da liga de alumínio durante o processo de soldagem.

A aplicação do ataque eletrolítico utilizando solução Barker provoca a destruição das regiões A, B, C e D (manchas escuras observadas na Figura 37) em decorrência do elevado teor de zinco presente nestas regiões. Assim foi utilizado um ataque químico por imersão em uma solução com 2,5% de ácido fluorídrico e 5% de ácido sulfúrico em H<sub>2</sub>O, e posterior análise utilizando um microscópio de varredura a laser para a visualização da microestrutura da Região D, conforme Figura 49. Como observado na Figura 50, além de composição química semelhante, a Região D apresenta microestrutura similar a uma microestrutura típica das ligas 7XXX (KETABCHI *et al.*, 2014).

A análise da microestrutura da Região D por MEV revelou ilhas de material eutético rico em Al, Mg e Zn presentes dentro da ZM da liga de alumínio, indicando ocorrência de formação de fase líquida durante o processo de soldagem, conforme apresentado na Figura 51. Resultado semelhante foi observado por Liyanage *et al.* (2009) em juntas soldadas entre a

liga de magnésio AM60 e o aço DP600 galvanizado. Neste trabalho a presença de fase eutética foi relacionada a reação eutética entre o Zn proveniente do revestimento galvânico e o Mg da chapa de AM60 a elevadas temperaturas.

Figura 49: Micrografias da Região D da amostra FSpW\_Al5454\_St\_03\_02, neste caso com ataque químico por imersão em uma solução com 2,5% de ácido fluorídrico e 5% de ácido sulfúricos em H<sub>2</sub>O, visualizadas em microscópio de varredura a laser. (a) 100X e (b) 200X. Ataque químico por imersão em uma solução com 2,5% de ácido fluorídrico e 5% de ácido sulfúrico em H<sub>2</sub>O.

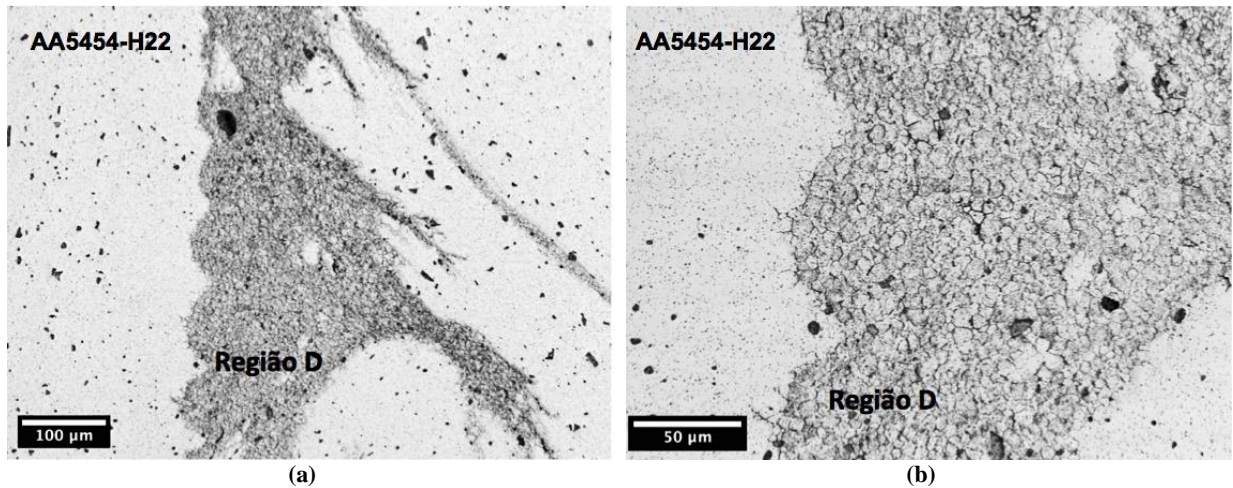
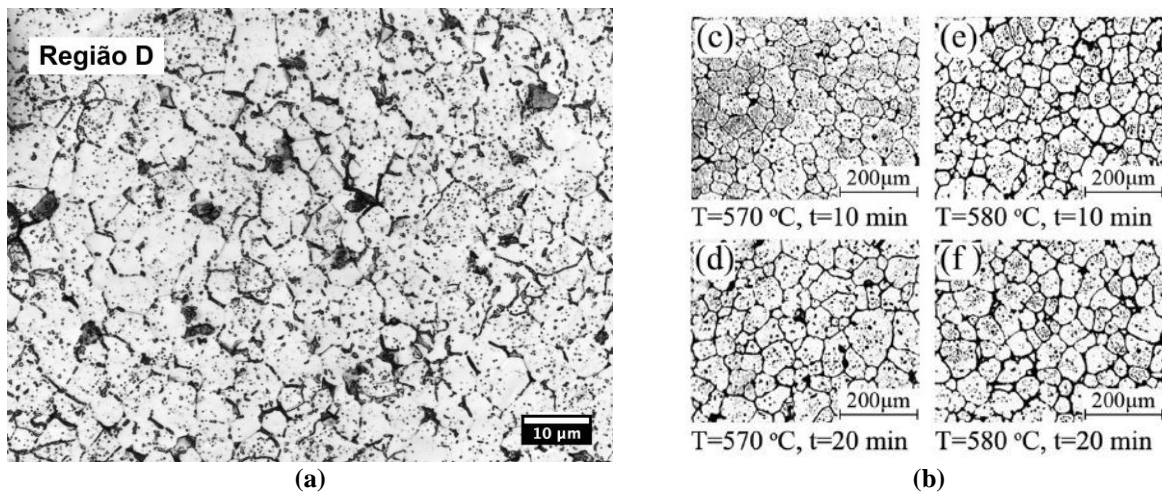


Figura 50: Comparação entre (a) a microestrutura da Região D da amostra FSpW\_Al5454\_St\_03\_02, com aumento de 500X e (b) a microestrutura da liga de alumínio AA7075 após tratamento térmico em diferentes temperaturas por 10 e 20 min (KETABCHI *et al.*, 2014). Ataque químico por imersão em uma solução com 2,5% de ácido fluorídrico e 5% de ácido sulfúrico em H<sub>2</sub>O.



As regiões com estrutura eutética foram localizadas afastadas da interface da junta soldada, encontradas preferencialmente na periferia da ZM, perto da fronteira com a ZTMA e à meia espessura da ZM ao longo do botão de solda. Nestas regiões é possível observar a ocorrência de penetração dos contornos de grãos de Al- $\alpha$  pelo filme eutético, como observado nas Figura 51a e b. A Figura 52 mostra em detalhes a microestrutura da estrutura eutética, sendo possível distinguir duas fases: uma branca e outra cinza. A Tabela 15 mostra os

resultados das análises de composição química por EDS conduzidas para os três pontos indicados na Figura 51b (como 1, 2 e 3).

Figura 51: Macrografias da Região D da amostra FSpW\_Al5454\_St\_03\_02 obtida por MEV, mostrando detalhes de diferentes pontos da junta soldada onde foram observadas ilhas de material eutético, sendo as imagens com aumento de 10.000X. Imagens obtidas sem ataque.

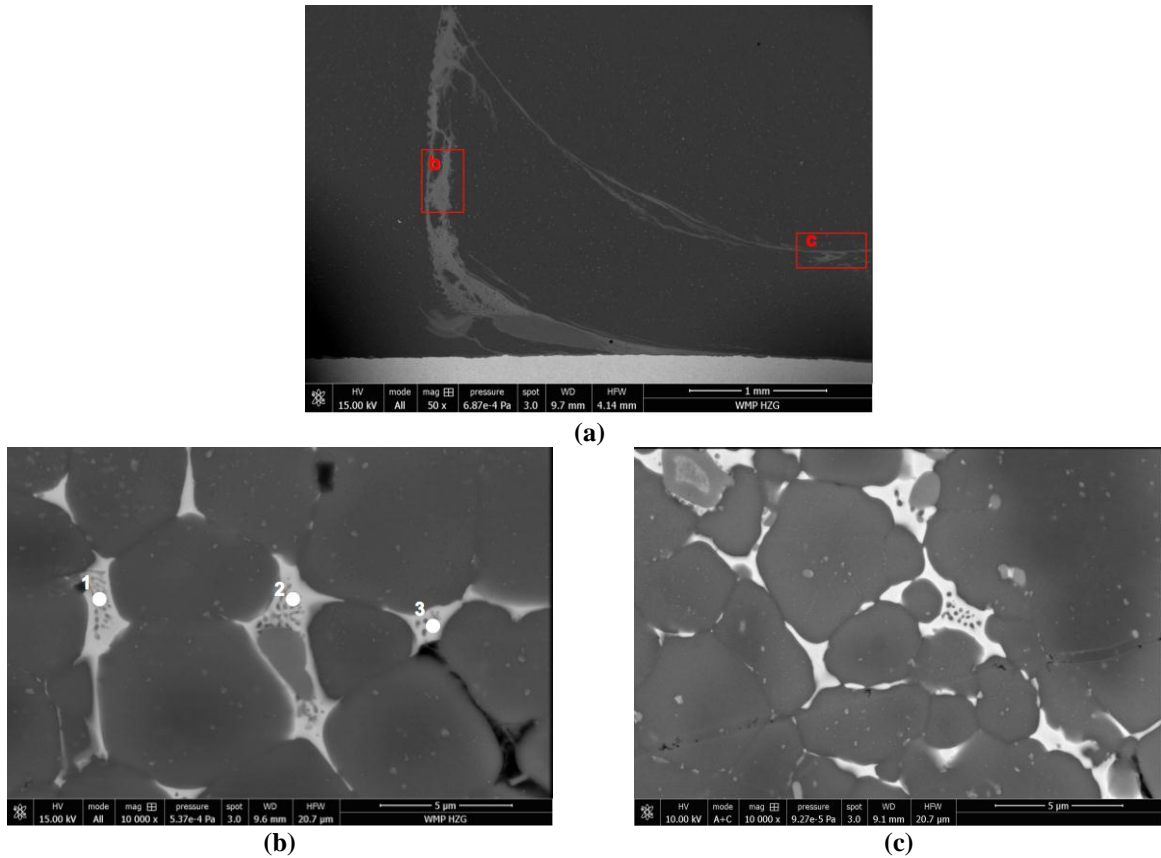
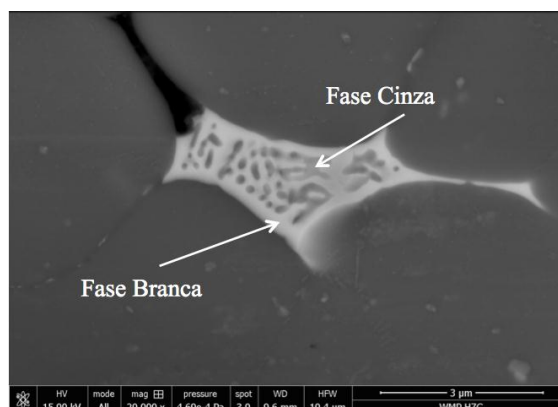


Figura 52: Micrografia obtida por microscopia eletrônica da estrutura eutética observada na Região D, sendo a imagem com aumento de 20.000X. Imagens obtidas sem ataque.



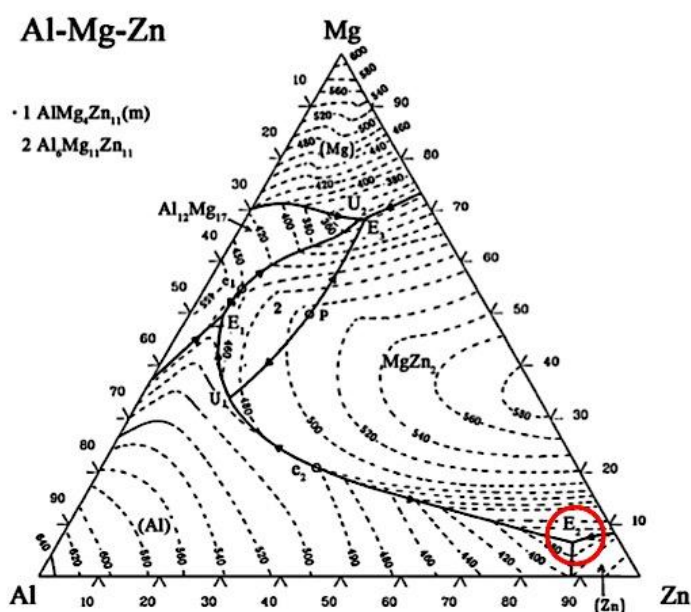
Como demonstrado no perfil térmico presente na Figura 35a, durante o processo de soldagem o material foi exposto a temperaturas superiores a 500°C, faixa de temperatura superior aos pontos de fusão do Zn e do eutético Al-Mg-Zn (420°C e 377°C, respectivamente). Tal resultado demonstra que durante o processo de soldagem, pode ocorrer

a formação de líquido eutético Al-Mg-Zn em decorrência das elevadas temperaturas as quais o material é submetido. Assim, tendo como base o diagrama de equilíbrio ternário Al-Mg-Zn (Figura 53), os resultados obtidos por EDS sugerem que o material com estrutura eutética corresponde ao produto de reação eutética (Al) + MgZn<sub>2</sub> + (Zn). De acordo com estudos anteriores (LIU, F. *et al.*, 2012; LIU, L. *et al.*, 2014) a fase branca corresponde a uma mistura de solução sólida de Al e Zn, enquanto a fase cinza corresponde ao composto MgZn<sub>2</sub> + pequena porção de solução sólida de Zn.

Tabela 15: Composição química obtida por EDS dos pontos destacados na Figura 51.

Elemento % em peso	Al	Mg	Zn	Composição de fases inferida
1	39,33	11,88	48,8	
2	47,69	10,11	42,2	(Al) + MgZn <sub>2</sub> + (Zn)
3	38,7	12,68	48,62	

Figura 53: Diagrama de equilíbrio ternário Al-Mg-Zn



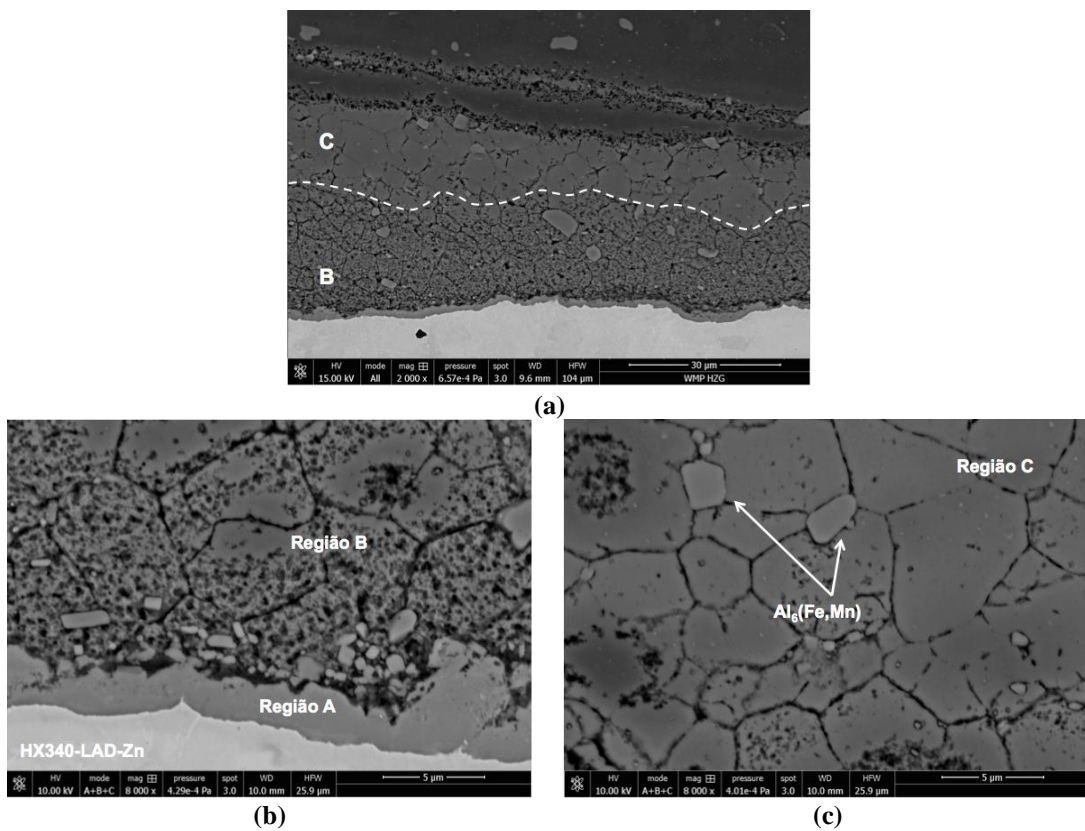
Fonte: (LIU, F. *et al.*, 2012).

Diferentemente da Região D que apresentou composição química semelhante a de uma liga de alumínio da série 7XXX, as Regiões B e C exibiram composições químicas com valores percentuais muito mais elevados de zinco do que o valor especificado para o MB, ver Tabela 14. Novamente, os elevados teores de zinco apresentados por estas duas regiões

evidenciam que durante o processo de soldagem ocorreu a incorporação do zinco proveniente da camada de revestimento galvânico para dentro da ZM da liga de alumínio.

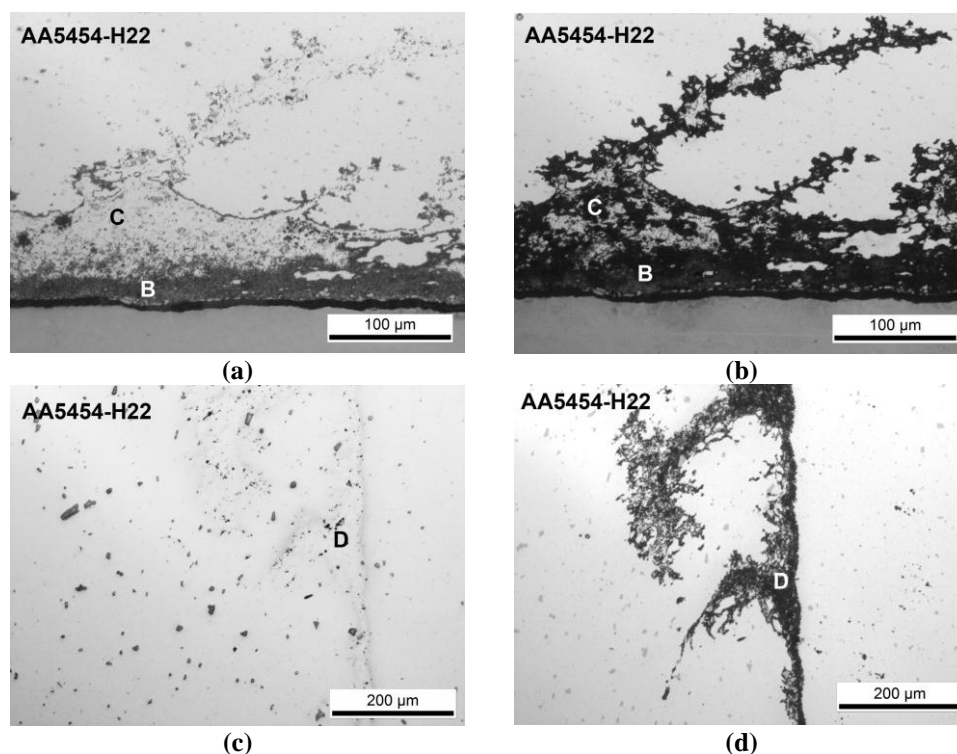
A Figura 54a exibe a micrografia da periferia da ZM da liga de alumínio perto da interface da junta soldada, mostrando detalhes da microestrutura das regiões B e C. Para ambas as Figura 54b e 54c é possível distinguir os contornos de grão da matriz de Al- $\alpha$  e algumas partículas de Al<sub>6</sub>(Fe,Mn).

