

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO  
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

ESTUDO DE UNIÕES DISSIMILARES ALUMÍNIO-AÇO SOLDADAS POR “SOLDA  
PONTO POR FRICÇÃO E MISTURA MECÂNICA COM PREENCHIMENTO DO FURO”  
(FRICTION SPOT WELDING – FS<sub>p</sub>W)

por

Roger Navarro Verástegui

Tese para obtenção do Título de  
Doutor em Engenharia

Porto Alegre, junho de 2012

ESTUDO DE UNIÕES DISSIMILARES ALUMÍNIO-AÇO SOLDADAS POR “SOLDA  
PONTO POR FRICÇÃO E MISTURA MECÂNICA COM PREENCHIMENTO DO FURO”  
(FRICTION SPOT WELDING – FSpW)

por

Roger Navarro Verástegui  
Mestre em engenharia

Tese submetida ao Corpo Docente do Programa de Pós-Graduação em Engenharia  
Mecânica, PROMEC, da Escola de Engenharia da Universidade Federal do Rio Grande do  
Sul, como parte dos requisitos necessários para a obtenção do Título de

Doutor em Engenharia

Área de Concentração: Processo de Fabricação

Orientador: Prof. Dr. José Antônio Esmerio Mazzaferro

Comissão de Avaliação:

Prof. Dr. Telmo Roberto Strohaecker..... PPG3M / UFRGS

Prof. Dr. Flávio José Lorini..... PROMEC / UFRGS

Prof. Dr. Fabiano Dornelles Ramos.....IFRS/Caxias do Sul

Prof. Dr. Francis Henrique Ramos França  
Coordenador do PROMEC

Porto Alegre, 22 junho de 2012

*“A mente que se abre a uma nova idéia  
jamais voltará ao seu tamanho original.”*

*Albert Einstein*

## AGRADECIMENTOS

Ao meu orientador no Brasil, Prof. José Antônio Esmerio Mazzaferro, pela atenção, pelo suporte, pela paciência e também por proporcionar a realização de parte do doutorado na Alemanha.

Ao meu orientador na Alemanha, Dr. Jorge dos Santos, pelas valiosas dicas e oportunidades durante o desenvolvimento do meu trabalho no GKSS Forschungszentrum.

Ao CNPq pelo aporte financeiro no Brasil e à CAPES (através do Programa PROBRAL) e GKSS Forschungszentrum GmbH pelo aporte financeiro na Alemanha.

Aos colegas do *Solid State Joining Group Processes* por toda atenção, ajuda e Amizade, especialmente aos meus queridos amigos: Dr Sérgio Amancio, Dr. Marcelo Beltrão, Dra Marilia Beltrão e aos colegas de residência Gabriel Pieta e Luciano Bergmann.

Aos colegas do LS&TC/UFRGS, principalmente ao Luiz Zaniratti e ao Dr. Richard Thomas Lermem pelo apoio e amizade aos estagiários Diego e Samir, hoje em dia engenheiros.

Ao Prof. Ivan Guerra Machado pela cooperação e auxílio em tudo que sempre foi solicitado.

À doutora, Byanka D. Mizerkowski, que sempre me estimula a crescer científica e pessoalmente, pelas inúmeras trocas de impressões, correções e comentários ao trabalho. Acima de tudo, pelo inestimável apoio preencheu as diversas falhas que fui tendo por força das circunstâncias, obrigado pela paciência e compreensão.

À minha família, que sempre está comigo. Aos meus irmãos Mito, Andrei e Beto que sempre estão me ajudando em tudo que é possível. À minha mãe Cleidinha e minha tia Olga que sempre me ajudam em tudo que é possível e no que é impossível também.

Aos meus filhos Luis Henrique e Manuela, que passaram por fases tão difíceis, muito mais complicadas que um doutorado, se não fosse por vocês eu não terminaria este trabalho.

Ao meu anjo da guarda, acredito que há alguém que olha por cada um de nós.

## RESUMO

O presente trabalho estuda uniões entre chapas de aço DP600 e chapas das ligas de alumínio AA 6181-T4 e AA 5754-H22, obtidas através do processo Friction Spot Welding (FSpW). A soldagem de materiais dissimilares é um dos grandes desafios para a engenharia, pois as propriedades de distintos materiais são muito diferentes na maioria das vezes, o que dificulta a realização deste tipo de união pelos métodos convencionais de soldagem com fusão. O processo FSpW requer menos energia que os processos de soldagem convencionais, não produz fumos, radiação ou resíduos. Permite obter a união de materiais no estado sólido, sendo, portanto potencialmente indicado para uniões dissimilares. Por ser um processo muito mais “limpo” que os usados convencionalmente, pode contribuir significativamente com uma grande preocupação mundial que é a sustentabilidade. A influência de um revestimento galvanizado nas chapas de aço para a qualidade das uniões resultantes foi avaliada realizando-se as operações de soldagem com as chapas de aço nas condições com e sem a camada galvanizada. O método estatístico de Taguchi foi utilizado para definir os parâmetros de soldagem que maximizassem a resistência das juntas para cada condição de ensaio, sendo a qualidade das juntas obtidas definida pela resistência da união ao ensaio de cisalhamento. Durante a soldagem, a temperatura em pontos específicos foi adquirida e, posteriormente, as juntas foram submetidas à análise metalográfica e de composição química por EDS. A partir da análise das macro e microestruturas dos corpos de prova com melhor resistência ao cisalhamento, foi possível associar diferentes parâmetros de processo e mecanismos de união para cada tipo de junta. O estudo comprovou a possibilidade de obtenção de uniões dissimilares entre o aço e as duas ligas de alumínio através do processo FSpW, especialmente quando utilizou-se o aço com a camada galvanizada que apresentou modo de união mais eficaz.

Palavras-chave: União de materiais dissimilares; Soldagem alumínio-aço, *Friction Spot Welding*; FSpW.

## ABSTRACT

This work aims at the study of welding DP600 steel to AA6181-T4 and AA5754-H22 aluminum alloys plates by Friction Spot Welding (FSpW). Welding of dissimilar materials is a great challenge for engineering due to the diverse properties of different materials, that difficult welding by conventional methods of fusion. FSpW is a joining method that requires lower energy than conventional welding processes and produces no hazard gases or radiation. It allows solid state joining that is potentially indicated to dissimilar materials joining, and contributes significantly to sustainability, because the process can be considered “cleaner” that those used conventionally. The influence of the galvanized layer on the joint performance with the steel plates on was tested using steel plates with and without this coating. The Taguchi statistic method was employed to define the welding process parameters that produce higher shear stress resistance to each test condition, so the welding joints quality was defined based on the union resistance to shear. During the welding operation the temperature at given positions was acquired and the resulting joints were submitted to metallographic and chemical composition analysis. From the analysis of specimen that showed best stress test performance to each joint condition, it was possible to associate different process parameters and joint mechanisms to each condition. The study demonstrates the feasibility of joining the steel to both aluminum alloys using FSpW. The best shear test results were obtained with the presence of a galvanized layer.

Keywords: Joining of dissimilar materials; aluminium-steel welding; *Friction Spot Welding*; FSpW.

# ÍNDICE

<b>AGRADECIMENTOS</b> .....	<b>III</b>
<b>RESUMO</b> .....	<b>IV</b>
<b>ABSTRACT</b> .....	<b>V</b>
<b>LISTA DE FIGURAS</b> .....	<b>VIII</b>
<b>LISTA DE TABELAS</b> .....	<b>XIII</b>
<b>LISTA DE SIGLAS E ABREVIATURAS</b> .....	<b>XV</b>
<b>LISTA DE SÍMBOLOS</b> .....	<b>XVII</b>
<b>1. INTRODUÇÃO</b> .....	<b>1</b>
1.1 OBJETIVO DO TRABALHO.....	3
<b>2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	<b>5</b>
2.1. AÇOS DUAL-PHASE .....	5
2.1.1. <i>Revestimento Galvânico</i> .....	8
2.2. ALUMÍNIO E SUAS LIGAS .....	10
2.2.1. <i>Ligas de Alumínio da série 5XXX e 6XXX</i> .....	15
2.2.2. <i>Zinco e Alumínio</i> .....	17
2.2.3. <i>Soldabilidade das ligas de alumínio da série Alumínio e Magnésio</i> .....	18
2.2.4. <i>Soldabilidade das ligas de alumínio da série Alumínio, Magnésio e Silício.</i> .....	20
2.3. SOLDAGEM POR FRICÇÃO .....	21
2.3.1. <i>Friction Stir Welding</i> .....	21
2.3.2. <i>Friction Stir Spot Welding</i> .....	23
2.3.3. <i>Friction Spot Welding</i> .....	25
<b>3. MATERIAIS E MÉTODOS</b> .....	<b>28</b>
3.1. MATERIAIS .....	28
3.2. MÉTODOS .....	29
3.2.1. <i>Ferramenta e Máquina de soldagem de FSpW</i> .....	29
3.2.2. <i>Produção das Juntas</i> .....	30
3.2.3. <i>Aquisição de Temperaturas</i> .....	32
3.2.4. <i>Ensaio de Cisalhamento</i> .....	33
3.2.5. <i>Método Estatístico (DOE)</i> .....	33
3.2.6. <i>Análise Metalográfica</i> .....	34
3.2.7. <i>Verificação da composição química</i> .....	34

<b>4. RESULTADOS E DISCUSSÃO .....</b>	<b>36</b>
4.1. TESTES ESTATÍSTICOS .....	36
4.1.1. AA 6181-T6 com DP600 lixado (sem camada galvanizada) .....	36
4.1.2. AA 6181-T4 com DP600 (com camada galvanizada).....	38
4.1.3. AA 5457-H22 com DP600 lixado (sem camada galvanizada) .....	39
4.1.4. AA 5457-H22 com DP600 (com camada galvanizada).....	41
4.1.5. Considerações finais sobre os testes estatísticos.....	42
4.2. CICLO TÉRMICO E APORTE DE ENERGIA .....	42
4.2.1. AA 6181-T6 com DP600 lixado (sem camada galvanizada) .....	43
4.2.2. AA 6181-T6 com DP600 (com camada galvanizada).....	45
4.2.3. AA 5457-H22 com DP600 lixado (sem camada galvanizada) .....	47
4.2.4. AA 5457-H22 com DP600 (com camada galvanizada).....	49
4.2.5. Considerações Finais sobre ciclo térmico e aporte de energia.....	50
4.3. MACRO E MICROESTRUTURAS.....	51
4.3.1. AA 6181-T6 com DP600 lixado (sem camada galvanizada) .....	51
4.3.2. AA 6181-T6 com DP600 (com camada galvanizada).....	58
4.3.3. AA 5457-H22 com DP600 lixado (sem camada galvanizada) .....	65
4.3.4. AA 5457-H22 com DP600 (com camada galvanizada).....	69
4.3.5. Considerações finais sobre macro e microestruturas.....	73
<b>5. CONCLUSÕES.....</b>	<b>75</b>
<b>6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....</b>	<b>76</b>
<b>7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....</b>	<b>77</b>



## LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1. Representação esquemática da topologia da microestrutura bifásica [Hombogen, 1980].....	6
Figura 2.2. Comparação entre as curvas tensão versus deformação, determinadas por ensaio de tração, para os aços ao carbono, microligado e bifásico [Gorni 1990].....	6
Figura 2.3. Representação esquemática da influência qualitativa dos parâmetros da microestrutura bifásica sobre as propriedades mecânicas do material [Maid 1988].....	7
Figura 2.4. (a) Seção esquemática de um revestimento galvanizado típico, mostrando as camadas de intermetálicos [Pannoni, 2010]; (b) Microestrutura de um típico revestimento galvanizado a fogo [Galvanizers Association, 2002].....	9
Figura 2.5. Diagrama de equilíbrio Al-Cu da liga da série 2XXX [Metals Handbook V.3, 1990].....	11
Figura 2.6. Principais elementos presentes na composição química das principais ligas de alumínio. [Metals Handbook v.2, 1990].....	13
Figura 2.7. Diagrama de equilíbrio alumínio e magnésio [Metals Handbook v.3, 1990]. .....	15
Figura 2.8. Diagrama de equilíbrio Alumínio e Zinco [Metals Handbook v.3, 1990].....	17
Figura 2.9. Esquema mostrando o processo FSW [Rosado Jr, 2003]. .....	22
Figura 2.10. União de materiais dissimilares, evidenciando a mistura dos materiais na junta [Awang et al, 2005]. .....	23
Figura 2.11. Visão de seção transversal de uma junta sobreposta soldada por FSSW [Lin et al, 2008].....	24
Figura 2.12. Esquema do processo de soldagem por FSSW [Mishra e Mahoney, 2007]. .....	24
Figura 2.13. (A) Protótipo da máquina de Friction Spot Welding [Rosendo, 2009] e (B) Máquina atual do GKSS [http://www.hzg.de/imperia/md/content/gkss/institut_fuer_werkstoffforschung/nwg/ ...	26
Figura 2.14. Ilustração esquemática do princípio de funcionamento do Friction Spot Weld [Rosendo, 2009]. .....	26
Figura 3.1. Elementos da ferramenta de FSpW. (A) Clamping Ring, responsável pela fixação da peça; (B) Sleeve plunge, uma das peças responsáveis pela união e mistura (neste caso responsável pela penetração na peça); (C) Pin Plunge, outro dos responsáveis pela união	

das peças (neste caso, responsável pelo preenchimento do furo remanescente); e (D) conjunto de peças que formam a ferramenta do processo de FSpW.....	30
Figura 3.2. (a) Foto do corpo de prova soldado; (b)Dimensões do dispositivo desenvolvido para realizar as soldas nas dimensões requeridas pela Norma DIN EN ISO 1472:2002-03. ....	31
Figura 3.3. Localização e distribuição dos termopares nas amostras.....	32
Figura 3.4. Volume de interação: a) localização dos sinais emitidos pela amostra; b) relação da voltagem para elementos leves e pesados. Figura adaptada de KESTENBACH, 1994. ....	35
Figura 4.1. Resultados obtidos para a soldagem entre AA6181-T4 e DP600 sem camada galvanizada.....	37
Figura 4.2. Resultados obtidos para a soldagem entre AA6181-T4 e DP600 com camada galvanizada.....	38
Figura 4.3. Resultados obtidos para a soldagem entre AA5457-H22 e DP600 sem camada galvanizada.....	40
Figura 4.4. Resultados obtidos para a soldagem entre AA5457-H22 e DP600 com camada galvanizada.....	41
Figura 4.5. Ciclo térmico da aquisição de temperatura durante a soldagem.....	43
Figura 4.6. Temperaturas máximas alcançadas em relação à posição do termopar.....	44
Figura 4.7. Temperaturas Máximas observadas para o termopar na posição 1 e para o termopar na posição 2 relacionando velocidade de rotação e tempo de soldagem. ....	45
Figura 4.8. Temperaturas máximas alcançadas em relação à posição do termopar.....	46
Figura 4.9. Temperaturas Máximas observadas para o termopar na posição 1 e para o termopar na posição 2 relacionando velocidade de rotação e tempo de soldagem. ....	46
Figura 4.10. Temperaturas máximas alcançadas em relação à posição do termopar.....	47
Figura 4.11. Temperaturas Máximas em relação ao valor do teste de cisalhamento e uma linha de tendência.....	48
Figura 4.12. Temperaturas máximas alcançadas em relação à posição do termopar.....	49
Figura 4.13. Temperaturas Máximas em relação ao valor do teste de cisalhamento e uma linha de tendência.....	50
Figura 4.14. Macrografias das amostras com chapas de 1,5 mm de espessura atacadas quimicamente com Marble sendo possível a visualização somente da liga de alumínio.	

Sendo indicadas A1, A2, A3, A4 e A5, condições de soldagem descritas na Tabela 4.13. .....	52
Figura 4.15. Região de contato entre a chapa de alumínio e a chapa de aço, atacado com Nital, ou seja, sem ataque químico para o alumínio, somente para o aço. ....	53
Figura 4.16. Micrografias da união entre a liga de alumínio AA6168 T4 com aço DP600 sem a camada galvanizada, neste caso ataque no aço com Nital a 3%. Análise da zona de união em progressivos aumentos, desde, 70x até 1900x visualizadas em MEV. (a) zona de união com aço na região de baixo e um aumento de 70x; (b) deformação do aço em formato de onda, ponto 1 onde foi verificado EDS; (c) região central do ponto soldado com três pontos onde foi realizado EDS; (d) região central da solda com maior aumento. ....	54
Figura 4.17. Resultado dos EDS nos pontos mostrados na figura 44, para os quatro pontos o espectro de cada um mostrando os elementos químicos presentes. ....	55
Figura 4.18. Diagrama de equilíbrio ferro alumínio com a indicação da solubilidade máxima do alumínio no ferro $\alpha$ a 600° C [Metals Handbook v.3, 1990]. ....	56
Figura 4.19. Micrografias da união entre a liga de alumínio AA6168 T4 com aço DP600 sem a camada galvanizada, neste caso ataque na liga de alumínio com Marble na (a) região central com aumento de 750x e os pontos onde foram realizados os EDS; e (b) região central com maior magnitude 950x mostrando uma certa distinção dos materiais. ....	57
Figura 4.20. Resultado dos EDS nos pontos mostrados na Figura 4.19, para os quatro pontos o espectro de cada um mostrando os elementos químicos presentes. ....	57
Figura 4.21. Macrografias das amostras com chapas de 1,5 mm de espessura atacadas quimicamente com Marble, sendo possível a visualização somente da liga de alumínio. São indicadas as regiões B1, B2, B3 e B4, nas condições descritas na Tabela 4.14. ....	59
Figura 4.22. Micrografias da união entre a liga de alumínio AA6168 T4 com aço DP600 sem a camada galvanizada, neste caso ataque na liga de alumínio com Marble. (a) região superior, limite entre onde penetra a ferramenta e o metal inalterado, à esquerda, com três pontos onde foi realizado EDS; (b) Região de intersecção dos metais, visualiza-se os veios de outra coloração no metal superior; (c) com maior aumento observa-se regiões como inclusões; (d) com maior magnitude os intermetálicos da região de união e quatro pontos onde foi realizado EDS; (e) em destaque o intermetálico quebradiço na região de união da solda. ....	60

Figura 4.23. Resultado dos EDS nos pontos mostrados na Figura 4.22, para os quatro pontos o espectro de cada um mostrando os elementos químicos presentes. ....	61
Figura 4.24. Diagrama de equilíbrio alumínio-zinco [Metals Handbook v.3, 1990]. ....	62
Figura 4.25. Micrografias da união entre a liga de alumínio AA6168 T4 com aço DP600 sem a camada galvanizada, neste caso ataque na liga de alumínio com reagente Marble. (a) região mais centralizada com apenas um veio com mudança de coloração, porém, bem na região de intersecção e três pontos onde foi realizado o EDS; (b) na região de (a) com aumento elevado um intermetálico com os pontos analisados nestas estruturas; (c) estrutura com aumento de 3500x mostrando a fragilidade da estrutura analisada. ....	63
Figura 4.26. Resultado dos EDS nos pontos mostrados na Figura 4.25, para os quatro pontos o espectro de cada um mostrando os elementos químicos presentes. ....	63
Figura 4.27. Micrografias da união entre a liga de alumínio AA6168 T4 com aço DP600 sem a camada galvanizada, neste caso ataque no aço com Nital a 3%. (a) região superior, limite entre onde penetra a ferramenta e o metal inalterado, à esquerda. (b) região de intersecção mostrando que não há alteração na estrutura do aço; (c) Região anterior com maior aumento, mostrando que a estrutura do aço inalterada; (d) e (e) seção com elevadíssimo aumento mostrando que a mistura não ocorre no aço.....	65
Figura 4.28. Macrografias das amostras com chapas de 1,5 mm de espessura atacada quimicamente com Marble sendo possível a visualização somente da liga de alumínio. Sendo indicadas C1, C2, C3, C4, C5, C6, C7 e C8, condições de cada uma descrita na Tabela 4.15. ....	66
Figura 4.29. Micrografias da união entre a liga de alumínio 5457 H22 com aço DP600 sem a camada galvanizada, neste caso ataque na liga de alumínio com o reagente Marble. (a) região superior, limite entre onde penetra a ferramenta e o metal inalterado, à direita e dois pontos onde foi analisada a composição química; (b) a intersecção de onde a ferramenta penetrou e onde o metal permaneceu se penetração, no alumínio; (c) região de intersecção de união dos metais mostrando o aço deformado onde ocorreu a união e dois pontos onde foi realizado o EDS; (d) maior magnitude da região de intersecção, mostrando nenhuma mistura entre os metais; (e) com maior aumento a região anterior evidenciando a separação dos dois materiais. ....	67
Figura 4.30. Resultado dos EDS nos pontos mostrados na Figura 4.29, para os quatro pontos o espectro de cada um mostrando os elementos químicos presentes. ....	67

Figura 4.31. Micrografias da união entre a liga de alumínio AA5457 H22 com aço DP600 sem a camada galvanizada, neste caso ataque no aço com o reagente Nital a 3%. Em todos os casos, porém, com maior magnitude de aumento, evidencia o aço sem alteração. ....	69
Figura 4.32. Macrografias das amostras com chapas de 1,5 mm de espessura atacada quimicamente com Marble sendo possível a visualização somente da liga de alumínio. Sendo indicadas D1, D2, D3, D4, D5, D6, D7 e D8, condições de cada uma descrita na Tabela 4.16. ....	70
Figura 4.33. Micrografias da união entre a liga de alumínio AA 5457 H22 com aço DP600 sem a camada galvanizada, neste caso ataque na liga de alumínio com reagente Marble. (a) região superior, limite entre onde penetra a ferramenta e o metal inalterado, à esquerda, com três pontos onde foi realizado EDS; (b) Região de intersecção dos metais, visualiza-se os veios de outra coloração no metal superior; (c) com maior aumento a área selecionada na figura anterior e observam-se regiões diferentes e três pontos onde foi realizado o EDS.....	71
Figura 4.34. Resultado dos EDS nos pontos mostrados na Figura 4.33, para os quatro pontos o espectro de cada um mostrando os elementos químicos presentes. ....	71
Figura 4.35. Micrografias da união entre a liga de alumínio AA6168 T4 com aço DP600 sem a camada galvanizada, neste caso ataque no aço com reagente Nital a 3%. (a) região de intersecção, mostrando a diferença de coloração onde ocorreu mistura entre os materiais; (b) região de intersecção com maior aumento no alumínio; (c) estrutura do aço apresentada por toda peça.....	73

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1.1. Comparação entre os diferentes processos de soldagem no estado sólido. [Kong et al, 2008].....	3
Tabela 2.1. Classificação dos diversos graus de pureza para o alumínio puro [Metals Handbook v.2, 1989; ABAL, 1999; The Aluminum Association, 2001; The Aluminum Association Inc., 1998].....	10
Tabela 2.2. Nomenclatura convencionada pela Aluminum Association para as ligas de alumínio na forma de chapas e placas [Rosado Jr, 2003; Metals Handbook v.2, 1989; The Aluminum Association, 2001; Alloy and Temper Designation System for Aluminum, 2000]. .....	11
Tabela 2.3. Têmperas básicas das ligas de alumínio [Metals Handbook v.2, 1989; The Aluminum Association, 2001].....	14
Tabela 2.4. Subdivisões típicas da têmpera T [Metals Handbook v.2, 1989; The Aluminum Association, 2001].....	14
Tabela 2.5. Fases presentes na liga alumínio/magnésio e a relação com a composição de magnésio [Metals Handbook v.3, 1990].....	16
Tabela 2.6. Tabela das fases da mistura Al-Zn e seus dados cristalográficos [Metals Handbook v.3, 1990].....	17
Tabela 3.1. Composição química das ligas de alumínio utilizada nos testes [Metals Handbook v.2, 1989].....	29
Tabela 3.2. Composição química do aço utilizado nos testes [Chemin Filho, 2011].....	29
Tabela 3.3. Composição química característica de um aço Hotvar [MatWeb, 2012]. .....	30
Tabela 4.1. Verificação dos limites dos parâmetros para a soldagem. ....	36
Tabela 4.2. Parâmetros otimizados pelo DOE.....	37
Tabela 4.3. Resultados do ensaio de cisalhamento usando os parâmetros otimizados pelo DOE. ....	37
Tabela 4.4. Verificação dos limites dos parâmetros para a soldagem. ....	38
Tabela 4.5. Parâmetros otimizados pelo DOE.....	39
Tabela 4.6. Resultados do teste de cisalhamento usando os parâmetros otimizados pelo DOE. ....	39
Tabela 4.7. Verificação dos limites dos parâmetros para a soldagem. ....	39

Tabela 4.8. Parâmetros otimizados pelo DOE.....	40
Tabela 4.9. Resultados do teste de cisalhamento usando os parâmetros otimizados pelo DOE. .....	40
Tabela 4.10. Verificação dos limites dos parâmetros para a soldagem. ....	41
Tabela 4.11. Parâmetros otimizados pelo DOE.....	42
Tabela 4.12. Resultados do teste de cisalhamento usando os parâmetros otimizados pelo DOE. .....	42
Tabela 4.13. Parâmetros utilizados nos experimentos da aquisição de temperatura. ....	44
Tabela 4.14. Parâmetros utilizados nos experimentos da aquisição de temperatura. ....	45
Tabela 4.15. Parâmetros utilizados nos experimentos da aquisição de temperatura. ....	47
Tabela 4.16. Parâmetros utilizados nos experimentos da aquisição de temperatura. ....	49
Tabela 4.17. Composição química verificada com o EDS para os pontos da Figura 4.16.....	56
Tabela 4.18. Composição química verificada com o EDS para os pontos da Figura 4.19.....	58
Tabela 4.19. Composição química verificada com o EDS para os pontos da Figura 4.22.....	62
Tabela 4.20. Composição química verificada com o EDS para os pontos da Figura 4.25.....	64
Tabela 4.21. Composição química verificada com o EDS para os pontos da Figura 4.29.....	68
Tabela 4.22. Composição química verificada com o EDS para os pontos da Figura 4.33.....	72

## LISTA DE SIGLAS E ABREVIATURAS

A.A	Aluminum Association
CP	Complex-Phase
CW	Cold Welding
DFW	Diffusion Welding
DOE	Design of Experiments
DOF	Degrees of Freedom
DP	Dual-Phase
EDS	Energy Dispersive x-ray Detector
FOW	Forge Welding
FRW	Friction Welding
FSpW	Friction Spot Welding
FSSW	Friction Stir Spot Welding
FSW	Friction Stir Welding
FW	Friction Welding
GKSS	Research Centre GmbH
HAZ	Heat Affected Zone
HPW	Hot Pressure Welding
HZG	Helmholtz Zentrum Geesthacht GmbH
MAG	Metal Active Gas
MART	Martensítico
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MIG	Metal Inert Gas
OFAT	One Factor at Time
PROMECC	Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica
SPCC	Cold Rolled Carbon Steel Sheets and Strip
TIG	Tungsten Inert Gas
TRIP	Transformation Induced Plasticity
UFRGS	Universidade Federal do Rio Grande do Sul
WDS	Wavelength dispersive X-ray spectroscopy



ZAC	Zona Afetada pelo Calor
ZTA	Zona térmicamente Afetada
ZTMA	Zona Termomecanicamente Afetada

## LISTA DE SÍMBOLOS

$d$	Tamanho de grão
$d_{\beta}$	Tamanho de grão da martensita presente
$E$	Energia de um fóton
$f_{\beta}$	Fração de martensita presente
$h$	Constante de Planck
$k$	Constante empírica
$L_{\text{oc}}$	Distância livre ferrítica média
$N$	Newton
$p$	Frequência eletromagnética
RPM	Rotações por Minuto
$\Delta\sigma_{\text{disc}}$	Fator representativo do endurecimento por discordâncias

## 1. INTRODUÇÃO

Atualmente, cada vez mais, o avanço tecnológico tem sido muito mais focado em ecologia, diferentemente de antigamente que o foco era qualidade e produção. A intenção da engenharia deve ser unir qualidade e produção com desenvolvimento sustentável, ou seja, dando uma maior importância aos problemas de impacto ambiental. Como exemplo, pode-se destacar no campo da soldagem a descoberta de uma razoavelmente nova tecnologia, a de soldagem por fricção e mistura mecânica, *Friction Stir Welding* (FSW). Desenvolvida em 1991 na Inglaterra, mais precisamente no *The Welding Institute* (TWI) [Mishra e Mahoney, 2007], que consiste em realizar a união por meio da fricção de uma ferramenta sem que o metal sofra fusão. Não necessita de material de adição e resulta numa relativa economia de energia, diminuindo consideravelmente a produção de resíduos. A partir do FSW alguns processos foram desenvolvidos, dentre ele pode-se citar o *Friction Spot Welding* (FSpW), desenvolvido na Alemanha no GKSS- *Forschungszentrum*, atualmente HZG- *Helmholtz-Zentrum Geesthacht* [Schilling e dos Santos, 1999]. Esse processo consiste na união das chapas através de pontos e, como o FSW com pino e fricção, sem deixar furo remanescente, como o seu antecessor e também advindo do FSW chamado de *Friction Stir Spot Welding* (FSSW).

Com relação aos materiais utilizados, também há a mesma preocupação de produzir peças e veículos mais leves que acarretem menor consumo de energia e, conseqüentemente, resultem em menor poluição. Isso tem levado ao desenvolvimento de materiais avançados de alta resistência e/ou a união de diferentes materiais com propriedades complementares. Dentre esses materiais, se encontram aços como: o *dual-phase* (DP), *complex-phase* (CP), martensíticos (M ou MART) e os que apresentam o efeito de plasticidade induzida por deformação (TRIP). A utilização destes materiais em alguns veículos pode gerar reduções de pelo menos 20% no peso [Baron e Shaw, 2007] [Furusako et al, 2007], proporcionando economia de combustível e gerando menor impacto ambiental.

A união de metais dissimilares é um desafio que, principalmente, a indústria automobilística quer ver resolvido [Kong et al, 2008; Zhang et al, 2007; Lee et al, 2006]. Vários trabalhos apresentam diversos métodos para unir aço com alumínio, entre os quais podem ser citados a solda de aço inoxidável AISI 316L com liga de alumínio AA 6063 pelos processos de *Forge Welding* (FOW) e de *Hot Pressure Welding* (HPW), que obteve sucesso na união por FOW, mas não satisfatória com HPW [Kong et al, 2008]. Em outro estudo uniu-se aço baixo carbono (0,03 wt%) com uma liga de alumínio-magnésio pelo processo de

*Friction Stir Spot Welding* (FSSW) com o objetivo de analisar os compostos intermetálicos formados nesta junta [Lee et al, 2009]. Também se analisou a união de aço carbono laminado a frio (SPCC) com a liga de alumínio A6061-T6 utilizando o processo de soldagem laser pressure welding technology, produzindo soldas em boas condições e com boas propriedades mecânicas [Nishimoto et al, 2006]. Com laser, analisou-se a supressão da formação da camada intermetálica na união de aço com uma liga de alumínio (AA 6062) [Borrisutthekul et al, 2007]. Utilizando o processo de soldagem por resistência existem vários trabalhos aplicando técnicas diferentes para conseguir unir aço com ligas de alumínio [Satonaka et al, 2006; Qiu et al, 2009a; Sun et al, 2004; Oikawa et al, 1999; Qiu et al, 2009b]. A união de aço *hot-dip* galvanizado e alumínio puro AA 1060 pelo processo modificado de *metal inert gas* (MIG) foi abordada por Zhang et al [Zhang et al,2007]. O aço com a camada galvanizada (*Hot Dip*) foi investigado quando unido ao alumínio puro (AA 1060), soldado por uma modificação no processo metal inert gas (MIG) em curto circuito [Zhang et al,2007; Lee et al, 2006; Kong et al, 2008; Lee et al, 2009; Nishimoto et al, 2006; Borrisutthekul et al, 2007; Satonaka et al, 2006; Qiu et al, 2009a; Sun et al, 2004; Oikawa et al, 1999; Qiu et al, 2009b]. O método de soldagem no estado sólido foi combinado com aplicação de pressão para unir uma camada de alumínio (A 1350) sobre uma chapa de aço [Soltan et al, 2009]. Com *Friction Stir Welding* também analisou-se a união de metais dissimilares, utilizando aço inoxidável austenítico (304) e liga de alumínio (A 6065) e estudando-se a camada intermetálica e suas fases [Lee et al, 2006].

Na soldagem de metais dissimilares, os processos de soldagem no estado sólido têm se mostrado mais eficientes [Lee et al, 2006; Kong et al, 2008; Lee et al, 2009; Zhang et al, 2009; Soltan et al, 2009; Meshram et al, 2007; Pan et al, 2007; Da Silva et al, 2007a], pois a difusão ocorre sem fusão dos metais e as variações metalúrgicas são minimizadas [Kong et al, 2008; Pan et al, 2007; Da Silva et al, 2007a]. Como exemplo de soldagem no estado sólido, podem-se citar: *Friction Stir Welding* (FSW) e suas derivadas *Friction Stir Spot Welding* (FSSW) e *Friction Spot Welding* (FSpW), *Friction Welding* (FW), *Forge Welding* (FOW), *Hot pressure Welding* (HPW), *diffusion welding* (DFW) e *cold welding* (CW) [Kong et al, 2008]. A Tabela 1.1 mostra uma comparação entre os diferentes processos de soldagem no estado sólido.

