

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

ESTUDO DO PROCESSO DE SOLDAGEM A PONTO POR FRICÇÃO DE  
JUNTAS DISSIMILARES ENTRE LIGAS DE ALUMÍNIO E TITÂNIO

Athos Henrique Plaine

São Carlos  
2016



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

ESTUDO DO PROCESSO DE SOLDAGEM A PONTO POR FRICÇÃO DE  
JUNTAS DISSIMILARES ENTRE LIGAS DE ALUMÍNIO E TITÂNIO

Athos Henrique Plaine

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

Orientador: Dr. Nelson Guedes de Alcântara  
Agência Financiadora: CNPq

São Carlos  
2016

Ficha catalográfica elaborada pelo DePT da Biblioteca Comunitária UFSCar  
Processamento Técnico  
com os dados fornecidos pelo(a) autor(a)

P698e Plaine, Athos Henrique  
Estudo do processo de soldagem a ponto por fricção de juntas dissimilares entre ligas de alumínio e titânio / Athos Henrique Plaine. -- São Carlos : UFSCar, 2017.  
127 p.

Tese (Doutorado) -- Universidade Federal de São Carlos, 2016.

1. Soldagem. 2. Fricção. 3. Junta Dissimilar. 4. Microestrutura. 5. Propriedades mecânicas. I. Título.



## **DEDICATÓRIA**

A minha esposa Leticia.

## **VITAE DO CANDIDATO**

Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais pela UFSCar (2013), Engenheiro de Materiais pela UFSCar (2011).



**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS**

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

---

**Folha de Aprovação**

---

Assinaturas dos membros da comissão examinadora que avaliou e aprovou a Defesa de Tese de Doutorado do candidato Athos Henrique Plâine, realizada em 09/12/2016:

---

Prof. Dr. Nelson Guedes de Alcântara  
UFSCar

---

Prof. Dr. José Eduardo Spinelli  
UFSCar

---

Prof. Dr. Tomaz Toshimi Ishikawa  
UFSCar

---

Prof. Dr. Arnaldo Ruben Gonzalez  
UFRGS

---

Prof. Dr. Camilo Bento Carletti  
Caterpillar



## **AGRADECIMENTOS**

Ao meu orientador Prof. Nelson Guedes de Alcântara pelo apoio e oportunidades proporcionadas durante o desenvolvimento do meu trabalho.

Ao instituto de pesquisa HZG, da Alemanha, em nome do Dr. Jorge Fernandez dos Santos, por proporcionar a realização de parte deste trabalho.

Ao CNPq e a Capes pelo aporte financeiro.

Aos outros professores e colegas envolvidos neste trabalho pela ajuda, amizade e palavras encorajadoras.

A minha esposa Letícia, que mais do que meu amor, é minha cúmplice, por todo carinho e por sempre acreditar em mim e me incentivar.

A minha filha Mirela, pela alegria e energia que ela traz ao nosso lar.

Aos meus pais e irmãos pela confiança e incentivo em todas as etapas da minha vida e por nunca me deixarem desistir.



## RESUMO

Estruturas multimateriais entre ligas de alumínio e titânio são um campo de estudo atrativo tecnologicamente e seu uso crescente no setor de transportes, visando à redução de peso e de emissão de gases, faz parte da motivação deste trabalho. As técnicas de soldagem utilizadas atualmente na união de tais materiais são limitadas em certos aspectos, sobretudo pela formação excessiva de compostos intermetálicos indesejáveis, abrindo caminhos para inovação nesta área. A soldagem a ponto por fricção (FSpW) tem demonstrado ser uma das alternativas promissoras na união de materiais dissimilares, destacando-se principalmente por ser um processo de poucas etapas, sem adição de peso, com baixos ciclos térmicos e compatibilidade geométrica para substituir rebites. O presente trabalho estuda a viabilidade técnica da soldagem dissimilar das juntas AA5754-H22/Ti6Al4V e AA6181-T4/Ti6Al4V através do processo FSpW. Ao mesmo tempo busca estabelecer a relação microestrutura / propriedades / processamento, a fim de compreender a possível formação e crescimento dos compostos intermetálicos na região interfacial e as suas consequências no desempenho das juntas. As juntas foram produzidas em configuração de sobreposição por diferentes combinações de parâmetros, estabelecidas por metodologias estatísticas de planejamento de experimentos, e posteriormente submetidas à caracterização mecânica e metalúrgica. Os resultados obtidos demonstram que soldas de boa qualidade e reprodutibilidade podem ser produzidas através do processo de soldagem proposto. O comportamento mecânico apresenta uma forte dependência em relação à espessura dos compostos intermetálicos formados na camada interfacial, constituída principalmente por grãos alongados de  $TiAl_3$ , sendo a velocidade de rotação da ferramenta e o tempo de mistura parâmetros de processo chaves no controle da resistência das juntas soldadas. Ademais, a carga de flexão associada à diferença de rigidez e/ou espessura entre as ligas de alumínio e titânio demonstra ser uma variável importante nos ensaios de cisalhamento e fadiga, influenciando o caminho de propagação das trincas.

**Palavras-Chave:** Soldagem; Fricção; Alumínio; Titânio; Junta Dissimilar; Microestrutura; Propriedades Mecânicas.





## A STUDY ON FRICTION SPOT WELDING OF DISSIMILAR JOINTS BETWEEN ALUMINIUM AND TITANIUM ALLOYS

### ABSTRACT

Multimaterial structures between aluminum and titanium alloys are a technologically attractive field of research and their increasing use in the transportation sector for weight and emission reduction is part of the motivation of this study. The currently used techniques are either too expensive or limited in performance, especially by excessive formation of undesirable intermetallic compounds, opening opportunities for innovation in this area. Friction spot welding (FSpW), a solid state joining process recently developed by Helmholtz Zentrum Geesthacht, has proven to be one of the promising technologies for joining dissimilar materials as it involves short steps and low thermal cycles, also with the advantages of adding no weight to the structure and having geometrical compatibility to replace rivets. The present work studies the feasibility in welding AA5754-H22/Ti6Al4V and AA6181-T4/Ti6Al4V joints through FSpW. In addition, it is intended to establish the microstructure/properties / process relationships of the resultant joints, in order to understand the formation and growth of the joining interface and its consequences on the mechanical performance. The proposed joints are produced in overlap configuration through different combinations of parameters, which were established by statistical methods involving design of experiments, and later submitted to mechanical and metallurgical characterization. The results reveal that Al/Ti dissimilar joints with high strength and reproducibility can be produced by using FSpW. The mechanical behavior of the joints presents a strong dependence on the intermetallic thickness formed at the bounding interface, identified as  $TiAl_3$ . Tool rotational speed and dwell time are key process parameters in controlling the resistance of welded joints. Moreover, the bending load associated to differences in stiffness and/or thickness of the welded specimen appears as an important variable influencing the crack propagation path during shear and fatigue tests.

**Keywords:** Welding; Friction; Aluminum; Titanium; Dissimilar joint; Microstructure; Mechanical Properties.



## PUBLICAÇÕES

PLAINE, A.H.; SUHUDDIN, U.F.H.; ALCÂNTARA, N.G.; DOS SANTOS, J.F. Fatigue behavior of friction spot welds in lap shear specimens of AA5754 and Ti6Al4V alloys. **International Journal of Fatigue**, v. 91, p. 149-157, 2016.

PLAINE, A.H.; SUHUDDIN, U.F.H.; AFONSO, C.R.M.; ALCÂNTARA, N.G.; DOS SANTOS, J.F. Interface formation and properties of friction spot welded joints of AA5754 and Ti6Al4V alloys. **Materials & Design**, v. 93, p. 224-231, 2016.

PLAINE, A.H.; GONZALEZ, A.R.; SUHUDDIN, U.F.H.; DOS SANTOS, J.F.; ALCÂNTARA, N.G. The optimization of friction spot welding process parameters in AA6181-T4 and Ti6Al4V dissimilar joints. **Materials & Design**, v. 83, p. 36-41, 2015.

PLAINE, A. H.; GONZALEZ, A. R.; SUHUDDIN, U. F. H.; DOS SANTOS, J. F.; ALCÂNTARA, N. G. Process parameter optimization in friction spot welding of AA5754 and Ti6Al4V dissimilar joints using response surface methodology. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 82, p. 1-9, 2015.