Figura 54: Micrografia da periferia da ZM da liga de alumínio perto da interface da junta soldada com destaque das (a) Regiões B e C da amostra FSpW-Al15454-St-03-02 obtida por MEV, mostrando detalhes da microestrutura para cada região: (b) Região B e (c) Região C, sendo as imagens com aumento de 8.000X. Imagens obtidas sem ataque.



Inicialmente acreditava-se que as manchas escuras presentes no interior dos grãos de Al- $\alpha$  na Região B estavam associadas com a camada de óxido presente nas superfícies das chapas no início do processo de soldagem. Entretanto, foi observado que para tempos de polimento em solução de sílica coloidal superiores a 5 min, a extensão das manchas escuras aumentava, abrangendo as regiões B, C e D, conforme Figura 55. Deste modo, as manchas escuras presentes na Região B estão associadas ao seu valor percentual elevado de zinco em comparação ao valor apresentado pelo MB, conforme já evidenciado pela análise por EDS (Tabela 14), que a torna susceptível ao ataque químico por solução de sílica coloidal para tempos de exposição prologados.

Figura 55: Micrografias das Regiões B, C e D obtidas por MO, mostrando o efeito de diferentes tempos de exposição em solução de sílica coloidal: (a) e (c) 1,5 min e (b) e (d) superior a 5 min. Imagens obtidas sem ataque.

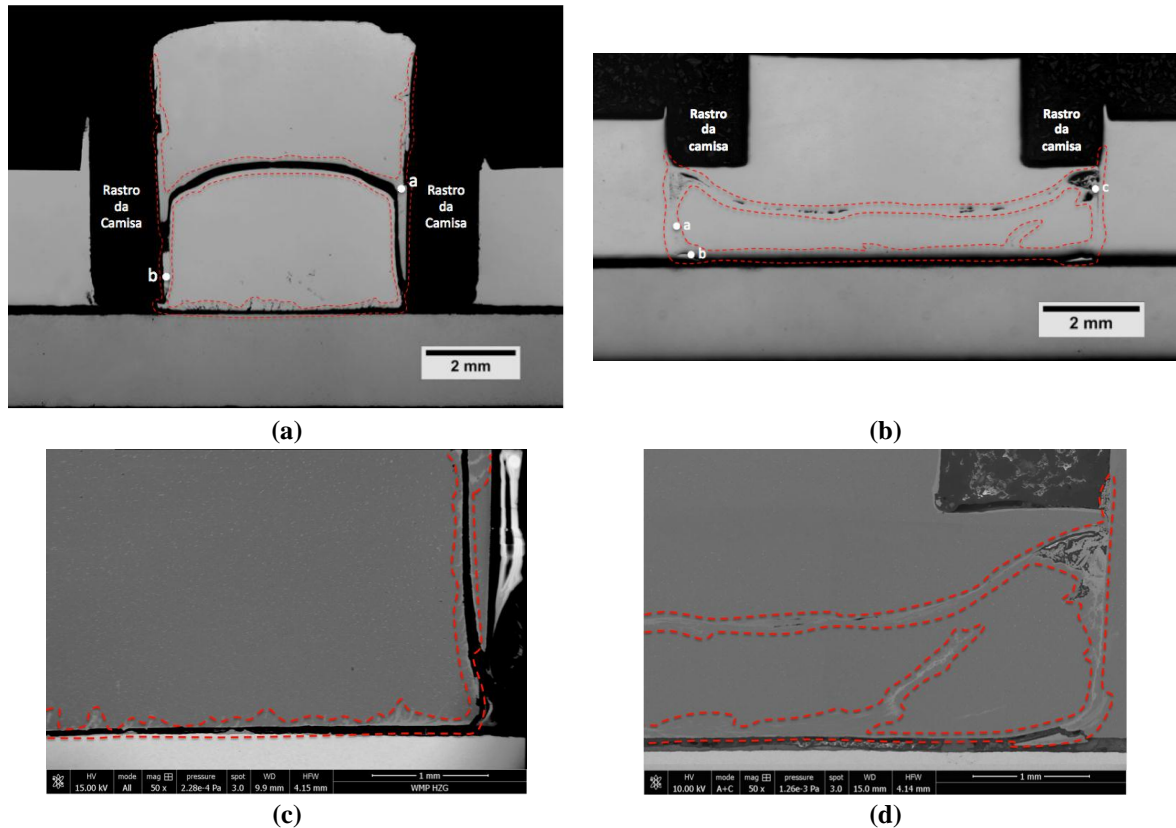


Posto que o surgimento das regiões B, C e D está relacionado à incorporação do zinco proveniente da camada de revestimento galvânico para dentro da ZM da liga de alumínio, e que a distribuição destas regiões dentro da ZM possa estar relacionada ao fluxo de material durante o processo de soldagem. A técnica de *Stop-Action* foi utilizada para um maior esclarecimento sobre a formação destas regiões, assim como para uma avaliação preliminar do efeito do fluxo de material em suas distribuições.

A técnica de *Stop-Action* consiste na interrupção do processo de soldagem em um determinado estágio do processo, pressionando o botão de emergência, e, subsequentemente, derramando uma solução de água com gelo para “congelar” a microestrutura da solda. A Figura 56 mostra as macrografias das amostras FSpW-A15454-St-03-ST-DT e FSpW-A15454-St-03-RT, obtidas através da interrupção do processo de soldagem nos estágios de penetração máxima (entre 3 – 7 s) e retração da camisa (entre 7 – 9 s), respectivamente, sendo ambas produzidas com os parâmetros de soldagem da condição FSpW-A15454-St-03. Para ambas as amostras foram observadas trincas ao longo da interface da solda e no interior da ZM da liga de alumínio, possivelmente geradas devido a remoção da ferramenta após a interrupção do processo. Em destaque nas Figura 56a e 56b é possível observar regiões semelhantes aos padrões em forma de bandas encontrados na Figura 36, demonstrando novamente que a

camada de zinco galvanizado fluiu para dentro da ZM da liga de Al durante o processo de FSpW. Imagens com maior ampliação das regiões demarcadas nas Figura 56a e 56b são mostradas nas Figura 57 e Figura 58..

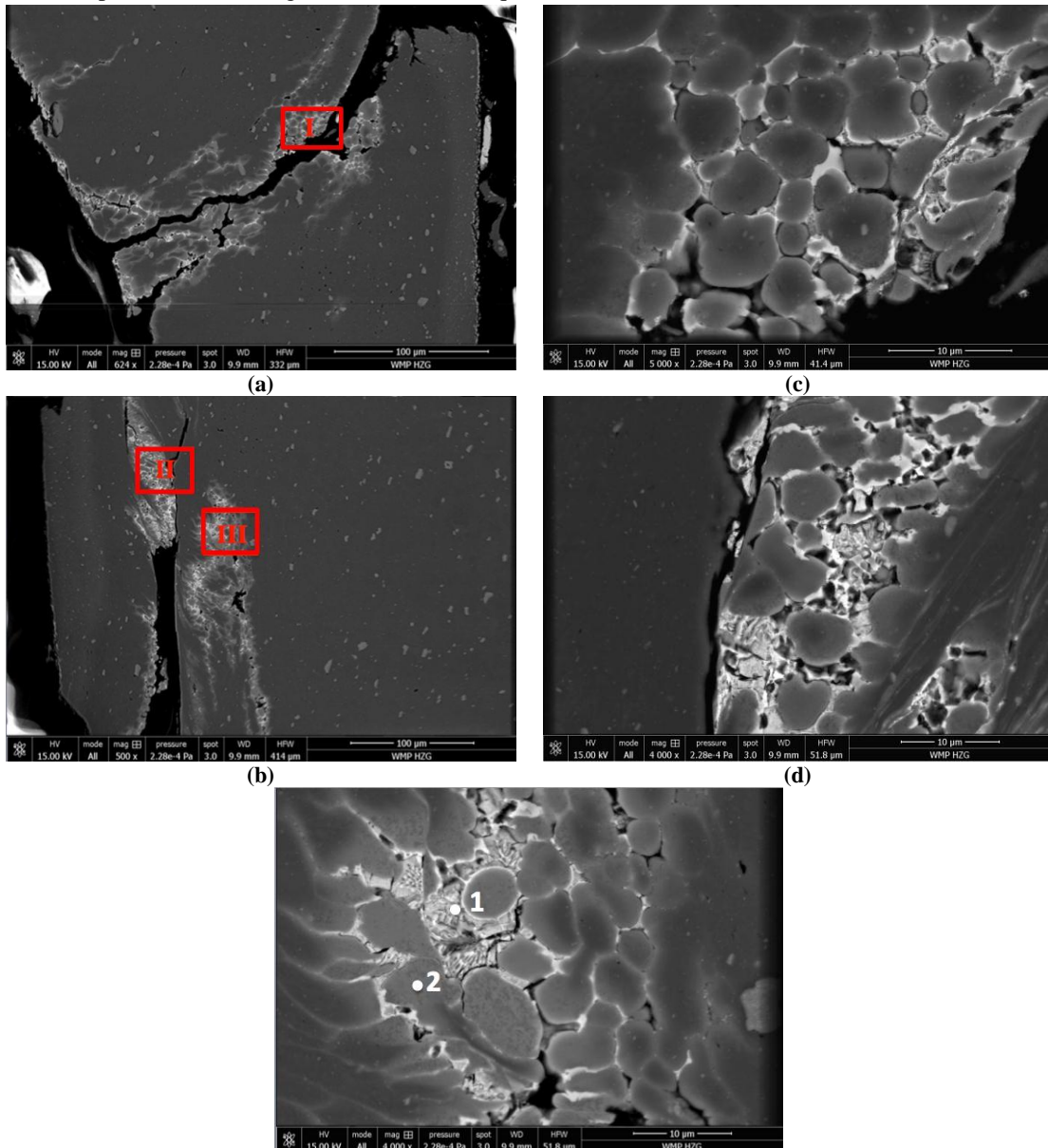
Figura 56: Macrografias óticas da seção transversal das juntas interrompidas em diferentes estágios processo de soldagem FSpW: (a) FSpW-Al15454-St-03-ST-DT e (b) FSpW-Al15454-St-03-ST-RT; (c e d) ampliação obtidas por MEV com aumento de 50X da metade direita inferior das imagens (a) e (b), respectivamente, com destaque nas regiões com padrões em forma de bandas (região em tom cinza claro). Imagens obtidas sem ataque.



Comparando as imagens mostradas na Figura 56, é possível observar que as bandas presentes na amostra FSpW-Al15454-St-03-ST-RT abrangem áreas maiores que as presentes na amostra FSpW-Al15454-St-03-ST-DT. Ainda, nas Figura 57 e Figura 58 são encontradas, novamente, evidências da formação, e posterior penetração de filme líquido eutético nas regiões do contorno de grão Al- $\alpha$  dentro da ZM da liga de alumínio durante o processo de soldagem, sendo a fração de filme líquido observado para a amostra FSpW-Al15454-St-03-ST-DT maior do que a apresentada pela amostra FSpW-Al15454-St-03-ST-RT. É importante salientar, que a fração de estrutura eutética observada em uma junta soldada em condições normais de processo é menor que as apresentadas por ambas as amostras de Stop-Action. Tais diferenças podem ser consequência do processo de dissolução do filme líquido eutético, no decorrer do processo, na matriz de Al- $\alpha$  posterior a sua incorporação na ZM da liga de Al, promovido pela interdifusão dos átomos de Al e Zn (YAMAMOTO *et al.*, 2007).

Assim, durante o estágio de retração da camisa, a elevada temperatura e a severa deformação plástica alcançadas durante o processo de soldagem, promoveram adicional interdifusão dos átomos de Al e Zn (SUHUDDIN, U. *et al.*, 2013), favorecendo a dissolução do filme líquido eutético na matriz de Al- $\alpha$ , que é acompanhado pela expansão das bandas com elevado teor de zinco dentro da ZM da liga de Al.

Figura 57: Micrografias obtidas por MEV: (a e b) regiões demarcadas pelos ponto “a” e “b” na Figura 56a, (c, d e “e”) ampliação das regiões I, II e III das imagens (a) e (b) com aumento de 10.000X, respectivamente. Imagens obtidas sem ataque.



A Tabela 16 apresenta os resultados das análises de composição química por EDS realizadas nos dois pontos indicados na Figura 57 (representados pelos pontos 1 e 2). O ponto 1 apresentou composição química semelhante as ilhas de material eutético presentes na Região D, enquanto o ponto 2 apresentou valor percentual de zinco superior ao apresentado

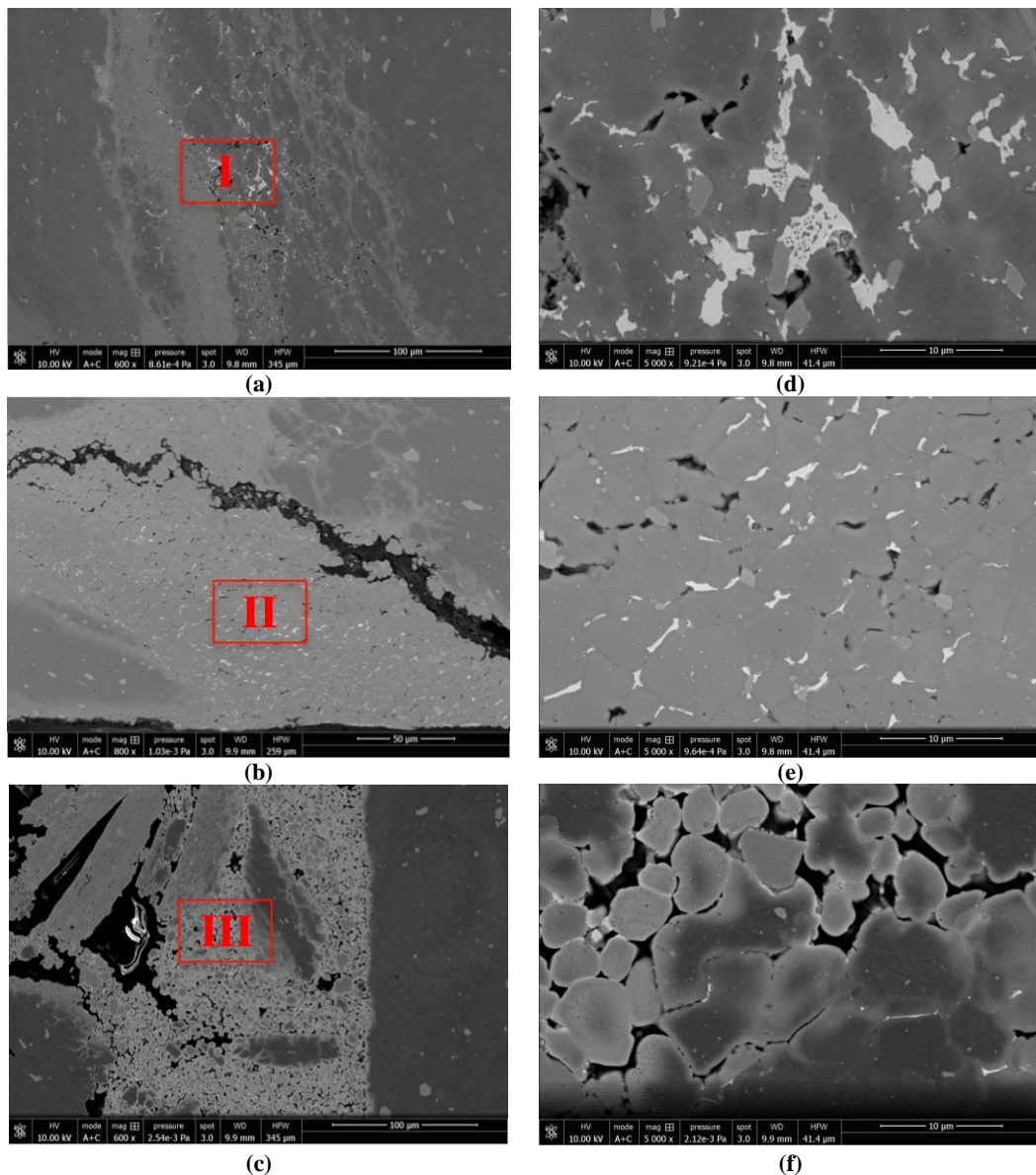


pelo MB e semelhante ao da Região D. Estes resultados sugerem que a formação do filme eutético dentro da ZM ocorre no início do processo, podendo já ser observado durante o período de penetração da ferramenta (NISHIDA *et al.*, 2011).

Tabela 16: Composição química obtida por EDS dos pontos destacados na.

Elemento % em peso	Al	Mg	Zn
1	38,35	10,91	50,75
2	88,54	2,59	8,86

Figura 58: Micrografias obtidas por MEV: (a, b e c) regiões demarcadas pelos ponto “a”, “b” e “c”, (d, “e” e f) ampliação das regiões I, II e III das imagens (a), (b) e (c) com aumento de 10.000X, respectivamente.



Segundo Chen e Nakata (2008), a formação do líquido eutético pode ser explicada devido aos efeitos de fricção, mistura e extrusão decorrentes da ação da ferramenta aos quais

o material na interface é submetido durante o processo de soldagem, que geram temperaturas e pressão suficientemente elevadas para fundir o zinco presente no revestimento do aço, promovendo a formação do produto de reação eutético Al-Mg-Zn de baixo ponto de fusão ( $T_f = 377^\circ\text{C}$ ) logo após a penetração da ferramenta. Entretanto, diferentemente do observado por Chen e Nakata (2008) ao soldarem Al AC4C com aço revestido por FSW em configuração sobreposta, ao invés do líquido eutético ser expulso do centro da solda pela ação da pressão ele é incorporado ao material plastificado pelo calor decorrente do atrito entre a camisa e a liga de Al, escoando para a cavidade criada pela retração do pino durante a segunda etapa do processo *FSpW*, como observado na Figura 57. Após sua incorporação na ZM, o líquido eutético penetra os grão de Al-  $\alpha$ , e, pela ação da temperatura e do tempo, difunde para dentro da matriz de Al, alterando a composição química da liga, dando origem a formação das Regiões B, C e D.

Deste modo, os resultados obtidos através da técnica de *Stop-Action*, sugerem que a formação das Região B, C e D está relacionada ao processo de incorporação e dissolução do filme líquido eutético; e, que suas distribuições ao final do processo estão vinculadas a redistribuição das bandas formadas devido a incorporação do zinco pelo fluxo de material gerado durante o retorno do pino e da camisa para a posição inicial da ferramenta (SUHUDDIN, U. F. H. *et al.*, 2013). Entretanto, experimentos adicionais são necessários para maior esclarecimento deste assunto.

#### **5.3.2.3.2. Região A**

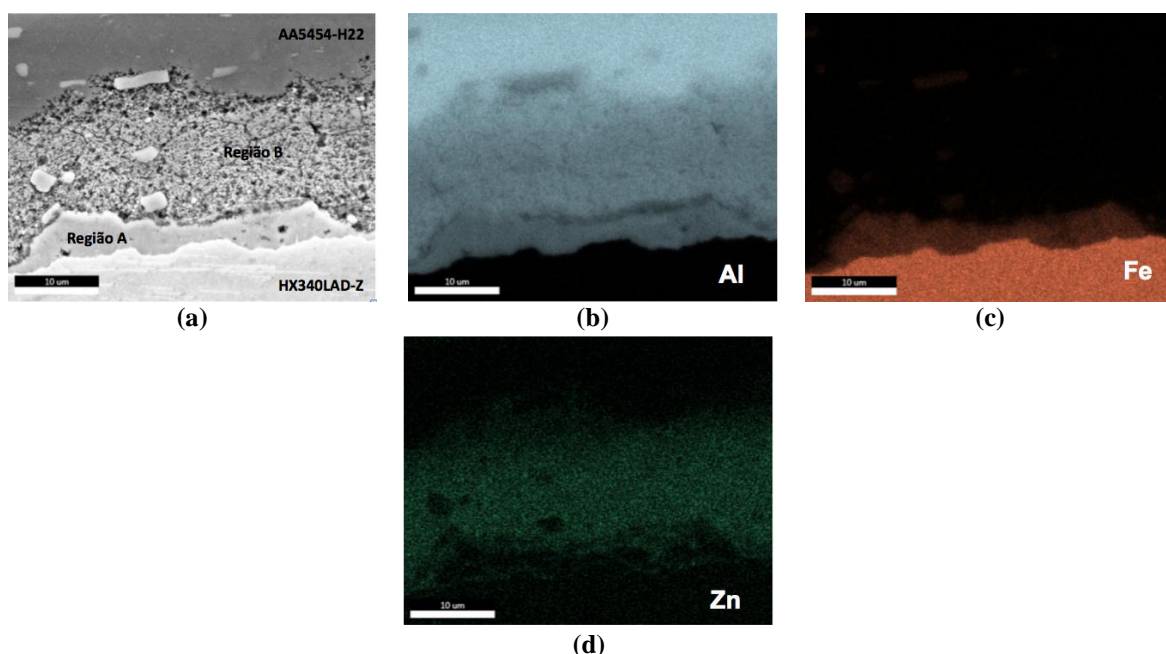
O processo de união entre ligas de alumínio e aço é complexo, sendo a formação de compostos intermetálicos frágeis particularmente prejudiciais para as propriedades mecânicas da junta. Assim, o controle do tamanho e da quantidade de camada intermetálica formada na interface da junta é um fator determinante na obtenção de uma solda com boa qualidade. A compreensão da relação entre os efeitos do processo e o desempenho mecânico da junta apenas é possível através da análise aprofundada da interface da solda.