Com essas modalidades de soldagem, podem-se unir as propriedades vantajosas de cada material. Por exemplo, poder-se unir a resistência mecânica dos aços com a leveza e resistência à corrosão do alumínio. Para corroborar com esta união, a perda de peso faria uma considerável economia de combustível, tema amplamente discutido nas questões ambientais

atuais. O processo *Friction Spot Welding* (FSpW) é um processo de fácil automatização e capaz de produzir soldas de alta qualidade, o que faz dele uma alternativa valiosa para a soldagem por ponto em estruturas na indústria automobilística e aeroespacial [Arbegast et al, 2003; Kaspary, 2005; Feng et al, 2005; Rosendo et al, 2007; da Silva et al, 2007b; da Silva et al, 2007c; da Silva et al, 2007d; Mazzaferro et al, 2008].

A soldagem de dissimilares apresenta algumas vantagens em relação às uniões mecânicas, podendo-se citar como exemplos, parafusos e rebites. As principais vantagens são, a redução de peso, pois não necessita de uma material extra para realizar a união como nas uniões mecânicas; a soldagem apresenta uma maior facilidade de inspeção por apresentar uma superfície lisa, sem materiais que tornem a geometria difícil para inspeção. [Metals Handbook v.6, 1990]

Tabela 1.1. Comparação entre os diferentes processos de soldagem no estado sólido. [Kong et al, 2008]

		Processos de Soldagem do Estado Sólido **					
		FOW	HPW	DFW	CW	FRW	FSW
Critério*	<b>1</b>	Ampla	Ampla	Ampla	Limitada	Ampla	Ampla
	<b>2</b>	B/C/L/T	B/C/L/T	B/C/L/T	B/C/L/T	B/T	B/C/L/T
	<b>3</b>	Regular/ Irregular	Regular/ Irregular	Regular/ irregular	Regular/ irregular	Simetria Axial	Plano/ Achatado
	<b>4</b>	Sim	Sim	Sim	Não Involvido	Não	Não
	<b>5</b>	Sim (Indireto)	Sim (Indireto)	Sim	Sim (Indireto)	Sim	Sim
	<b>6</b>	Vertical	Vertical	Vertical	Vertical	Rotacional e Axial	Rotacional e Axial
	<b>7</b>	Curto (<1min)	Curto (<2min)	Longo (>45min)	Curto (<1min)	Curto (<1min)	Dependente do tamanho da peça
	<b>8</b>	Alta	Alta	Alta	Alta	Alta	Alta
	<b>9</b>	Sim	Sim	Não	Sim	Não	Sim
	<b>10</b>	Grande	Grande	Bem pequena	Grande	Moderada	Pequena
	<b>11</b>	Não	Não	Sim	Não	Não	Não
	<b>12</b>	Moderada	Moderada	Alta	Baixa	Moderada	Moderada

\* 1: variedade de metais a serem unidos; 2: configuração da junta; 3: Formato da peça de trabalho; 4: controle de temperatura; 5: controle de pressão; 6: direção de pressão; 7: tempo de processamento; 8: taxa de difusão; 9: desenho de ferramenta especial; 10: deformação da peça; 11: necessita de ambiente de trabalho específico; 12: Demanda de suporte técnico e investimento.

\*\* FOW: Forge Welding; HPW: Hot Pressure Welding; DFW: Diffusion Rate; CW: Cold Welding; FRW: Friction Welding; FSW: Friction Stir Welding.

\*\*\* Configuração da junta – B: junta a topo (butt joint); C: junta de aresta (corner joint); L: junta sobreposta (lap joint); T: junta T (tee joint).

## 1.1 OBJETIVO DO TRABALHO

O processo de FSpW é um processo relativamente novo (patente de 1999) que iniciou com a produção de soldas com ligas de alumínio, porém pelos bons resultados obtidos

inicialmente, está tentando-se desenvolver soldagens com outras ligas metálicas, metais dissimilares e até com materiais não metálicos. Com esta variedade de uniões mostra-se um processo com grande aplicação, mostrando-se capaz de ser utilizado na indústria automobilística, na indústria aeroespacial, basicamente, no desenvolvimento de tecnologias de ponta. Este processo é basicamente um substituto para as uniões pontuais (solda ponto elétrica, rebites, parafusos e etc) tendo grande potencial de ser muito difundido no mundo, pela qualidade da solda e por ser menos agressivo ao meio ambiente do que os processos convencionais. Outra facilidade deste processo é a facilidade de operação da máquina de FSpW, totalmente automatizada o operador apenas deve posicionar as peças, ajustar os parâmetros e ativar o botão de funcionamento. Os parâmetros são ajustados no visor da máquina, o mesmo que inicia a operação, desta forma, o fator erro humano é minimizado alcançando excelentes resultados.

Este trabalho tem como objetivo analisar soldas realizadas entre chapas de ligas de aço e de alumínio, ambas com 1,5 mm de espessura. Duas diferentes ligas de alumínio foram estudadas: AA6181-T4 e AA5754-H22. Investigou-se a soldagem de cada uma das chapas de alumínio a chapas de aço DP600, quanto à possibilidade de obtenção da junta e ao mecanismo de união resultante. Além da dificuldade natural da realização deste tipo de soldagem em função dos diferentes materiais envolvidos, a chapa de aço utilizada apresenta uma camada de revestimento protetor galvanizado, representando uma dificuldade adicional. Para investigar qual o efeito desta camada na qualidade das uniões resultantes, utilizaram-se duas condições da superfície das chapas de aço: com a camada protetora galvanizada, e com remoção mecânica da camada galvanizada antes da soldagem. Por não haver nenhum registro anterior da união destes materiais por FSpW, este trabalho inicialmente investiga a possibilidade de obtenção de juntas com resistência mecânica compatível com os metais base, variando os parâmetros de operação do processo. Após, serão investigados os mecanismos de união resultantes em cada uma das juntas.

## 2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo de revisão da literatura, serão mostrados alguns aspectos dos materiais utilizados no trabalho e uma breve referência à soldabilidade das ligas de alumínio utilizadas. Também é descrito o processo de soldagem utilizado e suas variáveis.

### 2.1. AÇOS DUAL-PHASE

Para aumentar a resistência mecânica juntamente com a ductilidade dos aços, é necessário utilizar-se microestruturas mais complexas do que as normalmente presentes nas ligas de aço de baixo carbono. Essas estruturas mais simples são ferríticas ou ferríticas-perlíticas. É necessário interações mais complexas com vários constituintes presentes na microestrutura e que apresentem significativas diferenças quanto ao valor na medida de dureza. O primeiro aço com essas características foi chamado de bifásico (*Dual-Phase*), por apresentar duas fases completamente diferentes quanto a dureza. As estruturas em questão são: uma matriz ferrítica com ferrita poligonal e ilhas de martensita, em uma relação de 80 a 85% e de 15 a 20%, respectivamente [Rashid, 1977].

A estrutura bifásica foi definida como a fusão de três morfologias básicas das microestruturas com duas fases, que são as seguintes: a *duplex*, a dispersão e a em rede [Hornbogen, 1980]. A Figura 2.1 mostra as características de cada tipo de morfologia que apresentam as propriedades morfológicas típicas que reúne a estrutura bifásica. Assim como na *duplex*, a microestrutura da bifásica apresenta a quantidade de grãos das duas fases (em volume) iguais, conseqüentemente as razões entre os volumes de grãos das duas fases devem ser iguais. Como na microestrutura em dispersão, na bifásica a fase mais dura deve ser totalmente isolada pela fase matriz, mais macia. Desta forma, são asseguradas melhores propriedades de conformabilidade e ductilidade. Analogamente a microestrutura em rede, a bifásica tem a segunda fase localizada exclusivamente nos contornos de grãos da fase matriz [Hornbogen 1980; Gorni 1995].

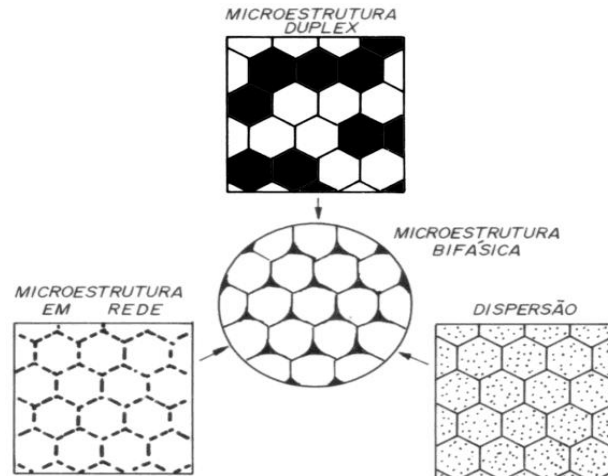


Figura 2.1. Representação esquemática da topologia da microestrutura bifásica [Hombogen, 1980].

Com as características próprias da microestrutura dos aços bifásicos, é possível um aumento de qualidade nas características mecânicas, como por exemplo, o escoamento contínuo (ausência do patamar de escoamento, típico dos aços ferrítico-perlíticos, mesmo microligados), alto limite de escoamento, alto coeficiente de encruamento, alto limite de resistência, baixa razão elástica e grande alongamento total. A Figura 2.2 mostra as curvas típicas obtidas a partir do ensaio de tração para os aços ao carbono, microligados e o bifásico. O aço bifásico representa um caso intermediário entre os outros dois materiais, apresentando nível de resistência mecânica similar à do aço microligado, mas com ductilidade mais próxima à do aço ao carbono [Gorni 1989].

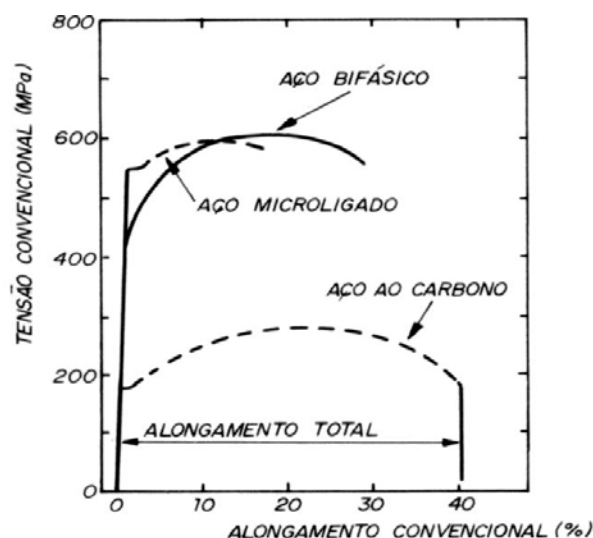


Figura 2.2. Comparação entre as curvas tensão versus deformação, determinadas por ensaio de tração, para os aços ao carbono, microligado e bifásico [Gorni 1990].



Os aços bifásicos são obtidos a partir da laminação a quente. A matriz ferrítica se forma inicialmente, enriquecendo com carbono e outros elementos de liga a austenita remanescente, que vai ganhando temperabilidade suficiente para transformar-se em martensita quando a temperatura baixar o suficiente. A transformação da martensita ocorre quando a microestrutura da matriz já está formada, por isso ela induz tensões residuais de compressão na matriz ferrítica e garante ao material mais facilidade no processo de escoamento, reduzindo o valor do limite de escoamento e suprimindo o aparecimento de um patamar. Durante a deformação plástica, o escoamento da matriz ferrítica macia através das “ilhas” de martensita dura encrua significativamente o material, contribuindo para aumentar sua resistência mecânica. A Figura 2.3 mostra esquematicamente o efeito dos vários parâmetros microestruturais sobre as propriedades mecânicas do aço bifásico [Maid 1988].

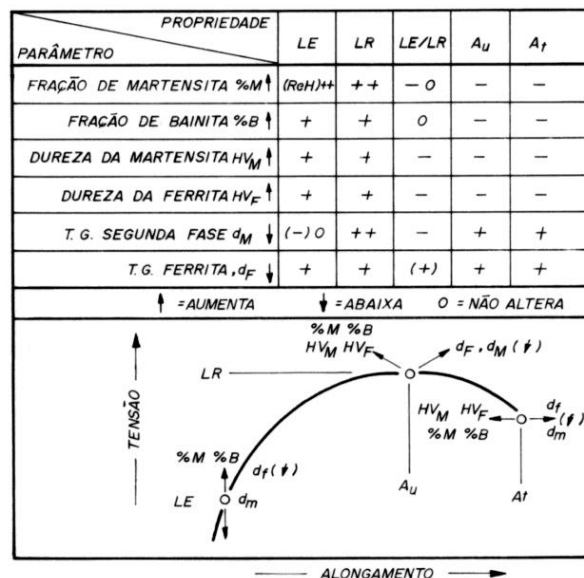


Figura 2.3. Representação esquemática da influência qualitativa dos parâmetros da microestrutura bifásica sobre as propriedades mecânicas do material [Maid 1988].

A correlação entre propriedades mecânicas e microestrutura é mais complexa do que no caso dos aços com baixo carbono, nos aços bifásicos, já que a caracterização de sua microestrutura é mais complexa. Envolve parâmetros como tamanho de grão das duas fases, a razão entre suas durezas, o caminho livre médio da ferrita e o grau de adjacência entre as duas fases [Gorni 1995]. O uso da equação de Hall-Petch é aplicável, porém é um pouco diferente nos aços bifásicos, pois o caminho livre médio para movimento das discordâncias é delimitado pelos contornos ferrita-martensita e não mais pelos contornos de grão ferríticos [Maid 1988]. Assim sendo, o valor do tamanho de grão  $d$  deve ser substituído pela distância

livre ferrítica média  $L_{\alpha\alpha}$ , o que foi demonstrado experimentalmente [Lanzilotto, 1982] [Gorni, 1992].

Para se estimar o limite de resistência, também se leva em conta o endurecimento por discordâncias  $\Delta\sigma_{disc}$  que ocorre no material. O modelo de Ashby pode mostrar este endurecimento e pode ser expresso por [Ashby 1964; Lanzilotto 1982]:

$$\Delta\sigma_{disc} = k \sqrt{\frac{f_{\beta}}{d_{\beta}}} \quad (2.1)$$

onde  $k$  é uma constante empírica,  $f_{\beta}$  é a fração de martensita presente e  $d_{\beta}$  é seu tamanho de grão. Nota-se que o encruamento de um aço bifásico é proporcional à raiz quadrada da fração de martensita presente e inversamente proporcional à raiz quadrada do seu tamanho de grão. O cálculo do limite de resistência dos aços bifásicos pode ser feito com precisão levando-se em conta duas contribuições: a relação de Hall-Petch usando a distância livre ferrítica média ao invés do tamanho de grão, e o modelo de Ashby.

### 2.1.1. Revestimento Galvânico

Basicamente, o revestimento metálico com objetivo de aumentar a resistência à corrosão pode ser dividido em duas categorias: nobres e de sacrifício [Pannoni, 2010; Metals Handbook v.5, 1990].

Os revestimentos de sacrifício (galvânico) são aqueles que apresentam velocidade de corrosão maior que o metal de base. Desta forma, o revestimento é oxidado ao invés do metal base [Pannoni, 2010; Scatolin, 2005].

No revestimento de sacrifício, o metal de base é catodicamente protegido, ou seja, o metal que sofre corrosão é o de revestimento e não o metal de base. Isso ocorre porque a direção da corrente galvânica é inversa a dos revestimentos nobres. Dessa forma, o grau de porosidade deste revestimento não tem grande importância, diminuindo os custos. O revestimento mais espesso ajudará no tempo que vai acontecer a proteção, pois o metal do revestimento é “preferivelmente” consumido na corrosão do que o metal base [Pannoni, 2010; Metals Handbook v.5, 1990].

O revestimento galvânico pode ser aplicado em diferentes tipos de produtos, variando desde pequenas peças de fixação até grandes peças estruturais [Metals Handbook v.5, 1990]. Neste trabalho será abordada a galvanização a quente, pois foi a utilizada no material empregado no trabalho.

O método de galvanização mais utilizado no mundo é a galvanização a quente, que basicamente, compreende na imersão de um componente metálico (aço) em um banho de

zinco líquido (fundido). Após o mergulho do material metálico no banho, uma camada de zinco relativamente puro passa a cobrir a superfície do material e as camadas intermetálicas, produzindo uma coloração acinzentada ou prateada característica. A camada de intermetálicos (Zn-Fe) é dura e frágil, conferindo ao material uma barreira de proteção aliada a uma proteção galvânica, ou seja, protegendo o material da corrosão. A cobertura de zinco mais externa é macia e protege o material de impactos juntamente com um aumento da resistência a abrasão [Pannoni, 2010; Garcia e Mallet, 1993; Metals Handbook v.5, 1990].

O revestimento apresenta reações ocorridas entre o ferro e o zinco no banho de galvanização e o material é recoberto por uma camada de zinco livre. Na realidade, não existe demarcação clara entre o aço e o zinco, mas uma transição gradual através de uma série de camadas de liga que fornecem uma forte ligação. A Figura 2.4(a) ilustra, de forma esquemática, a composição do revestimento. Uma micro-seção do revestimento galvanizado assemelha-se com o observado na Figura 2.4(b) mostrada a seguir [Pannoni, 2010].

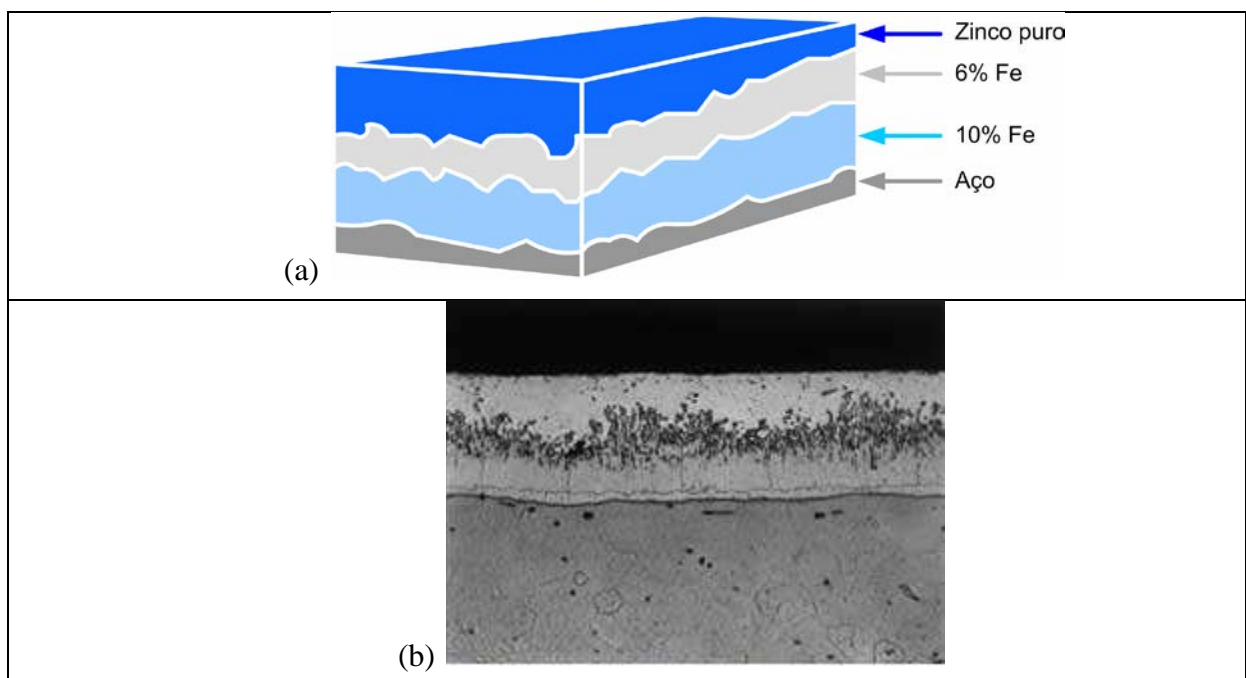


Figura 2.4. (a) Seção esquemática de um revestimento galvanizado típico, mostrando as camadas de intermetálicos [Pannoni, 2010]; (b) Microestrutura de um típico revestimento galvanizado a fogo [Galvanizers Association, 2002].

O metal de revestimento utilizado na galvanização usa uma liga com um teor nominal de 0,20% Al e um balanceamento de zinco. A espessura do revestimento é geralmente inferior a  $25 \mu\text{m}$ , ou aproximadamente  $175 \text{ g/m}^2$  na superfície de aço.

## 2.2. ALUMÍNIO E SUAS LIGAS

O alumínio comercialmente “puro” sempre apresenta alguma impureza. Composições de alumínio superiores a 99,99% foram produzidas pela primeira vez por Hoopes em 1920. Com o surgimento do alumínio com maiores teores de pureza, foi desenvolvida uma terminologia específica para classificar os diversos graus de pureza possíveis, apresentados na Tabela 2.1 [Metals Handbook v.2, 1989; ABAL, 1999; The Aluminum Association, 2001; The Aluminum Association Inc., 1998].

Tabela 2.1. Classificação dos diversos graus de pureza para o alumínio puro [Metals Handbook v.2, 1989; ABAL, 1999; The Aluminum Association, 2001; The Aluminum Association Inc., 1998].

<b>Grau de Pureza (%)</b>	<b>Denominação</b>
99,50 – 99,79	Comercialmente puro
99,80 – 99,949	Alta pureza
99,950 – 99,9959	Super puro
99,9960 – 99,9990	Extrema pureza
Acima de 99,9990	Ultra-puro

A estrutura cristalina do elemento alumínio é cúbica de faces centradas (quatro átomos por célula unitária e número de coordenação doze). O ponto de fusão do alumínio puro é de 660°C, apresentando uma incerteza de 1,0°C [Metals Handbook v.2, 1989].

O alumínio pode ser combinado com certos elementos químicos, apresentando uma relação favorável entre a resistência mecânica e massa específica, que pode em certos casos, ser comparável aos aços de alta resistência [Metals Handbook v.2, 1989; ABAL, 1999; The Aluminum Association, 2001; The Aluminum Association Inc., 1998].

O ponto de fusão não se eleva proporcionalmente com a adição de elementos de liga. [Metals Handbook v.2, 1989; ABAL, 1999; The Aluminum Association, 2001]. A formação progressiva da fase líquida com a presença da fase sólida ocorre como em toda solução sólida durante o aquecimento a partir do estado sólido. Com isto, o ponto de fusão apresenta valores dependentes da quantidade de elementos de liga adicionados e da presença de impurezas. A Figura 2.5 mostra o sistema Al – Cu (Série 2XXX). Observa-se que o intervalo do seu ponto de fusão decresce com o aumento da concentração do elemento de liga (cobre) até o limite de 5,65% em peso [Metals Handbook v.2, 1989; ABAL, 1999; The Aluminum Association, 2001; The Aluminum Association Inc., 1998].

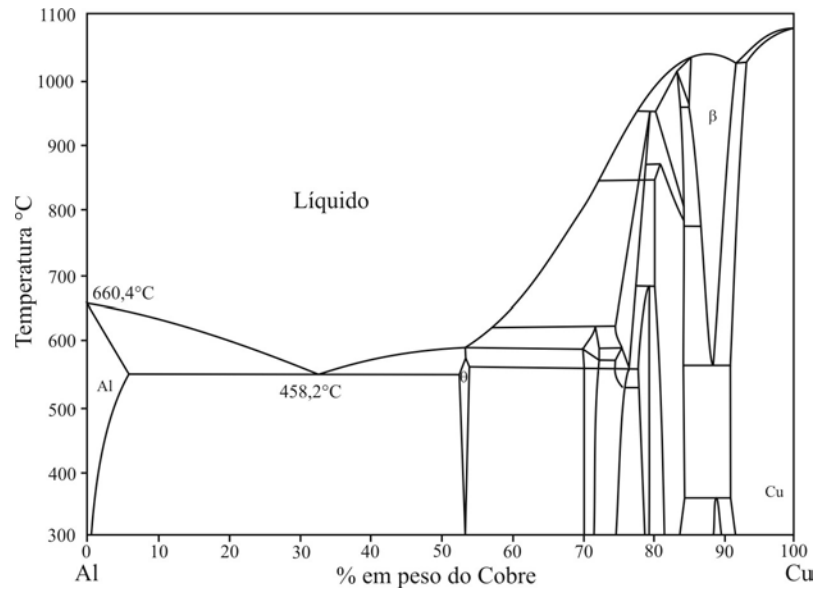


Figura 2.5. Diagrama de equilíbrio Al-Cu da liga da série 2XXX [Metals Handbook V.3, 1990].

As propriedades mecânicas do alumínio aumentam de modo inverso ao seu grau de pureza, confirmando a teoria do endurecimento pela adição de elementos de liga substitucionais e/ou intersticiais [Metals Handbook v.2, 1989; ABAL, 1999; The Aluminum Association, 2001; The Aluminum Association Inc., 1998].

As ligas de alumínio são classificadas de acordo com os seus principais elementos de liga e pelo método de processamento final utilizado, isto é, se a matéria-prima é fundida ou se a peça ou componente assume a sua forma final por deformação plástica. O sistema de classificação aqui apresentado é registrado pela *The Aluminum Association* (AA), de acordo com a Especificação AA H35.1 – 2000 [Alloy and Temper Designation System for Aluminum, 2000]. Neste trabalho apenas terão interesse as ligas de alumínio que assumem sua forma final por trabalho mecânico, motivo pelo qual serão brevemente apresentadas estas ligas.

A Tabela 2.2 apresenta a classificação internacional convencionada pela *Aluminum Association* das ligas de alumínio trabalhadas mecanicamente. Esta classificação é baseada no principal elemento de liga presente [Metals Handbook v.2, 1989].

Tabela 2.2. Nomenclatura convencionada pela Aluminum Association para as ligas de alumínio na forma de chapas e placas [Rosado Jr, 2003; Metals Handbook v.2, 1989; The Aluminum Association, 2001; Alloy and Temper Designation System for Aluminum, 2000].

Principal Elemento de liga	Nomenclatura
Alumínio com pureza mínima de 99,00%	1XXX
Cobre	2XXX
Manganês	3XXX
Silício	4XXX
Magnésio	5XXX
Magnésio e Silício	6XXX

Zinco	7XXX
Outros elementos (P. ex – Lítio)	8XXX

O uso do primeiro dígito deste sistema de classificação indica o elemento de liga presente em maior quantidade. O segundo dígito relaciona-se a uma modificação da liga original ou os seus limites de pureza. Se este é zero, então se trata da liga originalmente desenvolvida. Quando ocorrem alterações nas suas composições, números inteiros de 1 a 9 são consecutivamente adicionados. Os dois últimos dígitos servem para discriminar as diferentes ligas dentro de cada grupo ou indica os seus graus de pureza. Convém aqui salientar as seguintes observações destes sistemas de classificação [Metals Handbook v.2, 1989; ABAL, 1999; The Aluminum Association, 2001; The Aluminum Association Inc., 1998]:

- i. um elemento de liga é considerado qualquer elemento químico intencionalmente adicionado para qualquer propósito, exceto como refinador de grãos;
- ii. as ligas são rotuladas nas séries 2XXX a 8XXX, de acordo com o elemento de liga presente em maior quantidade. A exceção ocorre na situação em que a liga é anteriormente registrada numa série, e posteriormente modificada;
- iii. se o teor do elemento de liga for igual para duas ou mais ligas, deve-se observar a quantidade do segundo elemento químico presente em maior proporção para efetuar a classificação, de acordo com a seguinte seqüência: Cu, Mn, Mg, Mg<sub>2</sub>Si, Zn e outros;
- iv. os últimos dois dígitos presentes na série 1XXX – Alumínio puro, indicam a porcentagem mínima do alumínio presente;
- v. as ligas experimentais também são classificadas por intermédio deste sistema, porém utiliza-se o prefixo X. Este prefixo não é mais empregado no momento em que esta liga já é disponível comercialmente.

Benefícios são também produzidas através de tratamentos térmicos de solubilização, têmpera, envelhecimento ou trabalhos mecânicos a frio. Na Figura 2.6 ilustra-se o sistema de classificação em séries de acordo com a especificação AA H 35.1 e as suas capacidades de aumento das suas propriedades por tratamentos térmicos ou mecânicos [Metals Handbook v.2, 1990].

As ligas não tratáveis termicamente compreendem as séries 1XXX, 3XXX, 4XXX e 5XXX. Alguma melhoria das suas propriedades mecânicas é conseguida através da adição dos elementos de liga, como manganês, silício, ferro, e magnésio de forma isolada ou combinada.

Também por intermédio de trabalhos mecânicos a frio, que produzem um aumento das discordâncias na matriz (encruamento), cuja identificação para evidenciar este procedimento é a adição da letra H após o código da liga [Metals Handbook v.2, 1989; ABAL, 1999; The Aluminum Association, 2001; The Aluminum Association Inc., 1998].

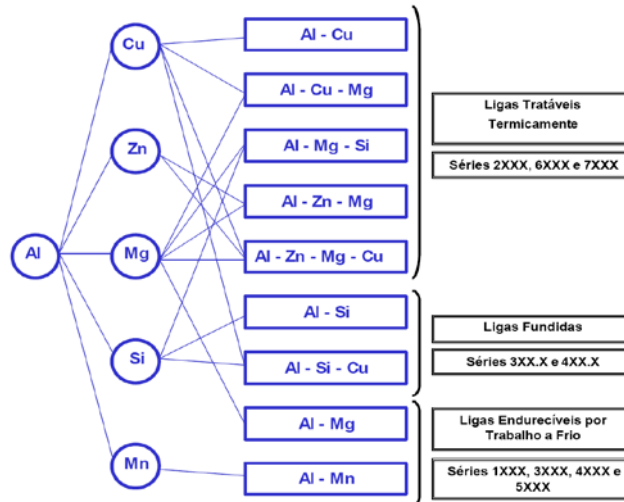


Figura 2.6. Principais elementos presentes na composição química das principais ligas de alumínio. [Metals Handbook v.2, 1990].

As ligas tratáveis termicamente correspondem às séries 2XXX, 6XXX e 7XXX. Apresentam como elementos de liga o cobre, magnésio, zinco e silício de forma isolada ou combinada, e possuem a particularidade de aumentar em até cinco vezes as suas propriedades através de tratamentos térmicos. As etapas do tratamento térmico são: solubilização, formação de soluções sólidas supersaturadas, seguido de um resfriamento rápido e encerrando com o envelhecimento natural ou artificial [Metals Handbook v.2, 1989; ABAL, 1999; The Aluminum Association, 2001; The Aluminum Association Inc., 1998; Alloy and Temper Designation System for Aluminum, 2000].

Para um maior conhecimento das ligas de alumínio, é necessário conhecer a designação dos tipos de tratamentos térmicos das ligas de alumínio. O sistema de designação de tratamento térmico criado pela Aluminum Association (A.A.) é aplicável para todas as formas de ligas de alumínio trabalhadas mecanicamente e fundidas, exceto aos lingotes. Esta designação é feita por letras específicas separadas da classificação da liga por um hífen. Existem subdivisões ou modificações das têmperas básicas por parte dos diversos fabricantes, que são identificadas por um ou mais dígitos específicos após a letra. Evidenciam unicamente os procedimentos de tratamentos térmicos que efetivamente produzem propriedades mecânicas diferenciadas dos tratamentos térmicos básicos, representado na Tabela 2.3 [Metals Handbook v.2, 1989; The Aluminum Association, 2001].

Tabela 2.3. Têmperas básicas das ligas de alumínio [Metals Handbook v.2, 1989; The Aluminum Association, 2001].

<b>Designação</b>	<b>Denominação</b>	<b>Descrição</b>
F	Como fabricado	Aplica-se aos produtos na forma final de processamento sem que tenha ocorrido nenhum controle refinado das condições de resfriamento e dimensionais. Portanto, nenhum dos valores das propriedades mecânicas são previstos.
O	Recozido	Empregado para especificar as ligas trabalhadas mecanicamente (“wrought alloys”), submetidas a um tratamento térmico para obtenção dos melhores valores de ductilidade e estabilidade dimensional para posterior conformação.
H	Endurecimento por deformação	Designação utilizada para as ligas trabalhadas mecanicamente não tratáveis termicamente. As propriedades mecânicas são aumentadas exclusivamente devido às deformações mecânicas impostas (encruamento). Após a letra H, podem existir um ou mais dígitos que indicam o grau de severidade da deformação.
W	Solubilizado	É uma condição termodinamicamente instável, na qual a liga se encontra supersaturada na temperatura ambiente. Esta denominação é aplicada às ligas que envelhecem em temperatura ambiente. Em geral, o período de tempo de envelhecimento natural é indicado após a letra (Exemplo: W1/2h)
T	Tratado termicamente*	Aplica-se às ligas de alumínio tratáveis por precipitação (envelhecimento), condição que pode ser precedida por deformação a frio (encruamento), com o objetivo de incrementar as propriedades mecânicas pelo aumento da densidade das discordâncias formadas. Após a letra T sempre aparecem um ou mais dígitos complementares.

\*Para a produção de uma segunda condição diferente da F, O ou H pela formação e precipitação de partículas de segunda fase na matriz e nos contornos de grãos.

As subdivisões das têmperas T são apresentadas na Tabela 2.4. As subdivisões das outras têmperas (O, H e W) não serão abordadas devido ao fato de não serem as condições dos tratamentos térmicos das ligas utilizadas neste trabalho.

Tabela 2.4. Subdivisões típicas da têmpera T [Metals Handbook v.2, 1989; The Aluminum Association, 2001].