PLAINE, A.H.; SUHUDDIN, U.F.H.; ALCÂNTARA, N.G.; DOS SANTOS, J.F. Microstructural characterization and mechanical properties of friction spot welded aluminum alloy AA6181-Ti6Al4V dissimilar joint. **10th International Conference on Trends in Welding Research and 9th International Welding Symposium of Japan Welding Society**, 2016. **Anais...** Tokyo, Japan.

PLAINE, A. H.; SUHUDDIN, U. F. H. ; DOS SANTOS, J. F. ; ALCANTARA, N. G. Friction Spot Welding of Dissimilar Aluminum Alloy AA5754 to Ti-6Al-4V. In: **11th International Symposium on Friction Stir Welding**, 2016. Cambridge, England.

PLAINE, A. H.; GONZALEZ, A. R.; SUHUDDIN, U.; ALCANTARA, N. G.; DOS SANTOS, J. F. Optimization of friction spot welding process parameters in AA6181 and Ti6Al4V dissimilar joints using response surface methodology. In: **The 4th international conference on scientific and technical advances on friction stir welding & processing**, 2015. **Anais...** Ordizia Donostia/San Sebastian, Spain.

VACCHI, G. S.; PLAINE, A. H.; ROVERE, C. A. D.; KURI, S. E.; ALCÂNTARA, N.G.; DOS SANTOS, J. F. Characterization of Al-Ti joint welded by friction spot welding. **Proceedings XIV Brazil MRS Meeting**, 2015. Rio de Janeiro, Brazil.



## ÍNDICE DE ASSUNTOS

|  |           |
|--|-----------|
| FOLHA DE APROVAÇÃO.....  | i         |
| AGRADECIMENTOS.....  | III       |
| RESUMO.....  | V         |
| ABSTRACT.....  | VII       |
| PUBLICAÇÕES.....   | IX        |
| ÍNDICE DE ASSUNTOS.....  | XI        |
| ÍNDICE DE TABELAS.....   | XIII      |
| ÍNDICE DE FIGURAS.....   | XV        |
| SÍMBOLOS E ABREVIACÕES.....                                    | XXIII     |
| <b>1 INTRODUÇÃO.....</b>                                       | <b>1</b>  |
| 1.1 Motivação e objetivos.....                                 | 3         |
| <b>2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....</b>                            | <b>5</b>  |
| 2.1 Titânio e suas ligas.....                                  | 5         |
| 2.1.1 Propriedades e classificação.....                        | 5         |
| 2.1.2 Aplicações e perspectivas.....                           | 9         |
| 2.2 Alumínio e suas ligas.....                                 | 11        |
| 2.2.1 Propriedades e classificação.....                        | 11        |
| 2.2.2 Aplicações e perspectivas.....                           | 18        |
| 2.3 Soldas dissimilares entre ligas de alumínio e titânio..... | 20        |
| 2.4 Soldagem a ponto por fricção (FSpW).....                   | 25        |
| 2.4.1 Princípios do processo.....                              | 26        |
| 2.4.2 Regiões da junta soldada.....                            | 28        |
| 2.4.3 Comportamento mecânico.....                              | 29        |
| <b>3 MATERIAIS E MÉTODOS.....</b>                              | <b>35</b> |
| 3.1 Descrição dos materiais.....                               | 36        |
| 3.2 Descrição do equipamento de soldagem.....                  | 36        |
| 3.3 Testes preliminares.....                                   | 39        |
| 3.4 Planejamento de experimentos.....                          | 41        |
| 3.5 Caracterização metalúrgica.....                            | 42        |
| 3.6 Caracterização mecânica.....                               | 43        |

|       |   |     |
|-------|---|-----|
| 3.6.1 | Propriedades mecânicas localizadas .....  | 43  |
| 3.6.2 | Propriedades mecânicas globais .....  | 44  |
| 4     | RESULTADOS E DISCUSSÕES .....   | 49  |
| 4.1   | Otimização dos parâmetros de soldagem .....   | 49  |
| 4.1.1 | Juntas dissimilares AA6181-T4/Ti6Al4V .....   | 49  |
| 4.1.2 | Juntas dissimilares AA5754-H22/Ti6Al4V .....  | 59  |
| 4.2   | Ciclo térmico e aporte térmico .....  | 66  |
| 4.3   | Caracterização metalúrgica .....  | 70  |
| 4.3.1 | Macrografias .....  | 70  |
| 4.3.2 | Micrografias .....  | 71  |
| 4.3.3 | Interface das juntas .....  | 74  |
| 4.3.4 | Cinética de formação e crescimento do composto intermetálico<br>TiAl <sub>3</sub> ..... | 82  |
| 4.4   | Caracterização mecânica .....   | 92  |
| 4.4.1 | Ensaio quase-estáticos .....  | 92  |
| 4.4.2 | Ensaio de fadiga .....  | 100 |
| 4.4.3 | Modo de falha: corpos de prova em fadiga sob baixos níveis de<br>carregamento .....     | 108 |
| 4.4.4 | Modo de falha: corpos de prova em fadiga sob altos níveis de<br>carregamento .....      | 111 |
| 4.4.5 | Modelo da evolução da fratura de fadiga .....   | 113 |
| 5     | CONCLUSÕES .....  | 115 |
| 6     | SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS .....  | 119 |
| 7     | REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS .....  | 121 |

## ÍNDICE DE TABELAS

|   |    |
|---|----|
| Tabela 2.1 - Propriedades mecânicas das ligas de titânio [33].  | 8  |
| Tabela 2.2 - Nomenclatura convencionada pela <i>Aluminum Association</i> para as ligas de alumínio na forma de chapas e placas [40].    | 12 |
| Tabela 2.3 - Propriedades físicas da liga AA5754 [47].  | 15 |
| Tabela 2.4 - Propriedades mecânicas da liga AA5754-H22 [47].  | 15 |
| Tabela 2.5 - Propriedades físicas da liga AA6181 [47].  | 17 |
| Tabela 2.6 - Propriedades mecânicas da liga AA6181-T4 [47].   | 17 |
| Tabela 3.1 - Composição química das ligas de alumínio e titânio utilizadas....  | 36 |
| Tabela 3.2 - Níveis de variação dos parâmetros para a combinação AA5754-H22/Ti6Al4V.  | 40 |
| Tabela 3.3 - Níveis de variação dos parâmetros para a combinação AA6181-T4/Ti6Al4V.   | 40 |
| Tabela 4.1 - Matriz de experimentos fatorial $3^2$ das juntas AA6181-T4/Ti6Al4V e os respectivos valores de carga de cisalhamento.      | 50 |
| Tabela 4.2 - Análise de variância da carga de cisalhamento média das juntas AA6181-T4/Ti6Al4V.  | 52 |
| Tabela 4.3 - Experimentos realizados para verificação do modelo desenvolvido para as juntas AA6181-T4/Ti6Al4V.                          | 57 |
| Tabela 4.4 - Critérios adotados na otimização dos parâmetros de soldagem das juntas AA6181-T4/Ti6Al4V.                                  | 58 |
| Tabela 4.5 - Análise da desejabilidade baseada nos critérios adotados para as juntas AA6181-T4/Ti6Al4V.                                 | 58 |
| Tabela 4.6 - Matriz de experimentos fatorial $3^2$ para as juntas AA5754-H22/Ti6Al4V e os respectivos valores de carga de cisalhamento. | 59 |
| Tabela 4.7 - Análise de variância da carga de cisalhamento média das juntas AA5754-H22/Ti6Al4V.   | 61 |

|  |     |
|--|-----|
| Tabela 4.8 - Análise de regressão da carga de cisalhamento média das juntas AA5754-H22/Ti6Al4V. ....   | 63  |
| Tabela 4.9 - Experimentos realizados para verificação do modelo desenvolvido para as juntas AA5754-H22/Ti6Al4V. ....                             | 65  |
| Tabela 4.10 - Critérios adotados na otimização dos parâmetros de soldagem das juntas AA5754-H22/Ti6Al4V. ....                                    | 65  |
| Tabela 4.11 - Análise da desejabilidade baseada nos critérios adotados para as juntas AA5754-H22/Ti6Al4V. ....                                   | 66  |
| Tabela 4.12 - Distâncias interplanares medidas e de referência. ....   | 80  |
| Tabela 4.13 - Valores dos parâmetros de processo e da espessura da camada intermetálica para novas condições de soldagem. ....                   | 84  |
| Tabela 4.14 - Médias das medidas de nanodureza obtidas para as fases $TiAl_3$ puro e $Ti(Al, Si)_3$ . ....                                       | 88  |
| Tabela 4.15 - Propriedades mecânicas das fases $TiAl_3$ puro e $Ti(Al, Si)_3$ obtidas por meio de modelagem e simulação computacional [59]. .... | 89  |
| Tabela 4.16 - Resultados dos ensaios de fadiga para as juntas AA5754-H22/Ti6Al4V. ....   | 100 |
| Tabela 4.17 - Resultados dos ensaios de fadiga para juntas AA6181-T4/Ti6Al4V. ....   | 101 |
| Tabela 4.18 - Parâmetros de Weibull referentes ao ensaio de fadiga das juntas AA5754-H22/Ti6Al4V. ....   | 102 |
| Tabela 4.19 - Parâmetros de Weibull referentes ao ensaio de fadiga da junta AA6181-T4/Ti6Al4V. ....  | 103 |