Assim, um mapeamento composicional dos elementos Al, Fe e Zn foi realizado na interface ao centro do botão de solda com a finalidade de investigar a Região A, conforme Figura 59. Os resultados mostram que a Região A corresponde a uma camada composta principalmente por Al e Fe. Ainda é possível visualizar de forma mais clara a existência do Zn de forma difusa na camada correspondente a região B.

A interface entre a liga de alumínio e o aço foi investigada em detalhes e os resultados são mostrados na Figura 60. A Figura 60a mostra uma imagem obtida por MEV da interface

da junta, onde uma camada interfacial (Região A) com aproximadamente 4,5  $\mu\text{m}$  pode ser distinguida a partir da parte inferior da Região B até superfície do aço. Os resultados obtidos para a análise de varredura da composição química da linha demarcada na Figura 60b, apresentado na Figura 60c, revelam a presença simultânea de Al e Fe na Região A, com um intervalo de composição entre 50 – 80 at% de Al e 12 – 50 at% de Fe, sugerindo que o tempo de exposição relativamente curto (4 s) da interface em temperaturas entre 500°C - 520°C foi, aparentemente, suficiente para induzir interdifusão entre átomos de Al e Fe, indicando a provável formação de compostos intermetálicos na interface da solda.

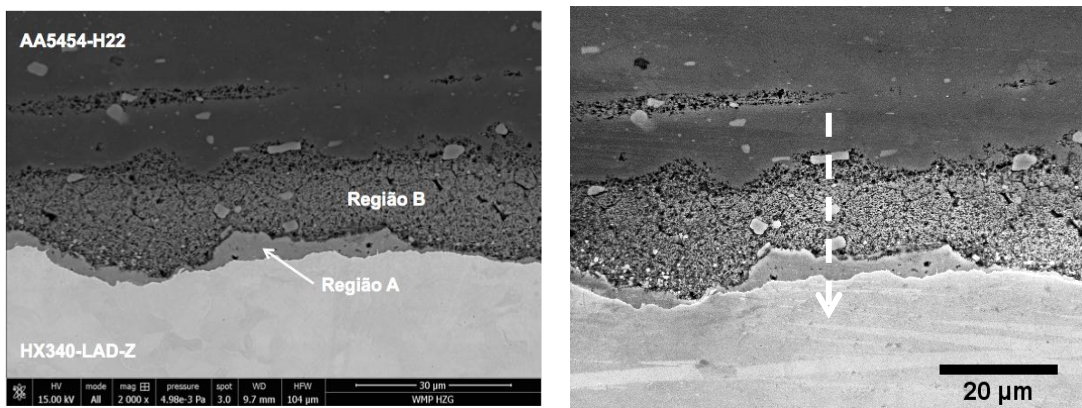
Figura 59: (a) Imagem obtida por MEV da interface da amostra FSpW-Al15454-St-03-02 e (b, c e d) mapa composicional do Al, Fe e Zn da interface da imagem (a), respectivamente. Imagens obtidas sem ataque



A Figura 61a mostra uma imagem da Região A com maior ampliação obtida em uma região ligeiramente deslocada do centro da solda, exibindo detalhes da microestrutura desta região. Em destaque na Figura 61a é possível distinguir pelo menos três diferentes camadas, nomeadas com A1, A2 e A3. Foi realizada uma análise de varredura em linha da composição química destas camadas, utilizando uma distância entre pontos de 0,1  $\mu\text{m}$ , com o propósito de verificar os possíveis compostos intermetálicos formados na interface da solda. Apesar de serem observadas apenas três camadas na Figura 61a, o resultado da análise por EDS sugere que as camadas A2 e A1 possuem dois intervalos de composição distintos, indicando que estas regiões possam ser constituídas por mais de uma camada. O resultado da análise por EDS juntamente com os prováveis compostos intermetálicos inferidos para os intervalos de composição química de cada uma das camadas presentes na Região A são mostrados na Figura 61c e resumidos na Tabela 17 (POTESSER et al., 2006a).

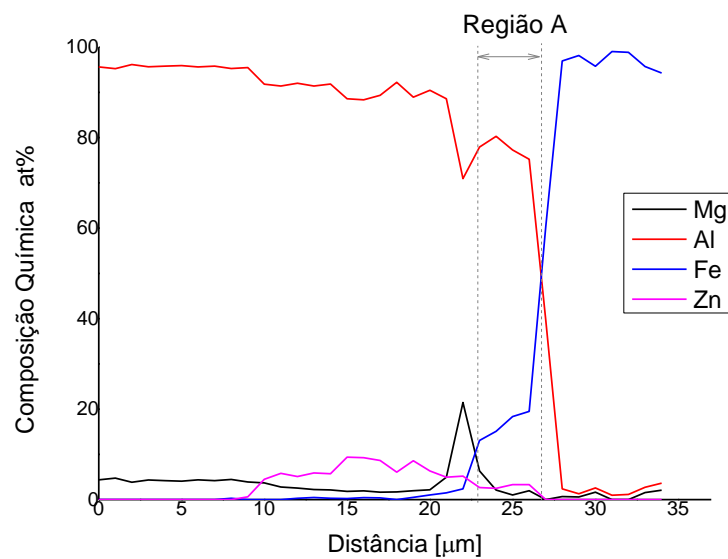
Devido à pequena diferença entre os intervalos de composição entre as diferentes fases  $Fe_x-Al_y$  conhecidas, não é possível distinguir apenas por análise por EDS as fases presentes na interface. Assim, como ferramenta auxiliar na determinação dos compostos intermetálicos presentes na interface da junta soldada foi utilizado o espectro de difração de raios-X da superfície de fratura da chapa de alumínio da amostra FSpW-Al5454-St-03-LS-01, CP de cisalhamento da junta soldada com a condição de soldagem FSpW-Al5454-St-03. O resultado da análise de raios-x é mostrado na Figura 62, onde foram detectadas as linhas de difração dos compostos intermetálicos  $Fe_2Al_5$ ,  $FeAl_3$  e  $FeAl$ . Portanto, tendo como base os resultados obtidos para as análises de EDS e DRX, a provável distribuição dos compostos intermetálicos dentro da Região A é mostrada na Tabela 18.

Figura 60: Análise interfacial da amostra FSpW-Al5454-St-03-02: (a) Imagem obtida por MEV com aumento de 2.000X, (b) Perfil da linha de composição e (c) Resultado da análise do perfil da varredura da composição química por EDS da linha destacada na imagem, com distância entre pontos de 0,1  $\mu m$  (b). Imagens obtidas sem ataque



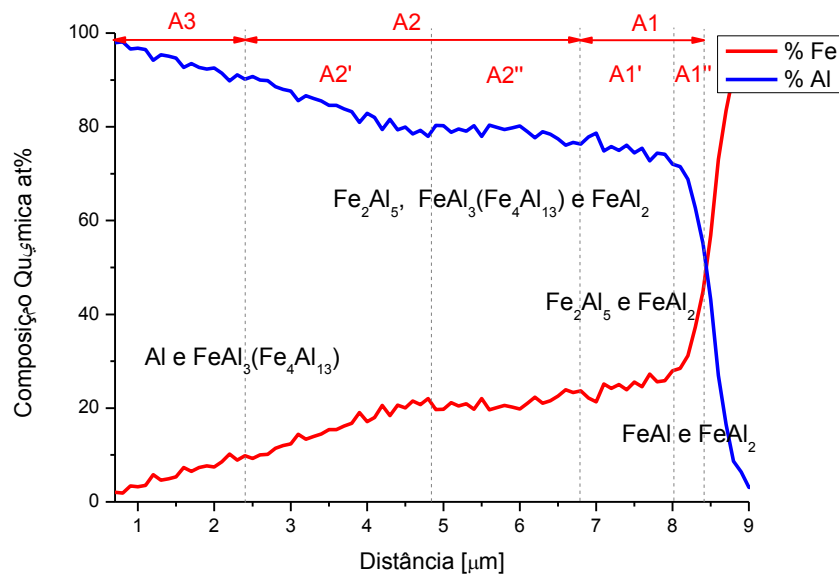
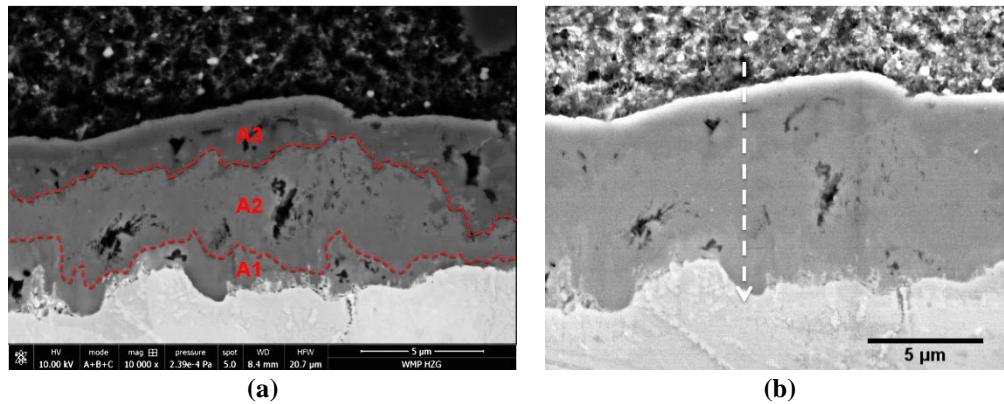
(a)

(b)



(c)

Figura 61: Análise interfacial da amostra FSpW-Al5454-St-03-02: (a) Imagem obtida por MEV com aumento de 10.000X, (b) Perfil da linha de composição e (c) Resultado da análise do perfil da varredura da composição química por EDS da linha destacada na imagem, com distância entre pontos de 0,1  $\mu\text{m}$



(c)

Tabela 17: Intervalo de composição química obtido por EDS para as camadas presentes na Região A.

Camada	Intervalo de Composição Química aproximado [at%]	Compostos intermetálicos possíveis
A1''	$50 < \text{Al} \leq 70$	FeAl e FeAl <sub>2</sub>
A1'	$70 < \text{Al} \leq 75$	Fe <sub>2</sub> Al <sub>5</sub> e FeAl <sub>2</sub>
A2''	$75 < \text{Al} \leq 80$	Fe <sub>2</sub> Al <sub>5</sub> , FeAl <sub>2</sub> e FeAl <sub>3</sub> (Fe <sub>4</sub> Al <sub>13</sub> )
A2'	$80 < \text{Al} \leq 90$	Al e FeAl <sub>3</sub> (Fe <sub>4</sub> Al <sub>13</sub> )
A3	$90 < \text{Al} \leq 98$	Al e FeAl <sub>3</sub> (Fe <sub>4</sub> Al <sub>13</sub> )

Figura 62: Espectro experimental obtidos com difração de raio X para a amostra FSpW-Al5454-St-03-LS-01.

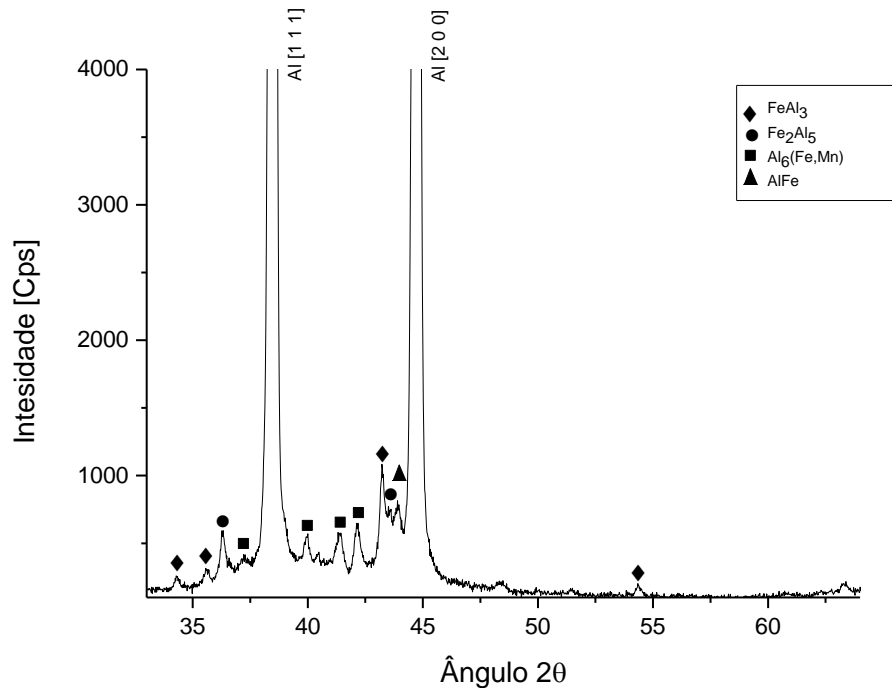


Tabela 18: Distribuição inferida dos compostos intermetálicos presentes dentro da Região A.

Camada	Compostos intermetálicos inferidos
A1''	FeAl
A1'	Fe <sub>2</sub> Al <sub>5</sub>
A2''	Fe <sub>2</sub> Al <sub>5</sub> , FeAl <sub>3</sub> (Fe <sub>4</sub> Al <sub>13</sub> )
A2'	Al e FeAl <sub>3</sub> (Fe <sub>4</sub> Al <sub>13</sub> )
A3	

Os compostos intermetálicos Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> e FeAl<sub>3</sub> são comumente observados em juntas dissimilares de alumínio e aço produzidas tanto através de métodos convencionais de soldagem por fusão como por métodos de soldagem no estado sólido (CHEN, Y. *et al.*, 2010; OIKAWA *et al.*, 1999; TABAN *et al.*, 2010), sendo a fase Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> muitas vezes o produto de reação dominante presente na interface da junta soldada (BOZZI; HELBERT-ETTER; BAUDIN; CRIQUI; *et al.*, 2010; MOVAHEDI *et al.*, 2013; SPRINGER; KOSTKA; PAYTON; *et al.*, 2011; WATANABE *et al.*, 2011; NAOI *et al.*, 2007). Por outro lado, o composto FeAl é raramente observado em juntas produzidas no estado sólido. Compostos intermetálicos com baixos teores de Al, como o Fe<sub>3</sub>Al e FeAl, são formados apenas em temperaturas acima de 1000°C. Contudo, é possível que o efeito combinado da pressão e da temperatura interfacial elevada juntamente com a severa deformação plástica a elevadas taxas de deformação aos quais o material é submetido durante o processo de soldagem facilitem o

fenômeno de difusão atômica a superar a barreira de ativação para a formação desta fase, através do aumento da taxa de difusão (BOZZI; ETTER; *et al.*, 2010; KUMAI *et al.*, 2007; LIU, X. *et al.*, 2014; TABAN *et al.*, 2010).

Acredita-se que o processo de formação da Região A esteja vinculado a remoção da camada de revestimento galvânico da superfície do aço e ao processo de difusão entre os átomos de Al e Fe na interface da junta. Como indicado anteriormente, em decorrência dos ciclos térmicos e mecânicos aos quais o material é submetido durante o processo de soldagem, ocorre a formação do produto de reação eutética de baixo ponto de fusão Al-Zn-Mg, que devido a ação da pressão é incorporado ao material plastificado e escoava para a cavidade criada pela retração do pino, deixando a superfície do Al e do aço expostas. Assim, em consequência da ação da ferramenta as interfaces do Al e do aço ficam em contato íntimo uma com a outra, permitindo a ocorrência de difusão mútua entre os átomos de Al e Fe, o que leva a formação de compostos intermetálicos na interface da solda (Região A)(CHEN, Y. C. *et al.*, 2008).

A presença de compostos intermetálicos com espessura de até 10  $\mu\text{m}$  na interface entre o alumínio e o aço é um fator importante no desempenho da junta soldada (SPRINGER; KOSTKA; DOS SANTOS; *et al.*, 2011). A ausência ou formação insuficiente destes pode promover fratura interfacial em decorrência da transição abrupta de composição química na interface Al/Aço (BOZZI; ETTER; *et al.*, 2010). Neste aspecto, a presença da Região A, camada intermetálica com espessura variando entre 4,5 – 8  $\mu\text{m}$  ao longo da interface da solda é benéfica para as propriedades mecânicas da junta. Entretanto, como observado na Tabela 18, grande parcela da Região A é composta por  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  e  $\text{FeAl}_3$ , compostos intermetálicos com elevado teor de Al, os quais podem ser particularmente prejudiciais para o desempenho mecânico da junta devido à suas fragilidades (durezas acima de 100HV).

O comportamento observado nas microestruturas da liga de alumínio, do aço e da camada interfacial da junta soldada demonstraram ser representativos para as soldas obtidas com as diferentes condições de soldagem. Contudo, em virtude da complexidade microestrutural e da importância da camada interfacial no desempenho mecânico da solda, é fundamental compreender a influência dos parâmetros do processo nesta região.

#### **5.3.2.4. Efeito da velocidade de rotação sobre a camada interfacial**

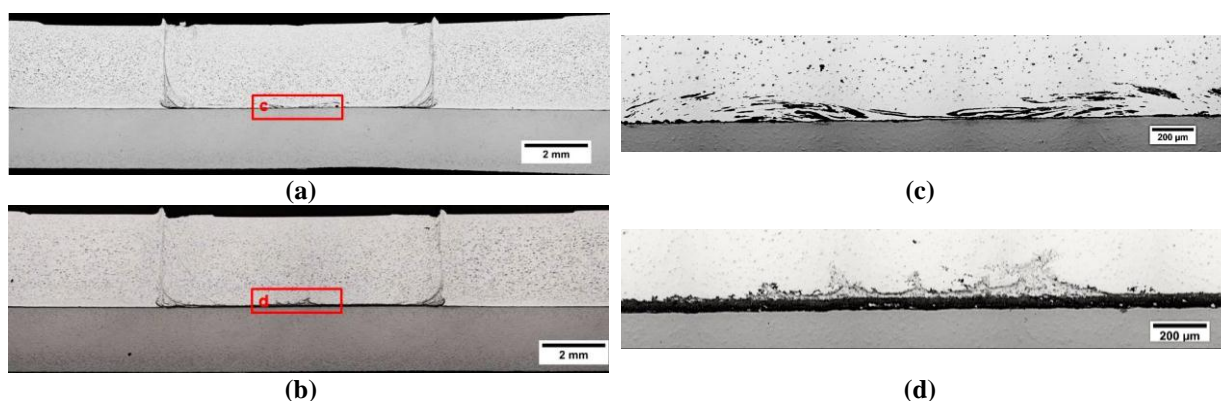
Visto que a condição interfacial, bem como sua microestrutura, estão entre os principais fatores que controlam o desempenho mecânico de juntas de materiais dissimilares,

é importante entender os efeitos individuais dos parâmetros do processo na camada interfacial formada em juntas de *FSpW* entre Al5454-H22 e HX340LAD-Z.