<b>Subdivisão – Têmpera T</b>	<b>Descrição</b>
T1	Corresponde a um resfriamento a partir da temperatura do processo de conformação, em geral elevada, e envelhecida naturalmente para uma condição termodinamicamente estável.
T2	Refere-se a uma condição obtida após um resfriamento a partir da temperatura do processo de conformação, trabalho a frio e posteriormente envelhecimento natural, para uma condição termodinamicamente estável.
T3	Têmpera obtida após solubilização, resfriamento rápido, trabalho mecânico a frio e posterior envelhecimento natural até atingir uma condição termodinamicamente estável.
T4	Estado obtido após solubilização, resfriamento rápido, envelhecimento natural até atingir uma condição termodinamicamente estável.
T5	Condição alcançada após resfriamento a partir da temperatura do processo de conformação e envelhecida artificialmente para uma condição termodinamicamente estável.



T6	Condição típica após solubilização, resfriamento rápido e envelhecimento artificial até atingir uma condição termodinamicamente estável.
T7	Têmpera alcançada após solubilização, resfriamento rápido e superenvelhecimento artificial.
T8	Refere-se a uma condição obtida após um resfriamento a partir da temperatura de solubilização, trabalho a frio e posterior envelhecimento artificial até obter-se uma condição termodinamicamente estável.
T9	É uma variação da condição T3, porém com envelhecimento artificial até atingir uma condição termodinamicamente estável
T10	É uma variação da condição T2, porém com envelhecimento artificial até atingir uma condição termodinamicamente estável.

### 2.2.1. Ligas de Alumínio da série 5XXX e 6XXX

#### 2.2.1.1. Série 5XXX (Alumínio e Magnésio)

De modo semelhante às ligas das séries 1XXX, 3XXX e 4XXX, as ligas 5XXX não são tratáveis termicamente. O magnésio é o principal elemento de liga, sendo que é efetivo em termos de aumento de dureza em relação ao alumínio puro em teores superiores a 0,80%. As ligas desta série possuem excelente soldabilidade e resistência à corrosão em ambiente marítimo. Porém, em condições de temperaturas superiores a 65°C e teores de magnésio que excedam 3,5%, estas são susceptíveis ao fenômeno de corrosão sob tensão [Metals Handbook v.2, 1989; Martin, 1980]. O diagrama de equilíbrio dos principais elementos de liga deste tipo de liga de alumínio (5XXX) está apresentado na Figura 2.7, bem como, a Tabela 2.5 mostra as fases estáveis e metaestáveis em relação a quantidade de magnésio [Metals Handbook v.3, 1990].

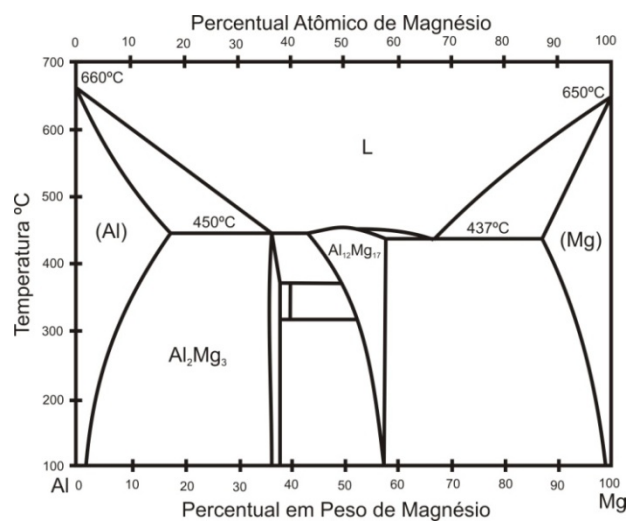


Figura 2.7. Diagrama de equilíbrio alumínio e magnésio [Metals Handbook v.3, 1990].

Tabela 2.5. Fases presentes na liga alumínio/magnésio e a relação com a composição de magnésio [Metals Handbook v.3, 1990].

Fase	Composição (em peso % de Mg)
(Al)	0 – 17,1
$\beta(\text{Al}_3\text{Mg}_2)$	36,1 – 37,8
R	39
$\gamma(\text{Al}_{12}\text{Mg}_{17})$	42 – 58,0
(Mg)	87,1 - 100
Fases Metaestáveis	
$\text{Al}_2\text{Mg}$	31,0
$\gamma'$	32 – 56,2

Os produtos desta série apresentam a forma de chapas laminadas, perfis extrudados, forjados, tubos e canos. As principais aplicações da liga alumínio-magnésio são: estruturas, para ornamentos e decoração. Alguns exemplos, característico, de uso são: latas e tampas de latas; utensílios domésticos; padrão de iluminação pública; embarcações; tanques criogênicos; peças de guindastes; estruturas automotivas; recobrimento (*cladding*); vasos e materiais rodantes (estruturas ferroviárias) [Mathers, 2002; Metals Handbook v.3, 1990].

#### 2.2.1.2.Série 6XXX (Alumínio, Magnésio e Silício)

São tratáveis termicamente e apresentam a existência da combinação de magnésio e silício na matriz de alumínio. Durante a etapa de envelhecimento artificial do tratamento térmico, há a formação de considerável quantidade do precipitado intermetálico silicato de magnésio ( $\text{Mg}_2\text{Si}$ ). Portanto, suas quantidades e localização na matriz são indicadores da eficiência do tratamento térmico e, conseqüentemente, das suas propriedades mecânicas finais. Proporcionam boa conformabilidade e ótima resistência à corrosão [Metals Handbook v.2, 1989; The Aluminum Association, 2001; Benito et al, 1977].

Produzidos na forma de chapas laminadas, perfis extrudados, forjados, tubos e canos as ligas alumínio-magnésio-silício são muito utilizadas e as suas principais aplicações são: uso estrutural, quadros de bicicleta, equipamentos de transporte, grades de pontes (*guardrail*), estruturas soldadas, peças estruturais de alta resistência, material rodante (estruturas ferroviárias) e aplicações marinhas [Mathers, 2002; Metals Handbook v.3, 1990].

### 2.2.2. Zinco e Alumínio

O alumínio e o zinco podem combinar formando fases distintas entre si. O diagrama de equilíbrio alumínio e zinco está representado na Figura 2.8, e mostra as diferentes fases estáveis em relação à percentagem de cada elemento com a temperatura. A Tabela 2.6 mostra os dados cristalográficos relacionados ao diagrama de equilíbrio exposto anteriormente.

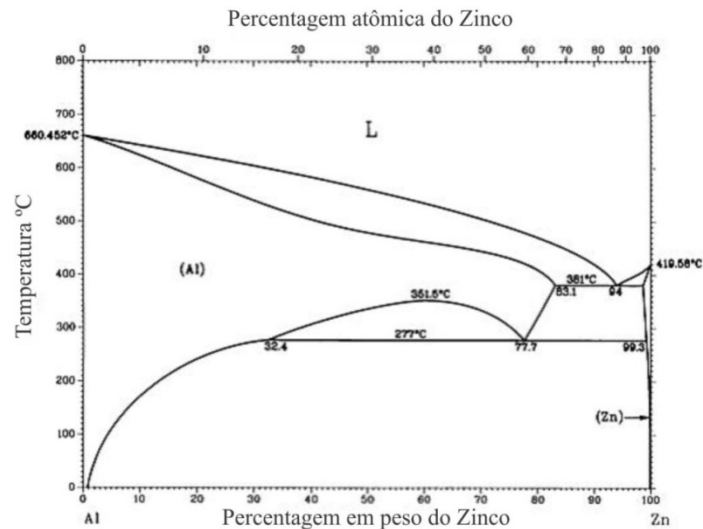


Figura 2.8. Diagrama de equilíbrio Alumínio e Zinco [Metals Handbook v.3, 1990].

Tabela 2.6. Tabela das fases da mistura Al-Zn e seus dados cristalográficos [Metals Handbook v.3, 1990].

Fase	Composição (%em peso de Zn)
(Al)	0 até 83,1
(Zn)	98,8 até 100
Fases metaestáveis	
$(\alpha'Al)_R$	78 até ~85
“R”	Precipitado Coerente

As ligas de alumínio-zinco são conhecidas há muitos anos, porém a susceptibilidade à trinca a quente dessas ligas na solidificação e a propensão às falhas por corrosão sobre tensão das ligas forjadas limitaram sua utilização. As ligas de alumínio com zinco, quando combinadas a outros elementos, apresentam as melhores propriedades de tração de todas as ligas de alumínio. Mesmo com as dificuldades já referidas, houve grande evolução para superar as limitações e hoje em dia essas ligas são muito utilizadas comercialmente com aumento crescente na demanda.

A adição de magnésio para a liga alumínio-zinco aumenta o potencial de endurecimento e resistência destas ligas, especialmente na faixa de 3 a 7,5% de Zinco. Magnésio e o zinco forma  $MgZn_2$ , que responde melhor ao tratamento térmico que ocorre no sistema binário de alumínio e zinco.

Os problemas das adições de zinco e magnésio são a diminuição da resistência à corrosão, uma vez que os controles sobre a microestrutura, tratamento térmico e composição são frequentemente necessários para manter a resistência adequada à corrosão e ao ataque de abrasão. Por exemplo, dependendo da liga, a corrosão sob tensão é controlada por algumas ou todas as seguintes características:

- i. super envelhecimento;
- ii. taxa de resfriamento após a solução de tratamento;
- iii. manutenção de uma estrutura não-recristalizada por meio da utilização de elementos como zircônio;
- iv. adição de cobre ou cromo;
- v. ajustar a proporção de zinco-magnésio mais perto de 3:1.

### 2.2.3. Soldabilidade das ligas de alumínio da série Alumínio e Magnésio

Para a maioria dos processos convencionais de soldagem, onde ocorre a fusão dos materiais, a soldabilidade apresenta as características que serão descritas a seguir.

Cerca de 5% magnésio pode ser dissolvido em alumínio para fornecer uma quantidade substancial de reforço da solução sólida: quanto maior o teor de magnésio, maior o efeito. A quantidade de magnésio que pode ser dissolvido em condições de equilíbrio à temperatura ambiente é apenas cerca de 1,4 %, o que significa que há a tendência para o magnésio sair da solução quando as ligas com mais alto teor de magnésio são aquecidas e lentamente resfriadas. Esta reação é lenta e os processos de soldagem convencionais não causam qualquer alteração apreciável na microestrutura, com exceção das ligas trabalhadas à frio onde a resistência mecânica será reduzida [Mathers, 2002].

As ligas de alumínio–magnésio apresentam, normalmente, ferro e silício como impurezas e podem apresentar adições em torno de 0.4–0.7% de manganês para aumentar a força. Cromo pode ser acrescentado além de manganês para alcançar o mesmo aumento de resistência mecânica, 0,2% de cromo é equivalente a 0,4% de manganês. O ferro forma  $FeMnAl_6$ ; o silício se combina com magnésio para formar silicato de magnésio,  $Mg_2Si$ , que é insolúvel. As ligas de magnésio podem ter sua microestrutura alterada pelo calor da soldagem.

A microestrutura de uma solda em 5083 (AlMg4.5Mn0.7) na condição de recozidos, soldada com um metal de adição 5356 mostra as seguintes etapas [Mathers, 2002]:

- i. o metal de base terá uma estrutura granular fina composta por uma solução sólida de magnésio na matriz de alumínio;
- ii. atingindo 250°C originará um precipitado fino de  $Mg_2Al_3$  composto juntamente com partículas mais grosseiras do Al-Fe-Si-Mn. Na ZAC passando da temperatura de 250°C será formado e podem começar a coalescer;
- iii. próximo a 400° C, alguns dos  $Mg_2Al_3$  serão redissolvidos na região mais próxima da solda;
- iv. onde as temperaturas são acima de 560° C, fusão parcial ocorre, causando alguns problemas devido à cavitação;
- v. o metal de solda apresentará uma estrutura com solução supersaturada de magnésio em alumínio com partículas de intermetálicas insolúveis tais como  $Mg_2Si$ . As taxas de resfriamento do metal de solda são geralmente rápidas o suficiente para impedir a precipitação de  $Mg_2Al_3$ .

As propriedades do metal de solda alumínio–magnésio são, geralmente, próximas às do metal base forjado e recozido de mesma composição, e não é difícil de conseguir regiões mais resistentes ou pelo menos iguais à condição de recozidos. As uniões de topo com metal de base com mais de 4% de magnésio apresentam, às vezes, propriedades piores do que na liga do metal de base recozido (na ZTA). Nas soldagens pelos processos com arco elétrico, isso pode ser devido à perda de magnésio no arco e deve-se utilizar metal de adição rico em magnésio como, por exemplo, a liga 5556 [Mathers, 2002].

A liga 5083 é soldada, normalmente, com um metal de adição de composição similar a dele, porque o maior conteúdo de magnésio aumenta o risco de trincas de corrosão sob tensão. Um arranjo contínuo de  $Mg_2Al_3$  ao longo dos contornos de grão pode fazer as ligas sensíveis à corrosão ocorrerem na forma de corrosão intergranular. As ligas podem ser mais susceptíveis por exposição prolongada a temperaturas acima de 80° C. Em uso a temperaturas iguais ou superiores a 80°C em ambientes levemente corrosivos, o teor de magnésio deve ser limitado a um máximo de 3% e deve se utilizar as ligas 5251 ou 5454 e como metal de adição uma liga 5554 [Mathers, 2002].

#### 2.2.4. Soldabilidade das ligas de alumínio da série Alumínio, Magnésio e Silício.

As ligas de alumínio – magnésio – silício não apresentam boa soldabilidade pelos processos convencionais [Welding Handbook, 2004; Metals Handbook v.2, 1989; ABAL, 1999; The Aluminum Association, 2001; The Aluminum Association Inc., 1998; Decker, 1973; Design Handbook, 1988], a soldagem autógena ou com metal de adição de mesma composição do metal base são impraticáveis, pelo fato de surgirem trincas nas proximidades dos cordões de solda após a sua solidificação. A baixa soldabilidade das ligas de alumínio de alta resistência mecânica, em especial às da série 6XXX, é creditada ao superenvelhecimento na região da ZTA, devido às altas temperaturas que atinge esta região, favorecendo o coalescimento dos precipitados que fragilizam a estrutura do material. Esta diferença nas propriedades físicas entre as fases líquida e sólida adjacentes no cordão de solda gera consideráveis valores de tensões internas entre os grãos solidificados, porém não completamente resfriados, que excedem o limite de resistência à tração do metal solidificado. Uma maneira de obter boa união nas ligas 6XXX é adotar processos de soldagem que não causam fusão da junta, tal como o “*Friction Stir Welding – FSW*” [Kou, 1989; Surish, 1998].

O constituinte responsável pelo aumento na dureza das ligas de alumínio da família 6XXX é o silicato de magnésio  $Mg_2Si$ . Esta liga contém pequenas quantidades de silício e magnésio, normalmente menos que 1%, podendo conter pequenas quantidades de manganês, cobre, zinco e cromo. A liga da série 6XXX é sensível às trincas de solidificação, principalmente quando o metal de solda é rico no metal de base, por exemplo, soldas de raiz e soldagens autógenas. Este problema pode ser resolvido pelo uso de metal de adição que contenha maior quantidade de silício, como o AA 4043 ou o AA 5356, porém com um maior risco de trinca do que com o material citado anteriormente. Com estas ligas tratáveis termicamente as alterações de estrutura e de propriedades mecânicas são complexas e fortemente dependentes das condições de soldagem utilizadas.

Um metal de solda com uma composição semelhante a do metal base pode endurecer por envelhecimento natural ou pode ser artificialmente envelhecido para alcançar uma resistência aproximada a do metal base, mas nunca igual. Na zona de superaquecidos na ZAC mais próximo à linha de fusão, a fusão parcial dos contornos de grão alcança temperaturas suficientemente altas e taxas de resfriamento suficientemente rápidas que permitam que um tratamento térmico de envelhecimento ocorra após a soldagem. Adjacente a esta é a zona parcialmente tratada onde alguns dos precipitados foram dissolvidos, permitindo que algum endurecimento ocorra após a soldagem. Entretanto, aqueles precipitados não dissolvidos terão

coalescido, a região adjacente a essa será a zona de crescimento dos precipitados devido ao super envelhecimento que acarreta a esta região uma grande queda nas propriedades mecânicas [Mathers, 2002].

A redução na resistência mecânica nas ligas da série 6000 é menor nas ligas envelhecidas naturalmente do que nas envelhecidas artificialmente. A resistência da região soldada e na ZAC do material artificialmente envelhecido reduz até níveis semelhantes a do material envelhecido naturalmente com uma estreita zona tratada em solução, de cada lado da solda, e uma zona super envelhecida além desta estreita zona, que tem piores propriedades do que o material tratado na condição T6. Com um controle de baixo aporte de energia, proporcionará ao material não ter as propriedades diminuídas até uma estrutura recozida e sim alcançará propriedades próximas a da condição de tratamento térmico de T4 [Mathers, 2002].

As ligas tratáveis termicamente da série 2000 e da série 6000 são conhecidas por terem uma tendência a super envelhecimento durante a soldagem, especialmente quando soldada na condição totalmente envelhecida (T6) [Mathers, 2002].

Alguns pesquisadores verificaram através de uma liga Al-Cu tratada termicamente por envelhecimento artificial, mais precisamente uma liga 2219, o superenvelhecimento ocorrido por meio da soldagem, ou seja, a perda da dureza e das propriedades mecânicas após a soldagem [Mathers, 2002]. Outro pesquisador analisou a soldagem pelo processo MAG pulsado de uma liga 6061-T6 com metal de adição uma liga de alumínio 4043, verificando a dureza com um perfil de dureza na ZAC após um envelhecimento natural. Foram observados valores mínimos de durezas semelhantes na área cuja temperatura máxima foi de 380 °C, onde houve a fratura no teste de tração na ZAC. A faixa de precipitação da fase mais eficaz na dureza é de 160° C – 240 °C e a fase menos eficaz na dureza tem a faixa de precipitação de 240°C – 380°C. A conclusão é que a perda de dureza é resultado do super envelhecimento que promove a formação de fases prejudiciais à dureza e ao aumento excessivo dos precipitados. Também se verificou uma elevada diminuição da dureza imediatamente fora do limite da zona fundida, levando-se à conclusão que foi causada pela migração de magnésio para as zonas pobres em magnésio no metal de adição, desta forma, diminuindo a dureza [Mathers, 2002].

## 2.3. SOLDAGEM POR FRICÇÃO

### 2.3.1. *Friction Stir Welding*

As uniões de chapas finas, com raras exceções, são realizadas atualmente através de processos convencionais de soldagem que utilizam a fusão dos materiais para realização da

união. Os principais processos utilizados para realização da união de chapas finas são: soldagem por resistência elétrica (solda ponto), laser, TIG pulsado, MIG/MAG pulsado, brasagem, além de colagem e rebiteagem. Os processos de soldagem (ponto, laser, TIG e MIG/MAG) apresentam melhores propriedades mecânicas e metalúrgicas quando comparados aos de junta mecânica (parafusos e rebites), porém, apresentam maior propensão a distorções. O uso de um processo que associe boas propriedades mecânicas aliadas à baixa propensão ao empenamento deve ser buscado quando se trata de chapas finas, uma vez que o grau de empenamento, neste caso é determinante para a correta utilização do processo [Mishra e Mahoney, 2007; Metals Handbook, v. 6, 1990; Welding Handbook, 2004; The Welding Institute, 2008; Rosado Jr, 2003; Thomas et al, 1999; Machado, 1996].

Entretanto, o uso do processo de *Friction Stir Welding* (FSW), conhecido também por soldagem por fricção e mistura mecânica, ameniza as distorções causadas nos processos mais usuais e ainda proporciona boas propriedades mecânicas e metalúrgicas. O processo de FSW é baseado na soldagem por fricção, o que minimiza as distorções pois a união ocorre em fase sólida, ou seja, não se atinge a temperatura de fusão do material [Mishra e Mahoney, 2007; Metals Handbook, v. 6, 1990; Welding Handbook, 2004; The Welding Institute, 2008; Rosado Jr, 2003; Thomas et al, 1999; Arbogast et al, 2003; Askari et al, 2001].

O processo se caracteriza pelas elevadas taxas de deformação plástica que ocorrem no estado sólido, por meio do emprego de uma ferramenta (não consumível) de alta resistência mecânica (para alumínio normalmente use-se aço ferramenta). Neste processo, a ferramenta penetra nas chapas a serem soldadas fazendo com que o material de ambas seja colocado em contato (“misturado”). A Figura 2.9 indica o processo de FSW [Mishra e Mahoney, 2007; Metals Handbook, v. 6, 1990; The Welding Institute, 2008; Rosado Jr, 2003; Thomas et al, 1999; Arbogast et al, 2003; Askari et al, 2001].

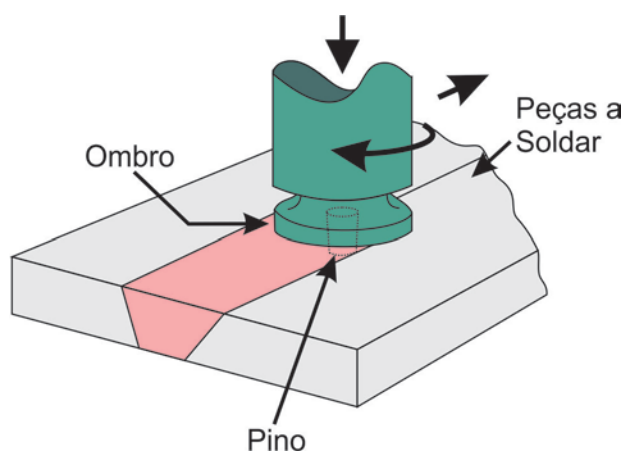


Figura 2.9. Esquema mostrando o processo FSW [Rosado Jr, 2003].



Com as peças a serem soldadas firmemente fixas, o pino da ferramenta em rotação é inserido na junta até o contato do ombro da ferramenta com a superfície superior da junta, gerando calor por meio de atrito. O aquecimento eleva a temperatura local até que o material entre no estado plástico e a ferramenta mistura os materiais, unindo-os. Os estudos realizados com soldagem de materiais dissimilares evidenciam este fenômeno (Figura 2.10) [Awang et al, 2005].

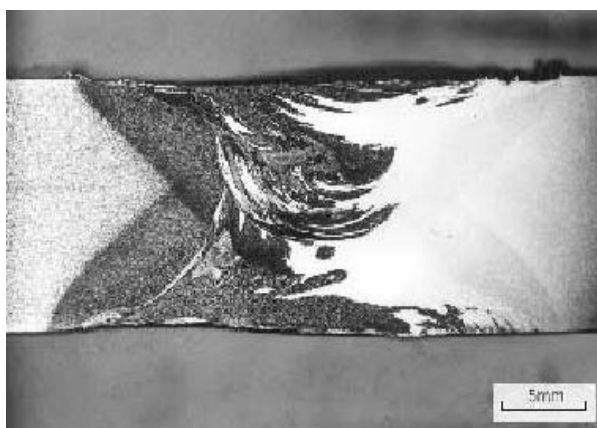


Figura 2.10. União de materiais dissimilares, evidenciando a mistura dos materiais na junta [Awang et al, 2005].

A força axial da ferramenta, o desenho do pino e as variáveis do processo (como rotação da ferramenta e velocidade de avanço) devem ser cuidadosamente projetados para produção de soldas livres de defeitos [Kaspary, 2005].

### 2.3.2. *Friction Stir Spot Welding*

O processo de soldagem por *Friction Stir Spot Welding* (FSSW) é uma variação do FSW que visa produzir juntas soldadas dos materiais formando pontos de solda com mistura mecânica. Como exemplo deste processo tem-se na Figura 2.11 uma seção transversal de uma junta sobreposta. Este processo de soldagem pretende oferecer uma alternativa a tecnologias convencionais, como solda ponto por resistência elétrica, largamente utilizada na indústria automotiva [Mishra e Mahoney, 2007; Awang et al, 2005; Feng et al, 2005; Schilling et al, 2000; Lin et al, 2008; Sakano et al, 2001; Gerlich, 2008; Yamoto et al, 2007; Iwashita, 2003; Fujimoto et al, 2009].

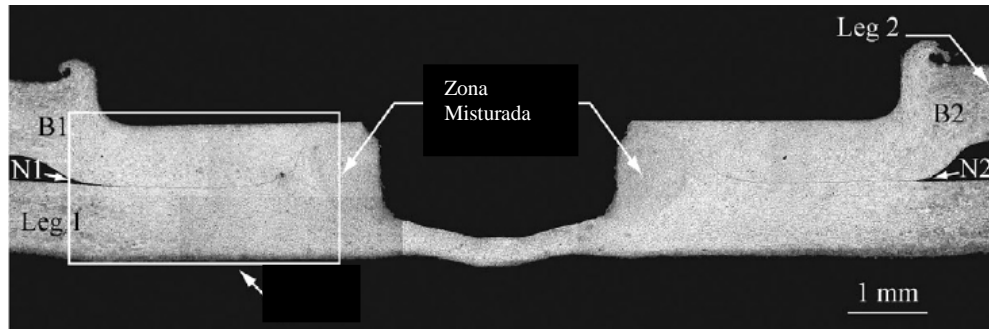


Figura 2.11. Visão de seção transversal de uma junta sobreposta soldada por FSSW [Lin et al, 2008].

A Figura 2.12 mostra um esquema do processo. Na etapa inicial (Imersão), a ferramenta, com velocidade de rotação adequada é pressionada contra as peças a serem soldadas sob uma determinada força. Esta pressão provoca o aquecimento por atrito entre as peças e o pino, diminuindo a viscosidade e amolecendo o material das peças. O pino então atinge a altura total entre as peças e a aplicação da força é mantida durante certo tempo, mesmo após o ombro entrar em contato com a peça superior (União), e finalmente a ferramenta é retirada (Remoção) [Mishra e Mahoney, 2007].

A união em estado sólido e outras características do processo tornam-o atrativo para a montagem de estruturas e outras aplicações similares. O método atualmente mais utilizado para a soldagem por pontos – a solda por resistência elétrica (solda ponto) – pode ser problemática para muitos materiais leves de alto desempenho. Como principais problemas pode-se citar a vida útil do eletrodo e a pobre reprodutibilidade do processo devido à perda de qualidade do eletrodo ao longo da soldagem. Especialmente no alumínio, a solda ponto tem o grande problema de contato entre as peças, devido ao filme de óxido presente na superfície do alumínio e suas ligas ser um isolante elétrico [Mishra e Mahoney, 2007; Arbegast et al, 2003; Awang et al, 2005; Feng et al, 2005; Schilling et al, 2000; Lin et al, 2008; Gerlich et al, 2008].

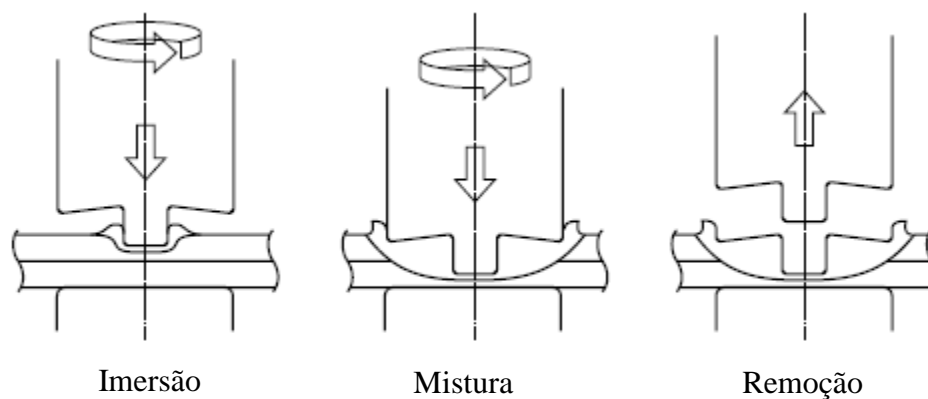


Figura 2.12. Esquema do processo de soldagem por FSSW [Mishra e Mahoney, 2007].

### 2.3.3. *Friction Spot Welding*

Friction Spot Welding (FSpW) é um processo de soldagem relativamente novo que, também, produz união através de um ponto. O processo é de fácil automatização e é capaz de produzir soldas de alta qualidade, o que faz dele uma alternativa para uniões em estruturas de alumínio na indústria aeroespacial, as quais são produzidas, na maior parte das vezes, por rebiteagem e colagem [Arbegast et al, 2003; Kaspary, 2005; Feng et al, 2005; Rosendo et al, 2007; da Silva et al, 2007a; da Silva et al, 2007b; da Silva et al, 2007c; Mazzaferro et al, 2008].

Este processo também pode ser uma alternativa para soldas longas por FSW em chapas finas de alumínio, uma vez que o processo contínuo pode causar deformações inaceitáveis. Adicionalmente, FSpW também pode ser usado para o reparo de defeitos superficiais através da adição de material com o preenchimento do furo remanescente do final do FSW [Kaspary, 2005].

O FSpW é caracterizado por uma junta com resistência mecânica elevada (nenhum material ou elemento de união adicionais são requeridos), oferecendo diversas vantagens em relação às técnicas de solda-ponto convencionais. Podem ser citadas a elevada eficiência em termos de energia, o número reduzido de etapas do processo, a pouca ou ausência de operações pós-soldagem devido à alta qualidade do acabamento superficial, as altas velocidades de soldagem, a reprodutibilidade (fácil de automatizar e monitorar), bem como elevada compatibilidade com o meio-ambiente [Arbegast et al, 2003; Kaspary, 2005; Feng et al, 2005; Rosendo et al, 2007; da Silva et al, 2007a; da Silva et al, 2007b; da Silva et al, 2007c; Mazzaferro et al, 2008].

O processo de *Friction Spot Welding* foi desenvolvido e patenteado pelo GKSS-Forschungszentrum em 1999. O protótipo de uma unidade FSpW foi projetado e produzido pela empresa RIFTEC em um projeto de cooperação com o *Joining Technology Group/GKSS-Forschungszentrum* (Figura 2.13(A)) para o desenvolvimento inicial do processo [Mazzaferro et al, 2008]. Atualmente a máquina de FSpW que o instituto HZG (antigo GKSS) é da marca Harms+Wende modelo RPS 100 mostrada na Figura 2.13(B).

O princípio de operação do processo segue a sequência apresentada na Figura 2.14. As chapas são presas entre uma placa de apoio e o cabeçote do *Friction Spot Weld* (Figura 2.14a). Posteriormente, o pino e o ressalto do cabeçote começam a girar, produzindo calor através de fricção na superfície superior da chapa. O pino e o ressalto são movidos em

sentidos opostos um em relação ao outro, enquanto o material plastificado é pressionado em um espaço anular que é deixado pelo ressalto (Figura 2.14b). O movimento do ressalto é invertido quando o pino atinge a chapa inferior (Figura 2.14c). O ressalto então pressiona o material plastificado para o vazio aberto pelo pino (Figura 2.14d). Finalmente, após o pino e o ressalto atingirem o mesmo plano, o cabeçote é retraído e o ponto de solda está terminado (Figura 2.14e e Figura 2.14f) [Rosendo, 2009].

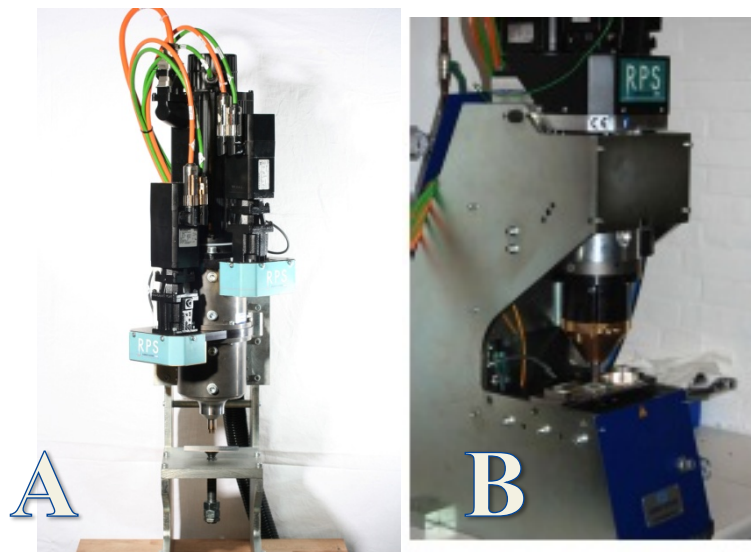


Figura 2.13. (A) Protótipo da máquina de Friction Spot Welding [Rosendo, 2009] e (B) Máquina atual do GKSS [[http://www.hzg.de/imperia/md/content/gkss/institut\\_fuer\\_werkstoffforschung/nwg/poster\\_fspw\\_pmma.pdf](http://www.hzg.de/imperia/md/content/gkss/institut_fuer_werkstoffforschung/nwg/poster_fspw_pmma.pdf)].

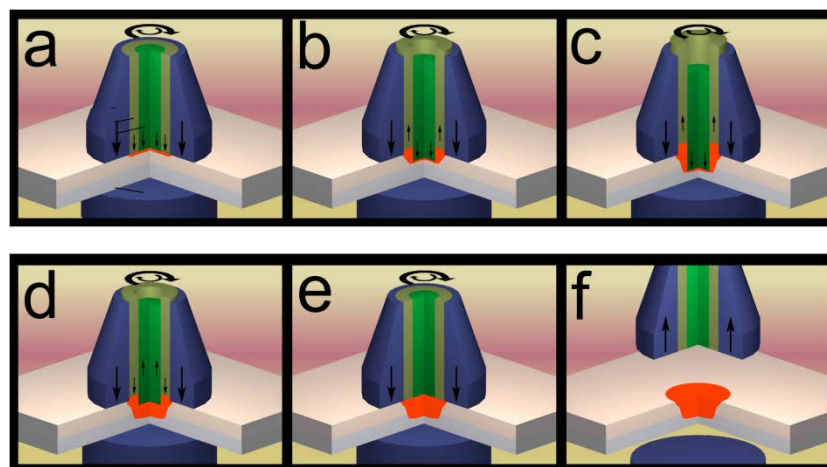


Figura 2.14. Ilustração esquemática do princípio de funcionamento do Friction Spot Weld [Rosendo, 2009].