## ÍNDICE DE FIGURAS

|  |    |
|--|----|
| Figura 2.1 - Resistência específica em função da temperatura das ligas de titânio e de outros materiais [28].  | 5  |
| Figura 2.2 - Diagrama de de resfriamento contínuo da liga Ti6Al4V [30].  | 6  |
| Figura 2.3 - Microestrutura típica da liga de titânio Ti6Al4V recozida.  | 8  |
| Figura 2.4 - Demanda dos principais materiais utilizados na indústria aeronáutica (a) em valor e (b) em peso [5].  | 10 |
| Figura 2.5 - Histórico e projeção do percentual de titânio utilizado na produção de aeronaves comerciais [35].   | 10 |
| Figura 2.6 - Diagrama binário Al-Mg [45].  | 14 |
| Figura 2.7 - Microestrutura da liga AA5754: (a) grãos recristalizados de alumínio (microscopia ótica) e (b) constituintes precipitados na matriz (microscópio eletrônico de varredura) [48]. | 15 |
| Figura 2.8 - Diagrama de equilíbrio pseudo-binário Al-Mg <sub>2</sub> Si [50].   | 16 |
| Figura 2.9 - Microestrutura da liga AA6181 na condição laminada: (a) direção longitudinal à de laminação e (b) direção transversal à de laminação [52].                                      | 17 |
| Figura 2.10 - Histórico e projeção do consumo médio de alumínio nos automóveis norte-americanos [53].  | 19 |
| Figura 2.11 - Diagrama binário Al-Ti [58].   | 21 |
| Figura 2.12 – Efeito do desvio do feixe de laser na espessura da camada do composto intermetálico na interface de juntas soldadas a laser [71].  | 23 |
| Figura 2.13 - Efeito do desvio do feixe de laser na resistência mecânica de juntas soldadas a laser [71].  | 24 |
| Figura 2.14 - Ilustração esquemática da ferramenta utilizada em FSpW e seus componentes.   | 26 |
| Figura 2.15 - Ilustração esquemática das quatro etapas do processo FSpW para a variante “penetração da camisa”.  | 27 |

|  |    |
|--|----|
| Figura 2.16 - Ilustração das diferentes regiões de uma junta soldada por FSpW em corte transversal. ....   | 28 |
| Figura 2.17 - Relação entre resistência mecânica e (a) a área de soldagem e (b) o aporte térmico de juntas sobrepostas soldadas por FSSW [79]. ....  | 30 |
| Figura 2.18 - Defeitos volumétricos dentro da zona de mistura da junta de alumínio AA2023 cladeado soldada por <i>FSpW</i> [52]. ....                | 31 |
| Figura 2.19 - Ilustração esquemática do perfil da cunha para diversos níveis de velocidade rotacional da ferramenta [80]. ....                       | 32 |
| Figura 2.20 - Relação entre resistência mecânica e fração de intermetálicos formados na interface de juntas sobrepostas soldadas por FSSW [81]. .... | 33 |
| Figura 3.1 - Fluxograma das atividades experimentais desenvolvidas em todas as etapas do trabalho. ....  | 35 |
| Figura 3.2 - Equipamento de soldagem FSpW Harms & Wende RPS 200. ....  | 37 |
| Figura 3.3 - Componentes da ferramenta de soldagem FSpW utilizada na produção das soldas. ....   | 37 |
| Figura 3.4 - Distribuição e localização dos termopares nas amostras. ....  | 38 |
| Figura 3.5 - Influência da profundidade de penetração na resistência ao cisalhamento das soldas AA6181-T4/Ti6Al4V. ....                              | 40 |
| Figura 3.6 - Dimensões dos corpos de prova utilizados nos ensaios de cisalhamento. ....  | 44 |
| Figura 3.7 - Máquina modelo Zwick/Roell utilizada para a avaliação da resistência mecânica das juntas soldadas sob solicitação de cisalhamento. ...  | 45 |
| Figura 3.8 - Sistema de câmeras do Aramis® utilizadas para o monitoramento das deformações durante o ensaio de cisalhamento. ....                    | 45 |
| Figura 3.9 – Posicionamento do corpo de prova para a realização do ensaio de fadiga. ....  | 46 |
| Figura 4.1 – Juntas dissimilares sobrepostas soldadas pelo processo FSpW. ....   | 49 |

|   |    |
|---|----|
| Figura 4.2 - Gráfico comparativo entre a resistência das juntas AA6181-T4/Ti6Al4V e os dados provenientes da literatura.....  | 51 |
| Figura 4.3 - Efeitos principais da velocidade de rotação (a) e do tempo de mistura (b) na carga de cisalhamento das juntas AA6181-T4/Ti6Al4V. A linha horizontal refere-se à média de todos os experimentos (5456 N).....   | 53 |
| Figura 4.4 - Efeito da interação entre a velocidade de rotação e o tempo de mistura na carga de cisalhamento das juntas AA6181-T4/Ti6Al4V.....  | 54 |
| Figura 4.5 - Gráfico de superfície da carga de cisalhamento em função da velocidade de rotação e do tempo de mistura das juntas AA6181-T4/Ti6Al4V.....  | 56 |
| Figura 4.6 - Comparação entre valores preditos pelo modelo e valores medidos experimentalmente no ensaio de resistência ao cisalhamento das juntas AA6181-T4/Ti6Al4V. ....  | 57 |
| Figura 4.7 - Gráfico comparativo entre a resistência das juntas AA5754-H22/Ti6Al4V e dados provenientes da literatura.....  | 60 |
| Figura 4.8 - Junta AA5754-H22/Ti6Al4V obtida a partir de uma VR de 2500 rpm; valor superior ao limite máximo estabelecido para este parâmetro. ....   | 61 |
| Figura 4.9 - Efeito da interação entre a velocidade de rotação e o tempo de mistura na carga de cisalhamento das juntas AA5754-H22/Ti6Al4V.....   | 62 |
| Figura 4.10 - Efeitos principais da velocidade de rotação (a) e do tempo de mistura (b) na carga de cisalhamento das juntas AA5754-H22/Ti6Al4V. A linha horizontal refere-se à média de todos os experimentos (5792 N)..... | 63 |
| Figura 4.11 - Gráfico de superfície da carga de cisalhamento em função da velocidade de rotação e do tempo de mistura das juntas AA5754-H22/Ti6Al4V. ....   | 64 |
| Figura 4.12 - Ciclo térmico durante a soldagem da junta AA6181-T4/Ti6Al4V para a condição de soldagem 5 (VR = 2500 rpm, TM = 3 s).....  | 67 |
| Figura 4.13 - Ciclo térmico durante a soldagem da junta AA6181-T4/Ti6Al4V para a condição de soldagem 8 (VR = 3000 rpm, TM = 3 s).....  | 67 |