Como observado na Figura 33, a velocidade de rotação demonstrou ter grande impacto na resistência ao cisalhamento, sendo o parâmetro que apresentou o maior intervalo de valores para esta propriedade. Assim, foi realizada uma análise comparativa da camada interfacial das juntas soldadas com as condições com maior e menor velocidade de rotação (1600 e 2000 rpm, respectivamente), as quais apresentaram o melhor e o pior desempenho mecânico para ensaio de resistência ao cisalhamento, condições *FSpW*-Al5454-St-03 e *FSpW*-Al5454-St-15, respectivamente.

As macrografias obtidas em MO apresentadas na Figura 63 mostram a secção transversal das juntas soldadas com os parâmetros das condições *FSpW*-Al5454-St-03 e *FSpW*-Al5454-St-15. As Figura 63c e d mostram detalhes da região interfacial no centro da solda para cada uma das condições.

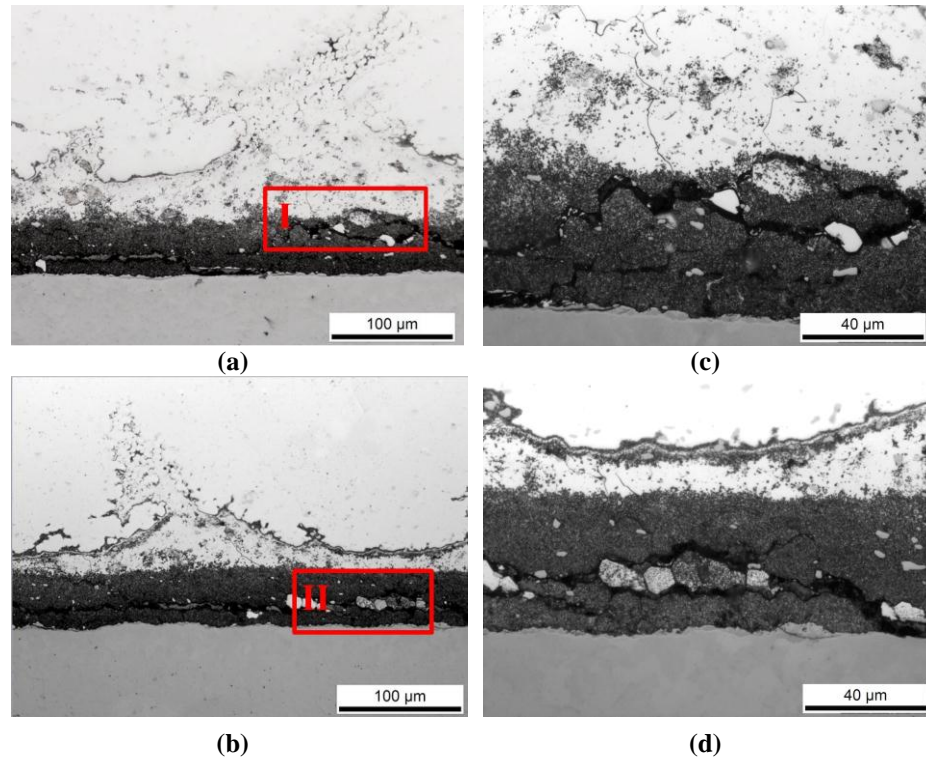
Figura 63: Macrografias óticas da secção transversal das juntas (a) *FSpW*-Al5454-St-03-03 e (b) *FSpW*-Al5454-St-15-01; (c e d) ampliação com aumento de 100X da região interfacial ao centro da solda. Imagens obtidas sem ataque



A comparação entre as camadas interfaciais das Figura 63c e 63d indica que a velocidade de rotação possui um efeito acentuado na distribuição final das Regiões B e C na interface da solda. Maiores velocidades de rotação promovem maior concentração das Regiões B e C ao longo da interface da solda, além de proporcionar a presença da Região C na interface no centro do botão de solda. A influência do aumento da velocidade de rotação tem um efeito marcante no aspecto geométrico da junta, pois, como mostrado na Figura 64, as modificações provocadas pelo aumento da velocidade de rotação são acompanhadas pelo surgimento de trincas nas Regiões B e C ao longo de toda a interface da solda. Por outro lado, juntas soldadas com menores velocidades de rotação apresentam uma Região B livre de trincas, finamente distribuída ao longo da interface e em padrões de bandas dispersas dentro da ZM do Al paralelas a interface do centro da solda.

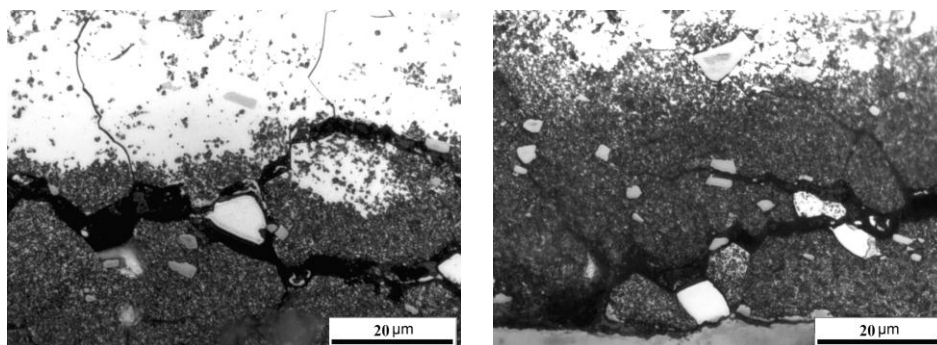


Figura 64: Micrografias da amostra FSpW-Al5454-St-15-01 obtidas em diferentes posições da interface: (a e b) no centro da solda, (c e d) ampliação com aumento de 500X das regiões I e II das imagens (a) e (b), respectivamente. Imagens obtidas sem ataque



A partir da Figura 64, dois aspectos importantes com respeito às trincas formadas são observados. O primeiro aspecto é o seu caráter intergranular, o qual pode ser melhor observado na Figura 65. O segundo diz respeito a região na qual elas estão localizadas, dispersas dentro das Regiões B e C. Como discutido anteriormente, a formação das Região B e C está relacionada ao processo de incorporação e dissolução do filme líquido eutético Al-Mg-Zn dentro da ZM da liga de Al. Conseqüentemente, a formação e propagação destas trincas esta, possivelmente, relacionada a penetração do filme líquido eutético Al-Mg-Zn nos contornos de grão da matriz de Al-  $\alpha$ .

Figura 65: Micrografias óticas com aumento de 1000X das trincas presentes nas Regiões B e C na interface da amostra FSpW-Al5454-St-15-01. Imagens obtidas sem ataque



Segundo Yamamoto *et al.*(2007), Gerlich *et al.*(2011) e Liyanage *et al.*(2009) a presença destas trincas pode ser explicada pelo mecanismo de fissuração induzida por metal líquido (FIML). Segundo estes autores a ocorrência de FIML em juntas produzidas através de processos de soldagem no estado sólido está vinculada a formação de filme líquido eutético logo no início do processo que, posteriormente, é englobado pela ZM, penetrando a região do contorno de grão da matriz da ZM e ZTMA. A propagação da trinca pode ocorrer devido ao torque aplicado pela rotação da ferramenta ainda durante o processo de soldagem, ou em decorrência das tensões térmicas durante a etapa de resfriamento do processo. Deste modo, a presença de trincas em soldas produzidas com maiores velocidades de rotação está associada a tendência à FIML das Regiões B e C.

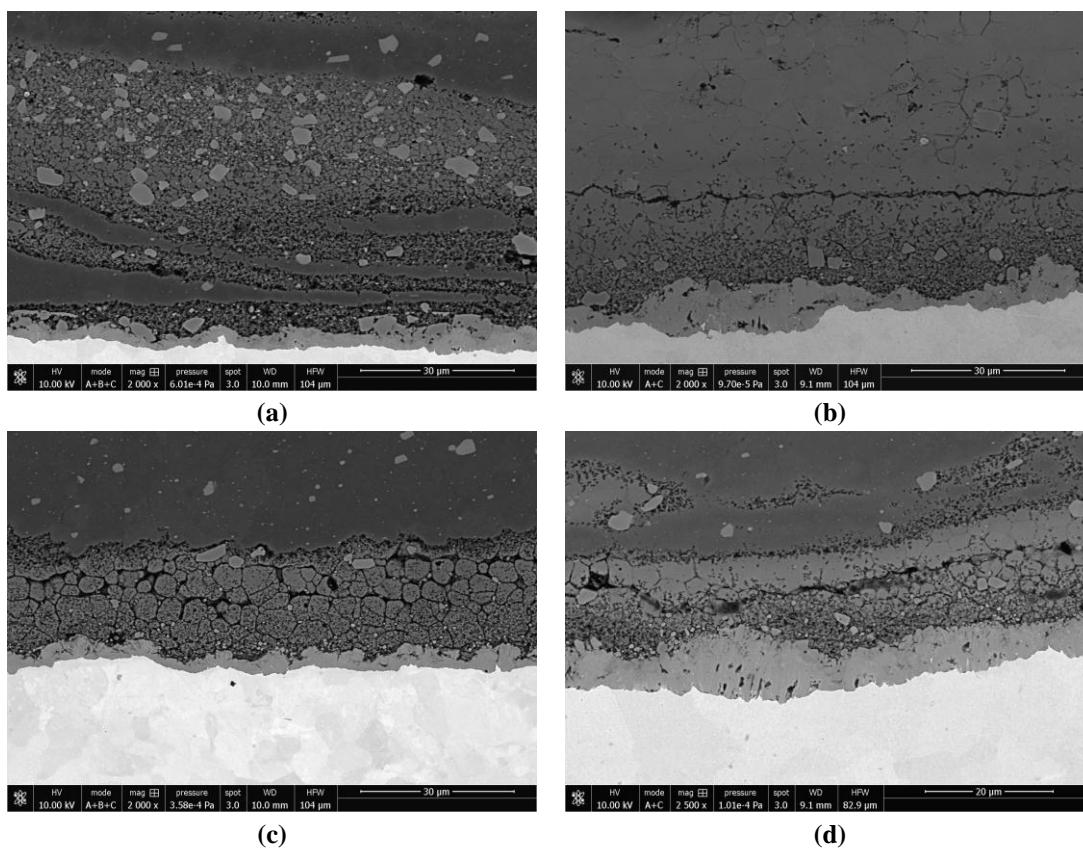
A tendência à FIML das Regiões B e C é proporcional a diferença entre a taxa de incorporação do filme eutético nas regiões do contorno de grão Al- $\alpha$  e sua taxa de dissolução na matriz da ZM da liga de Al. Assim, quanto maior essa diferença, maior será a tendência à fissuração (LIYANAGE *et al.*, 2009; YAMAMOTO *et al.*, 2007).

Diferentemente das juntas produzidas com menores velocidades de rotação que apresentam a Região B e C finamente distribuída ao longo da interface da solda, as juntas produzidas com maiores velocidades de rotação são menos eficientes na distribuição das Regiões B e C ao longo da interface da solda, sendo, por consequência, mais susceptíveis a FIML. Entretanto, experimentos adicionais são necessários para esclarecer a influência da velocidade de rotação na distribuição das Regiões B, C e D ao final do processo.

Outro aspecto interessante é a influência da velocidade de rotação na espessura da camada intermetálica formada na interface de solda. Como mostrado na Figura 66, maiores velocidades de rotação resultam em um aumento na espessura da camada intermetálica interfacial. Maiores velocidades de rotação são acompanhadas de aportes térmicos maiores, como apresentado na Figura 35, resultando em temperaturas maiores na interface da solda durante o processo de soldagem. A relação observada de aumento da velocidade de rotação com o crescimento da camada de compostos intermetálicos na interface da solda pode ser explicada pelo fenômeno de difusão, que é influenciado pela temperatura e pelo estado de deformação do material.

Velocidades de rotação elevadas aumentam efetivamente a temperatura durante o processo de soldagem, além de promoverem intensa deformação plástica a elevadas taxas de deformação. Dessa forma, maiores velocidades de rotação reforçam o processo de difusão, explicando o crescimento da camada intermetálica observada na Figura 66 (LIU, X. *et al.*, 2014) (SUHUDDIN, U. F. H. *et al.*, 2013).

Figura 66: Micrografias obtida por MEV em diferentes regiões na interface das juntas FSpW-Al5454-St-03-03 e FSpW-Al5454-St-15-01, respectivamente: (a, b) no centro da solda, com aumento de 2.000X e (c, d) abaixo da fronteira entre pino e camisa, com aumento de 2.000X e 2.500X, respectivamente. Imagens obtidas sem ataque

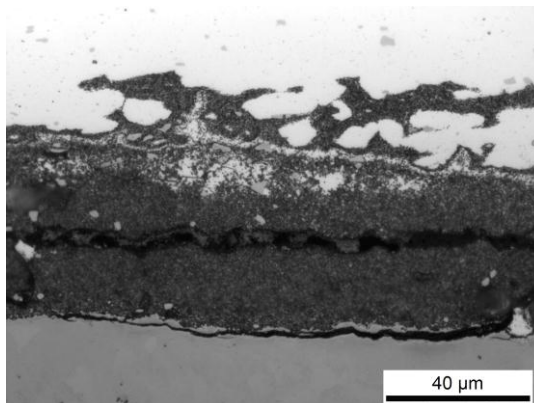


O aumento da espessura da camada intermetálica promovido pelo aumento da velocidade de rotação é acompanhada pela presença de trincas na interface entre a camada intermetálica e o aço, conforme mostrado na Figura 67. As trincas interfaciais podem ter origem na diferença entre os coeficientes de expansão térmica do aço e dos compostos intermetálicos, que durante o resfriamento da solda podem gerar tensões térmicas na interface ou na natureza frágil dos compostos intermetálicos presentes na interface, constituídos principalmente por  $Fe_2Al_5$  e  $FeAl_3$  (BOZZI; HELBERT-ETTER; BAUDIN; CRIQUI; *et al.*, 2010; YILMAZ *et al.*, 2002).

Com base nos resultados obtidos, é possível afirmar que maiores velocidade de rotação afetam de modo negativo a distribuição das Regiões B e C, além de promover a formação de camadas intermetálicas espessas na interface da junta, ocasionando um aumento da tendência à FIML e o surgimento de microtrincas interfaciais, que podem ser longas o suficiente para propagarem a baixas tensões. Estes efeitos são refletidos no desempenho mecânico inferior apresentado pelas juntas soldadas com os parâmetros da condição FSpW-

Al5454-St-15 em comparação ao das juntas soldadas com os parâmetros da condição FSpW-Al5454-St-03.

Figura 67: Micrografias óticas com aumento de 500X das trincas presentes na interface entre a camada de composto intermetálico e o aço da amostra FSpW-Al5454-St-15-01. Imagens obtidas sem ataque



#### 5.4. CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA

A avaliação do desempenho mecânico da junta em paralelo a caracterização metalúrgica é fundamental para verificar os efeitos da microestrutura nas propriedades mecânicas das soldas. Esta avaliação auxilia a verificar a viabilidade da aplicação do processo de FSpW para a soldagem entre o Al5454-H22 e o HX340LAD-Z, levando em consideração o desempenho da junta soldada em serviço.

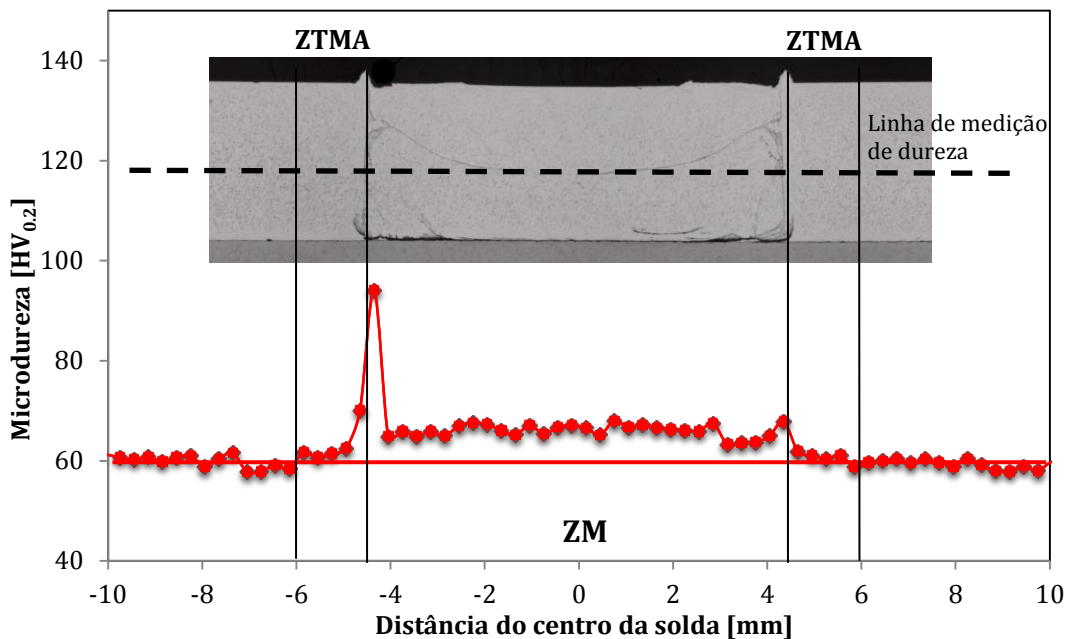
##### 5.4.1. Avaliação de Micro e Nanodureza

Medições de microdureza foram realizadas à meia altura da chapa de alumínio, com o objetivo de obter o perfil de microdureza ao longo da região da solda, conforme o modelo visualizado na Figura 24b. Dessa forma foi avaliada a resistência do material nas diferentes zonas das juntas soldadas, indicando possíveis alterações microestruturais decorrentes do processo de *FSpW*. Foi utilizado um indentador Vickers com espaçamento entre indentações de 0,3 mm e uma carga de 0,2kg.

O material base da liga 5454-H22 estudado neste trabalho possui uma dureza em torno de 60 HV<sub>0,2</sub> conferida pela condição de tratamento H22 que consiste no encruamento da microestrutura e posterior recozimento parcial.

Na Figura 68 é mostrado o perfil de dureza de uma junta soldada com a condição de soldagem FSpW-Al5454-St-03. Uma macrografia da secção transversal do botão de solda também é mostrada no intuito de facilitar a visualização da localização relativa do perfil de dureza.

Figura 68: Perfil de dureza de uma junta FSpW da liga AA5454-H22 soldada com a condição de soldagem FSpW-A15454-H22.



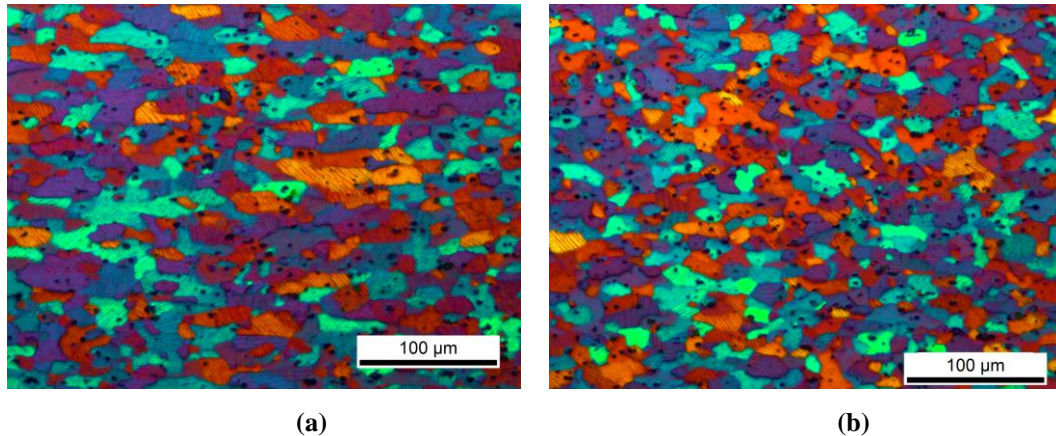
O comportamento de dureza apresentado na Figura 68 se mostrou semelhante para todas as condições de soldagem. Apenas pequenas variações na dureza máxima atingida foram observadas, indicando que as transformações metalúrgicas decorrentes do processo de soldagem não variam de modo intensamente em função das diferentes combinações de parâmetros.