Os primeiros estudos desenvolvidos relacionando a soldagem no estado sólido com as caracterizações mecânicas e metalúrgicas foram realizadas no final da década de noventa e

início do ano dois mil e vêm servindo como base de novos estudos [Arbegast et al, 2003; Schilling et al, 2000; Schilling e dos Santos, 1999].

Em um deles é afirmado que as soldas-ponto por fricção (Friction Spot Welds) apresentam três zonas distintas: a zona de mistura (*stir zone*), a zona termomecanicamente afetada (ZTMA) e a zona termicamente afetada (ZTA ou ZAC). A *stir zone* é formado por uma região de grãos recristalizados em uma estrutura equiaxial, apresentando um tamanho de grão médio de 10  $\mu\text{m}$  dependendo da liga/material utilizado. Esta região é circundada por uma ZTMA, onde a deformação de grãos do material-base é claramente visível, com algum grau de recristalização em zonas localizadas e recuperação seguido pela ZTA [Schilling e dos Santos, 1999].

No desenvolvimento inicial do processo, foi identificada uma série de parâmetros operacionais, tais como velocidade angular (velocidade rotacional) e taxa de penetração do ressalto, entre outras, que influenciam as propriedades finais da solda por FSpW.

### 3. MATERIAIS E MÉTODOS

Os materiais e metodos são apresentados resumidamente em três etapas, isto é, a primeira descreve os materiais utilizados no trabalho, a segunda apresenta os métodos para a produção da junta soldada e, por fim, a terceira parte demonstra como é analisada esta junta soldada na aquisição de temperatura, na utilização do método estatístico, na análise metalográfica e verificação da composição química. Nesta última parte, o objetivo do trabalho foi identificar o tipo de união ocorrido nas soldas e verificar a possibilidade da realização deste tipo de soldagem.

#### 3.1. MATERIAIS

Foram utilizadas neste trabalho chapas de aço e de alumínio com 1,5 mm de espessura e as dimensões especificadas na norma do teste de cisalhamento *Lap-Shear* (DIN EN ISO 1472:2002-03). O diâmetro do ponto soldado resultante foi de aproximadamente 6 mm. O procedimento experimental foi aplicado para a soldagem de juntas dissimilares alumínio-aço.

A primeira junta consistiu da união entre um aço DP 600 e uma liga de alumínio AA6181 – T4. O estudo ocorreu com as superfícies das duas chapas de aço em duas diferentes condições:

- i. com remoção mecânica da camada galvanizada;
- ii. com a chapa de aço de superfície galvanizada, no estado em que foi produzida.

Em outro momento do trabalho, empregaram-se chapas com as mesmas dimensões descritas, porém com diferença na liga de alumínio utilizada. A segunda junta estudada consistiu da união entre chapas de aço DP 600 e chapas da liga de alumínio AA5754 – H22. O estudo ocorreu nas mesmas condições descritas acima, ou seja:

- i. com remoção mecânica da camada galvanizada;
- ii. com a chapa de aço com a superfície galvanizada.

Conforme descrição anterior, as chapas de alumínio utilizadas neste trabalho são de duas ligas distintas, sendo uma das ligas (AA6181-T4) pertencente ao grupo das tratáveis termicamente e outra (AA5754-H22) das não tratáveis termicamente. Suas composições químicas estão expressas na Tabela 3.1 e a composição química do aço DP600 está indicada na Tabela 3.2.

Tabela 3.1. Composição química das ligas de alumínio utilizada nos testes [Metals Handbook v.2, 1989].

Nome	ISO N°-R209	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Outros Mn+Cr	Outros elementos não especificados*	
AA 5754	AlMg3	0,4	0,4	0,1	0,5	2,6 3,6	0,3	0,2	0,15	0,1 0,6	Cada*	Total
AA 6181	AlSiMg0.8	0,8 1,2	0,45	0,1	0,15	0,6 1,0	0,1	0,2	0,1	-	Cada*	Total

\* indicam valores máximos

Tabela 3.2. Composição química do aço utilizado nos testes [Chemin Filho, 2011].

Nome	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Nb	Ti	V
DP 600	0,07	0,01	1,66	0,019	0,005	0,043	0,03	0,16	0,015	<0,005	<0,005

A liga AA 5754 - H22 foi tratada da seguinte forma: H2 indica que as chapas foram endurecidas por deformação até um valor máximo que significa 75% de deformação a frio e, então, foram parcialmente recozidas. O dígito 2 seguindo o índice H2 indica o grau de encruamento remanescente após o recozimento parcial. O que indica que o material está ¼ mais duro que na condição O (original). A condição H2 é a condição que apresenta melhor resistência à corrosão e melhor estampabilidade combinados com resistência mecânica superior ao obtido na condição O.

O tratamento da liga AA 6181 - T4 consiste em solubilização e envelhecimento natural, até obtenção de uma condição substancialmente estável. O envelhecimento natural resulta em boas propriedades mecânicas (alto  $\sigma_e$  e  $\sigma_{máx}$ ) assim como alta tenacidade à fratura e resistência à fadiga. O tempo de envelhecimento natural não excede 4 a 5 dias para atingir uma condição estável. Este tratamento é aplicado a produtos que não sofram trabalho a frio após a solubilização, ou a aqueles que após aplainados ou endireitados não apresentem influência nas propriedades mecânicas.

## 3.2. MÉTODOS

### 3.2.1. Ferramenta e Máquina de soldagem de FSpW

A máquina de FSpW utilizada foi da Marca Harms+Wende modelo RPS 100 e possibilita a utilização de uma força máxima axial de 7.8 kN, velocidade de rotação máxima de 3300 rpm e uma grande variação de tempo de soldagem e força de soldagem. A ferramenta

de soldagem que foi utilizada é feita na liga *Hotvar* (composição química mostrada na Tabela 3.3) e na Figura 3.1 está apresentada sua geometria.

Tabela 3.3. Composição química característica de um aço *Hotvar* [MatWeb, 2012].

Carbono	Cromo	Ferro	Manganês	Molibdênio	Silício	Vanádio
0,55	2,6	91,99	0,75	2,25	1,0	0,85

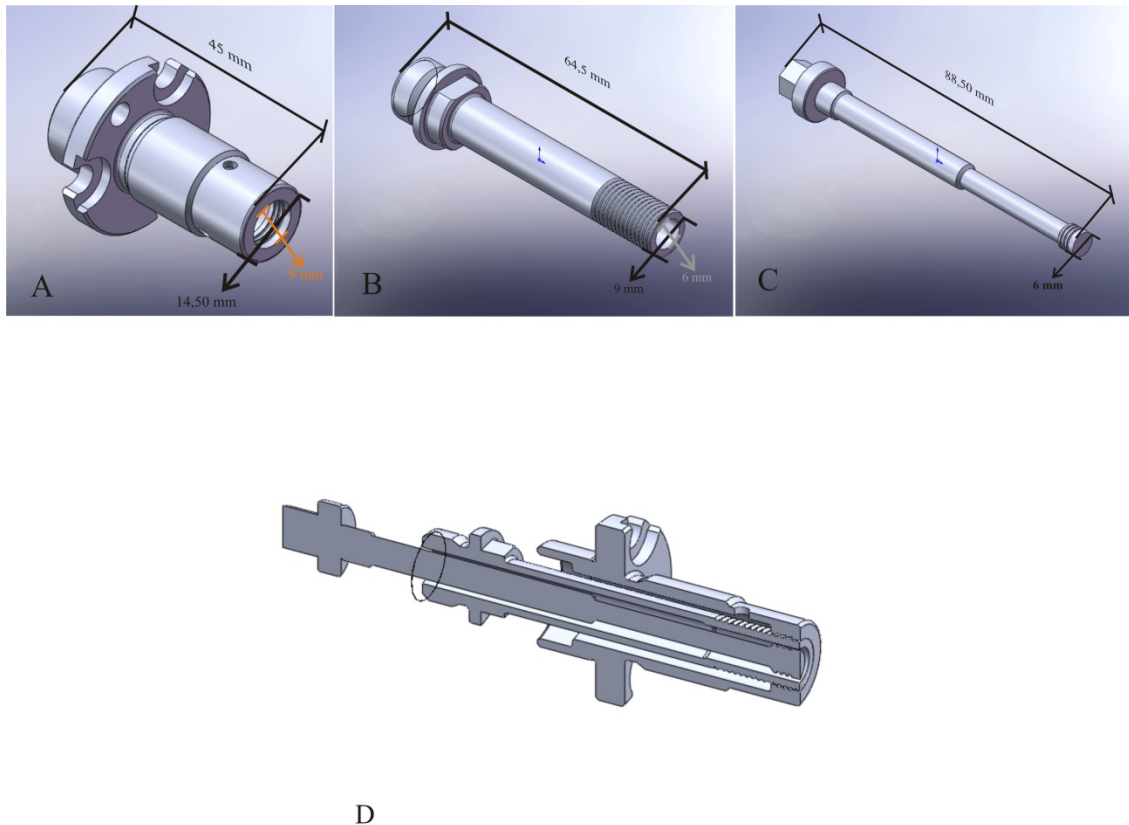


Figura 3.1. Elementos da ferramenta de FSpW. (A) Clamping Ring, responsável pela fixação da peça; (B) Sleeve plunge, uma das peças responsáveis pela união e mistura (neste caso responsável pela penetração na peça); (C) Pin Plunge, outro dos responsáveis pela união das peças (neste caso, responsável pelo preenchimento do furo remanescente); e (D) conjunto de peças que formam a ferramenta do processo de FSpW.

### 3.2.2. Produção das Juntas

Foram produzidas juntas sobrepostas utilizando-se um dispositivo especialmente projetado para obter soldas por fricção e mistura mecânica nas dimensões requeridas pela norma utilizada no teste. A Figura 3.2 mostra em (a) foto das chapas com o ponto onde ocorreu a soldagem; em (b) o dispositivo que permite realizar soldas com a dimensão exata requerida pela norma DIN EN ISO 1472:2002-03.



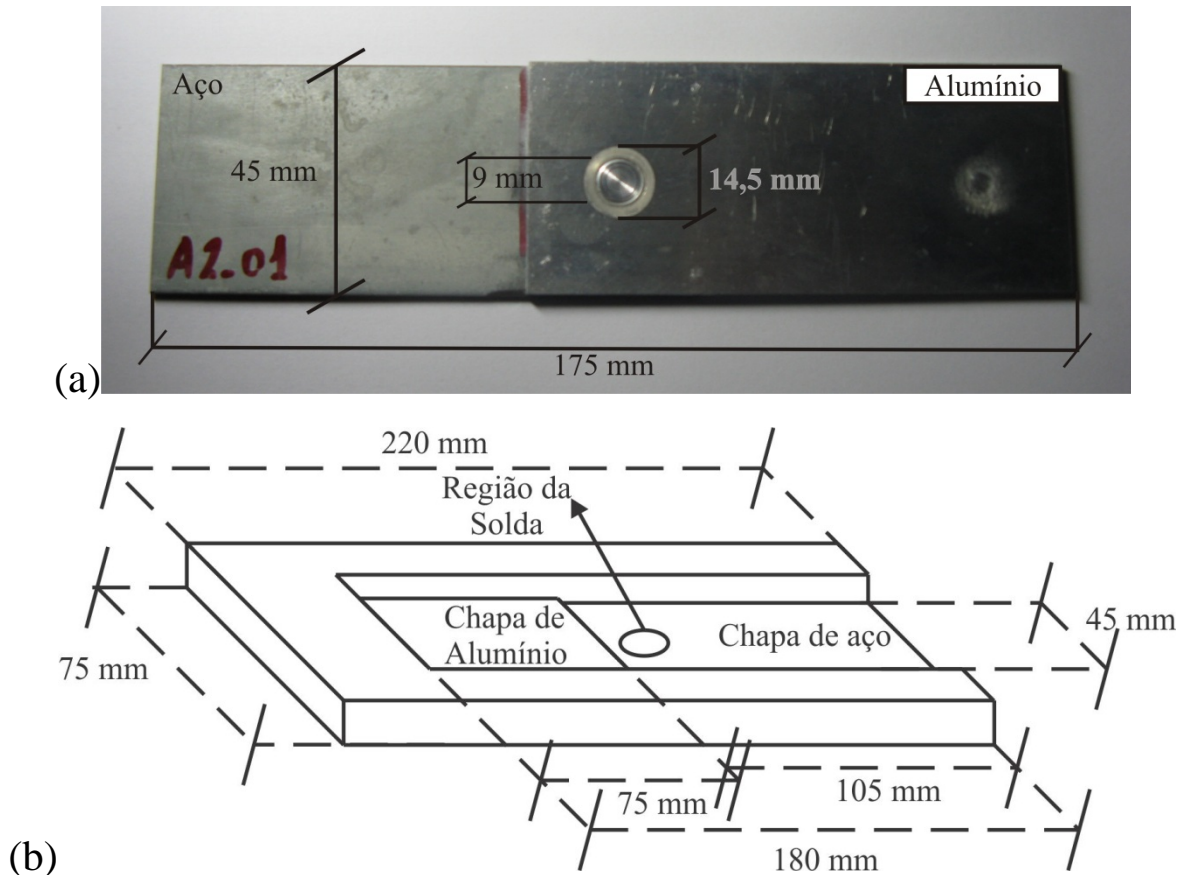


Figura 3.2. (a) Foto do corpo de prova soldado; (b) Dimensões do dispositivo desenvolvido para realizar as soldas nas dimensões requeridas pela Norma DIN EN ISO 1472:2002-03.

Durante a produção das juntas foram adquiridos os dados referentes aos parâmetros de soldagem, como força de soldagem, tempo de soldagem, velocidade de rotação e ciclo térmico (essa última apenas em algumas juntas). Após realizada a soldagem foi realizado o teste de cisalhamento (*lap-shear test*) para cada junta. Com estes dados é possível saber o comportamento de cada junta soldada, possibilitando comparação entre as diferentes condições de soldagem.

As soldas foram realizadas sempre com a chapa de alumínio na parte superior da união, ou seja, só o alumínio foi penetrado pela ferramenta. Isso se fez necessário, pois a ferramenta é fabricada de aço assim como a chapa utilizada na parte inferior da solda. O material das chapas é um aço Dual Phase e o da ferramenta um aço ferramenta (*Hotvar*) tratado termicamente, apresentando maior dureza que o material das chapas, mas devido à semelhança dos materiais a solda por fricção se faz inviável.

Por ser uma soldagem inédita, foi necessário utilizar como ponto de partida dados provenientes de estudo similar [Rosendo, 2009], mesmo que não tenham sido utilizados os mesmos materiais. Com estes parâmetros foi realizado um projeto de experimentos OFAT

(*one-factor-at-time*) variando-se a força de soldagem, a velocidade de rotação, a penetração da ferramenta e o tempo de soldagem, para verificar os valores limite para obtenção de juntas soldadas. Os parâmetros testados foram governados pelos limites da máquina. Isto foi realizado para as duas configurações de soldagem, ou seja, com a superfície das chapas de aço com a camada galvanizada e com as chapas de aço com a superfície lixada. A soldagem foi considerada possível, levando-se em conta dois fatores principais: a inspeção visual da região soldada e o resultado do teste de cisalhamento (DIN EN ISO 1472:2002-03). O ponto deveria inicialmente apresentar boa aparência, ou seja, a união não era considerada se houvessem defeitos facilmente visíveis. Caso a aparência fosse considerada aceitável na inspeção visual, a amostra soldada era submetida ao teste de cisalhamento (*Lap-Shear Test*) e a união era considerada válida caso a amostra superasse o valor de 2000 N no teste em questão.

Com os parâmetros limite do processo, pôde-se dar sequência ao trabalho. Os dados foram analisados com o software Minitab ® e adotou-se o método Taguchi para a realização dos experimentos, pois havia a necessidade de encontrar os parâmetros otimizados para uma futura análise mais específica.

Com os parâmetros otimizados encontrados, foram realizadas novas soldas posteriormente submetidas a análises metalográficas. As temperaturas em pontos específicos da junta foram armazenadas para análise.

### 3.2.3. Aquisição de Temperaturas

Os parâmetros obtidos como capazes de melhorarem os resultados, foram testados e verificados se otimizados. Após os dados obtidos verificados como otimizados, foi realizado um teste OFAT variando o tempo de soldagem e a velocidade de rotação e verificando-se o efeito de cada fator no perfil térmico. O perfil térmico foi obtido através de seis termopares colocados de acordo com a Figura 3.3. A análise da variação de temperaturas permitiu verificar a influência de cada fator na temperatura máxima e na tensão de cisalhamento, relacionando os resultados ao teste de *Lap-Shear*.

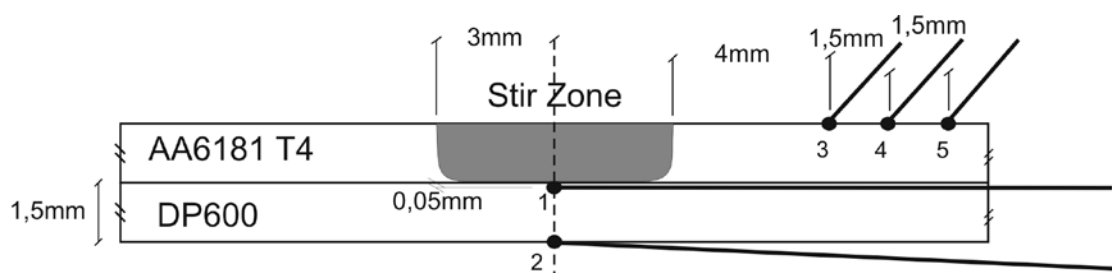


Figura 3.3. Localização e distribuição dos termopares nas amostras.

### 3.2.4. Ensaio de Cisalhamento

A força obtida no ensaio de cisalhamento é a principal característica considerada neste trabalho, uma vez que este teste (*Lap-Shear*) é amplamente utilizado para análise de pontos de solda.

O ensaio foi realizado em uma máquina de ensaios que teve suas garras adaptadas para este fim. Neste ensaio, a máquina traciona o ponto soldado até a sua ruptura verificando o deslocamento e a força utilizada, registrando a força máxima alcançada para cada ponto testado.

### 3.2.5. Método Estatístico (DOE)

Conforme comentado anteriormente, a inexistência de dados prévios para este tipo união exigiu a utilização de métodos estatísticos para delimitação do problema. Com os parâmetros limite definidos, utilizou-se o software Minitab ® e o método Taguchi para a realização os experimentos.

Selecionou-se uma distribuição ortogonal (*Orthogonal Array – OA*) para ser usada como matriz na realização dos experimentos, porém, dois pontos foram considerados:

- i. o número de parâmetros e interações de interesse;
- ii. o número de níveis para os parâmetros de interesse.

As soldas realizadas com a superfície do aço lixada com a liga de alumínio 6181-T4 produziram maior número de parâmetros que possibilitavam a soldagem de juntas consideradas válidas e puderam ser analisadas em três níveis. É possível a análise com três níveis, pois cada um dos três parâmetros tem dois graus de liberdade (abreviação do inglês Degrees of Freedom - DOF) ( $\text{DOF} = \text{número de níveis} - 1$ ), o total de DOF requerido para quatro parâmetros com três níveis é 8 ( $\text{n}^\circ \text{ de parâmetros (4) X DOF para cada parâmetro (3-1)}$ ). Pelo método Taguchi o total de DOF arranjo ortogonal selecionado deve ser maior ou igual ao DOF requerido para o experimento. Então um arranjo ortogonal L9 (que apresenta nove combinações diferentes entre os parâmetros analisados) que tem 8 ( $9-1$ ) graus de liberdade foi selecionado para esta análise [Lakshminarayanan e Balasubramanian, 2008; Montgomery e Runger, 2007].

As demais soldas realizadas foram analisadas em apenas dois níveis, pois o número de combinações de parâmetros que permitem produzir soldas de boa qualidade não é tão amplo. Para a análise destas soldas, cada um dos três parâmetros tem um grau de liberdade

(DOF=número de níveis - 1), o total de DOF requerido para quatro parâmetros com dois níveis é 4 (nº de parâmetros(4) X DOF para cada parâmetro(2-1)). Como pelo método de Taguchi o total de DOF do selecionado arranjo ortogonal deve ser maior ou igual ao DOF requerido para o experimento. Então um arranjo ortogonal L8 (que combina os parâmetros em oito arranjos distintos) que apresenta 7 (8-1) graus de liberdade e foi selecionada nestes experimentos [Lakshminarayanan e Balasubramanian, 2008; Montgomery e Runger, 2007].

Como parâmetro de saída, foi utilizado o valor da carga obtida no ensaio de cisalhamento. Neste estudo a taxa S/N (Sinal para ruído) foi escolhida de acordo com o critério do maior-melhor para maximizar a resposta, ou seja, maior valor de saída (neste estudo o valor do teste de cisalhamento). No método de Taguchi a taxa de S/N é utilizada para determinar o afastamento da característica de qualidade do valor desejado.

### *3.2.6. Análise Metalográfica*

A análise metalográfica foi realizada através de lupa, para macrografias e microscópio de luz da marca Olympus modelo BX60M e microscópio eletrônico de varredura (MEV) marca Jeol modelo JSM 5800, para micrografias. Todos os corpos de prova foram lixados e, após, polidos com alumina de 1 µm e de 0,5 µm, sendo os ataques químicos utilizados, para visualização do aço, Nital e para verificação do alumínio, Marble.

### *3.2.7. Verificação da composição química*

A análise química foi realizada através de raios-x EDS, no microscópio eletrônico de varredura (MEV) marca Jeol modelo JSM 5800.

Quando o feixe primário incide na amostra, parte dos elétrons espalha-se e constitui um volume de interação cuja forma depende principalmente da tensão de aceleração e do número atômico da amostra, conforme Figura 3.4. Neste volume, os elétrons e as ondas eletromagnéticas produzidos são utilizados para formar as imagens ou para efetuar análises físico-químicas.

A microanálise eletrônica consiste na medida de raios-X característicos emitidos de uma região microscópica da amostra bombardeada por um feixe de elétrons. As linhas de raios-X característicos são específicas do número atômico da amostra e, o seu comprimento de onda ou sua energia podem ser utilizadas para identificar o elemento que está emitindo a radiação.

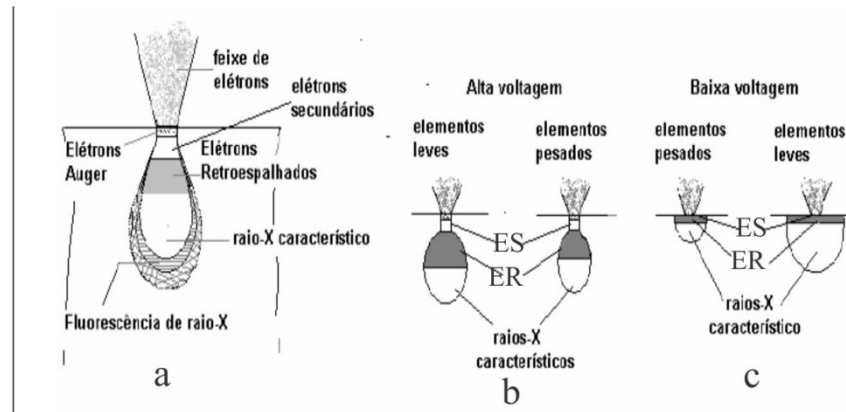


Figura 3.4. Volume de interação: a) localização dos sinais emitidos pela amostra; b) relação da tensão para elementos leves e pesados. Figura adaptada de KESTENBACH, 1994.

Através da análise dos picos obtidos no espectro podem-se determinar os elementos presentes na amostra, porém, tendo o cuidado de observar se há o aparecimento do pico de ionização do Silício (quando se utiliza o detector de estado sólido). Dois tipos de detectores que captam raios-X característicos podem ser utilizados: por dispersão de energia (EDS) ou por dispersão em comprimento de onda (WDS).

A técnica de EDS considera o princípio de que a energia de um fóton ( $E$ ) está relacionada com a frequência eletromagnética ( $\nu$ ) pela relação  $E = h\nu$ , onde “ $h$ ” é a constante de Planck. Fótons com energias correspondentes a todo espectro de raios-X atingem o detector de raios-X quase que simultaneamente, e o processo de medida é rápido, o que permite analisar os comprimentos de onda de modo simultâneo [Goldstein et al, 1992].

Porém esta técnica tem validade somente para identificar elementos presentes no ponto analisado, sendo pouco confiável a análise de percentual dos elementos presentes no ponto. Deve-se deixar claro que neste trabalho o EDS foi utilizado como auxiliar para identificar se havia a possibilidade de haver um determinado elemento em um ponto analisado.

## 4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1. TESTES ESTATÍSTICOS

#### 4.1.1. AA 6181-T6 com DP600 lixado (sem camada galvanizada)

A partir dos valores determinados no OFAT (Tabela 4.1), foi possível obter os parâmetros limite que possibilitam realizar a soldagem. Estes parâmetros foram então otimizados para o mais alto valor da carga resultante no teste de cisalhamento com o auxílio do método Taguchi.

Tabela 4.1. Verificação dos limites dos parâmetros para a soldagem.

Vel. de Rotação (rpm)		Tempo (s)		Penetração (mm)		Força (N)	
700	Não	2	Não	1.2	Não	9000	Não
900	União	3	Não	1.25	Não	10000	União
1500	União	4	União	1.3	União	11000	União
1800	União	5	União	1.35	União	12000	União
2000	União	6	União	1.4	União	13000	Não
2500	União	8	União	1.45	União		
3000	Não	10	Não	1,5	Não		

Por existirem vários parâmetros para os quais a solda mostrou-se possível, foi aplicada uma análise através do método Taguchi com três níveis e quatro parâmetros. Diferentemente dos outros experimentos que não apresentaram tantos parâmetros com a possibilidade de obtenção de soldas consideradas válidas, nos quais foi necessário aplicar uma análise com dois níveis e quatro parâmetros.

A Figura 4.1 mostra os resultados obtidos com a utilização do método Taguchi para os parâmetros que possibilitam maior valor para a resistência ao cisalhamento da união (resultado do ensaio de cisalhamento).

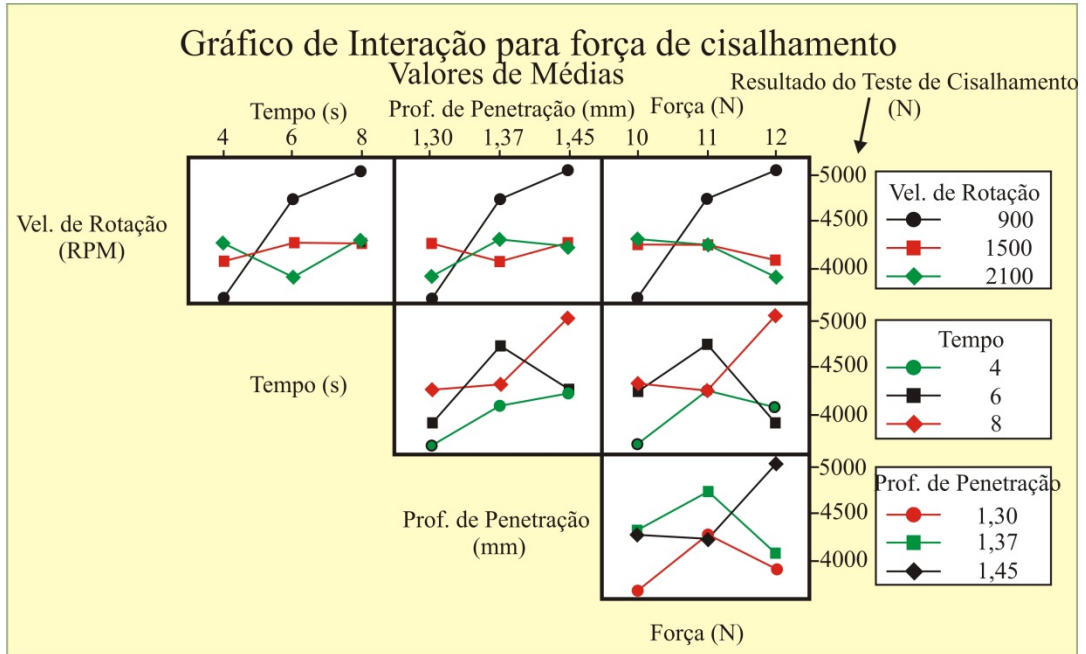


Figura 4.1. Resultados obtidos para a soldagem entre AA6181-T4 e DP600 sem camada galvanizada.

A Tabela 4.2 apresenta os parâmetros que o método Taguchi indicou como ótimos para obtenção da máxima resistência ao cisalhamento. Os resultados obtidos no ensaio de cisalhamento utilizando esses parâmetros são apresentados na Tabela 4.3.

Tabela 4.2. Parâmetros otimizados pelo DOE.

Vel. de Rotação (rpm)	Tempo de Soldagem (s)	Penetração da ferramenta (mm)	Força de Soldagem (N)
900	8	1.45	12000

Tabela 4.3. Resultados do ensaio de cisalhamento usando os parâmetros otimizados pelo DOE.

	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3
Valor do Teste de cisalhamento (N)	6163.02	6299.60	6612.48

Com a utilização dos parâmetros definidos na Tab. 4.2 verifica-se um real aumento da carga observada no ensaio de cisalhamento, com relação aos valores observados nos testes iniciais. O maior valor verificado nos testes iniciais não ultrapassa 5000 N, como pode ser observado na Figura 4.1. Os parâmetros otimizados proporcionaram aumento de 20% na carga de cisalhamento suportada pela união com boa repetitividade.

#### 4.1.2. AA 6181-T4 com DP600 (com camada galvanizada)

Na Tabela 4.4 estão indicados os parâmetros com os quais foram realizadas as soldagens, utilizando a análise OFAT. Com esses valores de velocidade de rotação, tempo de soldagem, penetração da ferramenta e força da soldagem (pressão), pode-se otimizar os parâmetros para obtenção do maior valor de carga resultante no ensaio de cisalhamento.

Tabela 4.4. Verificação dos limites dos parâmetros para a soldagem.

Vel. de Rotação (rpm)		Tempo (s)		Penetração (mm)		Força (N)	
700	Não	2	Não	1.3	Não	9000	Não
900	União	3	União	1.35	União	10000	União
1500	União	4	União	1.4	União	11000	União
1800	Não	5	Não	1.45	União	12000	Não

Nesta situação, conforme pode ser visto na tabela, as combinações de parâmetros nas quais a solda foi considerada válida não são tão abrangentes quanto no caso anterior, por esta razão utilizou-se a análise com apenas dois níveis.

A Figura 4.2 indica a interação dos valores médios obtidos no teste de cisalhamento com os parâmetros indicados na tabela anterior, mostrando os valores dos parâmetros que otimizam o processo para mais altos valores da carga observada no ensaio de cisalhamento.

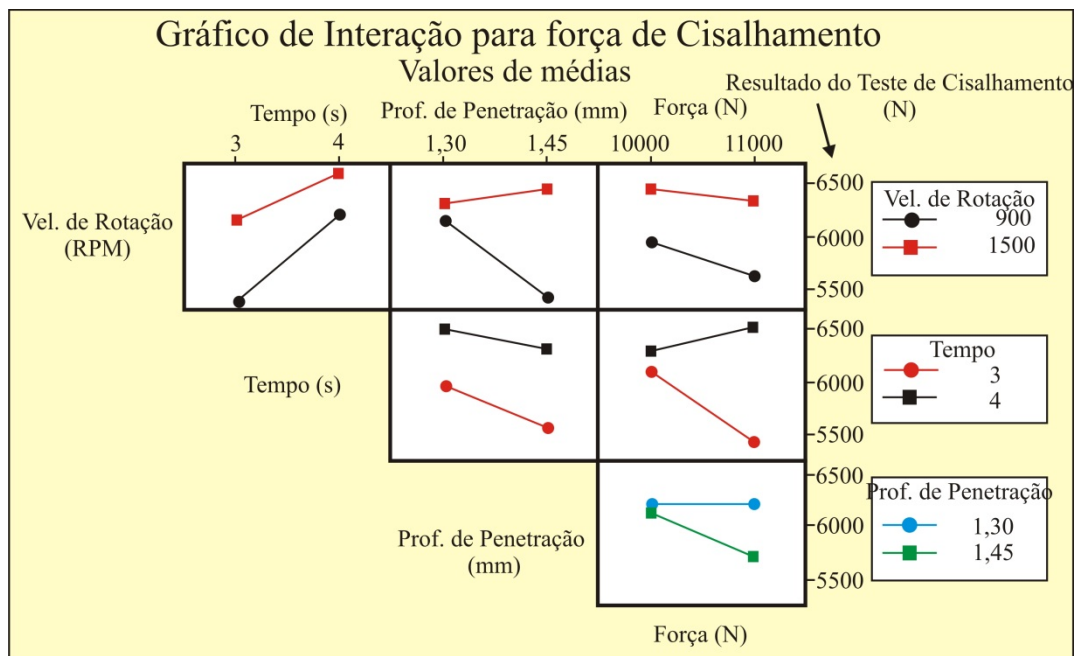


Figura 4.2. Resultados obtidos para a soldagem entre AA6181-T4 e DP600 com camada galvanizada.