|   |    |
|---|----|
| Figura 4.14 - Ciclo térmico durante a soldagem da junta AA5754-H22/Ti6Al4V para as condições de soldagem 4, 5 e 6. ....   | 69 |
| Figura 4.15 - Macrografia representativa da seção transversal da junta AA5754-H22/Ti6Al4V. ....   | 71 |
| Figura 4.16 - Macrografia representativa da seção transversal da junta AA6181-T4/Ti6Al4V.....   | 71 |
| Figura 4.17 - Macrografia representativa da seção transversal da chapa superior da junta AA5754-H22/Ti6Al4V, sendo destacadas as diferentes zonas de soldagem.....  | 72 |
| Figura 4.18 - Micrografia das diferentes regiões da junta soldada AA5754-H22/Ti6Al4V: (a) material de base; (b) zona termicamente afetada (ZTA); (c) zona termomecanicamente afetada (ZTMA); zona de mistura (ZM). ....   | 73 |
| Figura 4.19 - Micrografia da seção transversal da liga Ti6Al4V: (a) material de base; (b) região adjacente a interface da junta.....  | 74 |
| Figura 4.20 - Análise interfacial da junta AA5754-H22/Ti6Al4V para a condição de soldagem 5: (a) e (c) micrografia das regiões do pino e da camisa, respectivamente; (b) e (d) resultados do perfil de varredura da composição por EDS das linhas rachuradas indicadas nas imagens..... | 75 |
| Figura 4.21 - Análise interfacial da junta AA5754-H22/Ti6Al4V: (a) e (b) micrografias obtidas para as condições de soldagem 4 e 5, respectivamente; (c) e (d) mapa composicional obtido por EBSD-EDS para as condições de soldagem 4 e 5, respectivamente.....                          | 77 |
| Figura 4.22 - (a) Micrografia de MET de campo claro da interface da junta AA5754-H22/Ti6Al4V e o correspondente padrão de difração de área selecionada (SAED); (b) Detalhe da interface Al/TiAl <sub>3</sub> região indicada em (a). ....   | 79 |
| Figura 4.23 - Micrografias obtidas por MEV da interface da junta AA5754-H22/Ti6Al4V: (a) visão geral; (b) ampliação da região demarcada em (a); (c) e (d) ampliação das regiões demarcadas em (b). ....   | 81 |

- Figura 4.24 - (a) Micrografia obtida por MET da interface  $TiAl_3/Ti$ ; (b), (c) e (d) Mapa composicional dos elementos Ti, Al e Fe, respectivamente, de toda a extensão da imagem (a). ..... 82
- Figura 4.25 - Micrografia da camada intermetálica para duas novas condições de soldagem: (a) VR=2000 rpm e TM=8 s; (b) VR=2000 rpm e TM=10 s..... 85
- Figura 4.26 - Variação da espessura da camada intermetálica do composto  $TiAl_3$  em relação ao tempo de exposição da interface durante o processo de soldagem..... 86
- Figura 4.27 - Representação da formação e crescimento da camada intermetálica de  $TiAl_3$  em juntas AA5754-H22/Ti6Al4V produzidas por FSpW. 87
- Figura 4.28 - Análise interfacial da junta AA6181-T4/Ti6Al4V para a condição de soldagem 5: (a) micrografia da região do pino; (b) micrografia da região da camisa..... 88
- Figura 4.29 - Curvas típicas de carga-deslocamento para as fases  $TiAl_3$  e  $Ti(Al, Si)_3$ , indicando que a dissolução de Si ocasiona um aumento de nanodureza. 89
- Figura 4.30 - Micrografia obtida por MEV da interface da AA6181-T4/Ti6Al4V para a condição de soldagem 8: (a) região do pino; (b) região da camisa..... 91
- Figura 4.31 - (a) Micrografia obtida por MEV da interface da junta AA6181-T4/Ti6Al4V na região do pino (condição 8); (b), (c) e (d) mapa composicional dos elementos O, Al e Ti, respectivamente, de toda a extensão da imagem (a). ..... 91
- Figura 4.32 - Modo de falha interfacial apresentado por todas a juntas solicitadas por cisalhamento neste estudo..... 93
- Figura 4.33 - Superfície de fratura da junta AA5754-H22/Ti6Al4V solicitada por cisalhamento para as condições de soldagem 4 (a) e 5 (b). Detalhe da superfície de fratura das regiões 1 (c) e 2 (d). ..... 94
- Figura 4.34 - Superfície de fratura da junta AA6181-T4/Ti6Al4V solicitada por cisalhamento para as condições de soldagem 5 (a) e 8 (b). Detalhe da superfície de fratura das regiões 1 (c) e 2 (d). ..... 95

|   |     |
|---|-----|
| Figura 4.35 – Difratoograma da superfície de fratura da junta AA5754-H22/Ti6Al4V. ....  | 96  |
| Figura 4.36 - Difratoograma da superfície de fratura da junta AA6181-T4/Ti6Al4V.....  | 96  |
| Figura 4.37 - Ensaio de cisalhamento para a junta AA5754-H22/Ti6Al4V na condição de soldagem 4: (a) distribuição das deformações na superfície do corpo de prova durante diferentes fases do ensaio; (b) curva típica de carga-deslocamento; (c) ilustração dos esforços atuantes na região da junta durante o ensaio. .... | 98  |
| Figura 4.38 - Distribuição de tensões no entorno do botão da junta AA2024 produzida por FSpW, obtida através de elementos finitos. Resultados extraídos de Mazzaferro et. al. [98].....   | 99  |
| Figura 4.39 - Gráficos de probabilidade Weibull para os diferentes níveis de carregamento utilizados nos ensaios de fadiga das juntas AA5754-H22/Ti6Al4V. ....  | 102 |
| Figura 4.40 - Gráficos de probabilidade Weibull para os diferentes níveis de carregamento utilizados nos ensaios de fadiga das juntas AA6181-T4/Ti6Al4V. ....   | 103 |
| Figura 4.41 - Curva S-N para as juntas AA5754-H22/Ti6Al4V ensaiadas.....  | 104 |
| Figura 4.42 - Curva S-N para as juntas AA6181-T4/Ti6Al4V ensaiadas. ....  | 105 |
| Figura 4.43 - Curva S-N para as juntas AA5754-H22/Ti6Al4V em diferentes níveis de confiabilidade. ....  | 106 |
| Figura 4.44 - Curva S-N para as juntas AA6181-T4/Ti6Al4V em diferentes níveis de confiabilidade. ....   | 106 |
| Figura 4.45 - Corpo de prova após ensaio de fadiga apresentando a falha através da seção transversal da chapa superior (ST) .....   | 107 |
| Figura 4.46 - Corpo de prova após ensaio de fadiga apresentando a falha interfacial (I).....  | 107 |

|  |     |
|--|-----|
| Figura 4.47 - Macrografia representativa da seção longitudinal de um corpo de prova de fadiga fraturado em alto ciclo. ....  | 108 |
| Figura 4.48 - Superfície da fratura em fadiga sob baixos níveis de carregamento: (a) visão geral da superfície fraturada; (b), (c) e (d) ampliação obtida por microscopia a laser das regiões demarcadas na imagem (a); (e) e (f) detalhe das estrias de fadiga na região de propagação inicial das trincas e das microcavidades na região final da fratura, respectivamente. .... | 110 |
| Figura 4.49 - Macrografia representativa da seção longitudinal de um corpo de prova de fadiga fraturado em baixo ciclo. ....   | 111 |
| Figura 4.50 - Superfície da fratura em fadiga sob altos níveis de carregamento: (a) visão geral da superfície fraturada, mostrando as regiões de formação e propagação das trincas; (b) and (c) detalhe das estrias de fadiga na região de propagação inicial das trincas e das microcavidades deformadas na região final da fratura, respectivamente.....                         | 112 |
| Figura 4.51 - Ilustração da evolução da fratura de fadiga sob diferentes níveis de carregamento. ....  | 114 |