O perfil mostra um aumento sutil da dureza ao longo da ZM (70 HV<sub>0,2</sub>) com relação ao material base (60 HV<sub>0,2</sub>) seguido por uma queda até atingir um mínimo de aproximadamente 58 HV<sub>0,2</sub> ao final da ZTMA. Outra característica importante observa é a ausência de uma fronteira definida entre a ZTA e o MB, tipicamente observada para *FSW* e *FSSW* em ligas de alumínio, ainda que uma ligeira diferença microestrutural possa ser observada entre a ZTA e o MB, conforme mostra a Figura 69. Este comportamento pode ser atribuído ao fato das ligas de Al da série 5XXX não serem endurecidas por precipitação, tornando o efeito da temperatura na microestrutura da ZTA difícil de ser identificado através de medidas de dureza (TIER *et al.*, 2008). Do ponto de vista tecnológico, este perfil de dureza é um resultado muito interessante, visto que não houve perda ou diminuição das propriedades em relação ao MB após o procedimento de soldagem.

Estes resultados mostram que as alterações na dureza e, por consequência, na resistência do material, variam ao longo do botão de solda, podendo ser correlacionadas com as variações microestruturas apresentadas pelas ZM e ZTMA. A variação máxima de dureza se situa na faixa de 10 HV<sub>0,2</sub> entre o mínimo ao final da ZTMA e o máximo dentro da SZ.

Por ser uma liga não endurecível por precipitação, as alterações da dureza nestas regiões pode ser atribuída as variações no tamanho de grão do material decorrentes do processo FSpW (ZHANG *et al.*, 2011).

Figura 69: Micrografias óticas com aumento de 200X do (a) MB e da (b) ZTA da amostra FSpW-Al5454-St-15-01. Ataque eletroquímico: Barker



Acredita-se que a razão para a dureza na ZM ser maior em relação ao material base esteja relacionada com o refino dos grãos devido à recristalização dinâmica. O efeito conjunto da intensa deformação plástica e da elevada temperatura fazem com que o material seja submetido a recristalização dinâmica durante o processo de soldagem, induzindo o refino dos grãos no interior da ZM. Esta estrutura de grãos refinados, considerando a relação estabelecida por Hall-Petch, resulta em aumento da dureza da ZM (BOZZI; ETTER; *et al.*, 2010; ZHANG *et al.*, 2011).

A ZTMA por ter sido submetida à temperatura e à deformação plástica durante o processo de soldagem apresenta uma microestrutura de grãos deformados e alongados decorrente do trabalho mecânico (encruamento) causado pela ferramenta de soldagem. Além de apresentar uma pequena parcela de recristalização dinâmica na sua zona de transição com a ZM. O resultado global dessas alterações microestruturais é um leve aumento de dureza em comparação com ao MB.

Outro resultado importante com respeito ao perfil de dureza do botão de solda foi o pico de dureza (95 HV<sub>0,2</sub>) observado no limite entre a ZM e a ZTMA. A indentação correspondente a este pico está localizada na zona de fronteira entre Região D e a ZM. Desta forma, novas medidas de dureza foram realizadas dentro da Região D para confirmar a dureza desta região, tendo como resultado uma dureza média de 170 HV<sub>0,2</sub>. Acredita-se que a razão para esta elevada dureza esteja relacionada com o elevado teor de zinco apresentado por esta região. Portanto, além de apresentar composição química e microestrutura semelhantes as encontradas para as ligas de alumínio 7XXX, a Região D também apresenta dureza similar a

dureza típica das ligas 7XXX (170 - 180 HV<sub>0,2</sub>)(KETABCHI *et al.*, 2014).

Para uma comparação qualitativa do efeito da velocidade de rotação da ferramenta na distribuição de dureza dentro da ZM, a Figura 70 apresenta o mapa de microdureza das juntas soldadas com as condições de maior e menor velocidade de rotação (1600 e 2000 rpm, respectivamente), as quais apresentaram o melhor e o pior desempenho mecânico para ensaio de resistência ao cisalhamento, condições FSpW-A15454-St-03 e FSpW-A15454-St-15, respectivamente.

De modo geral, os mapas confirmam que não houve alteração significativa na microestrutura do aço, mesmo para a condição de soldagem com velocidade de rotação de 2000 rpm. Este resultado indica que a temperatura e a taxa de deformação, as quais a chapa de aço foi submetida durante o processo, não foram elevadas o suficiente para promover alteração da dureza e, portanto, na resistência do aço.

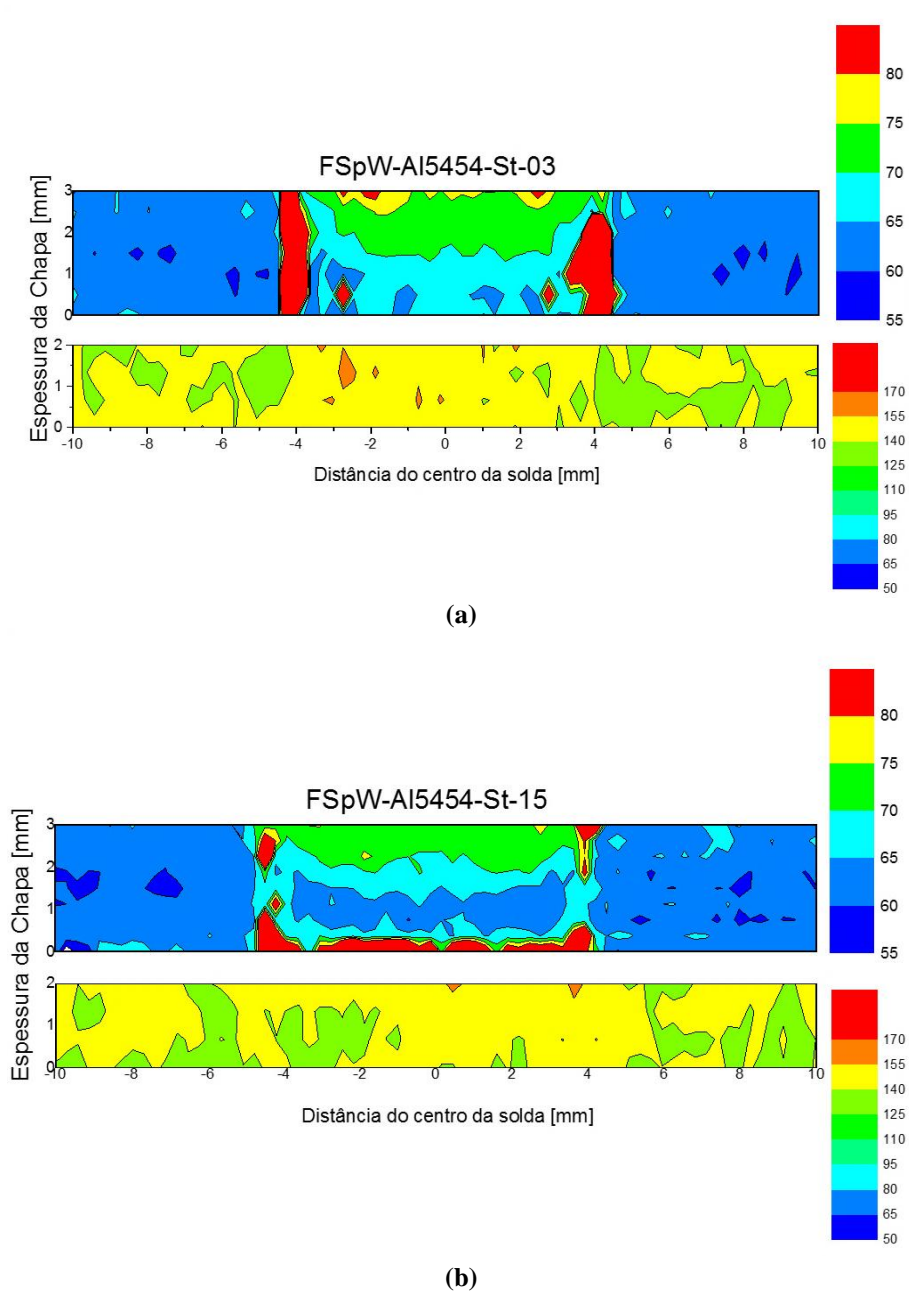
De acordo com a Figura 70, observa-se que o interior da ZM da condição FSpW-A15454-St-03 apresentou maiores valores de dureza que os apresentados pela condição FSpW-A15454-St-15. Tal comportamento pode ser atribuído à redução do aporte energético, que ocorre pela redução da temperatura, a qual o material fica exposto durante o processo de soldagem. A redução do aporte energético com a redução da velocidade de rotação promove o refino dos grãos e, portanto, aumento da resistência da solda (FREENEY *et al.*, 2006; ZHANG *et al.*, 2011).

Como mencionado anteriormente, maiores velocidades de rotação demonstraram ser menos eficientes na distribuição das Regiões B e C ao longo da interface da solda. Tal comportamento é refletido na distribuição de dureza do botão de solda conforme observado na Figura 70. As áreas com durezas acima de 80HV<sub>0,2</sub> observadas na periferia da ZM do alumínio, com tonalidade vermelha, correspondem as Regiões B, C e D.

Devido as juntas soldadas com a condição FSpW-A15454-St-03 apresentarem as Regiões A, B e C finamente distribuída ao longo da interface, não foi possível abranger estas regiões durante o mapeamento de dureza. Desta forma, o mapa de dureza da condição FSpW-A15454-St-03 não apresentou região de dureza elevada ao longo da interface.

O teste de nanodureza foi executado devido a possibilidade de realizar indentações bem próximas à interface da solda, com o propósito de, além de avaliar a dureza, auxiliar na compreensão dos efeitos das diferentes fases presentes na camada interfacial na resistência da interface da junta soldada. Foram realizadas 10 medições por região presente na interface. Os resultados obtidos são apresentados na Tabela 19, sendo cada valor a média das medidas.

Figura 70: Mapa de microdureza Vickers na seção transversal das juntas: (a) FSpW-Al5454-St-03-04 e (b) FSpW-Al5454-St-15-04.



Os resultados de nanodureza obtidos para as Regiões B e C, novamente, sugerem uma relação entre o elevado teor de zinco apresentado por estas regiões e seus respectivos valores de dureza. Zhikagang Shen et al.(2012) avaliaram os perfis de dureza de juntas de alumínio AA7075-T6 soldadas por *FSpW*. Os resultados indicaram um aumento de dureza na ZM e na ZTMA em comparação ao MB. Este aumento foi atribuído ao efeito conjunto do refino de grão e da dissolução e reprecipitação de fases tais como  $Mg_2Zn$  e  $Al_2CuMg$ , responsáveis pela elevada dureza da liga em estudo. Este resultado pode explicar o efeito do elevado teor do Zn na dureza das Regiões B, C e D, pois demonstra que o fenômeno de endurecimento por precipitação pode ocorrer durante o processo de soldagem em estado sólido em ligas de



alumínio com elevados teores de Zn. Entretanto, para total esclarecimento deste tópico, é necessário um estudo mais aprofundado sobre a microestrutura das Regiões B, C e D.

Tabela 19: Médias das medidas de nanodureza obtidas para as diferentes regiões presentes na interface da solda.

Região	Módulo de Elasticidade [GPa]	Nanodureza [GPa]	Microdureza [HV]
A	206 ± 27	12,96 ± 2,85	1320 ± 275
B	66,7 ± 13,2	1,82 ± 0,46	200 ± 20,19
C	65,6 ± 6,29	1,76 ± 0,12	180 ± 12,4

As fases intermetálicas  $Fe_2Al_5$  e  $FeAl_3$  ricas em alumínio são conhecidas por sua fragilidade e dureza, apresentando valores de dureza de aproximadamente 1100 e 900 HV, respectivamente (BOZZI; HELBERT-ETTER; BAUDIN; CRIQUI; *et al.*, 2010; OZAKI *et al.*, 2012). Desta forma, o elevado valor de dureza apresentado pela região A condiz com a dureza das fases que a constituem. O elevado desvio padrão observado para as medidas feitas nesta região pode estar associado ao fato da mesma ser composta por multicamadas com diferentes propriedades mecânicas.

A presença destes compostos intermetálicos com elevado teor de Al na interface Al/Aço da junta pode ser particularmente prejudicial devido à sua fragilidade. Assim, um estudo mais aprofundado das propriedades mecânicas das juntas é necessário para uma maior compreensão do efeito da presença destas fases no desempenho mecânicos das soldas. Portanto, a resistência mecânica das juntas soldadas foi avaliada através de teste de resistência ao cisalhamento.

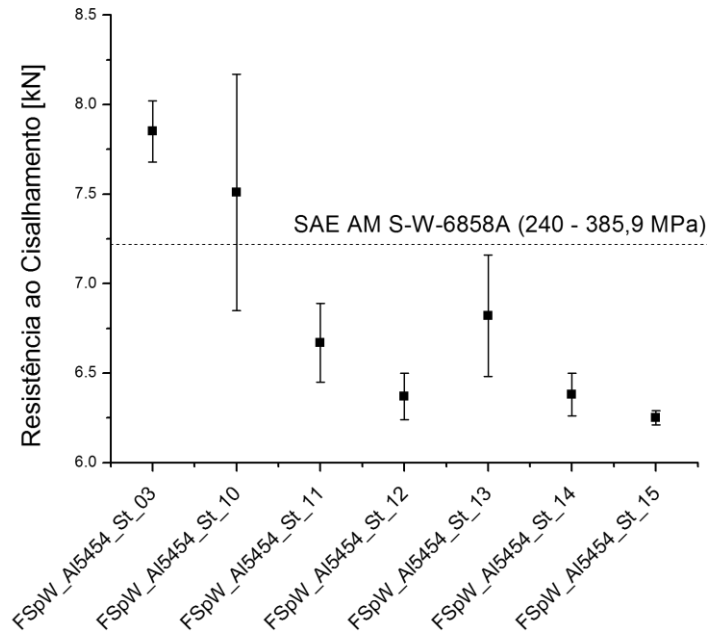
#### 5.4.2. Ensaio de Resistência ao Cisalhamento

A resistência mecânica das juntas soldadas foi avaliada sob solicitação de cisalhamento conforme as recomendações da norma ISO 14273:2002. Foram testados três corpos de prova para cada condição de soldagem da segunda matriz de experimentos da etapa de otimização dos parâmetros de processo. As médias dos valores de força máxima atingidas durante os ensaios são mostradas na Figura 71. Pode-se notar que algumas condições mostram alta resistência mecânica juntamente com boa reprodutibilidade.

Com base nos resultados dos ensaios sob solicitação cisalhante, a condição de soldagem que apresenta o maior valor de resistência ao cisalhamento acompanhada por um baixo valor de desvio padrão foi a condição otimizada FSpW-Al5454-St-03, apresentando um valor médio de 7,75 kN, que consiste em aproximadamente 90% do valor da resistência das juntas similares *FSpW* da liga de alumínio base. Além de atender aos requisitos mínimos de

resistência ao cisalhamento para soldas a ponto por resistência entre ligas de alumínio exigidas pela norma SAE AMS-W-6858A.

Figura 71: Resistência mecânica sob solicitação de cisalhamento das soldas *FSpW* da segunda matriz de experimentos da etapa de otimização dos parâmetros de processo.

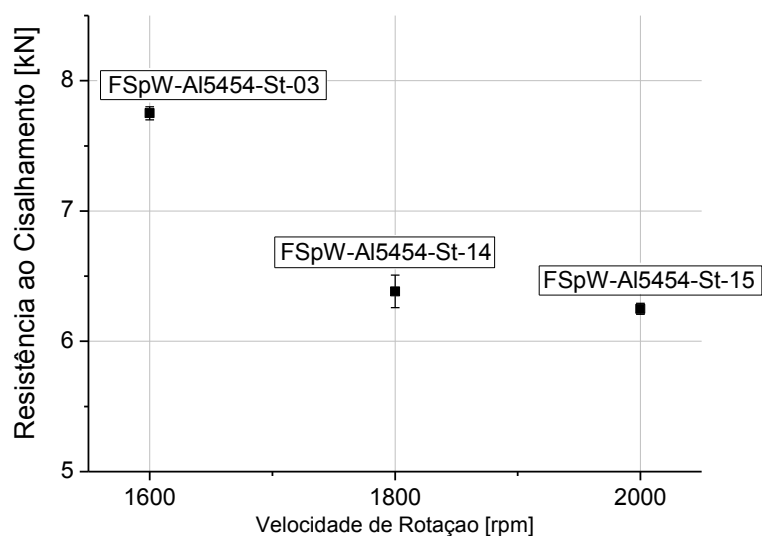


Tendo como referência os efeitos individuais dos parâmetros de processo no desempenho mecânico das juntas soldadas ilustrados na Figura 33, o parâmetro velocidade de rotação, por ser o parâmetro de maior impacto sobre a resistência ao cisalhamento da junta, foi escolhido para um estudo mais detalhado do desenvolvimento da falha na solicitação de cisalhamento. A Figura 72 mostra o efeito da velocidade de rotação da ferramenta na resistência ao cisalhamento das juntas soldadas.

Como pode ser observado na Figura 72, o aumento da velocidade de rotação de 1600 rpm para 1800 rpm leva à uma redução significativa na resistência da junta em torno de 1,4 kN, porém para o uso de velocidades de rotação ainda mais elevadas ocorre uma queda suave na resistência. Assim, observa-se que níveis elevados de velocidade de rotação e, por consequência, maiores aportes energéticos atuam na degradação da resistência mecânica da junta.

Com a finalidade de buscar um melhor entendimento dos mecanismos com influência sobre a resistência final das juntas e compreender como eles afetam o desenvolvimento da falha nas juntas soldadas sob solicitação cisalhante, foi feito o estudo das fraturas após os ensaios mecânicos.

Figura 72: Efeito da velocidade de rotação na resistência ao cisalhamento das juntas soldadas.



As análises de falha foram conduzidas nas fraturas das amostras que apresentaram o melhor e o pior desempenho mecânico para ensaio de resistência ao cisalhamento, condições FSpW-Al5454-St-03 e FSpW-Al5454-St-15, respectivamente. As superfícies de fratura foram analisadas com pequena ampliação em estereoscópio com a finalidade de caracterizar os modos e os mecanismos de falha, conforme Figura 73. As regiões demarcadas por círculos pontilhados nas Figura 73b e Figura 73e correspondem região de atuação da camisa da ferramenta.

Os ensaios de cisalhamento resultaram em apenas um modo de falha identificado como através da solda, padrão este que se repete para todas as juntas produzidas na janela de processamento em estudo. Este modo de fratura é caracterizado pela fratura ao longo do botão de solda paralelamente à interface entre as chapas superior e inferior e está associado a um comportamento frágil da junta soldada, possivelmente, relacionado à presença de uma camada de compostos intermetálicos frágeis na interface de todas as juntas FSpW-Al5454-St avaliadas neste estudo.

Como pode ser observado na Figura 73, a área total da fratura para ambas as amostras estende-se além da região de atuação da camisa da ferramenta (9 mm de diâmetro). Este comportamento pode ser explicado pelo efeito da pressão e da temperatura alcançadas durante o processo de soldagem na região de domínio do anel de fixação. O intervalo de temperatura entre 430 - 450 °C ao qual esta região é submetida é suficiente para fundir o zinco presente no revestimento do aço, promovendo a formação do produto de reação eutético Al-Mg-Zn de baixo ponto de fusão ( $T_f = 377^\circ\text{C}$ ). A elevada pressão expulsa parte deste líquido eutético para a folga existente entre ambas as chapas, formando uma típica estrutura eutética durante o

resfriamento da solda, como pode ser observado na Figura 74. A superfície da chapa de alumínio e o líquido eutético residual na região de domínio do anel de fixação ficam expostos e em contato íntimo um ao outro e, assim, devido ao processo de difusão, uma nova camada interfacial entre ambas as chapas acaba sendo formada, conforme Figura 75.