A Tabela 4.5 apresenta os valores, dos parâmetros, que otimizam o processo, a partir da análise pelo método Taguchi.

Tabela 4.5. Parâmetros otimizados pelo DOE.

Vel. de Rotação (rpm)	Tempo de Soldagem (s)	Penetração da ferramenta (mm)	Força de Soldagem (N)
1500	4	1,3	10000

A Tabela 4.6 mostra os resultados do ensaio de cisalhamento para corpos de prova soldados com os parâmetros apresentados na Tabela 4.5.

Tabela 4.6. Resultados do teste de cisalhamento usando os parâmetros otimizados pelo DOE.

	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3
Valor do Teste de cisalhamento (N)	6360,60	6709,30	6685,58

Neste caso, a otimização de parâmetros por meio do método Taguchi não proporcionou aumento tão significativo como observado anteriormente. Nos testes iniciais alcançou-se a carga de aproximadamente 6500 N no ensaio de cisalhamento, como mostra a Figura 4.2. Os parâmetros otimizados apresentaram boa reprodutividade, pequena variação e valor pouco maior do que o mais elevado verificado anteriormente à otimização.

#### 4.1.3. AA 5457-H22 com DP600 lixado (sem camada galvanizada)

A verificação dos parâmetros pelos quais foi possível realizar a soldagem está indicada na Tabela 4.7. Como nos casos anteriores, estes valores servirão de base na análise de otimização dos parâmetros de processo para a obtenção de juntas com maior resistência ao cisalhamento.

Tabela 4.7. Verificação dos limites dos parâmetros para a soldagem.

Vel. de Rotação (rpm)	Tempo (s)	Penetração (mm)	Força (N)
700	Não	2	Não
900	União	4	União
1500	União	6	União
1800	Não	8	Não

Os valores que possibilitaram a solda não são muito abrangentes, por isso utilizou-se a análise com dois níveis. Os resultados da análise para otimização estão indicados na Figura

4.3 e mostram uma interação entre os parâmetros utilizados e o valor das cargas observadas no ensaio de cisalhamento.

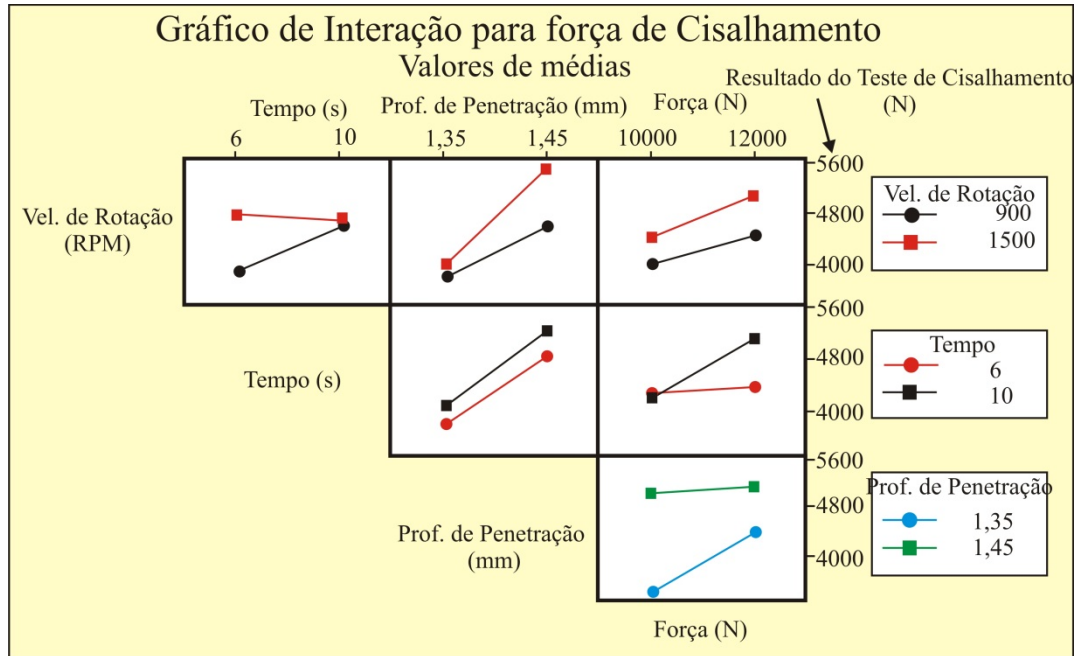


Figura 4.3. Resultados obtidos para a soldagem entre AA5457-H22 e DP600 sem camada galvanizada.

A combinação de parâmetros que produzem juntas de maior resistência é mostrada na Tabela 4.8 e o resultado do teste de cisalhamento em corpos de prova soldados com estes parâmetros é indicado na Tabela 4.9.

Tabela 4.8. Parâmetros otimizados pelo DOE.

Vel. de Rotação (rpm)	Tempo de Soldagem (s)	Penetração da ferramenta (mm)	Força de Soldagem (N)
1500	10	1.45	12000

Tabela 4.9. Resultados do teste de cisalhamento usando os parâmetros otimizados pelo DOE.

	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3
Valor do Teste de cisalhamento (N)	6163.02	6299.60	6612.48

Verifica-se um real aumento da carga observada no teste de cisalhamento, pois o maior valor verificado anteriormente não ultrapassa 5600 N como pode ser visualizado na Figura 4.3. Neste caso, os parâmetros otimizados proporcionaram um aumento de 15% na carga suportada pela união com boa repetitividade.

#### 4.1.4. AA 5457-H22 com DP600 (com camada galvanizada)

Os parâmetros de processo utilizados nos testes para a definição dos limites aceitáveis para a obtenção de juntas de boa qualidade são mostrados na Tabela 4.10.

Tabela 4.10. Verificação dos limites dos parâmetros para a soldagem.

Vel. de Rotação (rpm)		Tempo (s)		Penetração (mm)		Força (N)	
700	Não	4	Não	1.3	Não	9000	Não
900	União	6	União	1.35	União	10000	União
1500	União	8	União	1.4	União	11000	União
1800	Não	10	União	1.45	União	12000	Não

A Figura 4.4 mostra o resultado da interação entre os parâmetros otimizados para a carga observada no ensaio de cisalhamento, usando o método Taguchi com dois níveis.

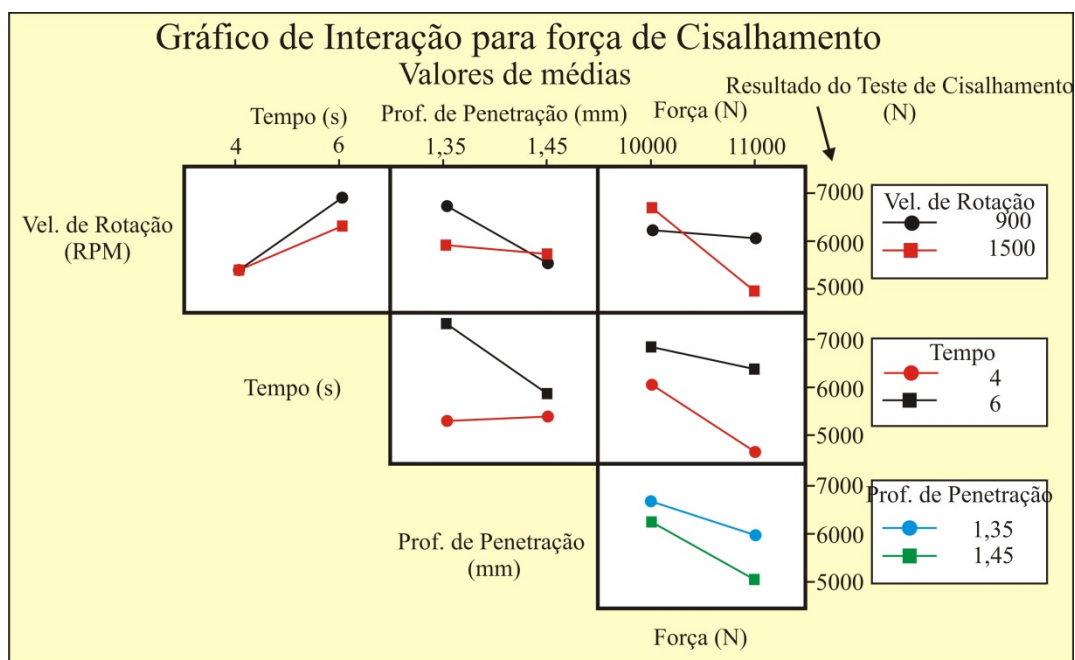


Figura 4.4. Resultados obtidos para a soldagem entre AA5457-H22 e DP600 com camada galvanizada.

Na Figura 4.4 visualizam-se os parâmetros que otimizam o processo para a maior carga do ensaio de cisalhamento. Esses valores são mostrados na Tabela 4.11 e a verificação, para certificar que a indicação teórica é verdadeira, é mostrada na Tabela 4.12.

Tabela 4.11. Parâmetros otimizados pelo DOE.

Vel. de Rotação (rpm)	Tempo de Soldagem (s)	Penetração da ferramenta (mm)	Força de Soldagem (N)
900	6	1.35	10000

Tabela 4.12. Resultados do teste de cisalhamento usando os parâmetros otimizados pelo DOE.

	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3
Valor do Teste de cisalhamento (N)	8349,60	8930,50	8429,98

Verifica-se um real aumento do valor da carga observada no teste de cisalhamento, pois o maior valor verificado anteriormente não ultrapassa 7000 N, como verificado na Figura 4.4 dos valores do resultado do teste de cisalhamento. Os parâmetros otimizados apresentaram boa repetitividade, como também proporcionaram uma melhora considerável, de aproximadamente 20%, em relação aos valores obtidos nos ensaios anteriores.

#### 4.1.5. Considerações finais sobre os testes estatísticos

O uso do método estatístico Taguchi foi satisfatório, pois além de diminuir o número de experimentos testados, permitiu otimizar os resultados para todos experimentos. Os valores da carga que provoca a ruptura por cisalhamento da união, para ambas as ligas de alumínio utilizadas, foram maiores quando a camada da chapa galvanizada não foi removida antes da soldagem. A resistência ao cisalhamento observada nas uniões das chapas de aço com as ligas de alumínio AA5754-H22 foi superior à obtida com as chapas de AA6181-T4, considerando as chapas de aço nas mesmas condições.

Para as uniões em que as chapas de aço tiveram o revestimento galvanizado removido, verifica-se como parâmetros que produzem maior resistência ao cisalhamento, grande força e alto tempo de soldagem comparando-se à união com aços galvanizados, que necessitam de menor tempo, menor força e menor penetração da ferramenta.

## 4.2. CICLO TÉRMICO E APORTE DE ENERGIA

O ciclo térmico apresenta, para todos os experimentos, a mesma configuração da Figura 4.5. Nessa figura, pode-se observar a variação da temperatura em termopares posicionados conforme mostrado na Figura 3.3.

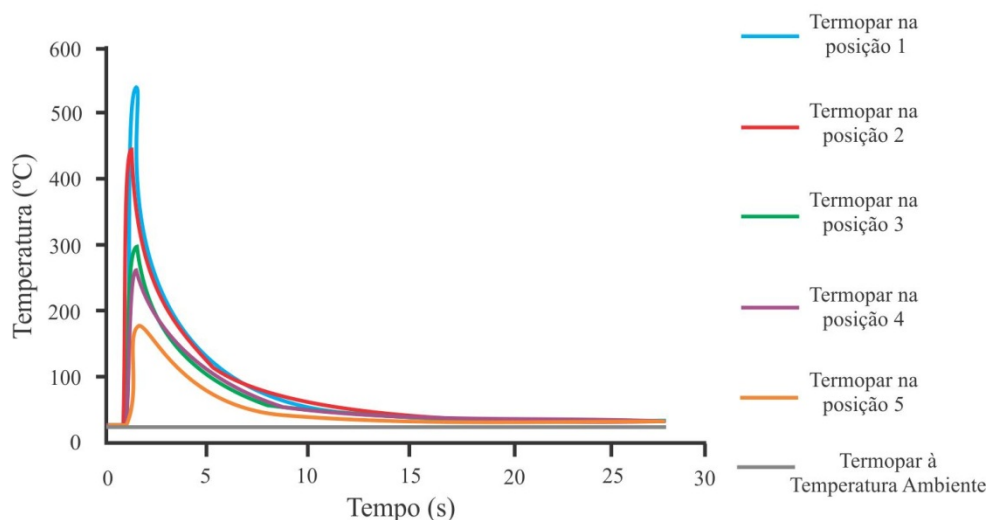


Figura 4.5. Ciclo térmico da aquisição de temperatura durante a soldagem.

Nesta etapa do trabalho, foram variados alguns parâmetros de processo para cada uma das quatro combinações de juntas alumínio-aço estudadas. Assim foi possível analisar a influência dos parâmetros sobre as temperaturas máximas atingidas em cada termopar.

#### 4.2.1. AA 6181-T6 com DP600 lixado (sem camada galvanizada)

Foram analisadas cinco diferentes combinações de parâmetros, mantendo a profundidade da penetração da ferramenta e a força da ferramenta na soldagem constantes. Os parâmetros utilizados são mostrados na Tabela 4.13 e as temperaturas máximas observadas em cada termopar são apresentadas na Figura 4.6.

Verifica-se que as maiores temperaturas foram produzidas pelo conjunto de parâmetros (A3) que apresentam a maior velocidade de rotação e o maior tempo de soldagem. Isso corresponde ao esperado, pois a maior velocidade de rotação aumenta a energia aplicada e, conseqüentemente, a temperatura. Com maior tempo de soldagem, irá aumentar a energia total fornecida, aumentando a temperatura máxima alcançada. Deve-se levar em conta o tool slippage.

As menores temperaturas máximas foram obtidas pelo conjunto de parâmetros (A5) que apresentam menor valor de velocidade de rotação e menor tempo de soldagem. O motivo é o inverso ao motivo do conjunto que apresenta maiores temperaturas máximas. Menor rotação apresentará menor energia aplicada e desta forma menor temperatura e menor tempo de soldagem menor tempo de aplicação de energia diminuindo, assim, a temperatura máxima.

Tabela 4.13. Parâmetros utilizados nos experimentos da aquisição de temperatura.

Amostra	Velocidade de Rotação(rpm)	Profundidade de Penetração (mm)	Força(N)	Tempo de Soldagem (s)
A1	900	1.47	11000	8
A2	1500	1.47	11000	8
A3	2100	1.47	11000	8
A4	1900	1.47	11000	6
A5	900	1.47	11000	4

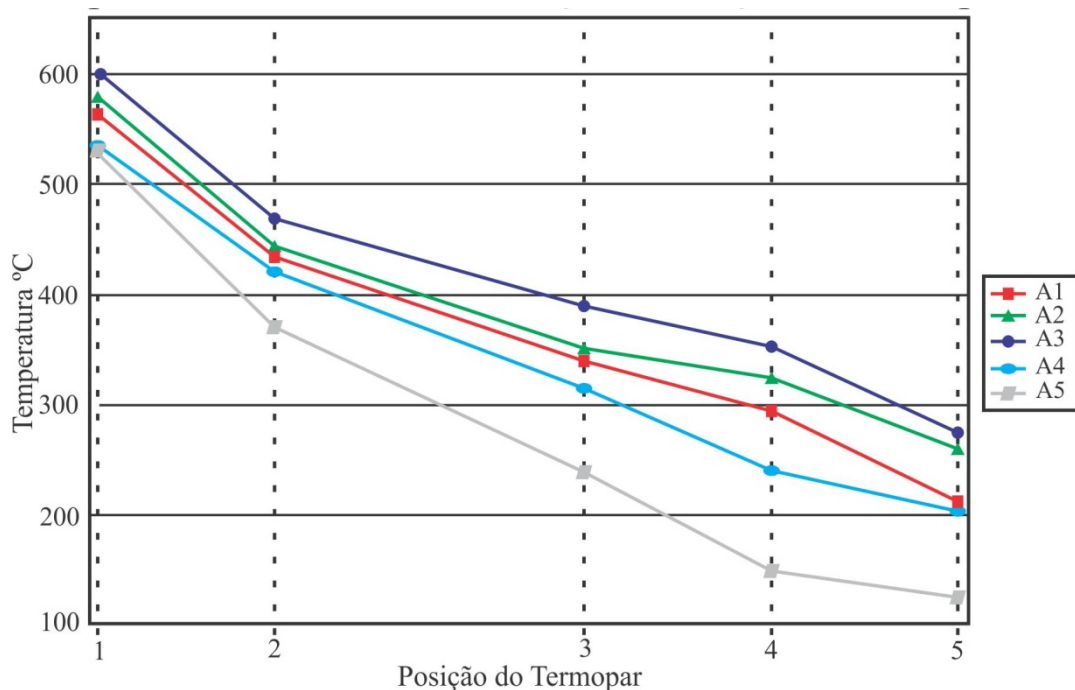


Figura 4.6. Temperaturas máximas alcançadas em relação à posição do termopar.

Na Figura 4.7 estão indicadas as temperaturas máximas relacionadas com a velocidade de rotação e o tempo de soldagem, para as duas posições de soldagem mais próximas do ponto soldado. Os resultados indicam que para um maior tempo de soldagem a temperatura máxima alcançada aumenta e quanto maior a velocidade de rotação, maior a temperatura máxima para as duas posições de termopar. Observa-se também que a variação de temperatura entre os termopares (azul e vermelho) é razoavelmente constante, sempre em torno de 120 °C.

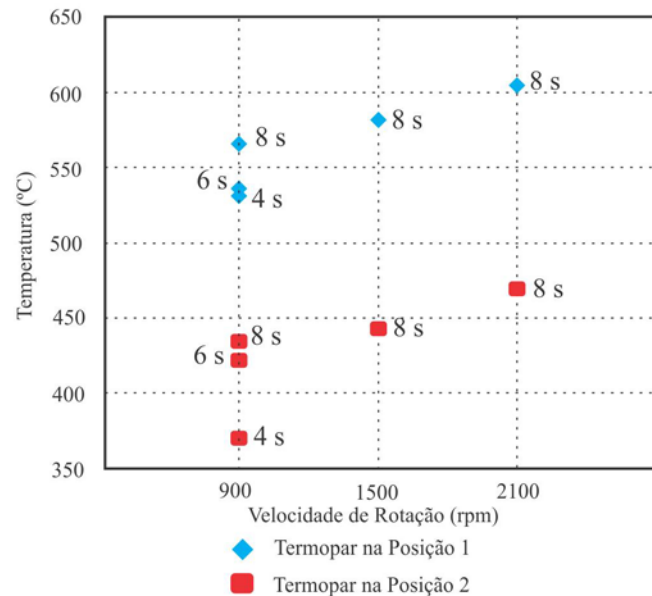


Figura 4.7. Temperaturas Máximas observadas para o termopar na posição 1 e para o termopar na posição 2 relacionando velocidade de rotação e tempo de soldagem.

#### 4.2.2. AA 6181-T6 com DP600 (com camada galvanizada)

Os parâmetros utilizados nos experimentos de aquisição térmica são indicados na Tabela 4.14. Como no experimento com o aço DP600 sem a camada galvanizada, foram variados apenas a velocidade de rotação e o tempo de soldagem. As máximas temperaturas atingidas em cada um dos termopares são mostradas na Figura 4.8.

Tabela 4.14. Parâmetros utilizados nos experimentos da aquisição de temperatura.

Amostra	Velocidade de Rotação(rpm)	Profundidade de Penetração (mm)	Força(N)	Tempo de Soldagem (s)
B1	900	1,3	10000	3
B2	900	1,3	10000	4
B3	1500	1,3	10000	3
B4	1500	1,3	10000	4

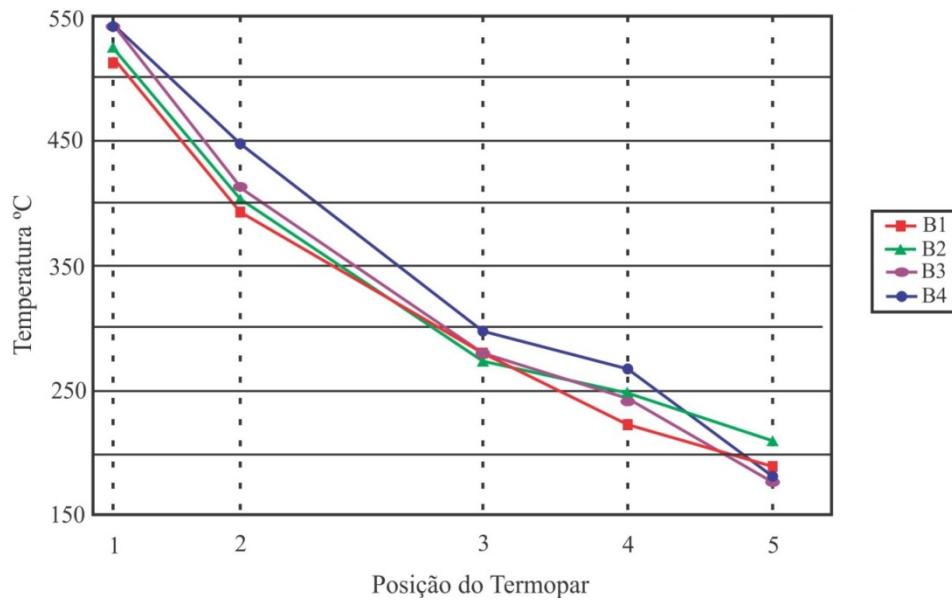


Figura 4.8. Temperaturas máximas alcançadas em relação à posição do termopar.

Para esta junta as maiores temperaturas foram produzidas pelo conjunto de parâmetros (B4), que apresentaram a maior velocidade de rotação e o maior tempo de soldagem. Em contrapartida, as menores temperaturas máximas foram obtidas pelo conjunto de parâmetros (B1) que apresenta menor valor de velocidade de rotação e menor tempo de soldagem. A Figura 4.9 mostra como os parâmetros afetam a temperatura máxima observada nos termopares colocados nas posições 1 e 2 da Figura 3.3. Verifica-se que a temperatura máxima alcançada aumenta para um maior tempo de soldagem e, quanto maior a velocidade de rotação, maior a temperatura máxima para as duas posições de termopar.

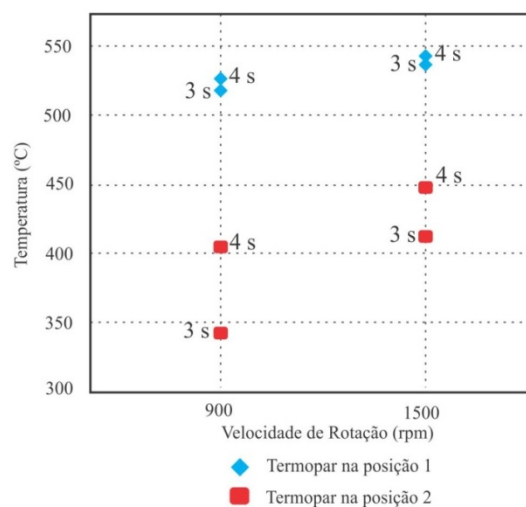


Figura 4.9. Temperaturas Máximas observadas para o termopar na posição 1 e para o termopar na posição 2 relacionando velocidade de rotação e tempo de soldagem.



#### 4.2.3. AA 5457-H22 com DP600 lixado (sem camada galvanizada)

Os testes de temperatura com a liga de alumínio AA 5754 – H22 e o aço DP600 sem camada galvanizada foram realizados variando-se a velocidade de rotação, o tempo de soldagem e a força. Foram utilizadas duas variações de cada parâmetro ( $2^3 = 8$ ), perfazendo um total de oito experimentos. As combinações de parâmetros utilizados são mostrados na Tabela 4.15, enquanto as temperaturas máximas atingidas em cada termopar são apresentadas na Figura 4.10.

Tabela 4.15. Parâmetros utilizados nos experimentos da aquisição de temperatura.

Amostra	Velocidade de Rotação(rpm)	Profundidade de Penetração (mm)	Força(N)	Tempo de Soldagem (s)
C1	1500	1,3	10000	6
C2	1500	1,3	10000	10
C3	900	1,3	10000	6
C4	900	1,3	10000	10
C5	900	1,3	12000	6
C6	900 data-cs="2" data-kind="parent" 900	12000	10	
C7	1500	1,3	12000	6
C8	1500	1,3	12000	10

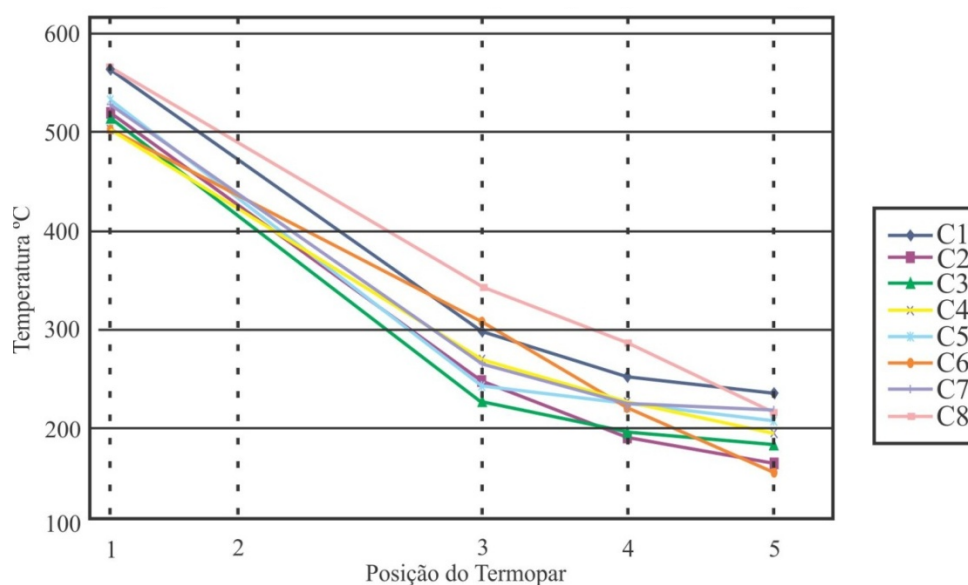


Figura 4.10. Temperaturas máximas alcançadas em relação à posição do termopar.

Verifica-se que as maiores temperaturas foram apresentadas pelo conjunto de parâmetros (C8) que apresentam a maior velocidade de rotação, o maior tempo de soldagem e a maior força de soldagem. Novamente, isso representa o esperado, pois a maior velocidade de rotação aumenta a energia aplicada e, conseqüentemente, a temperatura. Com maior tempo de soldagem irá aumentar o tempo de aplicação de energia e, desta forma, aumentará a temperatura máxima alcançada e a maior força de soldagem atuará no sentido de aumentar o contato entre as chapas diminuindo as perdas térmicas. Os menores valores de temperatura máxima apresentam grande semelhança, sendo difícil indicar qual apresenta menores valores.

Para os experimentos das uniões da liga de alumínio 5754-H22 com o aço DP600 foram realizados maior número de experimentos na aquisição térmica, podendo-se relacionar a temperatura máxima com o valor do teste de cisalhamento, mostrado para a união com o aço sem a camada galvanizada (lixada) na Figura 4.11, para o ponto mais próximo à solda. A figura apresenta uma linha reta inclinada, neste caso é uma linha de tendência, que indica que quanto maior for a temperatura máxima alcançada, maior será o valor do teste de cisalhamento, porém, isto é apresentado como tendência.

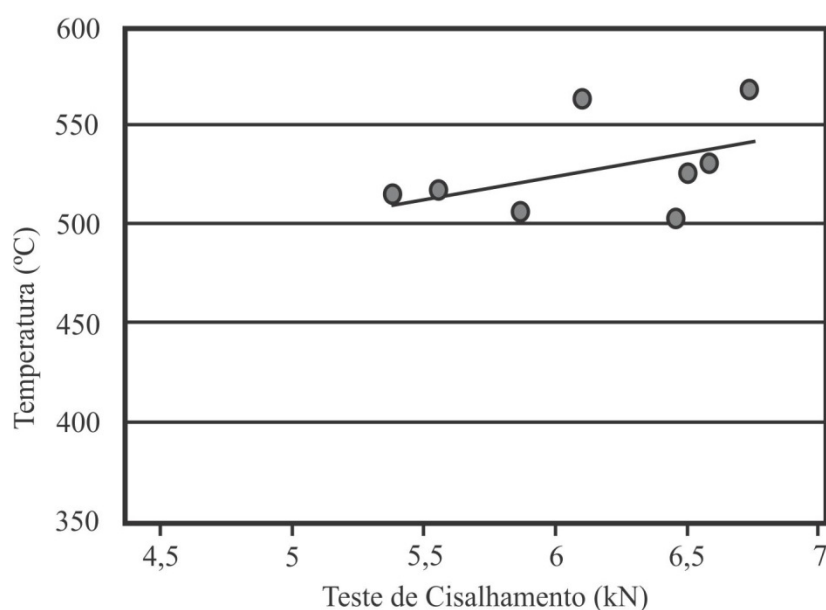


Figura 4.11. Temperaturas Máximas em relação ao valor do teste de cisalhamento e uma linha de tendência.

#### 4.2.4. AA 5457-H22 com DP600 (com camada galvanizada)

Os parâmetros utilizados no experimento de aquisição térmica para a liga de alumínio 5754 H22 com o aço DP600 com a camada galvanizada estão dispostos na Tabela 4.16, e as máximas temperaturas atingidas em cada termopar são apresentadas na Figura 4.12.

Tabela 4.16. Parâmetros utilizados nos experimentos da aquisição de temperatura.

Amostra	Velocidade de Rotação(rpm)	Profundidade de Penetração (mm)	Força(N)	Tempo de Soldagem (s)
D1	900	1,45	10000	4
D2	900	1,45	10000	6
D3	1500	1,45	10000	4
D4	1500	1,45	10000	6
D5	900	1,45	11000	4
D6	900	1,45	11000	6
D7	1500	1,45	11000	4
D8	1500	1,45	11000	6

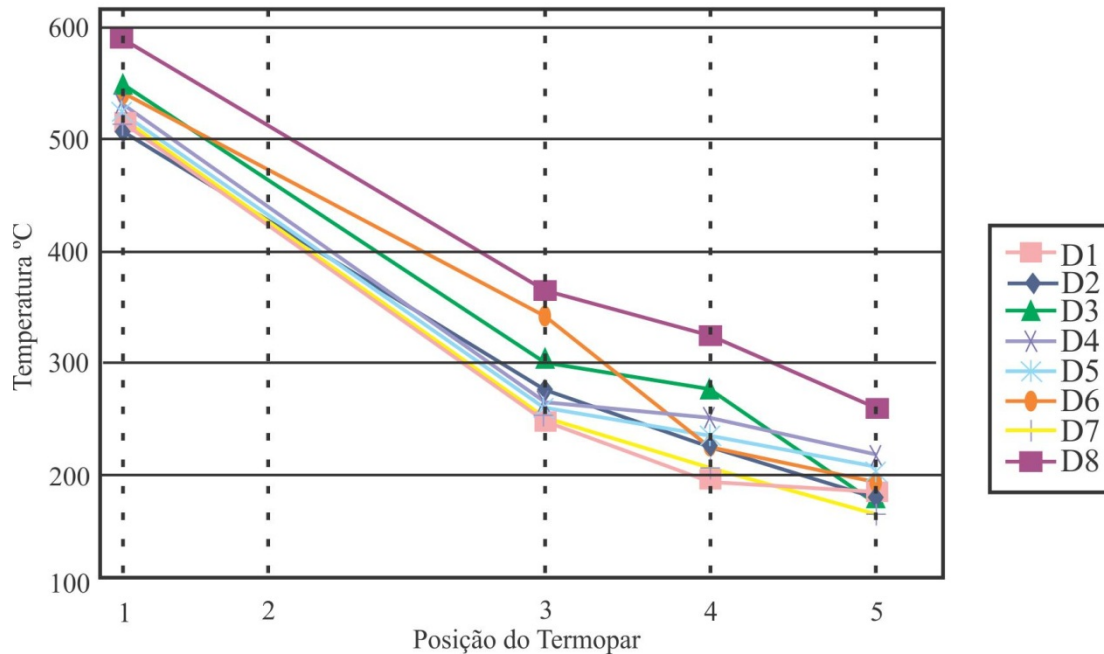


Figura 4.12. Temperaturas máximas alcançadas em relação à posição do termopar.

Verifica-se que as maiores temperaturas foram apresentadas pelo conjunto de parâmetros (D8) que apresentam a maior velocidade de rotação e o maior tempo de soldagem.

As menores temperaturas máximas foram obtidas pelo conjunto de parâmetros (D1) que apresenta menor valor de velocidade de rotação e menor tempo de soldagem.

Nestes experimentos foi realizada uma relação entre temperatura máxima e o valor do ensaio de cisalhamento apresentada na Figura 4.13, onde os valores de temperatura são para a posição do termopar mais próxima do ponto soldado (0,05 mm). A figura apresenta uma linha de tendência, que indica que quanto maior for a temperatura máxima alcançada, menor será o valor do teste de cisalhamento diferentemente da união da liga AA5754-H22 com o aço sem a camada galvanizada, que indica exatamente o contrário.