**SÍMBOLOS E ABREVIACÕES**

|          |  |
|----------|--|
| AC       | Arrancamento Circunferencial   |
| ANOVA    | Análise de Variância   |
| APU      | Unidade Auxiliar de Energia  |
| AWS      | American Welding Society   |
| <i>B</i> | Módulo de Compressibilidade  |
| CCC      | Cúbica de Corpo Centrado   |
| DOE      | Design of Experiments  |
| <i>E</i> | Módulo de Elasticidade   |
| EDS      | Espectroscopia por Dispersão de Energia                                |
| FDA      | Função Distribuição Acumulada  |
| FDP      | Função Densidade de Probabilidade                                      |
| FEG      | Field Emission Gun   |
| FIB      | Focused Ion Beam   |
| FSpW     | Friction Spot Welding ou Soldagem a Ponto por Fricção                  |
| FSSW     | Friction Stir Spot Welding ou Soldagem por Fricção e Mistura por Ponto |
| FSW      | Friction Stir Welding ou Soldagem por Fricção e Mistura                |
| <i>G</i> | Módulo de Cisalhamento   |
| GL       | Graus de Liberdade   |
| HC       | Hexagonal Compacta   |
| HRTEM    | High Resolution Transmission Electron Microscopy                       |
| HZG      | Helmholtz-Zentrum Geesthacht   |
| I        | Falha Interfacial  |
| MB       | Metal de Base  |
| MET      | Microscopia Eletrônica de Transmissão                                  |
| MEV      | Microscopia Eletrônica de Varredura                                    |

|      |   |
|------|---|
| MO   | Microscopia Ótica   |
| MTTF | Mean Time To Failure  |
| P    | Probabilidade de Sobrevivência  |
| P %  | Porcentagem de Contribuição   |
| PP   | Profundidade de Penetração  |
| QM   | Quadrado Médio  |
| R    | Nível de Confiabilidade   |
| RSW  | Resistance Spot Welding   |
| RSM  | Response Surface Methodology ou Metodologia de Superfície de Resposta |
| SAE  | Society of Automotive Engineers                                       |
| SQ   | Soma de Quadrados   |
| ST   | Falha Através da Seção Transversal Da Chapa                           |
| TA   | Trinca Anular   |
| TM   | Tempo de Mistura  |
| TWI  | The Welding Institute   |
| VR   | Velocidade de Rotação   |
| VRH  | Voigt–Reuss–Hill  |
| ZM   | Zona de Mistura   |
| ZTA  | Zona Termicamente Afetada   |
| ZTMA | Zona Termomecanicamente Afetada                                       |

## 1 INTRODUÇÃO

Nos últimos anos tem surgido um crescente interesse na produção de juntas dissimilares, com o propósito principal de empregá-las dentro da indústria de transportes [1]. A união de materiais dissimilares é capaz de oferecer uma combinação de propriedades mecânicas e físicas distintas, proporcionando soluções únicas exigidas em diversas aplicações de engenharia [2]. Além disso, permite ainda uma redução de peso das estruturas, e deste modo, no consumo de combustíveis e na emissão de gases poluentes. A demanda por este tipo de união é a força motriz para o desenvolvimento e aperfeiçoamento recente dos processos de soldagem [2].

Historicamente as ligas de alumínio se apresentam como uma opção viável para componentes estruturais nas indústrias aeronáutica e automotiva [3], visto que o alumínio apresenta uma baixa densidade específica, além de permitir a reciclagem, uma das fortes exigências da política de sustentabilidade global. Ao mesmo tempo, a excelente resistência à corrosão do titânio e sua elevada relação resistência/peso oferecem possibilidades de projetos sem precedentes para as futuras gerações de veículos [4]. Atualmente, a indústria aeronáutica já é a maior consumidora de titânio, com uma demanda de 40% do mercado total, sendo este o terceiro material mais utilizado em peso na produção de aeronaves [5].

Dessa forma, o desenvolvimento de processos de união entre ligas de titânio e alumínio tem se tornado de grande importância do ponto de vista industrial e também de interesse científico. O desafio que envolve a união destes materiais se deve a grande diferença entre suas propriedades químicas e físicas [6, 7]. Além disso, a reduzida solubilidade do Ti no Al induz à formação de compostos intermetálicos, e.g. do tipo  $Ti_xAl_y$ , que geralmente resultam na degradação das propriedades mecânicas da junta [6, 7].

A maioria das técnicas de soldagem por fusão está associada a prolongados ciclos térmicos, resultando na formação de uma camada espessa de compostos intermetálicos frágeis na interface da junta [8-10]. Por outro lado, técnicas de soldagem em estado sólido têm demonstrando enorme vantagem no processo de união de materiais de elevada resistência mecânica utilizados

na indústria aeroespacial e também na união de materiais dissimilares [4, 11-15].

Os processos de soldagem envolvendo fricção são classificados pela American Welding Society (AWS) como processos de união no estado sólido cujo calor é gerado mecanicamente pelo movimento relativo entre duas superfícies [16]. Aplicado de maneira adequada, tais processos apresentam ciclos térmicos relativamente curtos e com potencial de minimizar a formação de intermetálicos indesejáveis na interface de juntas dissimilares.

A soldagem a ponto por fricção (FSpW, do inglês *friction spot welding*) é uma das variantes dos processos de soldagem por fricção e tem se mostrado adequada na produção de soldas pontuais de boa qualidade [17-23]. Importantes características deste processo são: elevada eficiência energética; reduzido número de etapas de processo, boa qualidade superficial, elevada velocidade de soldagem e compatibilidade geométrica para substituir rebites, o que garante a este processo de soldagem um grande potencial de aplicação industrial. Hoje, o processo já é bem consolidado para várias juntas similares de ligas de alumínio e outras ligas leves. Em contrapartida, a aplicação de FSpW para união de materiais dissimilares é alvo recente de pesquisas e ainda há pouca informação disponível a respeito [24-26].

Neste contexto, o presente trabalho visa contribuir para o desenvolvimento do processo FSpW aplicado à união de materiais dissimilares, através da realização de estudos aprofundados que confirmem um maior amadurecimento e confiabilidade ao referido processo de união. O estudo do processo de soldagem a ponto por fricção, aplicado às juntas dissimilares entre a liga de titânio Ti6Al4V e as ligas de alumínio AA5754-H22 e AA6181-T4, é um importante tema na área de engenharia em termos de inovação tecnológica na produção de veículos mais leves e sustentáveis. Nenhum trabalho publicado até então envolve a soldagem de tais materiais por este processo. Dentro de uma parceria técnico-científica internacional, as soldas foram produzidas no instituto de pesquisa Helmholtz Zentrum Geesthacht, centro de referência mundial em soldagem robotizada no estado sólido.

## 1.1 Motivação e objetivos

A tendência de mudança em seleção de materiais, com o domínio de estruturas multimateriais na manufatura de meios de transporte é a principal motivação deste trabalho. O apelo ambiental é a força motriz para esta mudança de cenário nas indústrias automotivas e aeronáuticas. A literatura revela que a soldagem de materiais dissimilares pelas técnicas tradicionais é limitada por razões de incompatibilidade química e metalúrgica, abrindo caminho para técnicas alternativas.

Esta tese tem como finalidade estudar o processo de soldagem a ponto por fricção (FSpW) aplicado a juntas dissimilares sobrepostas entre a liga de titânio Ti6Al4V e as ligas de alumínio AA5754-H22 e AA6181-T4, tendo como objetivos específicos:

- Demonstrar a viabilidade técnica do processo FSpW em um projeto com materiais dissimilares de alto desempenho e encontrar a condição de processo que maximiza o desempenho das juntas soldadas por meio de ferramentas estatísticas;
- Avaliar os efeitos dos parâmetros de processo sobre o comportamento metalúrgico e mecânico das juntas, bem como os mecanismos de falha desenvolvidos em diferentes solicitações mecânicas;
- Identificar e entender o fenômeno de formação de compostos intermetálicos frágeis das juntas através da caracterização detalhada da interface;
- Aferir um modelo matemático que descreva os mecanismos de difusão responsáveis pela formação e crescimento dos compostos intermetálicos em função das variáveis tempo e temperatura de soldagem, garantindo assim o controle adequado da camada interfacial formada e, conseqüentemente, um melhor desempenho mecânico das juntas;
- Contribuir para o desenvolvimento e aperfeiçoamento do processo FSpW aplicado à obtenção de juntas dissimilares com foco nas indústrias do setor de transportes.



## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 Titânio e suas ligas

#### 2.1.1 Propriedades e classificação

O titânio foi descoberto em 1790 e, apesar de ser o quarto metal estrutural mais abundante na crosta terrestre, sua exploração tornou-se tecnicamente viável apenas em 1910, quando o químico americano Matthew Hunter finalmente conseguiu extrair o metal na forma pura, marcando assim o aparecimento da indústria do titânio [27].