Figura 73: Macrografias das amostras (a) FSpW-Al15454-St-03-LS-01 e (d) FSpW-Al15454-St-15-LS-01: (b e “e”) superfície de fratura da chapa de alumínio AA5454-H22 e (c e f) superfície de fratura da chapa de aço HX340LAD-Z.

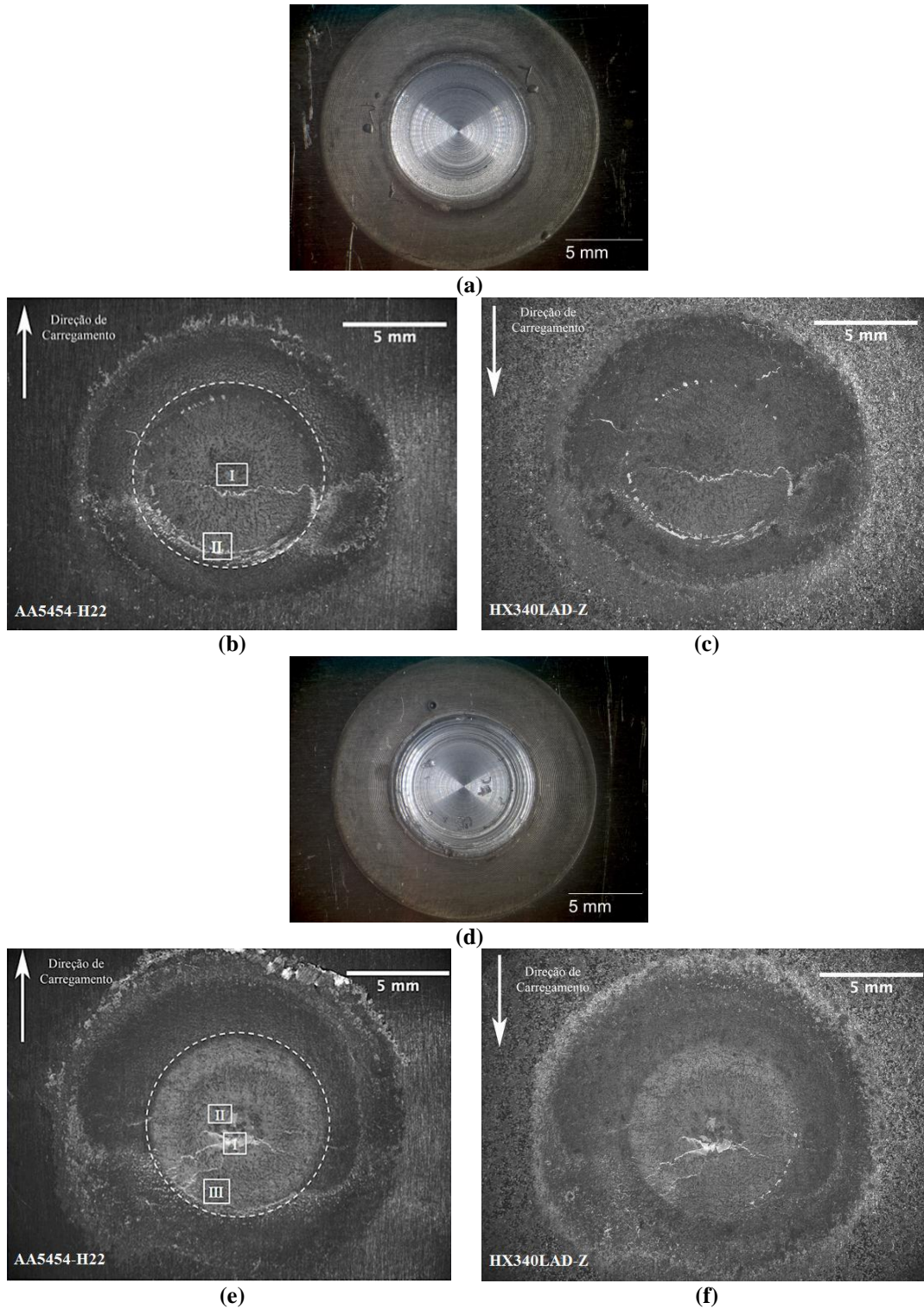


Figura 74: Estrutura eutética solidificada localizada na folga entre as chapas de alumínio AA5454-H22 e de aço HX340LAD-Z: (a) micrografia da seção transversal da amostra FSpW-Al5454-St-15-01, (b) imagem de MEV da superfície de fratura da chapa de alumínio da amostra FSpW-Al5454-St-13-LS-01 e (c) ampliação com aumento de 2.500X da região demarcada na imagem (b). Imagens obtidas sem ataque

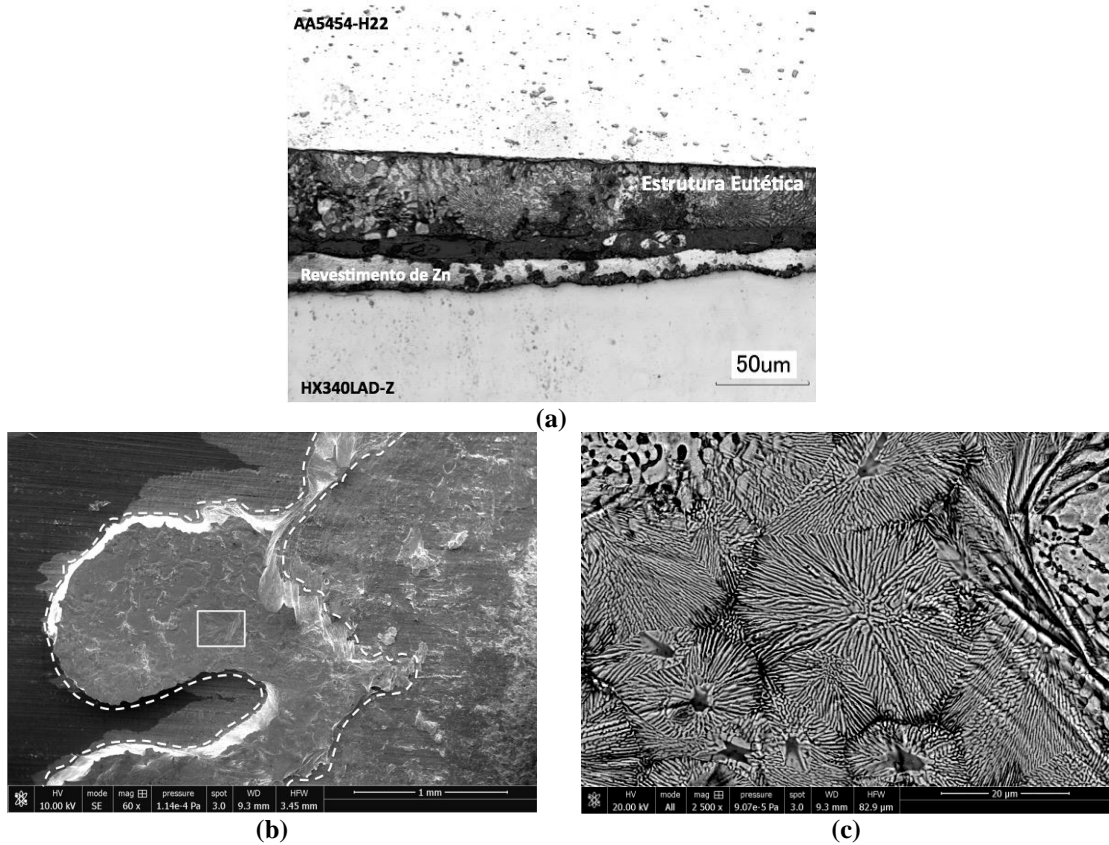
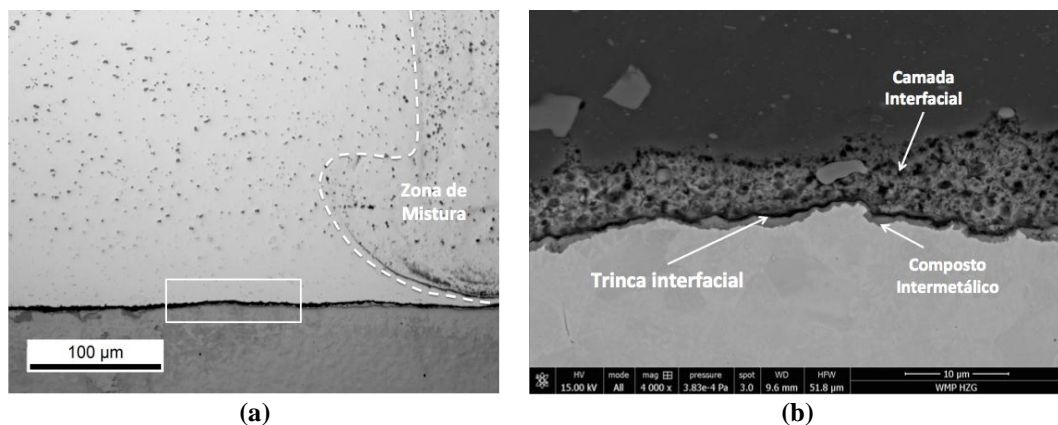


Figura 75: Camada interfacial formada na região de domínio do anel de fixação da amostra FSpW-Al5454-St-03-01: (a) imagem obtida por MO com aumento de 100X e (b) ampliação com aumento de 4.000X obtida por MEV da região demarcada imagem (a). Imagens obtidas sem ataque

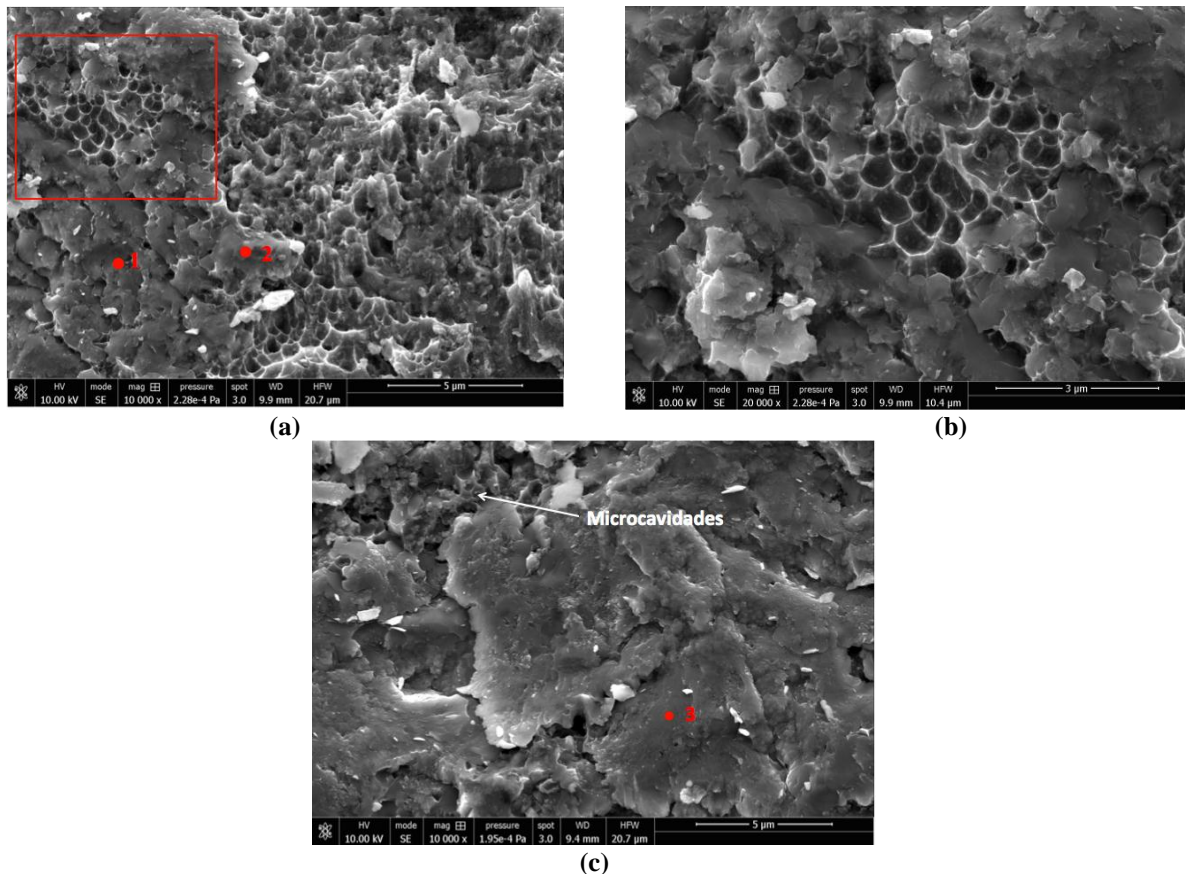


A Figura 75 mostra detalhes da camada interfacial formada na região de domínio do anel de fixação. A microestrutura apresentada pela camada interfacial desta região é similar a encontrada na interface do centro da solda, sendo possível identificar um fino filme intermetálico adjacente a superfície do aço seguido por uma camada semelhante às regiões B

e C. Entretanto, foram observadas diversas trincas ao longo da interface desta região para todas as condições de soldagem. Estas trincas podem ter origem na formação de filme líquido na interface devido as elevadas temperaturas do processo. Assim, durante o resfriamento, a diferença entre os coeficientes de expansão térmica entre as diferentes camadas desta região podem induzir fissuração na interface (BOZZI; HELBERT-ETTER; BAUDIN; KLOSEK; *et al.*, 2010). Portanto, apenas as regiões demarcadas pelos círculos pontilhados nas imagens das superfícies de fratura da Figura 73 foram consideradas como sendo fortemente unidas e, deste modo, com maior contribuição para a resistência mecânica das juntas soldadas.

Microscopia eletrônica de varredura foi utilizada para avaliação dos micromecanismos associados à fratura. As imagens em MEV das regiões destacadas nas Figura 73b e 73e são mostradas nas Figura 76 e Figura 77.

Figura 76: Imagens em MEV das regiões demarcadas na Figura 73b: (a e b) imagens da região I com aumento de 10.000X e 20.000X, respectivamente, e (c) imagem da região II com aumento de 10.000X.



A análise da região I da superfície de fratura da junta produzida com a condição de soldagem FSpW-Al5454-St-03 exibiu uma morfologia de fratura dúctil, caracterizada pela presença de microcavidades. Contudo, regiões planas de aspecto frágil também foram observadas, conforme Figura 76a e 76b. A região II, por sua vez, apresentou morfologia

composta predominantemente por regiões planas de aspecto frágil, com pouquíssimas áreas dúcteis, conforme Figura 76c. Os resultados das análises quantitativas de composição química por EDS (Tabela 20) conduzidas para os pontos indicados na Figura 76 indicam que estas regiões possuem elevado teor de Fe, em torno de 20% em peso. Assim, comparando estes resultados com o intervalo de composição química dos compostos intermetálicos presentes na Tabela 17, e considerando o resultado da análise de DRX da superfície de fratura da liga de alumínio da amostra FSpW-Al5454-St-03-LS-01, é possível relacionar as regiões de fratura frágil, observadas na Figura 76, com a presença dos compostos intermetálicos frágeis  $Fe_2Al_5$  e  $FeAl_3$ .

Tabela 20: Composição química obtida por EDS dos pontos destacados na Figura 76a.

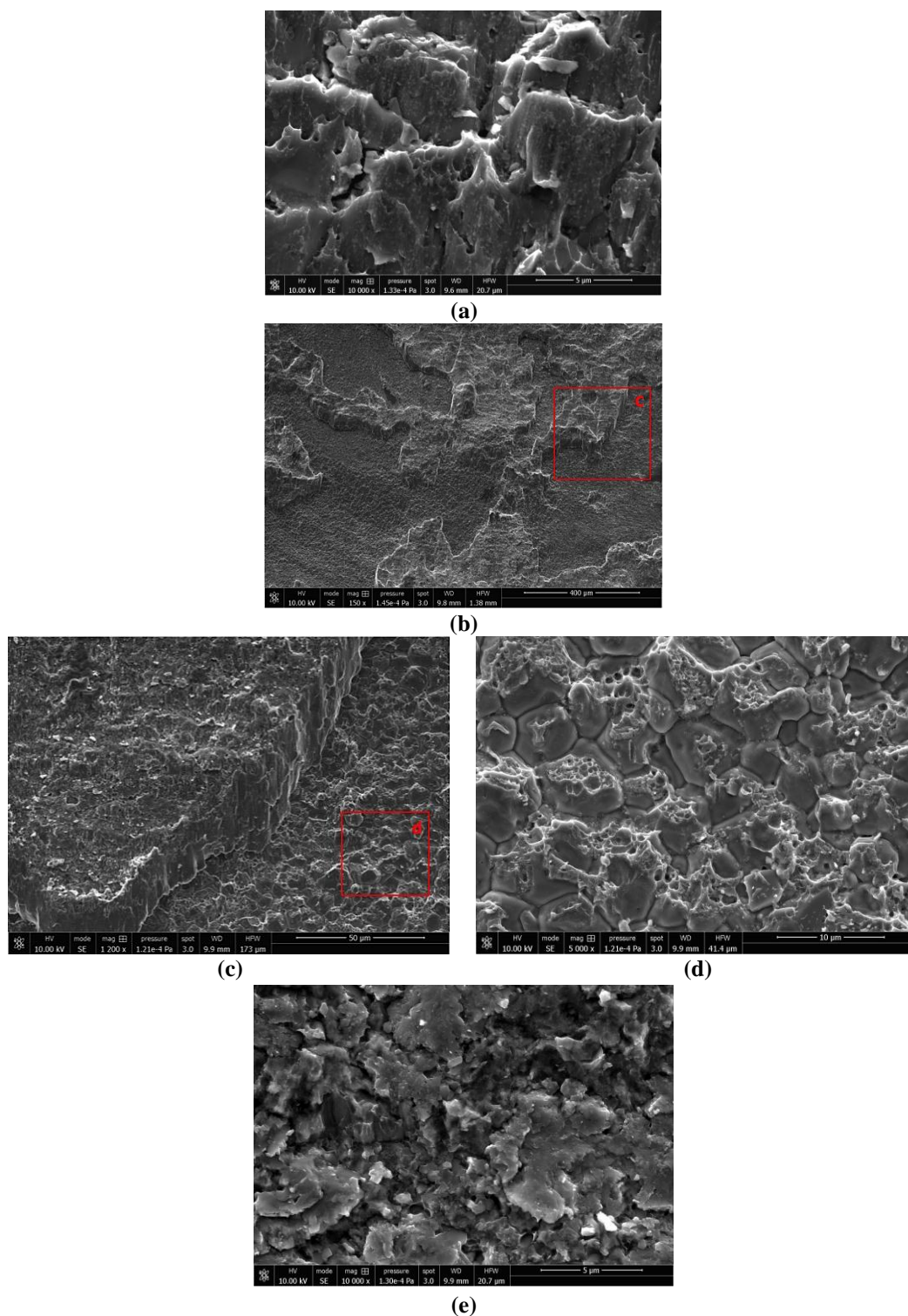
Elemento % em peso	Al	Fe	Zn	Mg	Mn
1	77,15	20,06	2,8	---	---
2	70,37	17,05	4,74	---	2,93
3	70,33	19,26	9,68	0,73	---

Conforme observado nas micrografias da Figura 77 a superfície de fratura da junta produzida com a condição de soldagem FSpW-Al5454-St-15 exibiu três morfologia distintas de fratura. A morfologia da fratura da região I é caracterizada por uma pequena quantidade de microcavidades rasas e alongada na direção de cisalhamento, indicando a ocorrência de fratura cisalhante de baixa energia nesta região. Por outro lado, a fratura da região II apresentou morfologia intergranular acompanhada por uma interface suave entre os contornos de grão. Este tipo de morfologia evidencia a penetração dos contornos de grão da matriz de Al- $\alpha$  por metal líquido, sendo um indicativo da ocorrência do mecanismo de fissuração induzida por metal líquido durante o processo FSpW (SONG *et al.*, 2010); (CHENG *et al.*, 2005). A região III demonstrou morfologia similar à da Figura 76c, com regiões planas de aspecto frágil, indicando a presença de compostos intermetálicos nesta região.