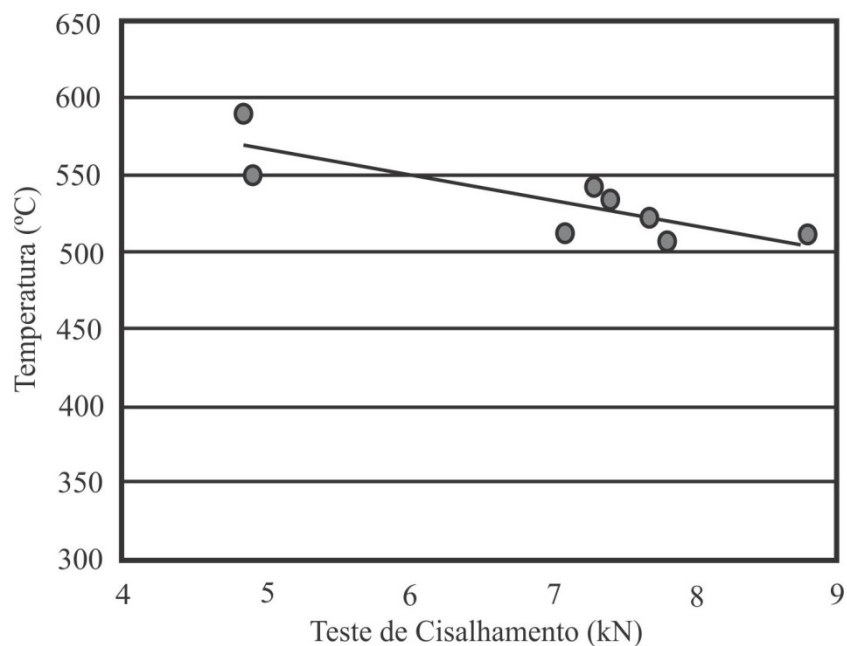


Figura 4.13. Temperaturas Máximas em relação ao valor do teste de cisalhamento e uma linha de tendência.

#### 4.2.5. Considerações Finais sobre ciclo térmico e aporte de energia

Quanto às temperaturas máximas, os parâmetros utilizados nas ligas de alumínio AA6181 T4 proporcionaram a obtenção de maiores valores. As ligas AA5457 H22 apresentam menores temperaturas, provavelmente porque as ligas da série 5000 apresentam menor valor de dureza por não sofrerem endurecimento por precipitação [Metals Handbook v. 2], então é necessário menor energia para alcançar a viscosidade necessária para realizar a soldagem pelo processo de FSpW.

Nota-se que a presença da camada galvanizada influi sensivelmente na temperatura máxima resultante durante a operação. Nas soldas realizadas em chapas de aço com a camada

galvanizada alcançou-se temperaturas máximas maiores que naquelas realizadas em chapas nas quais a camada galvanizada foi removida, e com parâmetros que deveriam produzir menor energia, como por exemplo, com menor tempo de soldagem, menor força de soldagem e menor penetração da ferramenta. As maiores temperaturas máximas para execução de soldas de melhor resistência são obtidas quando não há camada galvanizada, conforme indicam as linhas de tendência.

### 4.3. MACRO E MICROESTRUTURAS

Serão apresentadas as quatro combinações de união utilizadas neste trabalho. As metalografias de cada combinação serão divididas em dois tipos de ataque, para a liga de alumínio e para o aço. Os ataques tiveram que ser realizados em duas etapas, uma vez que o ataque para o alumínio impede a visualização da estrutura do aço.

#### 4.3.1. AA 6181-T6 com DP600 lixado (*sem camada galvanizada*)

Inicialmente serão apresentadas as macrografias para todos os experimentos realizados na aquisição térmica. Os parâmetros utilizados são mostrados na Tabela 4.13, e a Figura 4.14 mostra as macrografias. As macrografias foram obtidas com ataque químico no alumínio, utilizando o reagente Marble, e as dimensões são caracterizadas pela espessura das chapas que é de 1,5 mm. Verifica-se pouca diferença entre as imagens, ou seja, não é possível identificar alterações importantes na forma macrográfica para as mudanças de parâmetros em questão, para o ataque químico ocorrido no alumínio.

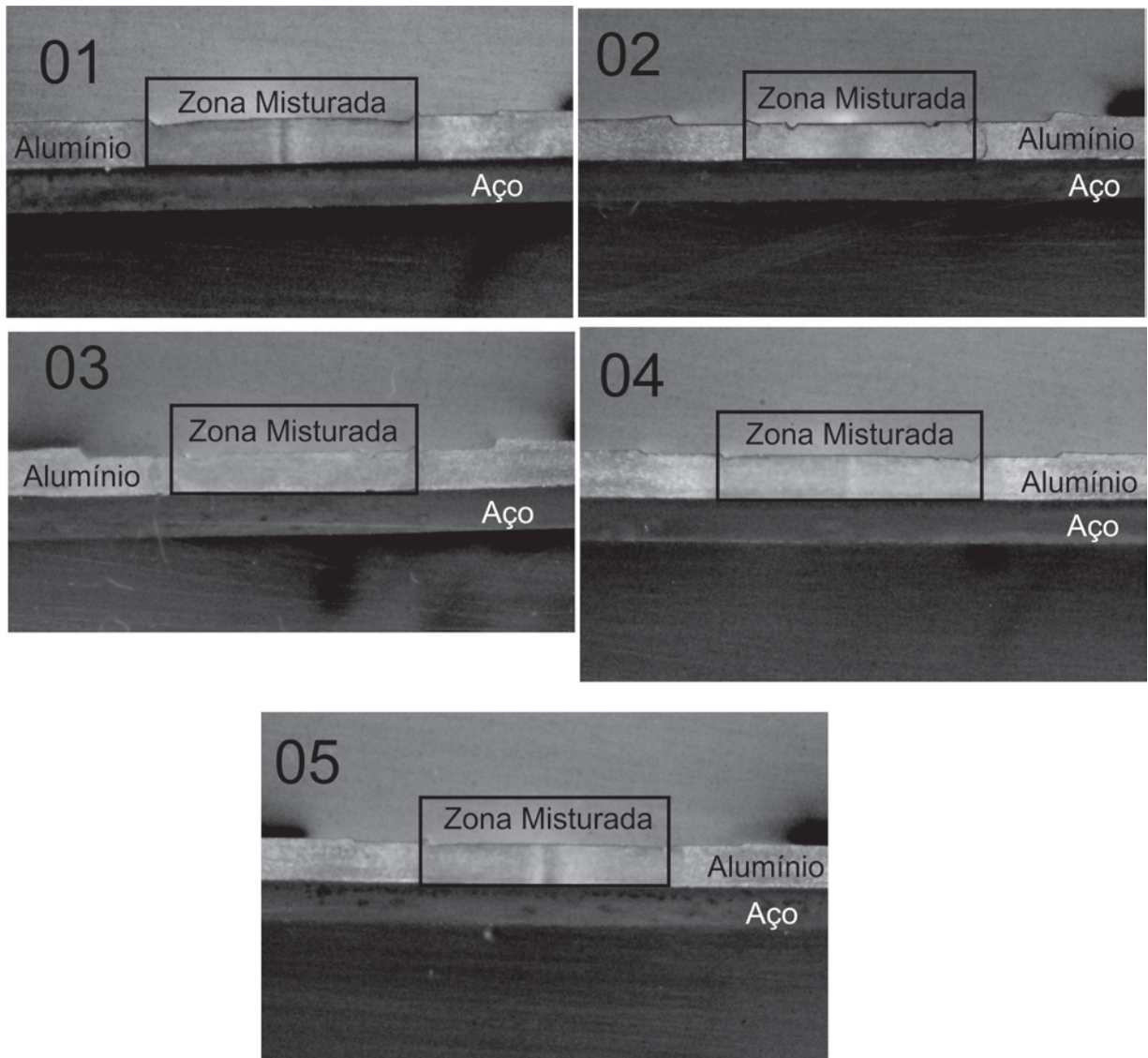


Figura 4.14. Macrografias das amostras com chapas de 1,5 mm de espessura atacadas quimicamente com Marble sendo possível a visualização somente da liga de alumínio. Sendo indicadas A1, A2, A3, A4 e A5, condições de soldagem descritas na Tabela 4.13.

Na Figura 4.15, observa-se as chapas de aço atacadas explicitando o modo de união. A imagem de um corpo de prova com os parâmetros otimizados indicados na Tabela 4.13. O modo de união é caracterizado pela ancoragem mecânica, visível nas extremidades do ponto de solda. O metal inferior é o aço e o material da parte superior é a liga de alumínio. Esta imagem foi obtida com ataque químico no aço, com o reagente Nital a 5%.

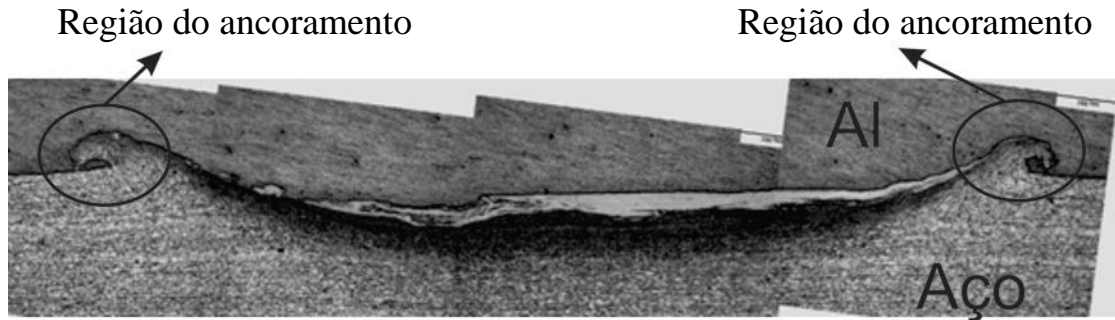


Figura 4.15. Região de contato entre a chapa de alumínio e a chapa de aço, atacado com Nital, ou seja, sem ataque químico para o alumínio, somente para o aço.

Verifica-se nas extremidades duas regiões com forma de onda, o que significa que a ferramenta de soldagem aproximou-se tanto do aço que o deformou plasticamente. Isso indica que a união deste tipo de junta ocorre por ancoragem mecânica, necessitando de grande energia para deformar o aço. Essa grande energia também possibilita uma maior viscosidade do alumínio e o molda melhor no contorno da “onda” formada pelo aço que serve de ancora para a chapa superior e consolida a união.

Este tipo de união necessita de grande precisão, pois a ferramenta penetra 1,45 mm na chapa superior que apresenta 1,50 mm de espessura. Isso dificulta muito a utilização deste modo de união em escala industrial. Além disso, para deformar o aço é necessário grande esforço da ferramenta, diminuindo sua vida útil.

Nas considerações sobre o ciclo térmico e aporte de energia, verificou-se que os melhores resultados para este tipo de união foram os que apresentaram maiores temperaturas máximas e utilizaram maiores tempo de soldagem, força de soldagem e velocidade de rotação. Dessa forma, justifica-se o modo de união realizado neste processo.

As micrografias são exibidas na Figura 4.16 obtidas no MEV, inicialmente com ataque químico no aço com reagente Nital a 3%. A Figura 4.16(a) mostra a seção transversal do ponto soldado com um aumento de 70 x, imagem semelhante a Figura 4.15. Apresentando o aspecto de um gancho, região onde houve deformação do aço e se realizou a união, por ancoragem mecânica. A Figura 4.16(b) mostra com clareza o ponto de ancoragem da chapa de alumínio com a base de aço sem a camada galvanizada, percebendo-se a conformação dos grãos do aço e a forma de onda referida. Esta imagem reforça as hipóteses anteriores. Todas as uniões das ligas de alumínio com o aço sem a camada galvanizada (lixado) necessitavam da maior penetração da ferramenta e maior força de soldagem, certamente para conseguir deformar o aço e realizar este tipo de ancoragem. Este tipo de soldagem, em teoria, desgasta muito a ferramenta, uma vez que ela é produzida em aço e o atrito de mesmo material

consumiria a ferramenta muito mais que o atrito da ferramenta com alumínio e suas ligas. Isso ocorre, pois o alumínio apresenta menor temperatura de fusão e, conseqüentemente, necessita de menor energia para atingir as exigências dos processos de fricção, atingindo no mínimo 80 % da temperatura de fusão para o conseqüente aumento da plasticidade do material [Mishra e Mahoney, 2007]. Na Figura 4.16(c) está indicada uma região que aparente mistura, porém não é possível afirmar que é uma mistura entre o aço e a liga de alumínio. Portanto, foi realizada a análise com EDS em três pontos indicados na figura (como 2, 3 e 4), a fim de se verificar a composição química e, desta forma, assegurar se houve mistura entre os materiais ou apenas misturas dos grãos do aço. A Figura 4.16(d) apresenta uma possível região de mistura com um grande aumento (1900x), porém identificam-se dois distintos tipos de material o que não evidencia a mistura dos materiais.

A Figura 4.17 mostra o resultado dos EDS realizados nos pontos indicados na Figura 4.16, e apresenta o resultado dos elementos encontrados em cada ponto em que a leitura foi indicada.

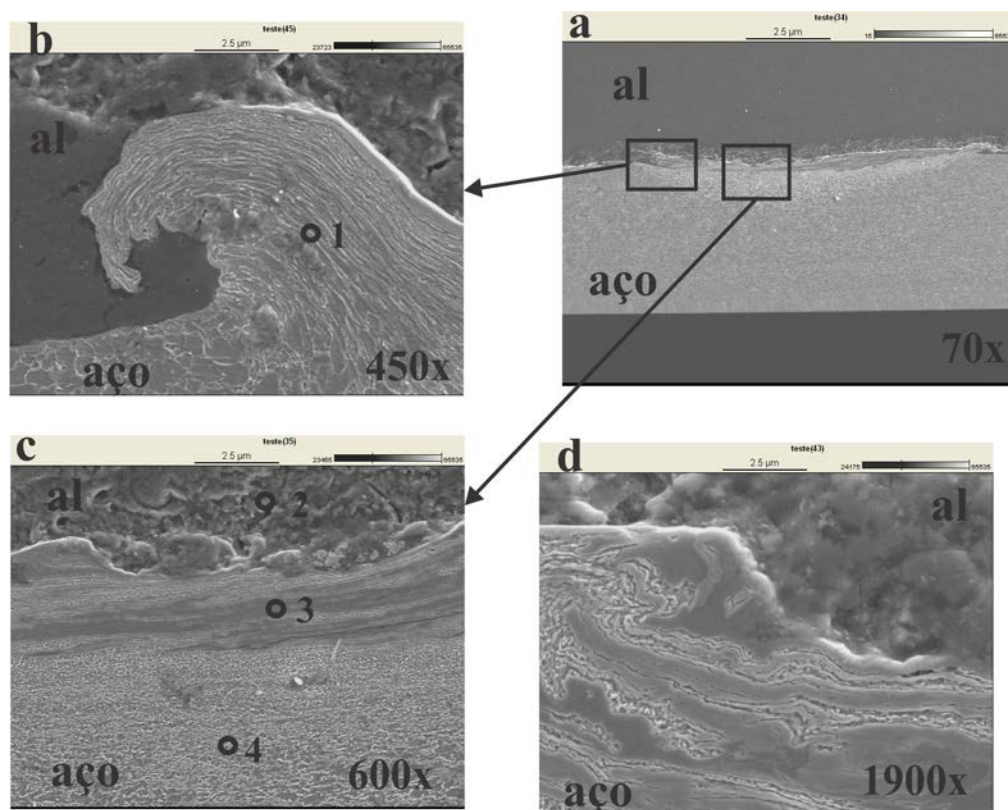


Figura 4.16. Micrografias da união entre a liga de alumínio AA6168 T4 com aço DP600 sem a camada galvanizada, neste caso ataque no aço com Nital a 3%. Análise da zona de união em progressivos aumentos, desde, 70x até 1900x visualizadas em MEV. (a) zona de união com aço na região de baixo e um aumento de 70x; (b) deformação do aço em formato de onda, ponto 1 onde foi verificado EDS; (c) região central do ponto soldado com três pontos onde foi realizado EDS; (d) região central da solda com maior aumento.



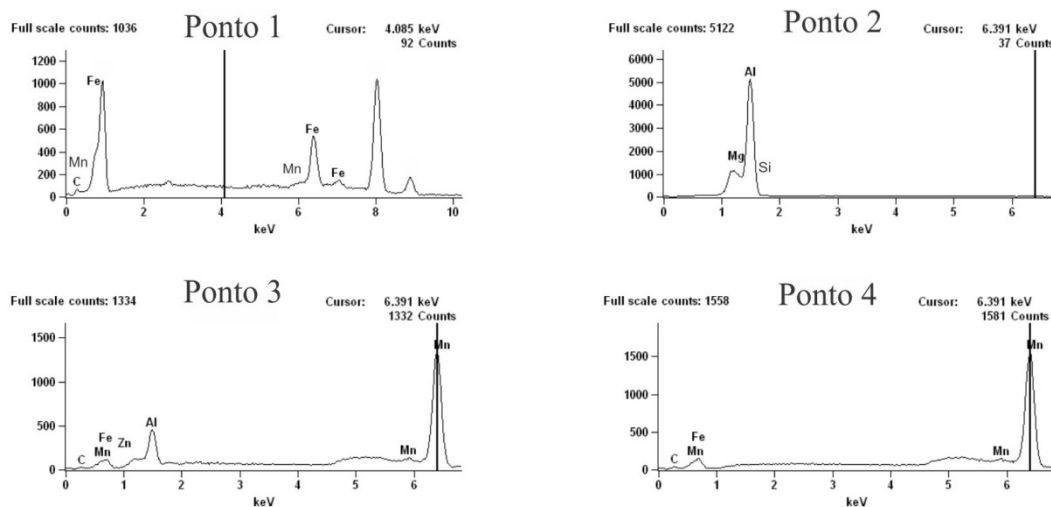


Figura 4.17. Resultado dos EDS nos pontos mostrados na figura 44, para os quatro pontos o espectro de cada um mostrando os elementos químicos presentes.

Na Tabela 4.17 está indicada a composição química de cada ponto analisado por EDS, servindo como indicação de elementos possíveis de se encontrar no ponto analisado. Os pontos serão analisados levando-se em conta o resultado do EDS, porém este resultado é apenas uma estimativa, não é exato. O ponto 1, da Figura 4.16(b), apresenta composição química característica do aço em questão, representando a ausência da mistura do aço no alumínio. Ocorre apenas uma deformação plástica no aço devido, provavelmente, à alta temperatura alcançada, à elevada força e ao elevado tempo de soldagem desta etapa. O ponto 2, que pode ser visualizado na Figura 4.16(c), apresenta composição química característica da liga de alumínio em questão, mostrando que não ocorreu a mistura entre os materiais.

Já o ponto 3, na região de intersecção que está apresentada na Figura 4.16(b), apresentou a composição química semelhante a do aço em questão, porém, com valor percentual elevado de alumínio. Isso, possivelmente, indica que houve uma combinação desse elemento para o aço nas regiões próximas ao material da liga AA6181-T4, pois o alumínio apresenta solubilidade no ferro  $\alpha$  (microestrutura da matriz do aço DP600) de aproximadamente 12% (Figura 4.17). Dessa forma, é possível o material ter alcançado temperatura acima dos 600° devido à elevada velocidade de rotação, ao elevado tempo de soldagem e à elevada força de soldagem. Aumentando a energia, e conseqüentemente a temperatura máxima alcançada, facilita-se a combinação, como indicado na Figura 4.17, mas não correndo mistura com união dos materiais como evidenciado na Figura 4.16.

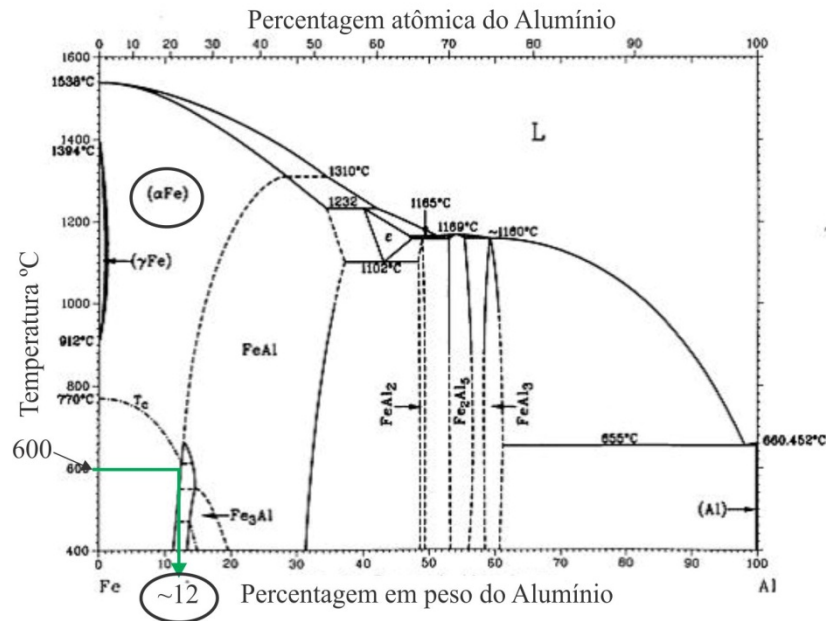


Figura 4.18. Diagrama de equilíbrio ferro alumínio com a indicação da solubilidade máxima do alumínio no ferro  $\alpha$  a  $600^{\circ}\text{C}$  [Metals Handbook v.3, 1990].

Tabela 4.17. Composição química verificada com o EDS para os pontos da Figura 4.16.

Ponto	C	Mg	Al	Si	Zn	Mn	Fe
1	0,10					1,59	98,31
2		1,14	95,65	1,21			
3	0,11		5,4		0,5	1,54	92,45
4	0,09					1,63	98,28

As micrografias são exibidas na Figura 4.19, ataque químico usando o reagente Marble na liga de alumínio. A Figura 4.19(a) mostra a zona de intersecção entre a liga de alumínio e o aço que, como nas figuras anteriores, não apresenta mistura evidente. Por isso, algumas regiões foram selecionadas para verificação da composição química por EDS. A Figura 4.19(b) mostra a região de intersecção com maior aumento, não indicando a mistura entre os dois materiais e, sim, uma clara linha divisória separando os materiais.

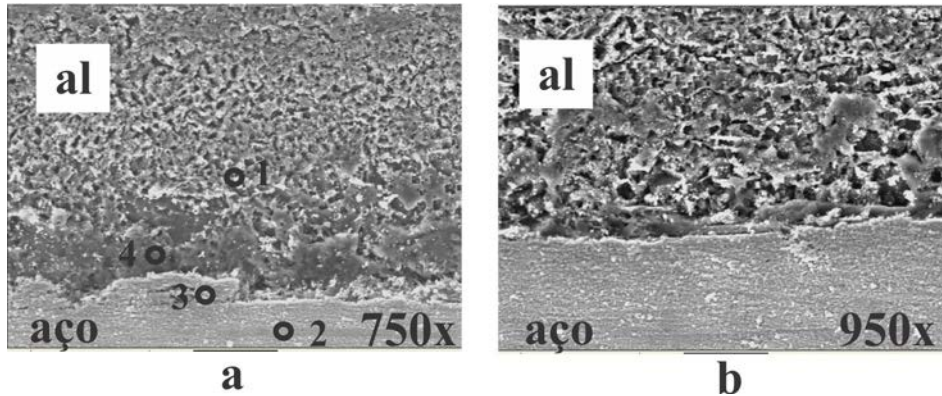


Figura 4.19. Micrografias da união entre a liga de alumínio AA6168 T4 com aço DP600 sem a camada galvanizada, neste caso ataque na liga de alumínio com Marble na (a) região central com aumento de 750x e os pontos onde foram realizados os EDS; e (b) região central com maior magnitude 950x mostrando uma certa distinção dos materiais.

A Figura 4.20 mostra o resultado dos EDS realizados nos pontos indicados na Figura 4.19, mostrando o resultado dos elementos encontrados em cada ponto em que a leitura foi indicada.

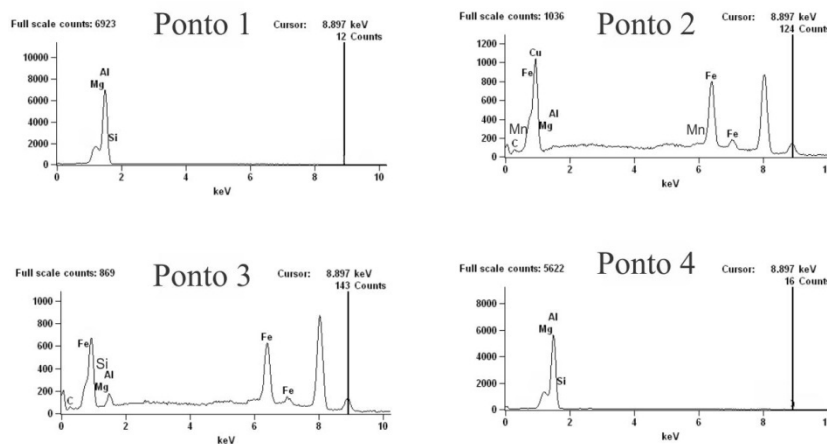


Figura 4.20. Resultado dos EDS nos pontos mostrados na Figura 4.19, para os quatro pontos o espectro de cada um mostrando os elementos químicos presentes.

Na Tabela 4.18 está indicada a composição química de cada ponto analisado por EDS. Servindo como indicação de elementos possíveis de se encontrar no ponto analisado. Os pontos serão analisados levando-se em conta o resultado do EDS, porém este resultado é apenas uma estimativa, não é conclusivo. O pontos 1 e 4 mostram uma composição química possível na liga de alumínio em questão, indicando que não há mistura entre os materiais na região indicada. O ponto 3 apresenta uma composição química não compatível, que pode ser devido à localização da leitura da composição na região de intersecção, ocasionado a leituras

da mistura de materiais diferentes. Como indica a Figura 4.19, a região em que foi efetuada a análise localiza-se abaixo da área visualizada pelo microscópio. No ponto 2, houve uma aparente solubilização do alumínio no aço, como também indicado anteriormente pela ocorrência de uma leitura de composição química característica do aço em questão com elevado teor de alumínio.

Tabela 4.18. Composição química verificada com o EDS para os pontos da Figura 4.19.

<b>Pontos</b>	<b>C</b>	<b>Mg</b>	<b>Al</b>	<b>Mn</b>	<b>Fe</b>	<b>Si</b>
1		1,07	98,00			0,93
2	0,16		12,32	1,51	86,01	
3		1,24	42,53		56,23	
4		1,04	97,84			1,12

#### 4.3.2. AA 6181-T6 com DP600 (com camada galvanizada)

As macrografias apresentadas (Figura 4.21) são para todos os experimentos realizados na aquisição térmica e os parâmetros utilizados são mostrados na Tabela 4.14. As macrografias foram obtidas com ataque químico no alumínio utilizando o reagente Marble, e as dimensões são caracterizadas pelas espessuras das chapas (1,5 mm). É possível observar bandas saindo do material inferior (aço) invadindo o material superior (liga de alumínio), o que representa uma possível mistura entre a liga de alumínio e o revestimento galvânico do aço. A Figura 4.21(B4) apresenta maior região com mudança de coloração na liga de alumínio, indicando que a maior energia utilizada neste processo resulta em maior mistura entre a camada galvanizada e a liga de alumínio. Já a Figura 4.21(B1) apresenta menores valores dos parâmetros (energia) e, conseqüentemente, menor região de mistura.

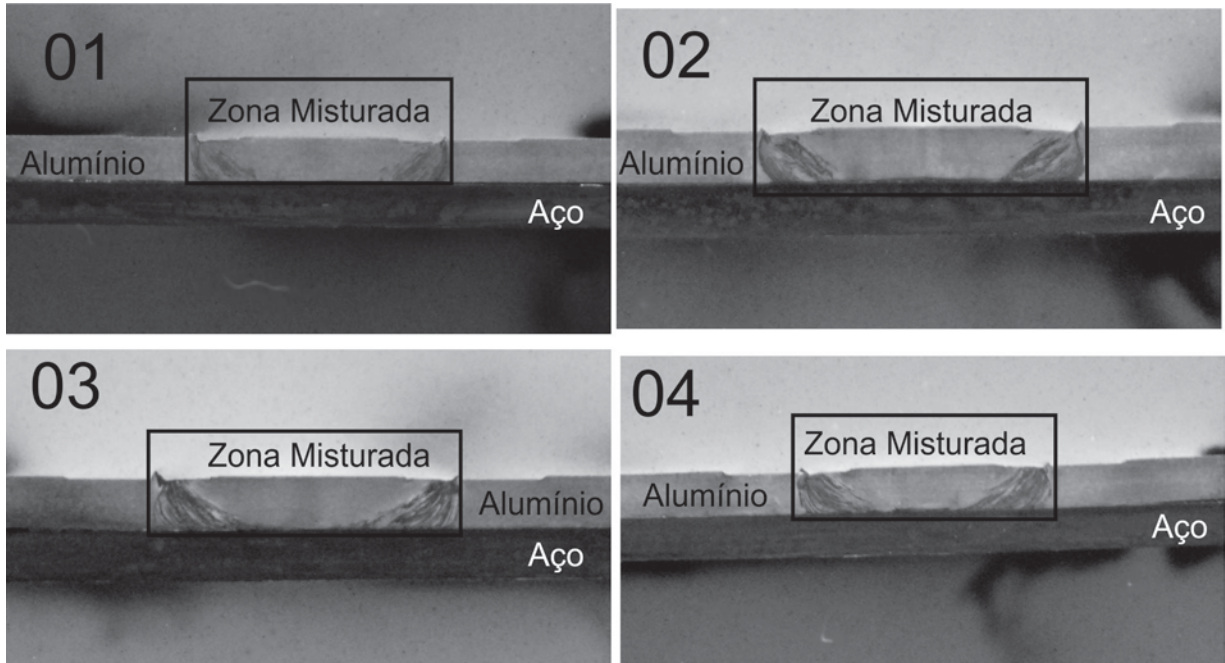


Figura 4.21. Macrografias das amostras com chapas de 1,5 mm de espessura atacadas quimicamente com Marble, sendo possível a visualização somente da liga de alumínio. São indicadas as regiões B1, B2, B3 e B4, nas condições descritas na Tabela 4.14.

As micrografias são exibidas na Figura 4.22, inicialmente com ataque químico no alumínio com reagente Marble. A figura Figura 4.22(a) apresenta a liga de alumínio onde houve a penetração da ferramenta de soldagem e as bandas características desta soldagem com a camada galvanizada. A Figura 4.22(b) mostra a região de intersecção entre o aço e a liga de alumínio, evidenciando as bandas que aparentemente indicam a mistura do material da região inferior para dentro do material superior. A Figura 4.22(c) apresenta a região de intersecção com maior aumento, exibindo uma estrutura semelhante à inclusão na região de destaque. Com maior aumento na região de destaque da figura anterior, a Figura 4.22(d) mostra as diferentes estruturas que serão verificadas pelo EDS e indicadas por números. Finalmente a Figura 4.22(e) destaca uma estrutura friável caracterizada por trincas, ocorrendo até mesmo no material soldado. Esta estrutura aparenta estar quebrada, atuando como uma inclusão não metálica e concentrando tensões na solda.

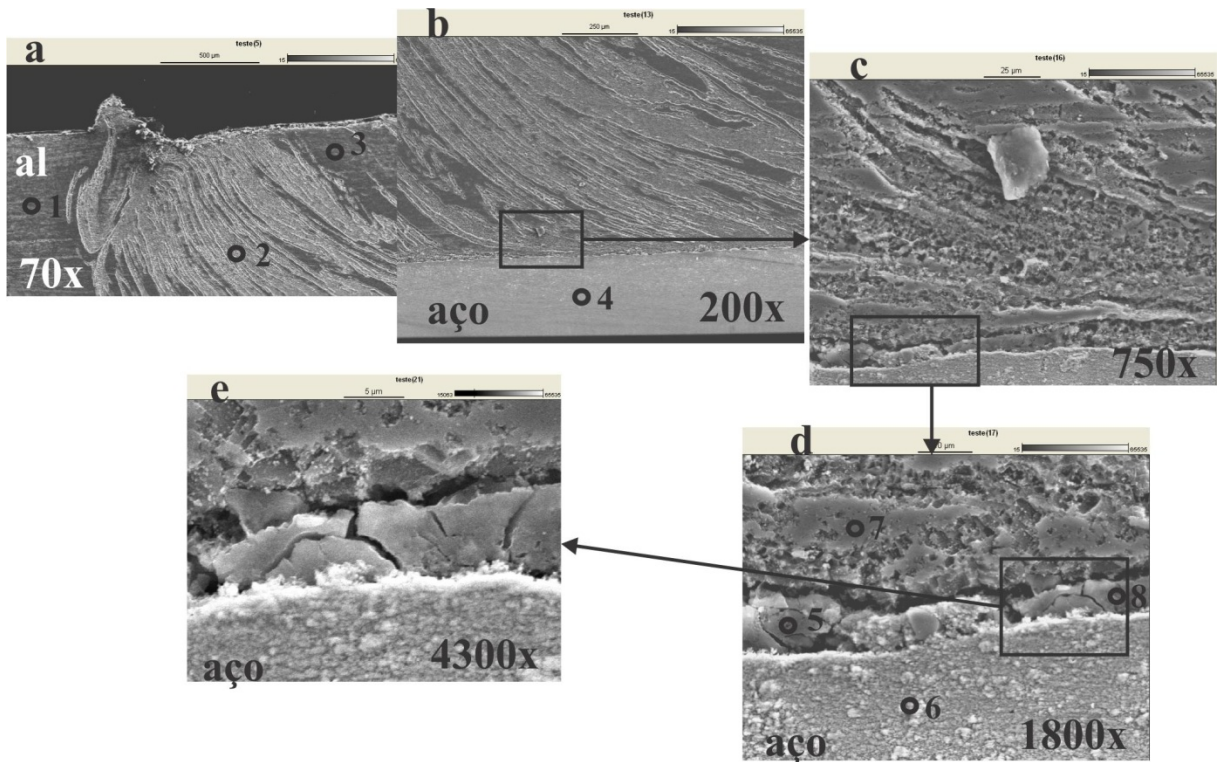


Figura 4.22. Micrografias da união entre a liga de alumínio AA6168 T4 com aço DP600 sem a camada galvanizada, neste caso ataque na liga de alumínio com Marble. (a) região superior, limite entre onde penetra a ferramenta e o metal inalterado, à esquerda, com três pontos onde foi realizado EDS; (b) Região de intersecção dos metais, visualiza-se os veios de outra coloração no metal superior; (c) com maior aumento observa-se regiões como inclusões; (d) com maior magnitude os intermetálicos da região de união e quatro pontos onde foi realizado EDS; (e) em destaque o intermetálico quebradiço na região de união da solda.