O desenvolvimento da indústria aeroespacial foi o grande responsável pelo desenvolvimento das primeiras pesquisas em titânio, o qual se apresentou como um candidato eficiente por melhorar a relação resistência/peso na estrutura das aeronaves, além de proporcionar componentes mais leves em temperaturas de trabalho de até 600°C [28, 29]. Como mostrado na Figura 2.1, as ligas de titânio possuem em sua maioria resistência mecânica específica superior em relação às ligas de aço e alumínio, para as mesmas faixas de temperatura.

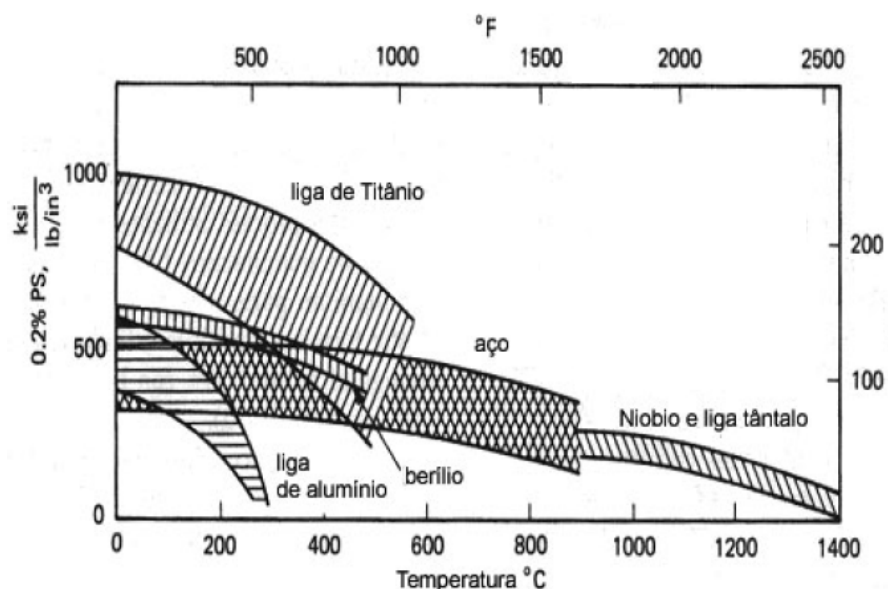


Figura 2.1 - Resistência específica em função da temperatura das ligas de titânio e de outros materiais [28].





### **Ligas alfa ( $\alpha$ )**

As ligas de titânio do tipo  $\alpha$  são formadas pelo titânio comercialmente puro e ligas contendo elementos  $\alpha$ -estabilizadores, as quais exibem apenas a fase  $\alpha$  à temperatura ambiente. Essas ligas exibem excelente resistência à fluência, sendo apropriadas para uso em temperaturas relativamente elevadas. Como tais ligas não exibem fases metaestáveis obtidas através do resfriamento rápido, o emprego de tratamentos térmicos não produz variações significativas em termos microestruturais e de propriedades mecânicas. Além disso, a fase  $\alpha$  (HC) não é sensível a transições dútil-frágil e, dessa forma, esse grupo de ligas de titânio também é indicado para aplicações em baixas temperaturas. Em termos de comportamento mecânico, tais ligas caracterizam-se por exibir alta resistência mecânica, alto módulo de elasticidade, boa tenacidade à fratura e baixa forjabilidade [31].

### **Ligas beta ( $\beta$ )**

Caso a quantidade de elemento  $\beta$ -estabilizador adicionado ao titânio seja suficientemente para deslocar a temperatura de início da transformação martensítica para temperaturas abaixo da temperatura ambiente, o processo de nucleação e o crescimento da fase  $\alpha$  é restringido e dessa maneira, a fase  $\beta$  metaestável é mantida a temperatura ambiente [32]. Pesquisas em aplicações biomédicas mostram consideráveis esforços dedicados à exploração de ligas de titânio do tipo  $\beta$  devido às suas propriedades favoráveis, tais como, superelasticidade, efeito de memória de forma, baixo módulo de elasticidade, biocompatibilidade e capacidade de conformação quando comparadas às ligas de titânio do tipo  $\alpha$  e  $\alpha+\beta$ .

### **Ligas alfa+beta ( $\alpha+\beta$ )**

As ligas de titânio do tipo  $\alpha+\beta$  incluem ligas com teores suficientes de elementos  $\alpha$  e  $\beta$ -estabilizadores, permitindo expandir o campo  $\alpha+\beta$  até a temperatura ambiente. A presença das fases  $\alpha$  e  $\beta$  leva à obtenção de um balanço de propriedades excelente, de forma que 70% da produção mundial

das ligas de titânio estão dirigidas a este tipo de liga [33]. A liga Ti6Al4V é um exemplo de liga de titânio do tipo  $\alpha+\beta$ . Tal liga foi idealizada inicialmente para ser aplicada no setor aeroespacial, tornando-se posteriormente a composição mais comum entre as ligas de titânio. A Figura 2.3 apresenta a microestrutura típica da liga Ti6Al4V recozida, a qual apresenta uma dispersão fina das fases  $\alpha$  (clara) e  $\beta$  (escura).

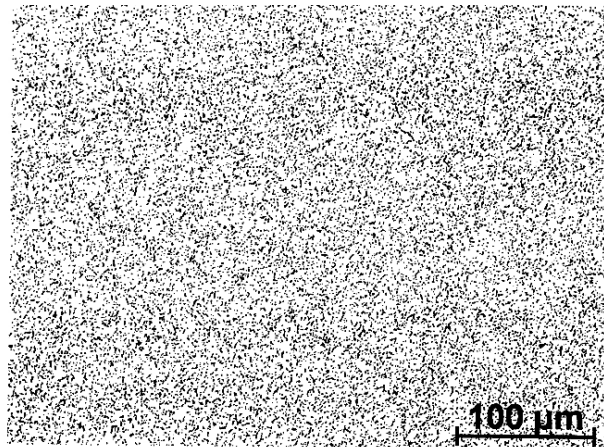


Figura 2.3 - Microestrutura típica da liga de titânio Ti6Al4V recozida.

A Tabela 2.1 apresenta exemplos de ligas de titânio de diferentes classificações e algumas de suas propriedades mecânicas principais.

Tabela 2.1 - Propriedades mecânicas das ligas de titânio [33].

| Tipo de Liga                 | Comum (UNS)           | Composição (% p)              | Condição                  | Propriedades Mecânicas |                       |                 |
|------------------------------|-----------------------|-------------------------------|---------------------------|------------------------|-----------------------|-----------------|
|                              |                       |                               |                           | $\sigma_e$ (MPa)       | $\sigma_{rupt}$ (MPa) | Ductilidade (%) |
| Comercial / Puro             | (R50500)              | 99,1Ti                        | Recozida                  | 414                    | 484                   | 25              |
| Alfa ( $\alpha$ )            | Ti-5Al-2,5Sn (R54520) | 5,0Al, 2,5Sn                  | Recozida                  | 784                    | 826                   | 16              |
| Beta ( $\beta$ )             | Timetal ®21 (R58210)  | 15,0Mo, 3,0Al, 2,7 Nb, 0,25Si | Solubilização + envelhec. | 1170                   | 1240                  | 6               |
| Alfa+Beta ( $\alpha+\beta$ ) | Ti6Al4V (R56400)      | 6,0Al, 4,0V                   | Recozida                  | 877                    | 947                   | 14              |

### 2.1.2 Aplicações e perspectivas

A seleção do material apropriado para uma determinada aplicação envolve uma avaliação complexa que correlacione aspectos econômicos, tecnológicos, propriedades e o desempenho desejado. Portanto, o custo inicial do material pode ser compensado pelas vantagens pertinentes ao mesmo, dependendo da sua finalidade. As propriedades mecânicas e físico-químicas do titânio e suas ligas são considerações importantes que permitem justificar a substituição de outros materiais menos onerosos por este metal, que comprova ser tecnicamente superior e com boa relação custo/benefício para uma grande variedade de aplicações de engenharia.