O tipo de fratura apresentado pela região II da superfície de fratura da junta produzida com a condição de soldagem FSpW-Al5454-St-15 pode ser explicado pela separação dos contornos de grãos através da penetração dos mesmo pelo líquido eutético Al-Mg-Zn. Quando este líquido forma um filme contínuo e espesso, acaba cobrindo os grãos, que se separam ao serem submetidos a tensões de contração, como por exemplo, durante o período de resfriamento do processo de soldagem devido ao surgimento de tensão térmicas (CHENG *et al.*, 2005). Este tipo de fissura pode estar relacionado com a presença de trincas de aspecto

intergranular observadas ao longo da interface da solda nas Regiões B e C, conforme Figura 64, que comprometem o desempenho mecânico da junta por meio da redução da área útil das soldas obtidas com a condição de soldagem FSpW-Al5454-St-15.

Figura 77: Imagens em MEV das regiões demarcadas na Figura 73e: (a, b e “e”) regiões I, II e III, respectivamente, (c) ampliação da região demarcada na figura (b) com aumento de 1.200X e (d) morfologia da região da fratura em destaque na imagem (c) com aumento de 5.000X.

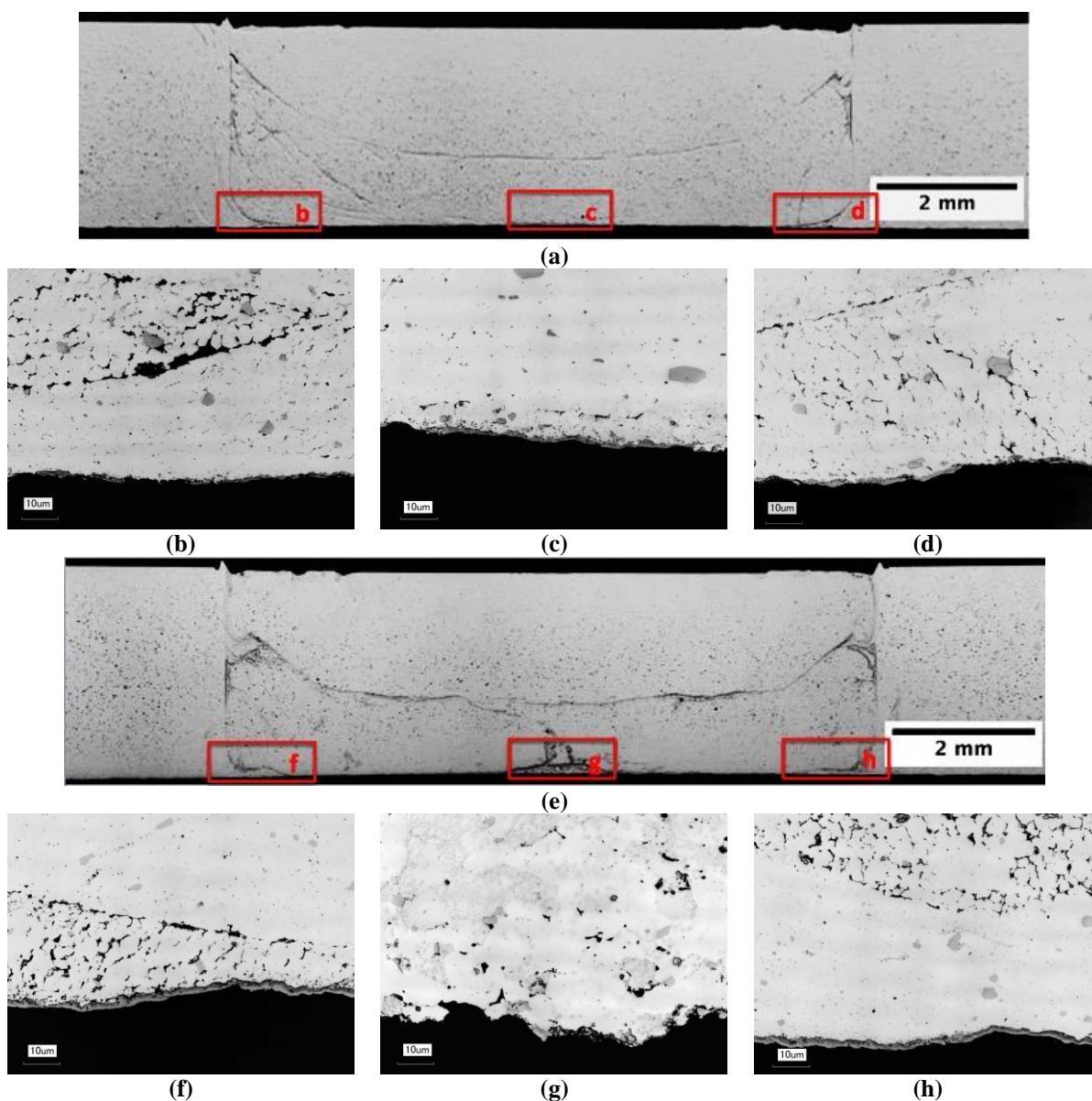




A presença de pequenas microcavidades observadas na Figura 77d pode ter origem na deformação plástica, após solidificação, do filme eutético presente no interior dos contornos de grãos ao ser submetido a alguma forma de carregamento.

A análise das secções transversais das amostras FSpW-A15454-St-LS-03-02 e FSpW-A15454-St-LS-15-02, testadas em cisalhamento, pode ser observada na Figura 78.

Figura 78: Macrografias transversais às fraturas das amostras FSpW-A15454-St-LS-03-02 e FSpW-A15454-St-LS-15-02. Para cada condição são mostrados os detalhes do perfil da fratura em diferentes posições destacadas nas imagens (a e b). Imagens obtidas sem ataque

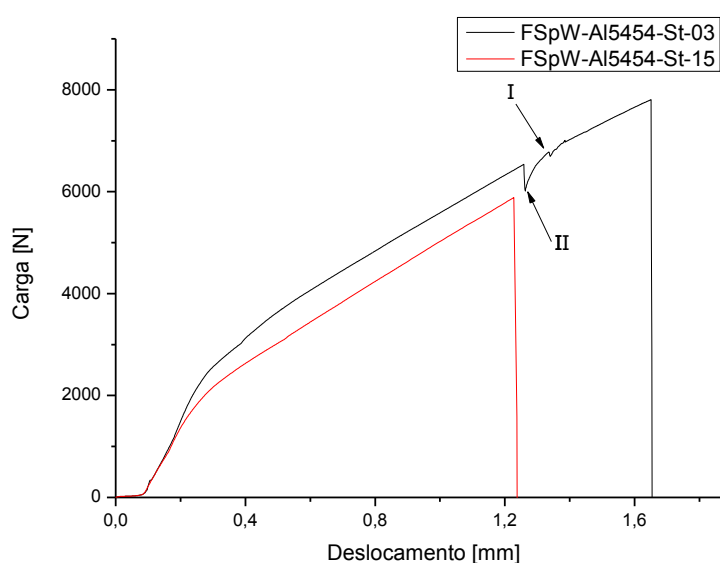


Pode-se notar que, para ambas as amostras, o caminho preferencial da fratura ocorreu entre a camada de composto intermetálico e a superfície da chapa de aço nas regiões limítrofes de domínio de atuação da camisa da ferramenta. Este comportamento condiz com os micromecanismos de fratura frágeis observados nas regiões II e III, destacadas nas Figura

73b e d, respectivamente. Contudo, na região central do botão de solda, a fratura não apresentou um caminho preferencial, ocorrendo tanto entre a alumínio e a camada de composto intermetálicos como entre a camada de composto intermetálico e a superfície do aço na amostra FSpW-Al5454-St-LS-03-02. Estas observações correspondem aos micromecanismos de fratura observados na região I da Figura 73b, caracterizados pela presença de microcavidades e de regiões planas de aspecto frágil. Enquanto, o caminho preferencial da fratura no centro do botão de solda da amostra FSpW-Al5454-St-LS-15-02 seguiu os contornos de grão da matriz de Al- $\alpha$ , conforme Figura 78, dando origem a uma fratura de morfologia intergranular de modo semelhante a Figura 77d..

Embora o caminho de propagação de trinca para ambas as amostras seja similar nas regiões mais externas da linha de união da solda, as curvas de carregamento são consideravelmente distintas, conforme Figura 79. O pequeno valor de deslocamento evidencia a baixa ductilidade da junta soldada com a condição de soldagem FSpW-Al5454-St-15, o que é esperado em função da participação do mecanismo de fissuração induzida por metal líquido durante o processo de soldagem desta condição. O melhor desempenho mecânico da junta soldada com a condição de soldagem FSpW-Al5454-St-03 é refletido nos maiores valores de deslocamento e carga atingidos, ou seja, maior energia envolvida durante o ensaio de cisalhamento.

Figura 79: Curva típica de carga versus deslocamento extraída do ensaio de cisalhamento para as amostras FSpW-Al5454-St-LS-03-01 e FSpW-Al5454-St-LS-15-01.



Na Figura 79 duas quedas abruptas na curva carga-deslocamento, além das observadas ao final dos ensaios, são observadas. Estas duas quedas abruptas estão associadas a um modo

de falha misto, composto por uma componente normal e outra cisalhante. Este fenômeno pode estar relacionado a rotação do botão de solda que acaba gerando uma componente de força perpendicular a direção de carregamento durante o ensaio de cisalhamento (LIU, H. et al., 2013; SHEN et al., 2013). Uma forte evidencia da existência de uma componente normal de tensão durante o ensaio de cisalhamento da amostra FSpW-Al5454-St-LS-03-01 são as microcavidades uniformes e não alongadas mostradas na Figura 76b.

Assim, com base nos resultados obtidos, conclui-se que o baixo desempenho mecânico das juntas soldadas com velocidades de rotação elevadas esteja principalmente relacionado a maior susceptibilidades à FIML destas juntas. Visto que, até mesmo as soldas com melhor desempenho mecânico exibiram regiões de fratura frágil associadas a presença de composto intermetálicos, tais como  $Fe_2Al_5$  e  $FeAl_3$ . Estes resultados indicam que o influxo de zinco no interior da ZM, juntamente com a presença de compostos intermetálicos na interface da solda são fatores de grande influência durante a fratura da junta soldada.

De forma resumida, comparando os resultados obtidos neste estudo com o que foi proposto em trabalhos recentes de *FSSW* entre ligas de Al e aço, fica claro que uma análise detalhada da interface da solda e de sua influência no desempenho mecânico junta soldada foi investigada no presente estudo. As soldas produzidas com a condição de soldagem otimizada FSpW-Al5454-St-03 apresentaram um refino microestrutural das zonas de soldagem da chapa de alumínio, acompanhado por uma camada interfacial bem distribuída, com resultados de resistência mecânica em níveis satisfatórios para soldas dissimilares entre ligas de Al e aço.

## 6. CONCLUSÃO

Neste estudo, juntas sobrepostas entre chapas de liga de alumínio AA5454-H22 e de aço automotivo HX340LAD-Z com 3 e 2 mm de espessura, respectivamente, produzidas através do processo *FSpW* utilizando diferentes combinações de parâmetros de processo (velocidade de rotação, profundidade de penetração e tempo de mistura) foram investigadas. As soldas foram caracterizadas mecânica e metalurgicamente com o objetivo de compreender o mecanismo de consolidação da união da solda bem como entender os efeitos dos parâmetros de processo nas propriedades dos materiais e na evolução da microestrutura dos componentes da solda, buscando, assim, a otimização do desempenho mecânico sob solicitação de cisalhamento. As principais conclusões são destacadas a seguir:

- 1 Juntas sobrepostas entre Al 5454-H22 (3 mm) e aço HX340LAD-Z revestido (2 mm) podem ser produzida com êxito através do método *FSpW*, com valores tão elevados quando 90% do valor da resistência das juntas similares *FSpW* da liga de alumínio base. Além de atender aos requisitos mínimos de resistência ao cisalhamento para soldas a ponto por resistência entre ligas de alumínio exigidas pela Norma SAE AMS-W-6858A. Sendo o resultado reportado para o processo FSSW inferior quando comparado com todos os obtidos neste estudo, o que indica um potencial de substituição pelo *FSpW* (BOZZI; ETTER; et al., 2010). Contudo, devido a presença de um filme intermetálico em suas interfaces, acabam apresentando um modo de falha frágil, através da solda, uma vez que a propagação da fratura ocorre através da linha de soldagem;
- 2 A interface entre a liga de alumínio e o aço foi investigada em detalhes, e os resultados indicam a formação de uma multicamada intermetálica (Região A, ) para todas as condições de soldagem deste estudo. Tendo como base os resultados obtidos para as análises de EDS, DRX e teste de nanodureza, a provável constituição da Região A inclui as fases intermetálicos ricas em Al  $Fe_2Al_5$  e  $FeAl_3$  e a fase rica em Fe AlFe;

- 3 A presença de compostos intermetálicos frágeis, tais como  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  e  $\text{FeAl}_3$ , e a presença de inúmeras trincas na interface da junta soldada (FIML) pode levar a produção de uma junta de baixa ductilidade e tenacidade;
- 4 As propriedades mecânicas das juntas soldadas demonstraram ser sensíveis a morfologia da interface e a presença de compostos intermetálicos. A diminuição da extensão dos compostos intermetálicos formados e da susceptibilidade à FIML da junta por meio da redução do tempo de exposição a elevadas temperaturas (controle da velocidade de rotação) resulta em maiores valores de resistência ao cisalhamento;
- 5 A formação das regiões com elevado teor de zinco dentro da ZM da liga de alumínio mostrou estar diretamente relacionada ao processo de incorporação e dissolução do filme líquido eutético Al-Mg-Zn formado logo no início do processo de soldagem e que suas distribuições ao final do processo estão vinculadas a redistribuição das bandas formadas devido a incorporação do zinco pelo fluxo de material gerado durante o retorno do pino e da camisa para a posição inicial;
- 6 O aumento da velocidade de rotação afetam de modo negativo a distribuição das Regiões B e C ao longo da interface da solda, ocasionando um aumento da tendência à FIML e o surgimento de microtrincas interfaciais, que podem ser longas o suficiente para propagarem a baixas tensões;
- 7 A junta soldada na condição otimizada apresentou refino microestrutural apenas para a chapa de alumínio, indicando que durante o processo de soldagem apenas a matriz de alumínio foi submetida a deformação plástica. Assim, a caracterização microestrutural básica da solda evidenciou três diferentes regiões de soldagem para a liga de Al AA5454-H22: uma região central (Zona de Mistura - ZM) com grãos Al- $\alpha$  equiaxiais recristalizados, a Zona Termomecanicamente Afetada (ZTMA) com grãos deformados e levemente alongados em decorrência do trabalho mecânico e da temperatura e a Zona Termicamente Afetada (ZTA) com microestrutura similar ao MB, mas que foi submetida a influência térmica do processo. Tais observações justificam o perfil de microdureza, que apresentou um pequeno aumento de resistência nas ZTMA e ZM;
- 8 Os resultados experimentais demonstraram que o Método Taguchi foi eficaz na obtenção da combinação de parâmetros de soldagem que resultou na solda de maior resistência sob solicitação cisalhante;  
A combinação dos níveis de cada parâmetro definida como combinação de parâmetros de soldagem otimizada foi: 1600 rpm de Velocidade de Rotação, 3 s de Tempo de Mistura e 2,8 mm de Profundidade de Penetração;

## 7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Como demonstrado neste trabalho, soldas de boa qualidade e reprodutibilidade entre a liga de alumínio AA5454-H22 e o aço com aplicação automotiva HX340LAD-Z podem ser produzidas através da técnica de soldagem a ponto por fricção (*FSpW*). Todavia, outros estudos podem ser realizados para um maior desenvolvimento acerca do tema em questão, conforme sugestões abaixo:

- Avaliação mais aprofundada do efeito dos parâmetros de processo sobre o fluxo de material e conseqüentemente sobre a incorporação e distribuição do zinco dentro da ZM da liga de alumínio;
- Estudo e caracterização do efeito da presença de compostos intermetálicos na interface da solda no desempenho mecânico em solicitações de tração e fadiga de juntas soldadas utilizando a condição de soldagem otimizada;
- Melhor caracterização microestrutural das regiões com elevados teores de zinco por meio de técnicas de maior resolução, como por exemplo, microscopia eletrônica de transmissão, obtendo, assim, uma melhor compreensão do efeito da presença de zinco nas propriedades mecânicas da junta;
- Investigar, utilizando microscopia eletrônica de transmissão, o processo de formação e crescimento da camada de compostos intermetálicos Al-Fe na interface da junta.

## 8. REFERÊNCIAS

ADAMCZYK, J. Development of the microalloyed constructional steels. **Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering**, v. 14, n. 1 - 2, p. 9 -20, 2006.

aluMATTER Disponível em: <  
<http://aluminium.matter.org.uk/content/html/eng/default.asp?catid=&pageid=1> >. Acesso em:  
31.12.2014.

ALVARENGA, E. D. A.; MOREIRA, J. G.; BUONO, V. T. L. Resistência À Corrosão De Aços Eletro galvanizados Fosfatizados E Pintados. **Tecnologia em Metalurgia e Materiais**, v. 4, n. 2, p. 21-26, 2007.

AMANCIO, S. T. et al. Preliminary Investigation of the Microstructure and Mechanical Behaviour of 2024 Aluminium Alloy Friction Spot Welds. **Materials Transactions**, v. 52, n. 5, p. 985-991, 2011.

ARBEGAST, W. J. Refill Friction Stir Spot Welding of Aluminium Alloys. In: IIW International Seminar on Friction based Spot Welding Process, Geesthacht, Alemanha. 2007.

ATABAKI, M. M. et al. Welding of aluminum alloys to steels: an overview. **Journal for Manufacturing Science and Production.**, v. 14, n. 2, p. 59 -78, 2014.

BADARINARAYAN, H. et al. Study of Plunge Motion during Friction Stir Spot Welding- Temperature and Flow Pattern. In: MISHRA, R. S.; MAHONEY, M. W., *et al* (Ed.). **Friction Stir Welding and Processing IV**: John Wiley & Sons, v.4, 2010. p.311 - 322. ISBN 978-0-87339-661-5.

BOZKURT, Y.; BILICI, M. K. Application of Taguchi approach to optimize of FSSW parameters on joint properties of dissimilar AA2024-T3 and AA5754-H22 aluminum alloys. **Materials & Design**, v. 51, n. 0, p. 513-521, 10// 2013.

BOZZI, S. et al. The parameters influencing the mechanical properties of Friction Stir Spot Welds between 6016 aluminum alloy and HSLA steel. **Techniques de l'ingénieur**, p. 1 - 10, 2010.

BOZZI, S. et al. Intermetallic compounds in Al 6016/IF-steel friction stir spot welds. **Materials Science and Engineering: A**, v. 527, n. 16-17, p. 4505-4509, 2010.

BOZZI, S. et al. Influence of FSSW parameters on fracture mechanisms of 5182 aluminium welds. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 210, n. 11, p. 1429-1435, 8/1/ 2010.

CAMPANELLI, L. **A Feasibility Study on Friciton Spot Welding of AZ31 Magnesium Alloy**. Geesthacht, Germany: Helmholtz-Zentrum Geesthacht, 2010. 57 f.

CAMPANELLI, L. C. **Estudo do Processo de Soldagem por Fricção por Ponto da Liga de Magnésio AZ31**. f. Dissertação de Mestrado (Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais) - Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, São Paulo, 2012.