A Figura 4.23 mostra o resultado dos EDS realizados nos pontos indicados na Figura 4.22, apresentando os resultados dos elementos encontrados em cada ponto em que a leitura foi efetuada.

A Tabela 4.19 apresenta a composição química de cada ponto analisado por EDS. Que servem como indicação de elementos possíveis de se encontrar no ponto analisado. Os pontos serão analisados levando-se em conta o resultado do EDS, porém este resultado é apenas uma estimativa, não é conclusivo. No ponto 1, verificou-se a composição química característica da liga de alumínio utilizada, indicando que não houve mistura entre os materiais neste ponto. No ponto 2, foi observada a composição química característica da liga com valor elevado de zinco, caracterizando que houve mistura da camada galvanizada com o alumínio e apresentando a composição característica de uma liga de alumínio da série 7XXX [Metweb, 2012; Metals Handbook V. 2, 1990]. O modo de união da mistura da liga de alumínio com a camada galvanizada é observada por meio dos veios de zinco adentrando na região soldada na liga de alumínio. No ponto 3, localizado no meio do ponto soldado, encontrou-se composição

característica do alumínio utilizado, indicando que só há mistura nas regiões de extremidade onde a ferramenta penetra na liga de alumínio. Os pontos 5 e 8 apresentam um intermetálico rico em alumínio e oxigênio com as composições semelhantes. A Figura 4.22(e) mostra esta estrutura com alto aumento, indicando a ocorrência de uma estrutura friável, pois observa-se que a estrutura está bastante trincada e quebrada. Esta estrutura é prejudicial, pois constituirá um concentrador de tensões, atuando como um composto intermetálico. Os pontos 4 e 6 apresentam a composição química característica de um aço, enquanto o ponto 7 apresenta composição da liga de alumínio das chapas. Nota-se a presença de uma “ilha” da liga de alumínio muito próxima a região de intersecção neste último ponto, onde não houve alteração química.

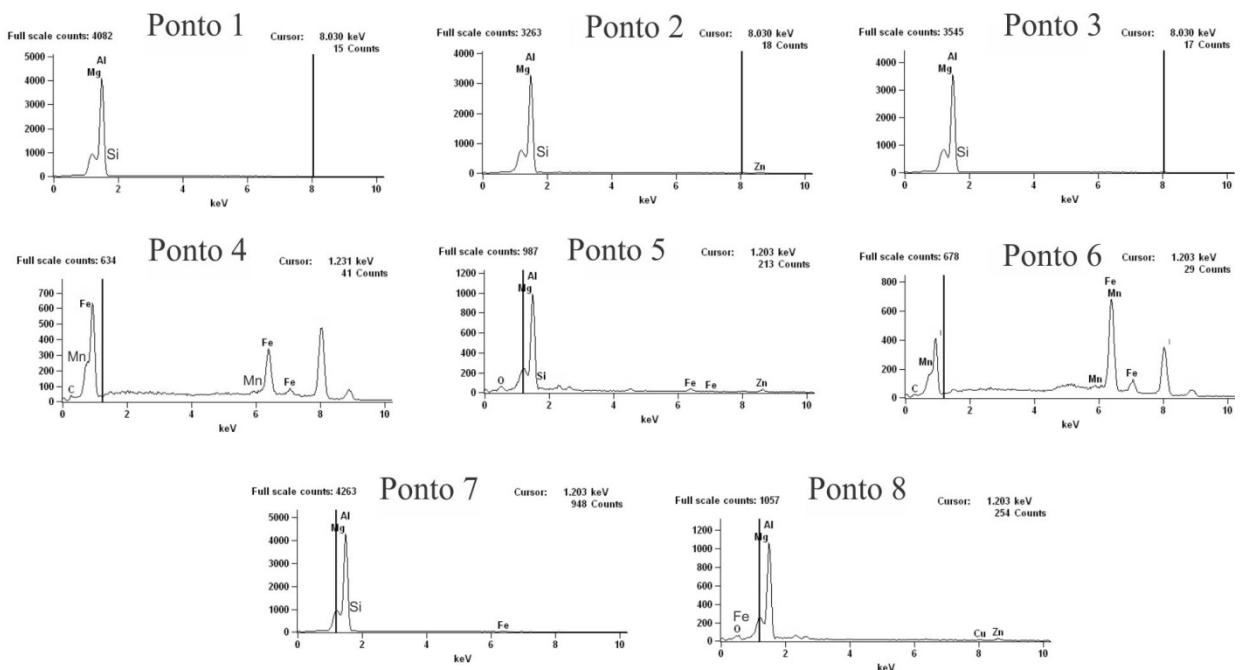


Figura 4.23. Resultado dos EDS nos pontos mostrados na Figura 4.22, para os quatro pontos o espectro de cada um mostrando os elementos químicos presentes.

A Figura 4.24 evidencia que, quanto maior a temperatura alcançada na soldagem, menor a solubilidade do zinco no alumínio. O zinco em elevado teor forma elementos friáveis nas ligas de alumínio. Dessa forma, demonstra-se que a soldagem com a camada galvanizada alcança melhores resultados quanto menor a temperatura máxima. Isso ocorre, muito provavelmente, devido à menor formação de elementos quebradiços e maior dissolução no alumínio, que apresenta aproximadamente 41% em peso a 500°C, enquanto a 600°C, aproximadamente 15% em peso de zinco é absorvido pelo alumínio.

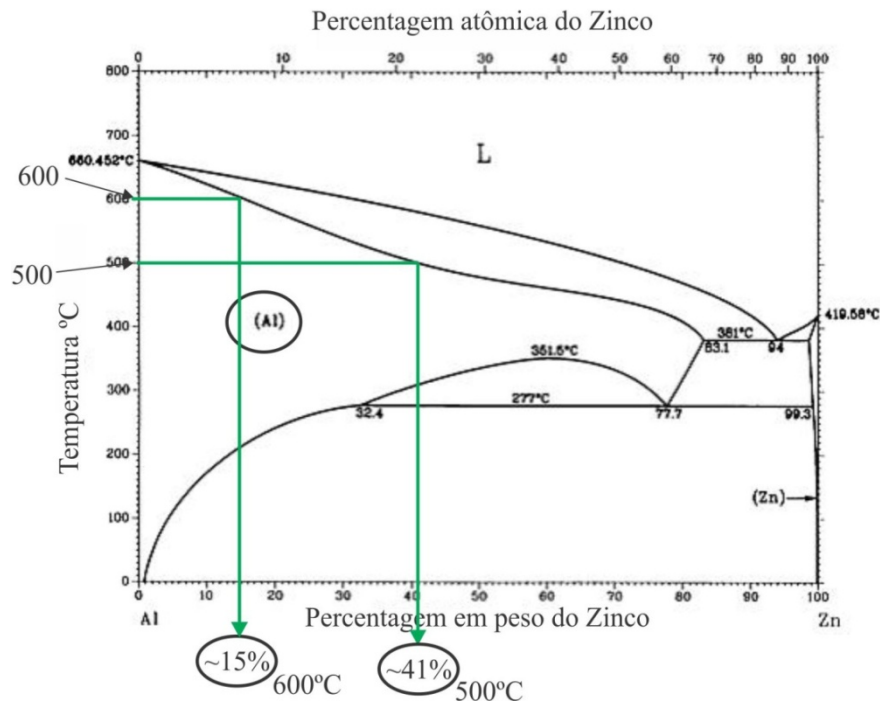


Figura 4.24. Diagrama de equilíbrio alumínio-zinco [Metals Handbook v.3, 1990].

Tabela 4.19. Composição química verificada com o EDS para os pontos da Figura 4.22.

Ponto	C	O	Mg	Al	Si	Zn	Mn	Fe
1			1,01	97,61	1,38			
2			1,09	92,16	1,32	5,43		
3			1,11	97,68	1,21			
4	0,11						1,54	98,35
5		15,60	1,14	56,39	1,23	11,46		13,18
6	0,10						1,64	98,26
7			1,09	97,65	1,26			
8		21,13	2,00	59,04		10,17		4,51

As micrografias são exibidas na Figura 4.25, inicialmente com ataque químico na liga de alumínio, com reagente Marble. A Figura 4.25(a) mostra a região de intersecção no meio do ponto soldado. A Figura 4.25(b) apresenta a região de intersecção entre o aço e a liga de alumínio com elevado aumento, caracterizando duas estruturas que aparentam inclusões formadas pelo elevado teor de zinco presente na região. A Figura 4.25(c) exhibe, em grande aumento, uma inclusão extremamente friável caracterizada pelo aspecto quebradiço na região de intersecção da solda.



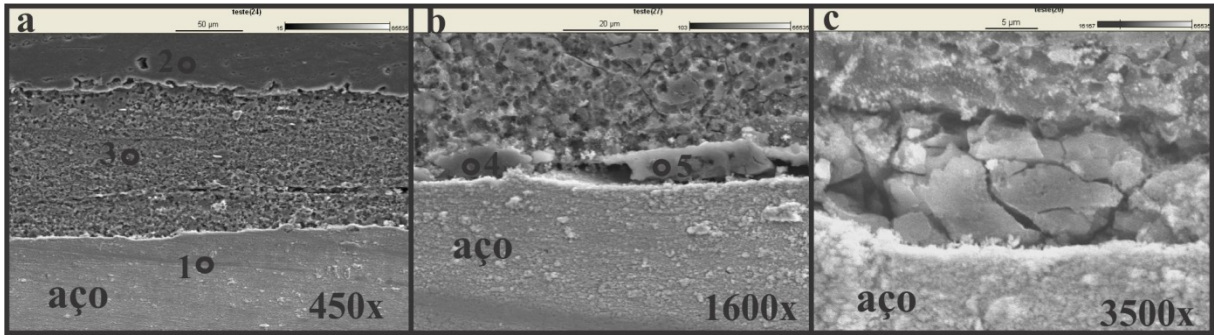


Figura 4.25. Micrografias da união entre a liga de alumínio AA6168 T4 com aço DP600 sem a camada galvanizada, neste caso ataque na liga de alumínio com reagente Marble. (a) região mais centralizada com apenas um veio com mudança de coloração, porém, bem na região de intersecção e três pontos onde foi realizado o EDS; (b) na região de (a) com aumento elevado um intermetálico com os pontos analisados nestas estruturas; (c) estrutura com aumento de 3500x mostrando a fragilidade da estrutura analisada.

A Figura 4.26 mostra o resultado dos EDS realizados no pontos indicados na Figura 4.25, apresentando o resultado dos elementos encontrados em cada ponto em que a leitura foi indicada.

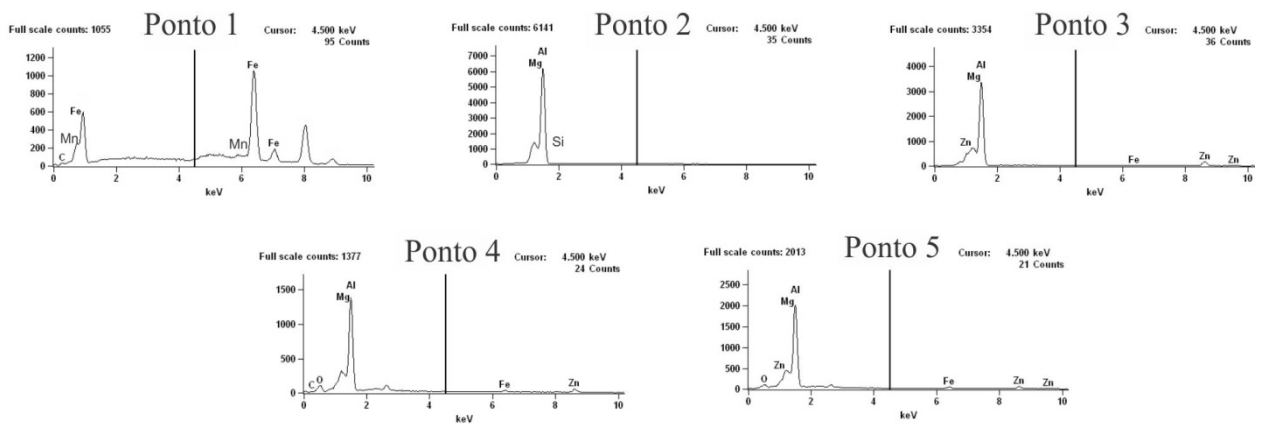


Figura 4.26. Resultado dos EDS nos pontos mostrados na Figura 4.25, para os quatro pontos o espectro de cada um mostrando os elementos químicos presentes.

Na Tabela 4.20 é indicada a composição química de cada ponto analisado por EDS. Serve como indicação de elementos possíveis de se encontrar no ponto analisado. Os pontos serão analisados levando-se em conta o resultado do EDS, porém este resultado é apenas uma estimativa, não é preciso. O ponto 1 apresenta composição química do aço sem modificações, enquanto no ponto 2 encontra-se a composição química do alumínio sem modificações. O ponto 3 indica elevado teor de zinco na liga de alumínio, caracterizando a mistura e explicando as bandas características apresentadas nesta solda. Os pontos 4 e 5 apresentaram

um óxido com alto valor de alumínio e zinco, que funciona como uma inclusão não metálica fragilizando a união.

Tabela 4.20. Composição química verificada com o EDS para os pontos da Figura 4.25

Ponto	C	O	Mg	Al	Zn	Mn	Fe
1	0,09					1,61	98,30
2			1,03	94			
3			1,11	69,84	24,9	1,16	2,99
4		23,62	3,68	57,42	12,21		3,05
5		17,41	4,27	62,88	12,01		3,44

As micrografias são exibidas na Figura 4.27, inicialmente com ataque químico no aço com reagente Nital a 3 %. A Figura 4.27 apresenta a região de intersecção em diferentes ampliações. Na Figura 4.27(a), o aumento de 85x destaca algumas bandas no alumínio devido à mistura que ocorre com o zinco e, na parte inferior, o aço atacado com Nital. Na Figura 4.27(b), com a ampliação de 160x, pode-se observar a diferença no tom de cinza no alumínio devido à mistura da camada galvanizada. A microestrutura do aço começa a ser caracterizada com aumentos na ordem de 200x apresentado na Figura 4.27(c). As Figura 4.27(d) e Figura 4.27(e) são semelhantes e ambas mostram a mistura que ocorre na zona intermediária. Essas duas figuras apresentam aumentos na ordem de 6500x e 7500x, respectivamente, onde se pode observar que a mistura ocorre na parte superior do aço que apresenta a camada galvanizada. Não ocorre uma mistura com a microestrutura do aço, uma vez que a microestrutura do aço não sofre alterações consideráveis.

A Figura 4.27 mostra que há uma mistura, porém, somente visualizada com grande aumento. Dessa forma, torna-se mais claro que o ataque químico no alumínio evidenciou tal mistura, que pode estar relacionado diretamente à ocorrência da mistura na liga de alumínio, enquanto o aço manteve-se praticamente inalterado em relação a sua microestrutura da matriz.

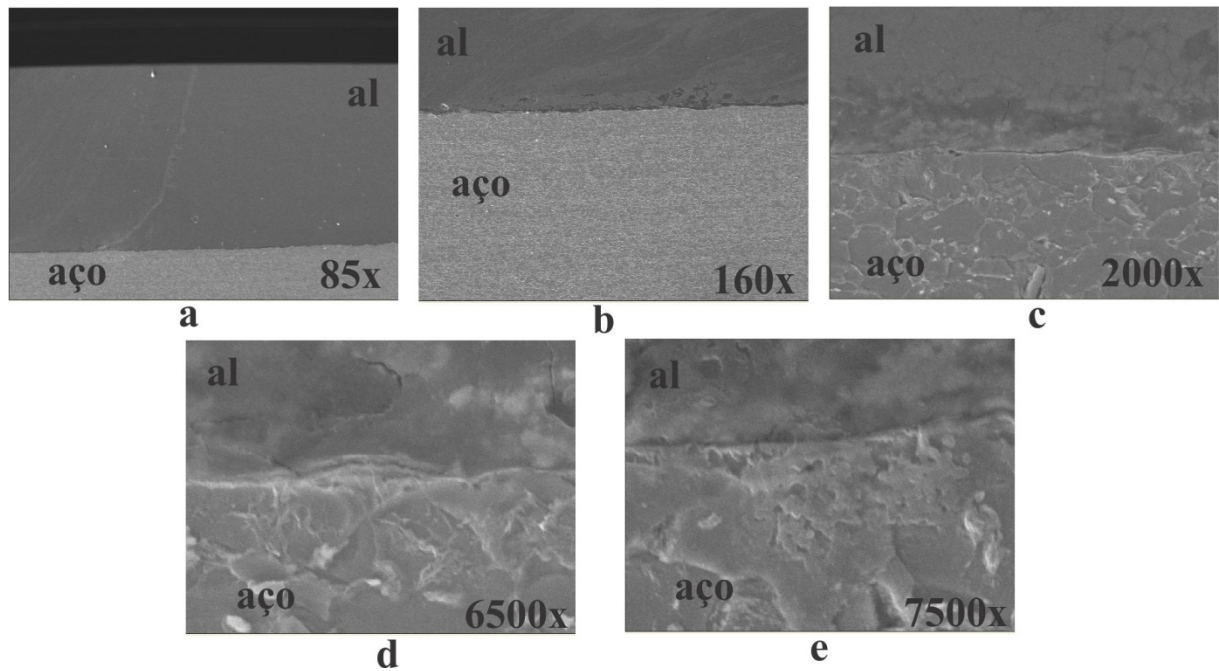


Figura 4.27. Micrografias da união entre a liga de alumínio AA6168 T4 com aço DP600 sem a camada galvanizada, neste caso ataque no aço com Nital a 3%. (a) região superior, limite entre onde penetra a ferramenta e o metal inalterado, à esquerda. (b) região de intersecção mostrando que não há alteração na estrutura do aço; (c) Região anterior com maior aumento, mostrando que a estrutura do aço inalterada; (d) e (e) seção com elevadíssimo aumento mostrando que a mistura não ocorre no aço.

#### 4.3.3. AA 5457-H22 com DP600 lixado (sem camada galvanizada)

As macrografias apresentada são para todos os experimentos realizados na aquisição térmica e os parâmetros utilizados são mostrados na Tabela 4.15. A Figura 4.28 mostra as macrografias obtidas com ataque químico na liga de alumínio com o reagente Marble, e as dimensões são caracterizadas pelas espessuras das chapas (1,5 mm). A seta que indica o lado 1 refere-se à superfície do material sem soldagem, enquanto a seta com o número 2 corresponde à região soldada. Na Figura 4.28 (C1), (C2), (C3) e (C4) é observada uma região entre as duas setas com coloração diferente, que ocorre devido à falta de preenchimento do material durante a solda, evidenciando que esses corpos de prova apresentam um problema causado pela baixa energia de soldagem.

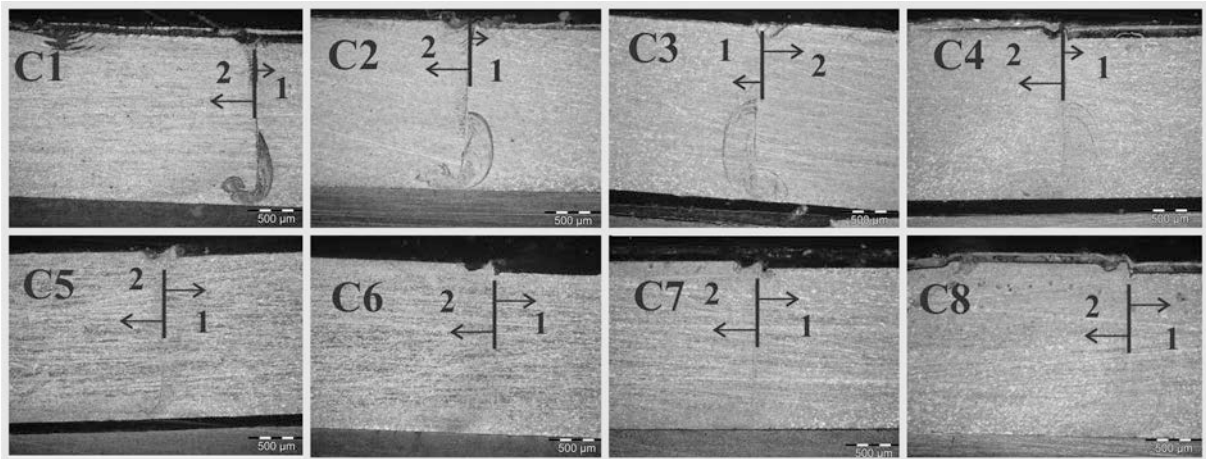


Figura 4.28. Macrografias das amostras com chapas de 1,5 mm de espessura atacada quimicamente com Marble sendo possível a visualização somente da liga de alumínio. Sendo indicadas C1, C2, C3, C4, C5, C6, C7 e C8, condições de cada uma descrita na Tabela 4.15.

As micrografias são exibidas na Figura 4.29, inicialmente com ataque químico no alumínio. As imagens apresentam uma linha de material utilizado para o embutimento na região que separa o aço da liga de alumínio. Isso ocorre por causa da quebra da união durante o embutimento, muito provavelmente devido aos esforços causados durante o corte das chapas que foram aplicados perpendicularmente à região soldada. A Figura 4.29(a) mostra a região de intersecção com aumento de 75x, indicando os pontos onde foi realizada a verificação da composição química. Os pontos foram determinados para verificar se houve algum tipo de mistura entre os materiais. Na Figura 4.29(b) é apresentada a região com falta de preenchimento do material, que ocasionou a mudança na tonalidade da figura. A ausência de material é percebida pela presença de poros, que corresponde ao defeito comum das soldas pelo processo de FSpW no momento de preenchimento do furo remanescente. A Figura 4.29(c) mostra a região intermediária com aumento de 700x, onde podem ser visualizados os outros pontos com verificação da composição química. A região onde houve a ancoragem não está bem definida como verificado anteriormente, porém é percebida a deformação no aço (acima do número cinco, no limite do aço), indicando a união por ancoragem exatamente na região onde a ferramenta “encosta” no aço deformando-o (região de união entre o ponto nº 4 o ponto nº 5). Com ampliações maiores, as Figura 4.29(d) e Figura 4.29(e) mostram as intersecções do aço com alumínio. A linha que separa os materiais não é composta por material intermetálico oriundo da soldagem, mas da resina utilizada para embutir a amostra, não sendo observadas variações relevantes nas estruturas dos metais.

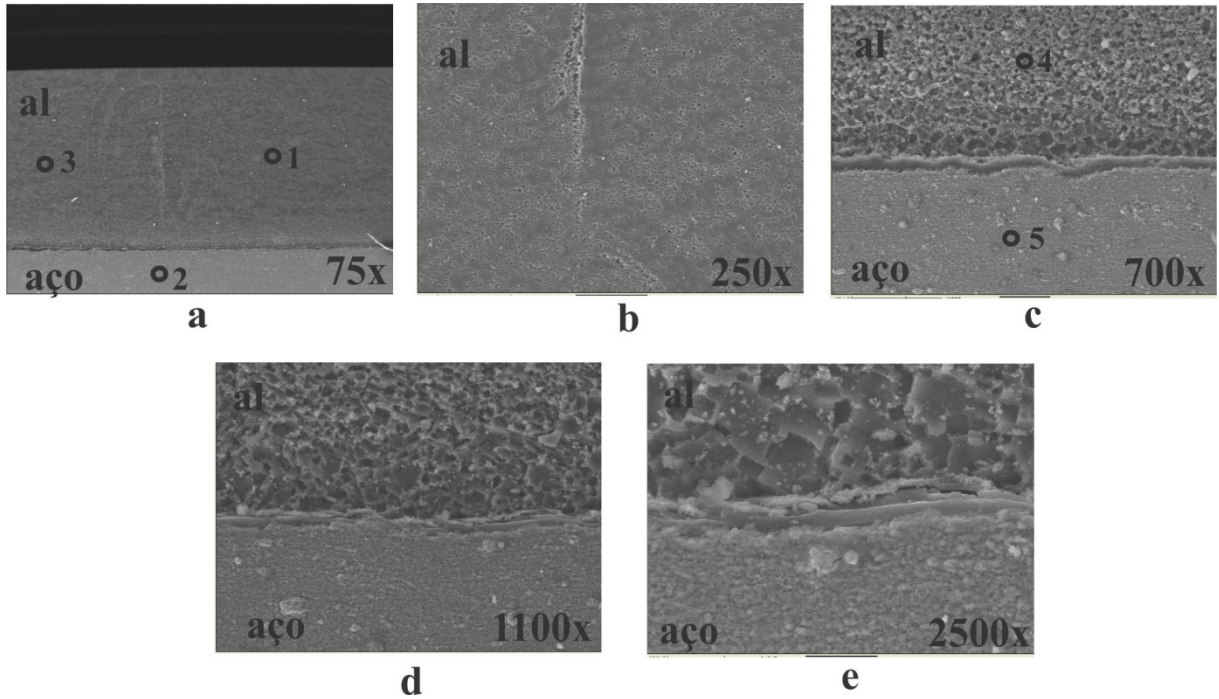


Figura 4.29. Micrografias da união entre a liga de alumínio 5457 H22 com aço DP600 sem a camada galvanizada, neste caso ataque na liga de alumínio com o reagente Marble. (a) região superior, limite entre onde penetra a ferramenta e o metal inalterado, à direita e dois pontos onde foi analisada a composição química; (b) a intersecção de onde a ferramenta penetrou e onde o metal permaneceu se penetração, no alumínio; (c) região de intersecção de união dos metais mostrando o aço deformado onde ocorreu a união e dois pontos onde foi realizado o EDS; (d) maior magnitude da região de intersecção, mostrando nenhuma mistura entre os metais; (e) com maior aumento a região anterior evidenciando a separação dos dois materiais.

A Figura 4.30 mostra o resultado dos EDS realizados nos pontos indicados na Figura 4.29, mostrando o resultado dos elementos encontrados em cada ponto em que a leitura foi indicada.

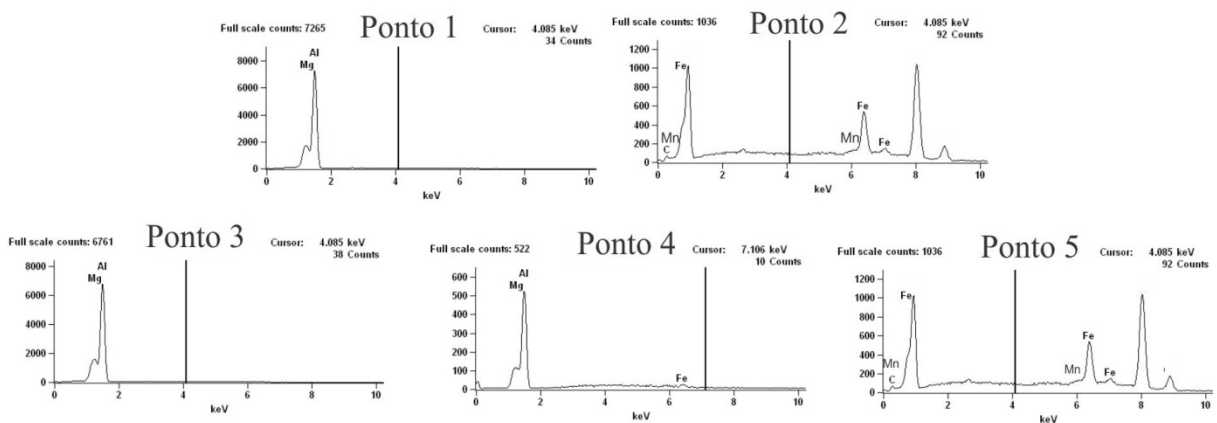


Figura 4.30. Resultado dos EDS nos pontos mostrados na Figura 4.29, para os quatro pontos o espectro de cada um mostrando os elementos químicos presentes.

Na Tabela 4.21 é indicada a composição química de cada ponto analisado por EDS, serve como indicação de elementos possíveis de se encontrar no ponto analisado. Os pontos serão analisados levando-se em conta o resultado do EDS, porém este resultado é apenas uma estimativa, não é preciso. Os pontos 1, 3 e 5 apresentaram a composição química característica da liga de alumínio utilizada, indicando que não há mistura nessa liga. Os pontos 2 e 5 mostram o aço sem nenhuma alteração na sua composição química e característica do DP600.

Tabela 4.21. Composição química verificada com o EDS para os pontos da Figura 4.29.

Ponto	C	Mg	Al	Mn	Fe
1		2,83	97,17		
2	0,12			1,62	98,26
3		2,61	97,39		
4		2,93	97,07		
5	0,1			1,54	98,36

As micrografias são exibidas na Figura 4.31, inicialmente com ataque químico no aço com reagente Nital a 3%. A Figura 4.31(a) mostra a microestrutura do aço, enquanto a Figura 4.31(b) mostra a região onde ocorreu quebra da solda durante o embutimento. Nesse caso, é mais provável que a fratura tenha iniciado na hora do corte para a análise metalúrgica. A Figura 4.31(c) e Figura 4.31(d) mostram com grande magnitude a fratura remanescente e os pedaços que sobraram da parte superior, ou seja, da liga de alumínio. Infelizmente não foi possível realizar o EDS para verificar a composição química nas regiões da fratura, devido a interferência do material utilizado para o embutimento durante a análise. A Figura 3.4 demonstra que a análise química não ocorreu na superfície mas, sim, na região imediatamente abaixo da superfície.

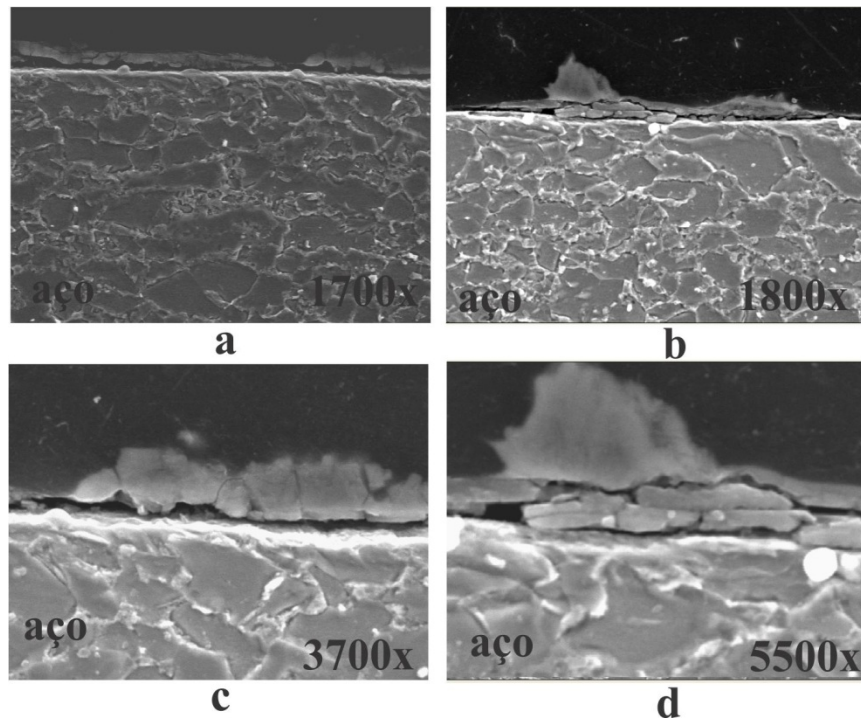


Figura 4.31. Micrografias da união entre a liga de alumínio AA5457 H22 com aço DP600 sem a camada galvanizada, neste caso ataque no aço com o reagente Nital a 3%. Em todos os casos, porém, com maior magnitude de aumento, evidencia o aço sem alteração.

#### 4.3.4. AA 5457-H22 com DP600 (com camada galvanizada)

As macrografias apresentadas são para todos os experimentos realizados na aquisição térmica e os parâmetros utilizados estão mostrados na Tabela 4.16. A Figura 4.32 mostra as macrografias obtidas com ataque químico no alumínio, utilizando o reagente Marble e as dimensões caracterizadas pela espessura das chapas que (1,5 mm). Verifica-se que as Figura 4.32 (D1), (D2), (D5) e (D6) apresentam as bandas mais semelhantes às da soldagem vista anteriormente para a liga de alumínio AA6181-T4 com aço galvanizado. As demais figuras apresentaram bandas de forma desordenada, que não são facilmente observadas na parte superior do aço. Os corpos de prova que apresentaram melhor aspecto são os que foram obtidos com menor velocidade de rotação, alcançando menor temperatura máxima. Para este caso, a Figura 4.32 mostrou que existe uma tendência de relação inversa entre a temperatura e os valores de carga do teste de cisalhamento.