A excelente relação resistência mecânica/peso do titânio e suas ligas têm dado uma garantia positiva para aplicações do metal em motores e estruturas aeronáuticas, especialmente em situações em que a redução de peso de um componente é um fator crítico. As ligas de titânio são mais comumente aplicadas em locais onde a temperatura excede 135°C, que corresponde à máxima temperatura de uso das ligas de alumínio aeronáuticas. Tais condições existem na nacela, próximo à unidade auxiliar de energia (APU), e nos sistemas anti-congelamento das asas das aeronaves civis de grande porte [34]. Aços e ligas a base de níquel são alternativas óbvias, porém exibem uma densidade quase duas vezes superior à do titânio. As ligas titânio podem substituir também ligas de alumínio em partes de espaço limitado, e.g. vigas do trem de pouso e conchas de reversores.

Atualmente, o titânio já é o primeiro material em valor (27%, de acordo com a Figura 2.4 (a)) e o terceiro material em peso (11%, de acordo com a Figura 2.4 (b)) mais utilizado na indústria aeronáutica [5], sendo que estes percentuais têm aumentado a cada nova geração de aeronaves e veículos espaciais (Figura 2.5) [35]. Em um estudo elaborado sobre a demanda mundial de titânio, a empresa britânica de consultoria Merchant Research & Consulting Ltd afirma ainda que devido ao crescimento da indústria aeroespacial, maior consumidora do minério e responsável por 80% da demanda mundial, a tendência é de crescimento até o ano de 2025, quando este setor terá o dobro do tamanho atual [36].

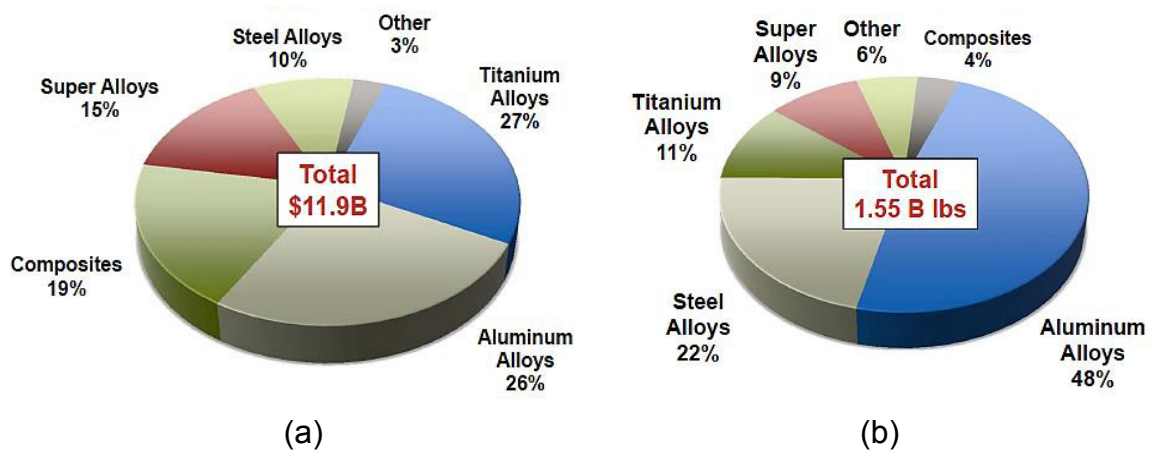


Figura 2.4 - Demanda dos principais materiais utilizados na indústria aeronáutica (a) em valor e (b) em peso [5].

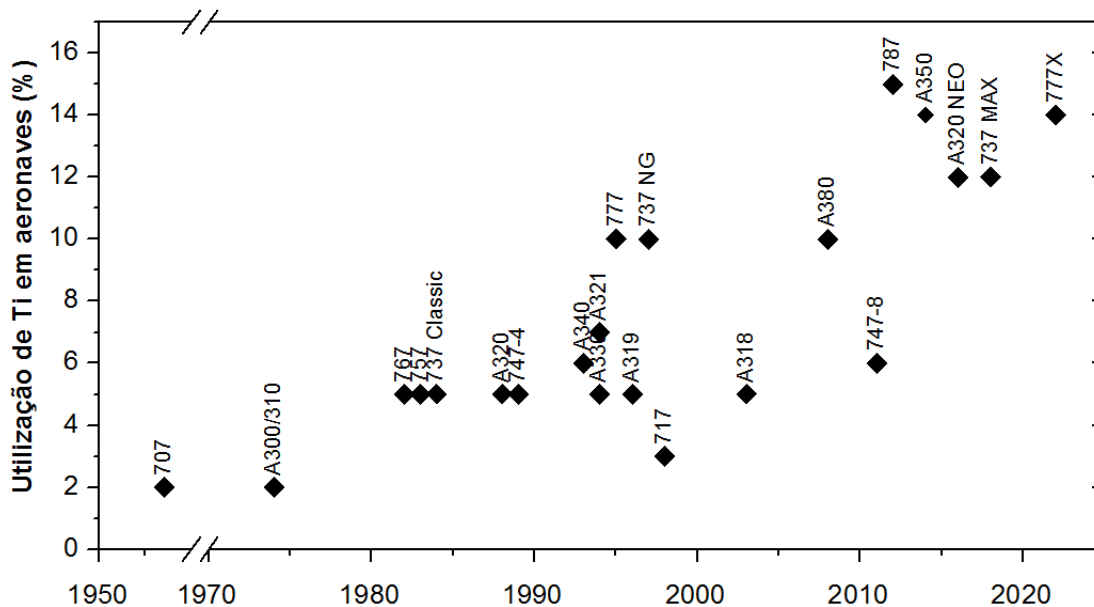


Figura 2.5 - Histórico e projeção do percentual de titânio utilizado na produção de aeronaves comerciais [35].

A característica de resistência à corrosão favorece ainda o uso das ligas para fabricação de componentes navais, dutos e trocadores de calor para indústria química, *risers* (equipamento que permite a circulação dos fluidos nos serviços de sondagem) nas plataformas de exploração petrolífera, entre outros.

## **2.2 Alumínio e suas ligas**

### **2.2.1 Propriedades e classificação**

O alumínio pode ser considerado um dos metais mais versáteis, economicamente viável e atrativo para uma ampla faixa de aplicações. A mais importante característica deste material é, indubitavelmente, a sua baixa densidade,  $2,7 \text{ g/cm}^3$ , em média, três vezes menor do que a dos aços [37]. Este material apresenta ainda relevantes propriedades de resistência à corrosão, condutividade térmica e elétrica. A aplicação de alumínio e suas ligas são estendidas desde componentes eletrônicos e químicos até grandes estruturas como fuselagens de avião e carrocerias de automóveis.

Inicialmente obtido em laboratório, a produção de alumínio em escala industrial somente foi possível a partir de 1886, quando Charles M. Hall, nos Estados Unidos, e Louis Toussaint Héroult, na França, obtiveram o metal puro a partir da dissolução eletrolítica de óxido de alumínio (alumina) em banho de criolita, processo nomeado como Hall–Héroult. Anos mais tarde, a necessidade de fabricar produtos mais leves e resistentes impulsionou a indústria do alumínio durante a primeira guerra mundial e, desde então, este material tem ocupado uma posição mundial estratégica ao suprir de forma sustentável diversos setores da economia. Esse movimento foi estimulado principalmente pela alta demanda do setor de transportes na substituição de ferros fundidos e aços, com o intuito de melhorar o desempenho dos veículos através da redução de peso e, conseqüentemente, da economia de combustível e da diminuição na emissão de poluentes [38].

Um dos aspectos que tornam as ligas de alumínio tão atraentes como materiais de engenharia é o fato do alumínio poder combinar-se com diversos elementos de liga, tornando possível a obtenção de características tecnológicas ajustadas de acordo com a aplicação do produto final. O grande alcance das ligas oferece à indústria uma grande variedade de combinações de resistência mecânica, resistência à corrosão, usinabilidade, formabilidade, entre outros benefícios. Atualmente quase um milhão de ligas de alumínio já foram desenvolvidas, muitas das quais permanecem em uso por suas características excepcionais. Outras, com pequenas alterações na composição

ou pela adição de novos elementos, cresceram de importância, enquanto que muitas se tornaram obsoletas ante ao surgimento de novos materiais.