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

CHANG, W. S. et al. Evaluation of Friction Spot Joining Weldability of Al Alloys for Automotive. **Materials Science Forum** v. 539 - 543, p. 411 - 416, 2007.

CHEN, Y.; FARID, H.; PRANGNELL, P. Feasibility Study of Short Cycle Time Friction Stir Spot Welding Thin Sheet Al to Ungalvanised and Galvanized Steel. In: 8th Int. Friction Stir Welding Symposium, 18-20 May, Timmendorfer Strand. 2010. p.S10B

CHEN, Y. C.; NAKATA, K. 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. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 39, n. 8, p. 1985-1992, 2008.

CHENG, C. M. et al. Hot cracking of welds on heat treatable aluminium alloys. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 10, n. 3, p. 344-352, 2005.

CHOI, D.-H. et al. Behavior of  $\beta$  phase (Al<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub>) in AA 5083 during friction stir welding. **Intermetallics**, v. 35, p. 120-127, 2013.

COELHO, R. S. et al. EBSD Technique Visualization of Material Flow in Aluminum to Steel Friction-stir Dissimilar Welding. **Advanced Engineering Materials**, v. 10, n. 12, p. 1127-1133, 2008.

COURT, S. A.; GATENBY, K. M.; LLOYD, D. J. Factors affecting the strength and formability of alloys based on Al-3 wt.% Mg. **Materials Science and Engineering: A**, v. 319-321, n. 0, p. 443-447, 12// 2001.

DAVIS, J. R. **Alloying: Understanding the Basics**. Ohio: ASM International, 2001. ISBN 0-87170-744-6.

DE LA GARZA, M. et al. Characterization of Galvannealed HSLA Steels. **Advanced Materials Research**, v. 68, p. 159-166, 2009.



DIAS, G. P. **Aplicação do Processo de Soldagem a Ponto por Fricção em Estrutura Aeronáutica: Otimização de Parâmetros de Processo e Avaliação da Integridade das Soldas para a Liga de Alumínio 2198-T8**. 137 f. (Doutor em Engenharia) - Programa de Pós Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais - PPGE3M, UFRGS, Porto Alegre, 2013.

ELREFAEY, A.; TAKAHASHI, M.; IKEUCHI, J. Friction stir welded lap joint of aluminum to Zn coated steel. **Quarterly Journal of Japan Welding Society**, v. 23, n. 2, p. 186 - 193, 2005.

ENGINEERS, N. B. C. **The Complete Technology Book on Hot Rolling of Steel**. National Institute of Industrial Research, 2010. ISBN 9788190568586.

ENGINEERS, S.-S. O. A. **Welding, Resistance: Spot and seam** 2000.

ENGLER, O.; LIU, Z.; KUHNKE, K. Impact of homogenization on particles in the Al-Mg-Mn alloy AA 5454 – Experiment and simulation. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 560, p. 111-122, 2013.

FREENEY, T.; SHARMA, S.; MISHRA, R. Effect of Welding Parameters on Properties of 5052 Al Friction Stir Spot Welds. **SAE Technical Paper 2006-01-0969**, 2006 2006.

FULLER, C. B. et al. Microstructure and mechanical properties of a 5754 aluminum alloy modified by Sc and Zr additions. **Materials Science and Engineering: A**, v. 338, n. 1-2, p. 8-16, 12/15/ 2002.

GALÁN, J. et al. Advanced high strength steels for automotive industry. **Revista de Metalurgia**, v. 48, n. 2, p. 118-131, 2012.

GENDO, T. et al. Spot Friction Welding of Aluminium to Steel. **SAE Technical Paper 2007-01-1703**, 2007.

GEORGE, P. M.; PILLAI, N.; SHAH, N. Optimization of shot peening parameters using Taguchi technique. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 153-154, n. 0, p. 925-930, 11/10/ 2004.

GERLICH, A. et al. Mechanism of stir zone formation in friction stir spot welds. In: Friction Stir Welding Colloquium. 2006, Graz, Austria.

GERLICH, A.; YAMAMOTO, M.; NORTH, T. H. Local melting and cracking in Al 7075-T6 and Al 2024-T3 friction stir spot welds. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 12, n. 6, p. 472-480, 2007.

GERLICH, A. P.; SHIBAYANAGI, T. Liquid film formation and cracking during friction stir welding. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 16, n. 4, p. 295-299, 2011.

GHASSEMIEH, E. Materials in Automotive Application, State of the Art and Prospects. **New Trends and Developments in Automotive Industry**, v. InTech, p. 365 - 394, 2011.

GUTENSOHN, M. et al. The fatigue behaviour of friction stir welded aluminium joints. **Welding in the World**, n. 9 -10, p. 69-74, 2008.

HA, H.-Y. et al. Interpretation of the corrosion process of a galvanized coating layer on dual-phase steel. **Corrosion Science**, v. 53, n. 7, p. 2430-2436, 2011.

HAGHSHENAS, M. et al. Friction stir weld assisted diffusion bonding of 5754 aluminum alloy to coated high strength steels. **Materials & Design**, v. 55, p. 442-449, 2014.

HANDBOOK, A. **Properties and Selection Nonferrous Alloys and Special Purpose Materials**. 10. Ohio: ASM International, 1990. ISBN 978-0871703781.

HIRSCH, J. Aluminium in Innovative Light-Weight Car Design. **Materials Transactions**, v. 52, n. 5, p. 818-824, 2011.

**Hot-Dip Galvanizing for Corrosion Protection of Steel Products**. ASSOCIATION, A. G. Colorado: 14 p. 2000.

HOTVAR - Hot work tool steel. Disponível em: < [http://www.bohler-uddeholm.co.za/media/hotvar-english\\_991103.pdf](http://www.bohler-uddeholm.co.za/media/hotvar-english_991103.pdf) >.

ITAPU, S. K.; MUCI-KÜCHLER, K. H. Visualization of Material Flow in the Refill Friction Stir Spot Welding Process. **SAE International**, 2004.

J. A. E. MAZZAFERRO; ROSENDO, T. S. Preliminary Study on the Mechanical Behavior of Friction Spot Welds. **Soldagem e Inspeção**, v. 14, p. 238 - 247, 2009.

KALAGARA, S.; MUCI.KÜCHLER, K.; ARBEGAST, W. Preliminary study of material flow in friction stir spot welding using copper as marker material. In: Friction stir welding and processing IV, TMS 2007. 2007. p.349-358.

KETABCHI, M. et al. Effect of Cooling Rate on Mechanical Properties of 7075 Aluminium Rods Extruded in Semisolid State. **Journal of Engineering Materials and Technology**, v. 136, p. 021002-3 - 021002-8, 2014.

KIM, N. J. The Physical Metallurgy of HSLA Linepipe Steels - A Review. **Journal of Metals**, 1983.

KIMAPONG, K.; WATANABE, T. Lap Joint of A5083 Aluminum Alloy and SS400 Steel by Friction Stir Welding. **Materials Transactions**, v. 46, n. 4, p. 835 - 841, 2005.

KOCH, N. An Investigation of Friction Spot Welding of Thin Aluminum Sheets. In: 14th Advanced Aerospace Materials and Processes Conference and Exposition, June 09-12, Dayton, OH. 2003.

KOLNEROVÁ, M. et al. Properties analysis of coating with layer zinc/magnesium at sheets for car-body production. **Transfer inovácií**, v. 27, p. 48 -52, 2013.

KRAUSS, G. Steels: Processing, Structure, and Performance **ASM International**, 2005.

KUMAI, S.; WATANABE, M. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded aluminum alloy / steel lap joint. **Journal of Japan Institute of Light Metals** v. 57, n. 11, p. 529 - 535, 2007.

LEE, C.-Y. et al. Dissimilar friction stir spot welding of low carbon steel and Al-Mg alloy by formation of IMCs. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 14, n. 3, p. 216-220, 2009.

LEE, C. Y. et al. Dissimilar friction stir spot welding of low carbon steel and Al-Mg alloy by formation of IMCs. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 14, n. 3, p. 216-220, 2009.

LIU, F.; ZHANG, Z.; LIU, L. Microstructure evolution of Al/Mg butt joints welded by gas tungsten arc with Zn filler metal. **Materials Characterization**, v. 69, n. 0, p. 84-89, 7// 2012.

LIU, H. et al. Microstructural Characteristics and Mechanical Properties of Friction Stir Spot Welded 2A12-T4 Aluminum Alloy. **Advances in Materials Science and Engineering**, v. 2013, p. 10, 2013.

LIU, L.; LIU, F.; ZHU, M. Study on Mg/Al Weld Seam Based on Zn-Mg-Al Ternary Alloy. **Materials**, v. 7, n. 2, p. 1173-1187, 2014.

LIU, X.; LAN, S.; NI, J. Analysis of process parameters effects on friction stir welding of dissimilar aluminum alloy to advanced high strength steel. **Materials & Design**, v. 59, p. 50-62, 2014.

LIVESEY, A.; ROBINSON, A. **The Repair of Vehicle Bodies**. 5. Oxford, England: Butterworth-Heinemann, 2005. ISBN 978-0-75-066753-1.

LIYANAGE, T. et al. Joint formation in dissimilar Al alloy/steel and Mg alloy/steel friction stir spot welds. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 14, n. 6, p. 500-508, 2009.

MAGNABOSCO, R. Aço ARBL para fabricação de rodas automotivas - microestruturas, comportamento mecânico e vida em fadiga. In: XVI COBEM (Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica). 2001.

MARDER, A. R. The metallurgy of zinc-coated steel. **Progress in Materials Science**, v. 45, n. 3, p. 191-271, 6// 2000.

MISHRA, R. S.; MA, Z. Y. Friction stir welding and processing. **Materials Science and Engineering: R: Reports**, v. 50, n. 1-2, p. 1-78, 8/31/ 2005.

MIYAGAWA, K. et al. Spot welding between aluminium alloy and Zn-coated steel by friction stirring. **Welding International**, v. 23, n. 9, p. 648-653, 2009.

MONDOLFO, L. F.; ZMESKAL, O. **Engineering metallurgy**. McGraw-Hill, 1955.

MOVAHEDI, M. et al. Effect of annealing treatment on joint strength of aluminum/steel friction stir lap weld. **Materials & Design**, v. 44, p. 487-492, 2013.

NANDAN, R.; DEBROY, T.; BHADSHIA, H. K. D. H. Recent advances in friction-stir welding – Process, weldment structure and properties. **Progress in Materials Science**, v. 53, n. 6, p. 980-1023, 8// 2008.

NAOI, D.; KAJIHARA, M. Growth behavior of Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> during reactive diffusion between Fe and Al at solid-state temperatures. **Materials Science and Engineering: A**, v. 459, n. 1-2, p. 375-382, 6/25/ 2007.

NISHIDA, T. et al. Microstructure and Mechanical Property of 5000 Series Aluminum Stud Joint with Zinc Insert Using Friction Welding. **MATERIALS TRANSACTIONS**, v. 52, n. 5, p. 960-966, 2011.

NORMUNG, D. I. F. **Specimen dimensions and procedure for shear testing resistance spot, seam and embossed projection welds** 2002.

NORTH, T. H. et al. Transient Local Melting in Al 7075-T6 Friction Stir Spot Welds. **Materials Science Forum**, v. 539 - 543, p. 3826-3831, 2007.

NORTH, T. H. et al. Understanding Friction Welding. In: IURS 2000in Tsinghua University. 2005, Beijing, China.

OIKAWA, H. et al. Resistance spot welding of steel and aluminium sheet using insert metal sheet. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 4, n. 2, p. 80-88, 1999.

OLEA, C. A. W. et al. A sub-structural analysis of friction stir welded joints in an AA6056 Al-alloy in T4 and T6 temper conditions. **Materials Science and Engineering A-structural Materials Properties Microstructure and Processing**, v. 454, p. 52-62, 2007.

OSMAN, M. et al. The Influence of Homogenisation Heat Treatment on Microstructure Development in Al-Mg-Mn Alloy AA5454. **Materials Science Forum**, v. 396-402, p. 351-356, 2002.

OZAKI, H.; KUTSU, M. Dissimilar Metal Joining of Zinc Coated Steel and Aluminum Alloy by Laser Roll Welding. 2012.

PAN, Y.; ZHU, W.; SCHWARTZ, W. J. Spot Friction Welding - A New Joining Method for Aluminium Sheets. In: International Automotive Body Congress (IABC). 2005, Ann Arbor, EUA. p.95 - 99.

PANNONI, F. D. Princípios da Galvanização a Fogo. **ZTEC**, 2010.

PARK, S. H. C.; SATO, Y. S.; KOKAWA, H. Effect of micro-texture on fracture location in friction stir weld of Mg alloy AZ61 during tensile test. **Scripta Materialia**, v. 49, n. 2, p. 161-166, 7// 2003.

PIETA, G. et al. Optimization of Friction Spot Welding Process Parameters for AA2198-T8 Sheets. **Materials and Manufacturing Processes**, v. 29, n. 8, p. 934-940, 2014/08/03 2013.

POLMEAR, I. J. 3 - Wrought aluminium alloys. In: POLMEAR, I. J. (Ed.). **Light Alloys (Fourth Edition)**. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2005. p.97-204. ISBN 978-0-7506-6371-7.

POTESSER, M. et al. The Characterization of the Intermetallic Fe-Al Layer of Steel-Aluminum Weldings. **EPD Congress 2006** v. TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2006b.

<Rosendo FSpW Consolda 2007.pdf>.

ROSENDO, S. T. **Estudo do Desempenho Mecânico de solda (s) ponto por fricção (FSpW) da liga AA6181-T4**. Porto Alegre: UFRGS, 2009.

ROSENDO, T. et al. Investigation of Friction Spot Welding of Aeronautic AA2024-T3 and AA7075-T6 Alloys. In: CONSOLDA – Congresso Nacional de Soldagem, Caxias do Sul, Brasil. 2007.

ROSENDO, T. et al. Investigation of Friction Spot Welding of AA6181-T4 Alloy. In: 2008 IABC International Automotive Body Congress. 2008, Vaals, Netherland.

ROSENDO, T. et al. Mechanical and microstructural investigation of friction spot welded AA6181-T4 aluminium alloy. **Materials & Design**, v. 32, n. 3, p. 1094-1100, 2011.

ROSENDO, T. D. S. **Estudo do Desempenho Mecânico de Solda(s) Ponto por Fricção (FSpW) da Liga AA6181-T4**. 109 f. (Doutor em Engenharia) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais - PPGEM, UFRGS, Porto Alegre, 2009.

ROSENDO, T. S. et al. Preliminary Investigation on Friction Spot Welding of alclad 2024-T4 Aluminum Alloy. In: XXXIII Congresso Nacional de Soldagem (CONSOLDA). 2007, Caxias do Sul.

SENGUPTA, S. **Study of Performance Characteristics of Friction Stir Spot Welding of Similar and Dissimilar Steel Combinations**. f. Dissertação de mestrado (Mestre em Engenharia Metalúrgica e Metalurgia Industrial) - Faculdade de Engenharia e Tecnologia, Universidade Jadavpur, Kolkata, 2013.

SHABADI, R.; SUERY, M.; DESCHAMPS, A. Characterization of Joints Between Aluminum and Galvanized Steel Sheets. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 44, n. 6, p. 2672-2682, 2013.

SHARMA, R. S. Weldability of Advanced High Strength Steel using Yb:YAG high power laser for Tailor-Welded Blank applications. **Iowa State University - Thesis of Doctor of Philosophy**, 2011.

SHEN, Z. et al. Microstructure and failure mechanisms of refill friction stir spot welded 7075-T6 aluminum alloy joints. **Materials & Design**, v. 44, n. 0, p. 476-486, 2// 2013.

SHEPPARD, T. **Extrusion of Aluminium Alloys**. Boston: Springer, 1999. ISBN 978-1-4419-4728-4.

SILVA, A. A. M. D. et al.. Performance Evaluation of 2-mm thick alclad AA2024 T3 Aluminium Alloy Friction Spot Welding. In: SAE International, 07ATC-103, Los Angeles, CA. 2007b.

SKOBIR, D. A. High-Strength Low-Alloy (HSLA) Steels. **Materiali in tehnologije**, v. 45, n. 4, p. 295 -301, 2011.

SONG, S.-W. et al. Effect of welding parameters on weld formation and mechanical properties in dissimilar alloy joints by FSW. **Materials transactions**, v. 51, n. 7, p. 1319-1325, 2010.

SPRINGER, H. et al. Influence of intermetallic phases and Kirkendall-porosity on the mechanical properties of joints between steel and aluminium alloys. **Materials Science and Engineering: A**, v. 528, n. 13-14, p. 4630-4642, 2011.

SPRINGER, H. et al. On the formation and growth of intermetallic phases during interdiffusion between low-carbon steel and aluminum alloys. **Acta Materialia**, v. 59, n. 4, p. 1586-1600, 2011.

STANDARD, A. **Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Materials**: 240 - 263 p. 2010.

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

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

SUHUDDIN, U.; FISCHER, V.; DOS SANTOS, J. Formation of Intermetallic Compounds in Dissimilar Friction Spot Weld of Al to Mg Alloys. **Materials Science Forum**, v. 765, p. 731-735, 2013.

SUHUDDIN, U. F. H.; FISCHER, V.; DOS SANTOS, J. F. The thermal cycle during the dissimilar friction spot welding of aluminum and magnesium alloy. **Scripta Materialia**, v. 68, n. 1, p. 87-90, 2013.

TABAN, E.; GOULD, J. E.; LIPPOLD, J. C. Dissimilar friction welding of 6061-T6 aluminum and AISI 1018 steel: Properties and microstructural characterization. **Materials & Design**, v. 31, n. 5, p. 2305-2311, 2010.

THREADGILL, P. L. **Friction stir welding - the state of the art**. TWI, 1999. f.

TIER, M. D. et al. The influence of refill FSSW parameters on the microstructure and shear strength of 5042 aluminium welds. In: 7th International Friction Stir Welding Symposium. 2008, Awaji Island, Japan.

TOROS, S.; OZTURK, F.; KACAR, I. Review of warm forming of aluminum–magnesium alloys. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 207, n. 1–3, p. 1-12, 10/16/ 2008.

TOTTEN, G. E.; MACKENZIE, D. S. **Handbook of Aluminium**. New York: Marcel Dekker, Inc., 2003. ISBN 0-8247-0494-0.

TYLECOTE, R. F. **The solid phase welding of metals**. Edward Arnold, 1968.

VERÁSTEGUI, R. N. **Estudo de uniões dissimilares alumínio-soldas por "Solda Ponto por Fricção e mistura mecânica com preenchimento do furo"**. f. (Doutor em Engenharia) - Programa de Pós-Graduação em engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais - PPGEM, UFRGS, Porto Alegre, 2012.

WATANABE, M. et al. Growth Manner of Intermetallic Compound Layer Produced at Welding Interface of Friction Stir Spot Welded Aluminum/Steel Lap Joint. **Materials Transactions**, v. 52, n. 5, p. 953-959, 2011.

XIAODONG, Z.; ZHAOHUI, M.; LI, W. Current Status of Advanced High Strength Steel for Auto-making and its Development in Baosteel. **Baosteel research institute**, 2009.

YAMAMOTO, M. et al. Local melting and tool slippage during friction stir spot welding of Al-alloys. **Journal of Materials Science**, v. 43, n. 1, p. 2-11, 2007.

YANG, Q. et al. Microstructure and Mechanical Properties of Friction Stir Spot Welded AZ31 Mg Alloy. In: 7th International Friction Stir Welding Symposium, Awaji Island, Japão. 2008.

YILMAZ, M.; ÇÖL, M.; ACET, M. Interface properties of aluminum/steel friction-welded components. **Materials Characterization**, v. 49, n. 5, p. 421-429, 12// 2002.

ZHANG, Z. et al. Effect of welding parameters on microstructure and mechanical properties of friction stir spot welded 5052 aluminum alloy. **Materials & Design**, v. 32, n. 8, p. 4461-4470, 2011.