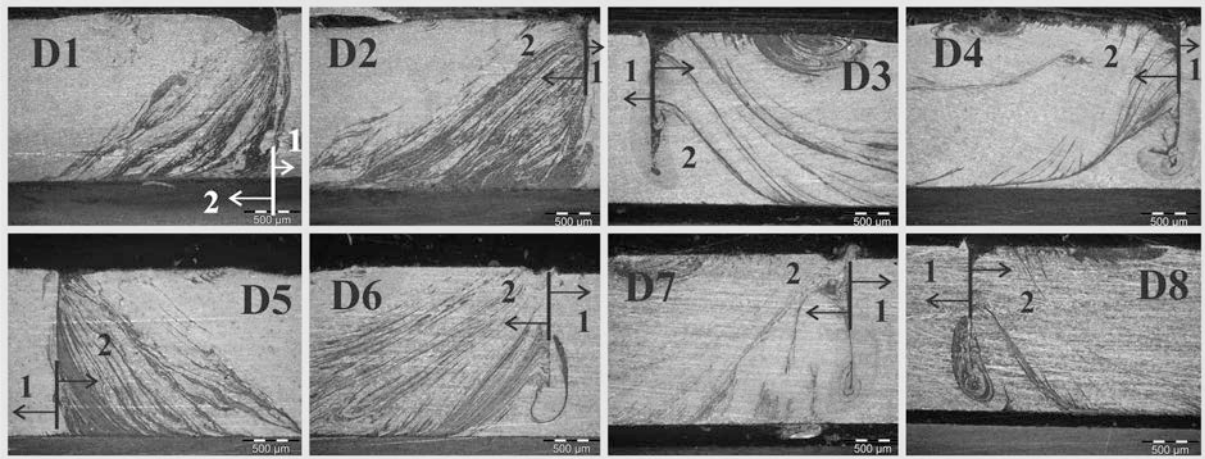


Figura 4.32. Macrografias das amostras com chapas de 1,5 mm de espessura atacada quimicamente com Marble sendo possível a visualização somente da liga de alumínio. Sendo indicadas D1, D2, D3, D4, D5, D6, D7 e D8, condições de cada uma descrita na Tabela 4.16.

As micrografias são exibidas na Figura 4.33, inicialmente com ataque químico na liga de alumínio com reagente Marble. A Figura 4.33(a) mostra a região de intersecção do aço com a liga de alumínio com aumento de 75x, caracterizando os pontos onde foram realizadas as análises químicas por EDS. Os pontos foram determinados para verificar se houveram mudanças significantes para caracterizar mistura dos materiais. A Figura 4.33(b) apresenta a região mostrada na figura anterior com maior magnitude, mostrando os veios de material misturado e uma “ilha” da liga de alumínio sem modificação química. Esta figura caracteriza mistura entre os materiais, pois há uma grande heterogeneidade da estrutura diferente do aço e da liga de alumínio. A Figura 4.33(c) tem a região apresentada na figura anterior com aumento de 1900x mostrando a região de mistura e a “ilha” da liga de alumínio, assim como os pontos que foram selecionados para análise química para verificar a composição das diferentes estruturas observadas nesta região.

A Figura 4.34 mostra o resultado dos EDS realizados nos pontos indicados na Figura 4.33, apresentando o resultado dos elementos encontrados em cada ponto em que a leitura foi indicada.



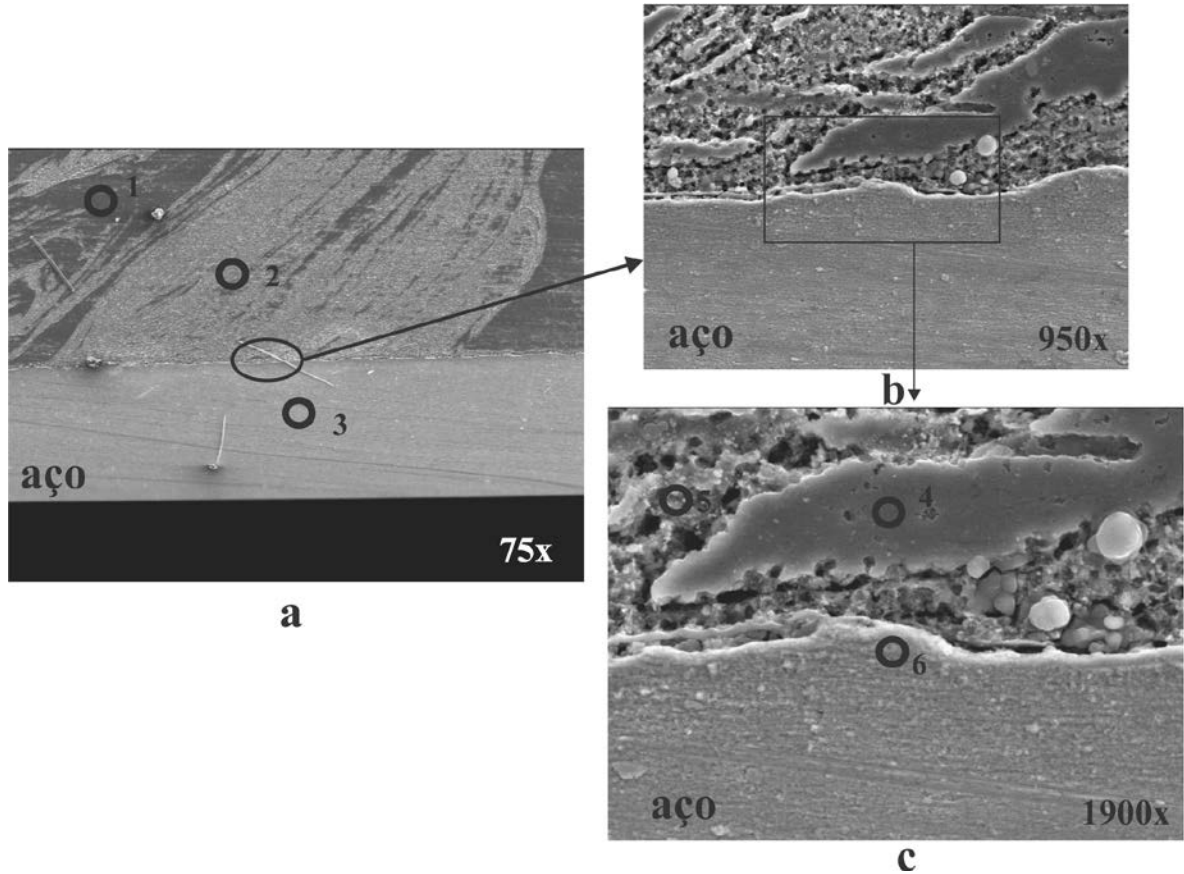


Figura 4.33. Micrografias da união entre a liga de alumínio AA 5457 H22 com aço DP600 sem a camada galvanizada, neste caso ataque na liga de alumínio com reagente Marble. (a) região superior, limite entre onde penetra a ferramenta e o metal inalterado, à esquerda, com três pontos onde foi realizado EDS; (b) Região de intersecção dos metais, visualiza-se os veios de outra coloração no metal superior; (c) com maior aumento a área selecionada na figura anterior e observam-se regiões diferentes e três pontos onde foi realizado o EDS.

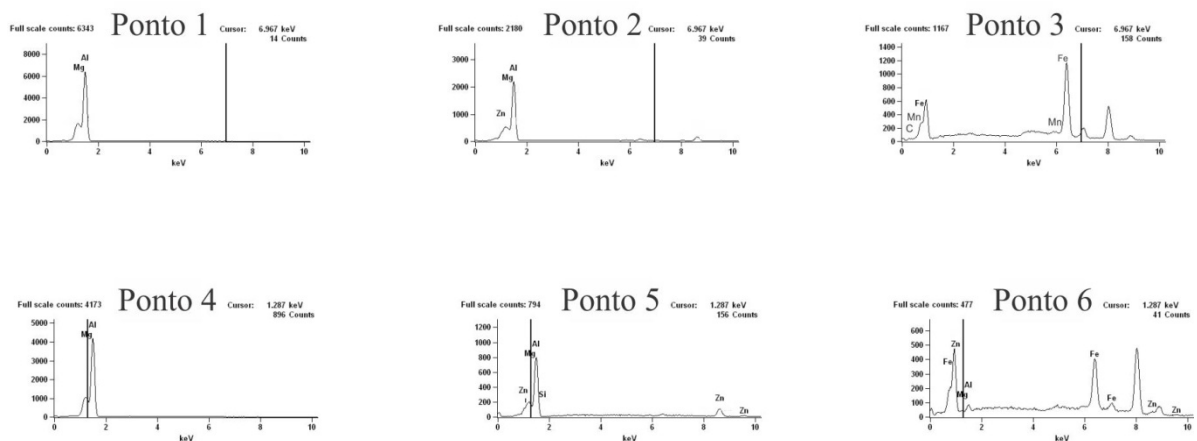


Figura 4.34. Resultado dos EDS nos pontos mostrados na Figura 4.33, para os quatro pontos o espectro de cada um mostrando os elementos químicos presentes.

Na Tabela 4.22 é indicada a composição química de cada ponto solicitado ao EDS. Que funcionam como indicação de elementos possíveis de se encontrar no ponto analisado. Os pontos serão analisados levando-se em conta o resultado do EDS, porém este resultado é apenas uma estimativa, não é preciso. Os pontos 1 e 4 apresentam a composição da liga de alumínio em questão. Ainda, no ponto 4 encontra-se a a “ilha” da liga de alumínio, onde não há influencia química de outros elementos. Os pontos 2 e 5 mostram uma composição química já verificada anteriormente, caracterizando a mistura da camada galvanizada na liga de alumínio. O ponto 6 apresenta composição contaminada inconclusiva, com a mistura liga de alumínio e do aço.

Tabela 4.22. Composição química verificada com o EDS para os pontos da Figura 4.33.

Ponto	C	Mg	Al	Zn	Mn	Fe
1		2,35	97,65			
2		4,34	68,42	24,22		
3	0,09				1,56	98,25
4		3,21	96,79			
5		8,59	68,27	23,14		
6		8,44	59,21	30,14		2,21

As micrografias são exibidas na Figura 4.35, inicialmente com ataque químico no aço com reagente Nital a 3%. A Figura 4.35 apresenta a região de intersecção entre o aço, material abaixo e a liga de alumínio, com aumento de 75x. Nessa figura, é possível a visualização dos veios do material misturado na liga de alumínio. As Figura 4.35(a) e Figura 4.35(b) apresentam a região superior da liga alumínio onde a ferramenta de soldagem penetra, e a microestrutura do aço sem nenhuma modificação, respectivamente.

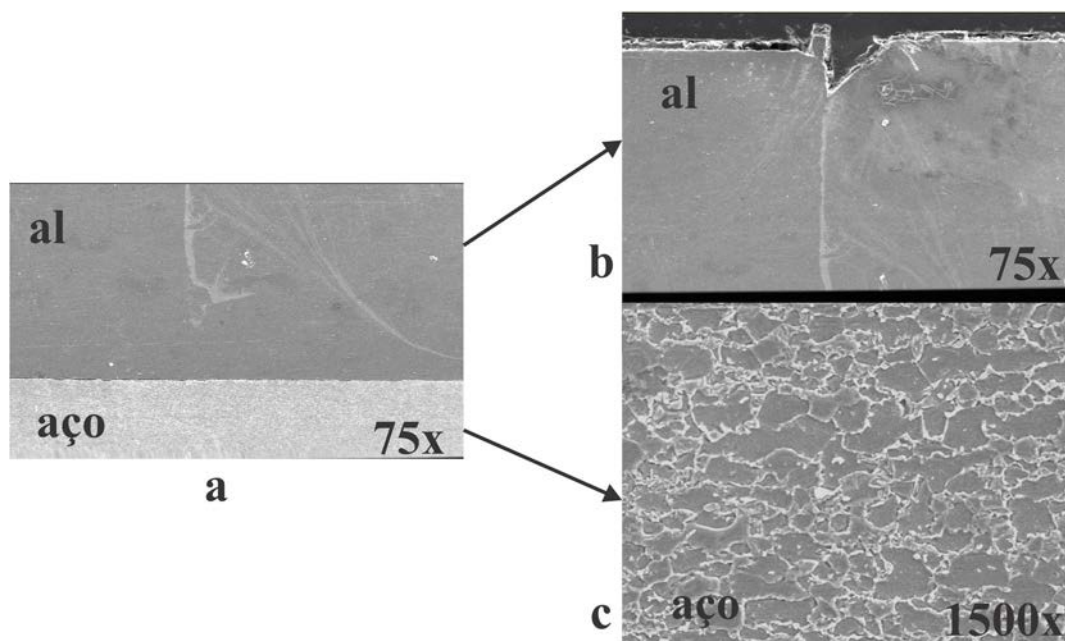


Figura 4.35. Micrografias da união entre a liga de alumínio AA6168 T4 com aço DP600 sem a camada galvanizada, neste caso ataque no aço com reagente Nital a 3%. (a) região de intersecção, mostrando a diferença de coloração onde ocorreu mistura entre os materiais; (b) região de intersecção com maior aumento no alumínio; (c) estrutura do aço apresentada por toda peça.

#### 4.3.5. Considerações finais sobre macro e microestruturas

É possível verificar claramente dois modos distintos de união:

- i. com a camada galvanizada, a união ocorre por mistura entre a camada de zinco e a liga de alumínio, para ambas as ligas de alumínio;
- ii. sem a camada galvanizada, ou seja, com a superfície lixada, a união ocorre por ancoragem mecânica – o aço é deformado pela ferramenta durante a operação de soldagem e propicia uma região de fixação para a liga de alumínio que se molda facilmente ao seu contorno;

A energia necessária para execução da solda varia de acordo com a liga de alumínio utilizada – não coincidentemente, a liga tratável termicamente (AA 6181-T4) que apresenta maior dureza requer maior energia, enquanto para a liga de alumínio AA 5457-H22, que é endurecida por conformação, é necessária menor energia para obtenção de juntas de boa qualidade. Esta maior energia necessária (maior força de soldagem, maior velocidade de rotação e maior tempo de soldagem) para a liga AA 6181- T4 resulta na combinação do alumínio com a matriz ferrítica do aço DP 600 sem a camada galvanizada, mas não há mistura efetiva que una os materiais. A menor energia utilizada na liga AA 5457-H22 propiciou a formação de relativamente pouco material quebradiço, tal como um composto intermetálico,

em comparação com a liga 6181-T4. Provavelmente, a menor temperatura máxima alcançada resulta em menor mistura do zinco no alumínio impedindo que esse elemento propicie a formação das estruturas mais frágeis.

## 5. CONCLUSÕES

Este trabalho mostrou que é possível a união de aço dual phase com as ligas de alumínio AA6181-T4 e AA5457-H22 pelo processo de união pontual de *Friction Spot Welding*.

O método de Taguchi mostrou-se eficiente para a otimização dos parâmetros de processo para obtenção de juntas com maior resistência ao cisalhamento para todas as combinações de materiais utilizadas neste estudo.

A união dos materiais dissimilares apresenta diferentes parâmetros otimizados quando se modifica a condição da superfície do aço utilizado, neste caso, galvanizado ou lixado. As uniões das chapas de aço com revestimento galvanizado necessitam valores mais baixos de velocidade de rotação e de tempo de soldagem do que aquelas nas quais o aço não tem revestimento.

Na comparação entre juntas formadas pela mesma liga de alumínio soldadas ao aço com e sem revestimento, aquelas em que o aço tem revestimento galvanizado resistem a maiores cargas no teste de cisalhamento.

Foram observados dois mecanismos distintos de união: a união dos materiais sem a camada galvanizada é obtida por ancoramento mecânico; enquanto a união dos materiais com a camada galvanizada é obtida por mistura da camada galvanizada com a liga de alumínio.

## 6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Como sugestão para futuros trabalhos, os seguintes estudos podem ser realizados:

- i. realizar os testes de *cross-shear* para os experimentos, para verificar a resistência à tração para as uniões testadas;
- ii. aplicar outro modo de soldagem de FSpW, nesta vez, utilizando o *pin pluge*, para verificar qual tipo de soldagem é mais eficaz;
- iii. aplicar outras ligas de alumínio, ou mesmo ligas de outros materiais, como por exemplo, magnésio, para analisar a possibilidade da união de diversas ligas e de diferentes materiais com este processo;
- iv. utilizar a união obtida como base para simulação com métodos numéricos, para verificar a viabilidade de prever este tipo de solda por simulação;
- v. aplicar a união com chapas de aços com diferentes tipos de camadas de proteção, desde espessura até a composição química.
- vi. utilizar os corpos de prova obtidos com os parâmetros otimizados para se realizar ensaios de fadiga.
- vii. aplicar os valores obtidos no trabalho para se realizar simulações numéricas do processo com os materiais estudados.

## 7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

Alloy and Temper Designation System for Aluminum – **AA H35.1** – Aluminum Association, 2000.

Arbegast, W.J., Allen, C., Langerman, M., Marquis, F., Henderson, E., Svedin, C., Moore, C., Trujillo, A., Podraza, D., Freeman, J., Koch, N. **An Investigation of Friction Spot Welding of Thin Aluminium Sheets**. 15th Advanced Aerospace Materials and Processes Conference and Exposition, Seattle USA, Jun 7-10 2003.

ASHBY, M. The Hardening of Metals by Non-Deforming Particles. **Zeitschrift für Metallkunde**, 55:1, January 1964, 5-17.

Askari, A., Siling, S., London, B., Mahoney, M., **Modeling and Analysis of Friction Stir Welding Processes**. The Minerals, Metals and Materials Society, 2001.

ASM, Metals Handbook, **Alloy Phase Diagrams**. American Society for Metals, 10nd Edition, v. 3, 1990.

ASM, Metals Handbook, **Welding, Brazing and Soldering**. American Society for Metals, 10nd Edition, v.6, Ohio, 1990.

ASM, Metals Handbook, **Properties and Selection Nonferrous Alloys and Special Purpose Materials**. American Society for Metals, 10nd Edition, v. 2, 1990.

ASM, Metals Handbook, **Surface Engineering**. American Society for Metals, 10nd Edition, v. 5, 1990.

Associação Brasileira do Alumínio (ABAL), **Metalurgia do Alumínio**. Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais (ABM), São Paulo, 1999.

Awang, M., Mucino, V. H., Feng, Z., David, S.A. **Thermo-Mechanical Modeling of Friction Stir Spot Welding (FSSW) Process: Use of an Explicit Adaptive Meshing Scheme**. SAE 2005 World Congress & Exhibition, Detroit, MI, USA.

AWS, Welding Handbook – **Welding Processes, Volume 2** – American Welding Society, Miami, 2004.

Baron, J., Shaw, J. **Tool-and-die shops collaborate to help automotive OEMs and their suppliers form advanced high-strength steels**. <http://www.autosteel.org>. 2007.

Benito, L.N., El-Naggar, M.M., e Marus, D. **Influência do Teor de Silício nas Propriedades Mecânicas da Liga de Alumínio AMS4140**, Contribuição Técnica número 1384, apresentada no XXXII Congresso Anual da ABM, São Paulo – 1977.

Borrisutthekul, Rattana., Yachi, Taisei., Miyashita, Yukio., Mutoh, Yoshiharu. **Suppression of intermetallic reaction layer formation by controlling heat flow in**

**dissimilar joining of steel and aluminum alloy.** *Materials Science and Engineering A* 467 (2007) 108–113.

Colegrove, P. **Three Dimensional Flow and Thermal Modelling of the Friction Stir Welding Process.** Proceedings of the 2<sup>nd</sup> international Symposium on Friction Stir Welding, Gothenburg, Sweden, 2000.

Composição Química do Aço ferramenta Hotvar, [www.matweb.com](http://www.matweb.com), 2012.

Chemin Filho, R. A. **Estudo da Fratura de Aços de Nova Geração DP600 Através da Variação de Pressão no Prensa-Chapas.** Tese de doutorado, UFPR. 2011.

da Silva, A. A. M, dos Santos, J. F, Rosendo, T, Ramos, F. D, Mazzaferro, C. C. P, Beyer, M, Tier, M. A. D, Bergmann, L, Mazzaferro, J. A. E, Strohaecker, T. R, Isakovic, J.-T. **Microstructure and Properties of Friction Spot Welds in a 2-mm Thick Alclad AA2024 T3 Alloy.** FABTECH International and AWS Welding Show, Chicago, IL, 11-14 November 2007.

da Silva, A. A. M, Tier, M. A. D, Rosendo, T, Ramos, F. D, Mazzaferro, C. C. P, Mazzaferro, J. A. E, Strohaecker, T. R, dos Santos, J. F. **Performance Evaluation of 2-mm thick alclad AA2024 T3 Aluminium Alloy Friction Spot Welding.** SAE AeroTech Congress Los Angeles, 17th – 20th September 2007.

da Silva, A. A. M, Tier, M. A. D, Rosendo, T, Ramos, F. D, Mazzaferro, C. C. P, Mazzaferro, J. A. E, Bergmann, L, Strohaecker T. R, dos Santos, J. F. **Friction Based Spot Welding Processes – Literature Review.** VIII International Conference of ISIM Timisoara Innovative Technologies for Joining Advanced Materials, Timisoara, Romania, 7-8 June 2007.

Decker, D, **Metallurgical Transactions**, vol.4, 1973.

Feng, Z.; Santella, M.L.; David, S.A.; Steel, R.J.; Packer, M.S.; Pan, T.; Kuo, M.; Bhatnagar, R. S. **Friction Stir Spot Welding of Advanced High-Strength Steels – A Feasibility Study.** SAE Paper 2005-01-1248.

Fujimoto, M., Koga, S., Abe, N., Sato, Y.S., Kokawa, H. **Microstructural analysis of the stir zone of Al alloy produced by friction stir spot welding.** *Welding International*. 2009. DOI: 10.1080/09507110802542858.

Furusako, S., Miyazaki, Y., Uenishi, A. **Improvement of crashworthiness by application of high-strength Steel.** Nippon Steel Technical Report N°95. 2007.

Garcia Jr, Lorenzo, Mallet, Ana. **Curso de Galvanização do Grupo Gerdau**, 1993.

Gerlich, A., Yamamoto, M., North, T.H. **Local melting and tool slippage during friction stir spot welding of Al-alloys.** *J Mater Sci*. 2008. DOI 10.1007/s10853-007-1791-7.



Goldstein, J.I., et al. **Scanning Electron Microscopy and X-ray Microanalysis – A textbook for biologist. Materials Scientist.** 1992. Plenum Press, New York.

Gorni, A.A., Branchini, O.L.G. **Análise da Evolução do Encruamento de um Aço Bifásico.** In: 4º Simpósio de Conformação Mecânica. Escola Politécnica da USP, São Paulo, Novembro 1990, 23-42.

Gorni, A. A., Branchini, O. L. G. **Relações Microestrutura-Propriedades Mecânicas em um Aço Bifásico Laminado a Quente.** In: 1º Seminário sobre Chapas Metálicas para a Indústria Automobilística. Associação Brasileira de Metais, São Paulo, Setembro 1992, 127-145.

Gorni, A.A. **Caracterização Topológica da Microestrutura Bifásica,** Revista Escola de Minas, 49:1, Janeiro-Março de 1995, 40-44.

Gorni, A.A. **Efeito da Temperatura de Acabamento e Velocidade de Resfriamento sobre a Microestrutura e Propriedades Mecânicas de um Aço Bifásico.** Dissertação de Mestrado, Departamento de Engenharia Metalúrgica da Escola Politécnica da USP, 1989, 184 p.

Hornbogen, E.; Becker, J., Stratmann, P. **Dual-Phase Gefüge.** Zeitschrift für Metallkunde, 71(1), Januar 1980, 27-31.

Infosolda, <http://www.infosolda.com.br/download/61dpc.pdf>, 01/12/2008.

Iwashita, T. **Patent Application, Method and Apparatus for Joining.** US 6,601,751 B2. Aug, 2003.

Kang, S. B., et al., **Effect of Cold Rolling and Aging Treatment on Mechanical Property and Precipitation Behavior in a Al – Mg – Si Alloy,** Materials Science Forum, 2000.

Kaspary, T.B. **Preenchimento do furo remanescente em soldas por fricção com mistura mecânica de reparo em alumínio 6056-T4.** Dissertação de Mestrado PPGEM-UFRGS, 2005.

Kong, T. F., Chan, L. C., Lee T. C. **Qualitative study of bimetallic joints produced by solid state welding process.** Science and Technology of Welding and Joining, 2008, vol. 13, nº 8.

Kou, S. **Welding Metallurgy and Weldability of High Strength Aluminum Alloys.** Aluminum Alloys Committee of Welding Researching Council, 1989.

Lakshminarayanan, A. K., Balasubramanian, V., **Process Parameters Optimization for Friction Stir Welding of RDE-40 Aluminium Alloy Using Taguchi Technique.** Trans, Nonferrous Met, Soc, China. 18. 2008, 548 – 554.

Lanziotto, C. A. N., Pickering, F. B. **Structure-Property Relationships in Dual-Phase Steels**. Metal Science, 16:8, August 1982, 371-382.

Lasley, M. J. **A Finite Element Simulation of Temperature and Material Flow in Friction Stir Welding**. MSc. Dissertation at Brigham Young University, Utah, 2005.

Lee, C. Y., Choi, D. H., Yeon, Y. M., Jung, S. B. **Dissimilar friction stir spot welding of low carbon steel and Al-Mg alloy by formation of IMCs**. Science and Technology of Welding and Joining (2009) VOL 14 NO 3.

Lee, Won Bae., Schmuecker, Martin., Mercardo, Ulises Alfaro., Biallas, Gerhard., Jung, Seung Boo. **Interfacial reaction in steel-aluminum joints made by friction stir welding**. Scripta Materialia 55 (2006), 355–358.

Lin, P. C., Pan, J., Pan, T. **Failure modes and fatigue life estimations of spot friction weld in lap-shear specimens of aluminum 6111-T4 sheets. Part 2: Welds made by a flat tool**. International Journal of Fatigue 30 (2008) 90–105

Machado, I. G. **Soldagem e técnicas conexas: Processos**. Porto Alegre, 1996.

Maid, O., Dahl, W.; Strassburger, C., Müschenborn, W. **Einfluss der Gefügeparameter auf die mechanischen Eigenschaften von dualphasen Stahl**. Stahl und Eisen, 108:8, 18 April 1988, 355-364.

Máquina de FSpW da empresa Harms+Wende. [http://www.hzg.de/imperia/md/content/gkss/institut\\_fuer\\_werkstoffforschung/nwg/poster\\_fspw\\_pmma.pdf](http://www.hzg.de/imperia/md/content/gkss/institut_fuer_werkstoffforschung/nwg/poster_fspw_pmma.pdf). Acessado em 22/07/2012.

Marder, A.R., **The Metallurgy of zinc-coated steel**. Progress in materials Science, p.193 – 213, 2000.

Martin, J.W, **Micromechanisms In Particle-Hardened Alloys**. Cambridge University Press, Primeira Edição, 1980.

Materials and Specifications. **Design Handbook**. McDonnell Douglas Corporation, 1998.

Mathers, Gene. **The welding of aluminium and its alloys**. Woodhead Publishing Ltd, 2002.

Mazzaferro, J. A. E, Rosendo, T, Mazzaferro, C. C. P, Ramos, F. D, Tier, M. D, dos Santos, J. F, Strohaecker, T. R. **Study on mechanical behaviour of friction spot welds**, Trabalho aceito para o IIW International Congress 2008, São Paulo, 18-21 maio 2008.

Meshram, S.D., Mohandas, T., Madhusudhan Reddy, G. **Friction welding of dissimilar pure metals**. Journal of Materials Processing Technology 184 (2007) 330–337.

Mishra, Rajiv S., Mahoney, Murray W. **Friction Stir Welding and Processing**, ASM International, 2007.

Montgomery, D. C., Runger, G. C., **Applied Statistics and Probability for Engineers**. 4<sup>th</sup> Edition. John Wiley & Sons. 2007.

Nishimoto, K., Fujii, H., Katayama, S. **Laser pressure welding of Al alloy and low C steel**. Science and Technology of Welding and Joining. VOL 11 NO 2. 2006.

Oikawa, H., Ohmiya, S., Yoshimura, T., Saitoh, T. **Resistance spot welding of steel and aluminium sheet using insert metal sheet**. Science and Technology of Welding and Joining 1999 Vol. 4 No. 2.

Pan, Tsung Yu. **Friction Stir Spot Welding (FSSW) – A Literature Review**. SAE Technical Paper Series. 2007-01-1702.

Pan, T. Y., Joaquim, A., Wilkosz, D.E, Reatherford, L., Nicholson, J.M., Feng, Z., Santella, M.L. **Spot Friction Welding for Sheet Aluminum Joining**. 1980.

Panneerselvam, K., Aravindan, S., Gnanavelbabu, A., Noorul Haq, A. **Joining of Polymeric Matrix Composites**. Journal of Materials Processing Technology. 2007.

Pannoni, Fabio Domingos. **Principios de Galvanização a Fogo**. ZTEC. 2010.

Propriedades da Liga de Alumínio AA2024 T3. [www.matweb.com](http://www.matweb.com). 20/10/2008.

Qiu, Ranfeng., Iwamoto, Chihiro., Satonaka, Shinobu. **The influence of reaction layer on the strength of aluminum/steel joint welded by resistance spot welding**. Materials Characterization, 60. 156–159. 2009.

Rashid, M.S. **GM 980X – Potential Applications and Review**. International Automotive Engineering Congress and Exposition. S.A.E. Technical Publication n° 770211. Detroit, Feb-Mar 1977, 12 p.

Rosado Jr. Abel. **Estrutura Integral por Soldagem por Atrito “Friction Stir Welding - FSW”**. Tese de Doutorado - Requisito Básico para o Projeto Estrutural, Ita - São José dos Campos. SP, Set 2003.

Rosendo, T, da Silva, A. A. M, Tier, M. A. D, Ramos, F. D, Mazzaferro, C. C. P, Mazzaferro, J. A. E, Strohaecker, T. R, dos Santos, J. F. **Preliminary investigation on friction spot welding of alclad 2024 T3 aluminium alloy**. XXXIII CONSOLDA - Congresso Nacional de Soldagem. Caxias do Sul, 27 – 30 de Agosto de 2007.

Rosendo, T. S. **Estudo do desempenho mecânico de solda ponto por fricção (FSpW) da liga AA 6181-T4 por meio dos mecanismos de fratura sob solicitação de cisalhamento e de tração**. Tese de doutorado, PPGEM-UFRGS. 2009.

Sakano, R., Murakami, K., Yamashita, K., Hyoe, T., Fujimoto, M., Inuzuka, M., Nagao, Y., Kashiki, H. **Development of FSW Robot System for Automotive Body Members**. 2001.

Satonaka, S., Iwamoto, C., Qui, R., Fujioka, R. **Trends and new applications of spot welding for aluminium alloy sheets**. *Welding International*. 858 — 864. 2006.

Schilling, C., dos Santos, J.F. **Patent Application**, Az. 199 55737. 3-45. 1999.

Schilling, C., Strombeck, A.V., dos Santos, J.F., Heesen, N.V. **A Preliminary Investigation on the Static Properties of Friction Stir Spot Welds**. 2nd International Symposium on FSW. Gothemburg, Sweden. June, 26-28, 2000.

Soltan, Ali Nezhad, Ardakani, A. Haerian. **A study of joint quality of aluminum and low carbon steel strips by warm rolling**. *Materials and Design* 30 (2009) 1103–1109.

Sun, X., Stephens, E. V., Khaleel, M. A., Shao, H., Kimchi, M. **Resistance Spot Welding of Aluminum Alloy to Steel with Transition Material — From Process to Performance — Part I: Experimental Study**. *Welding Journal*, June 2004. 188s - 195s.

Surish, S. **Fatigue of Metals**. 2a Edição, Cambridge University Press, 1998.

The Aluminum Association Inc. **Aluminum Alloy – Selection and Applications**, The Aluminum Association. 1998.

The Aluminum Association, **Aluminum Standards and Data 2000**, Washington D.C, 2001.

The Engineers & Architects. **Guide to Hot Dip Galvanizing**. Galvanizers Association, 2002, West Midlands, UK.

The Welding Institute, [http://www.twi.co.uk/j32k/unprotected/band\\_1/fswintro.html](http://www.twi.co.uk/j32k/unprotected/band_1/fswintro.html). 29/01/2008.

Thomas, W. M., Threadgill, P. L., Nicholas, E. D. **The Feasibility of Friction Stir Welding Steel**. [www.twi.co.uk](http://www.twi.co.uk), 1999.

Yamamoto, M., A. Gerlich, A., North, T.H., Shinozaki, K. **Mechanism of cracking in AZ91 friction stir spot welds**. *Science and Technology of Welding and Joining*. 2007. DOI 10.1179/174329307X177900.

Zhang, H.T., Feng, J.C., He, P., Zhang, B.B., Chen, J.M., Wang, L. **The arc characteristics and metal transfer behaviour of cold metal transfer and its use in joining aluminium to zinc-coated steel**. *Materials Science and Engineering A* 499 (2009) 111–113.

Zhang, H.T., Feng, J.C., He, P., Hackl, H. **Interfacial microstructure and mechanical properties of aluminium–zinc-coated steel joints made by a modified metal inert gas welding–brazing process**. *Materials Characterization* 58 (2007) 588–592