Convencionalmente as ligas de alumínio são divididas em duas categorias, as composições para fundição e aquelas trabalhadas mecanicamente, devido à diferenciação que cada categoria oferece em relação à composição química e ao mecanismo que leva às propriedades desenvolvidas [39]. A Tabela 2.2 Tabela 2.2 - Nomenclatura convencionada pela *Aluminum Association* para as ligas de alumínio na forma de chapas e placas [40].apresenta a classificação internacional convencionada pela *Aluminum Association* das ligas de alumínio trabalhadas mecanicamente, condição de interesse neste trabalho, baseada no principal elemento de liga presente [40].

Tabela 2.2 - Nomenclatura convencionada pela *Aluminum Association* para as ligas de alumínio na forma de chapas e placas [40].

| <b>Principal Elemento de liga</b>   | <b>Nomenclatura</b> |
|-------------------------------------|---------------------|
| Mínimo de 99% de Alumínio (em peso) | 1XXX                |
| Cobre (Cu)                          | 2XXX                |
| Manganês                            | 3XXX                |
| Silício (Si)                        | 4XXX                |
| Magnésio (Mg)                       | 5XXX                |
| Magnésio (Mg) e Silício (Si)        | 6XXX                |
| Zinco (Zn)                          | 7XXX                |
| Outros elementos majoritários       | 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 de composição em relação à liga original. 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 o seu grau de pureza.

No caso particular da indústria de transportes, a seleção das ligas de alumínio mais adequadas para uso em estruturas e componentes de transporte sempre foi foco de grande esforço, de forma que atualmente boa parte das

atividades já se concentra a um número relativamente pequeno destas ligas. Para aplicações onde o equilíbrio entre conformabilidade e acabamento superficial após prensagem e pintura é necessário, as ligas de alumínio da série 6XXX são a escolha mais adequada. Para chapas estruturais, onde resistência mecânica, absorção de energia de impacto e bom desempenho em estampagem profunda são importantes, a série 5XXX é a mais utilizada [41].

### **Ligas de alumínio da serie 5xxx**

As ligas de Al-Mg representantes da série 5XXX são as mais importantes entre as ligas não tratáveis termicamente, principalmente por apresentarem uma boa combinação de resistência mecânica, resistência à fadiga, resistência à corrosão e conformabilidade; além de serem convencionalmente as mais leves [42, 43]. Entre os principais setores de aplicação desta série estão os setores automotivo, naval e aeroespacial.

O teor de magnésio das ligas desta série encontra-se entre 0,5 – 6,0 % em peso e dessa forma, conforme o diagrama de fase binário Al-Mg mostrado na Figura 2.6, são geralmente caracterizadas por uma microestrutura de grãos de alumínio (fase  $\alpha$ ) e de  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$  (fase  $\beta$ ) [44]. Na prática, a microestrutura das ligas é muito mais complexa, uma vez que à presença de impurezas de Fe, Mn e Si pode ocasionar a precipitação de intermetálicos, tais como,  $\text{Mg}_2\text{Si}$ ,  $\text{Al}_{12}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}$ ,  $\text{Al}_6(\text{Fe},\text{Mn})$  e  $\text{Al}_3\text{Fe}$ . Esses pequenos compostos intermetálicos, ou partículas submicrométricas, também conhecidas como dispersóides, retardam a recristalização e o crescimento de grão, e em sua maioria melhoram a ductilidade do produto final através do endurecimento por deformação.

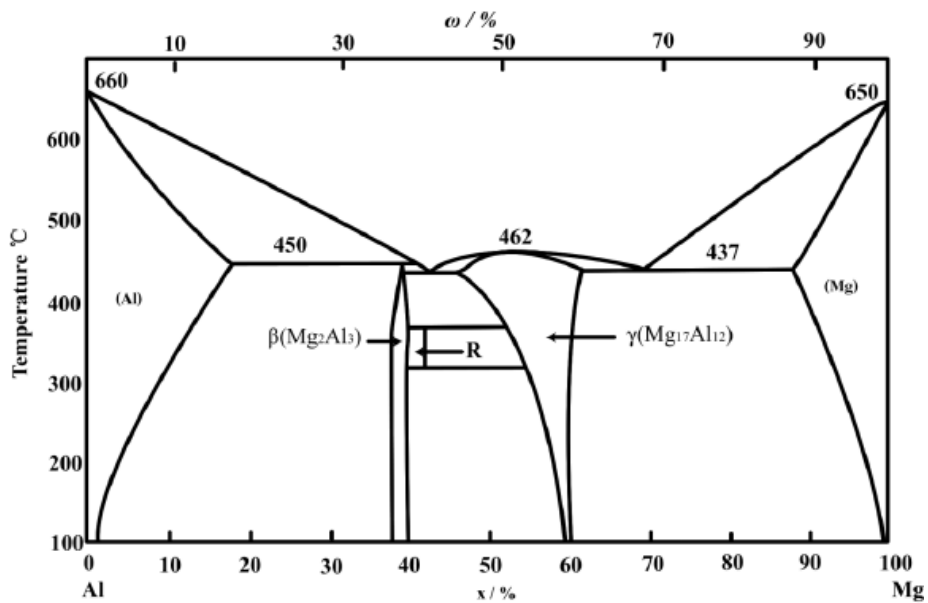


Figura 2.6 - Diagrama binário Al-Mg [45].

A resistência mecânica das ligas da série 5XXX é desenvolvida principalmente através de encruamento, solução sólida e em menor extensão por refino de grão. O efeito do Mg sobre o encruamento está microestruturalmente relacionado ao seu efeito no desenvolvimento e manutenção da deformação da rede cristalina. O Mg reduz a tendência à recuperação dinâmica e ao rearranjo das discordâncias, e, desta forma, contribui para o aumento na resistência [46]. A combinação entre o endurecimento por solução sólida do Mg e o encruamento é extremamente eficiente na obtenção de resistências mecânicas elevadas. Entretanto, ligas com teores excessivos de Mg podem ser susceptíveis à corrosão intergranular e a corrosão sob-tensão, e são conhecidas por serem de fabricação difícil durante o trabalho à quente e à frio [47].

A Figura 2.7 apresenta a microestrutura típica da liga AA5754 contendo grãos recristalizados de alumínio (fase- $\alpha$ ) e  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$  (fase- $\beta$ ), juntamente com pequenas quantidades dos constituintes  $\text{Mg}_2\text{Si}$ ,  $\text{Al}_{12}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}$  e  $\text{Al}_6(\text{Fe},\text{Mn})$  precipitados na matriz.



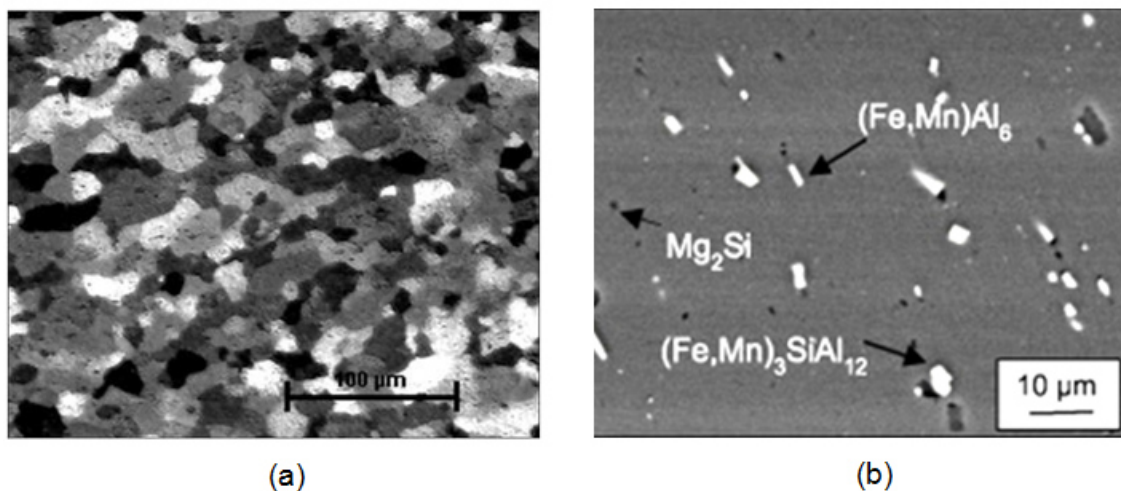


Figura 2.7 - Microestrutura da liga AA5754: (a) grãos recristalizados de alumínio (microscopia ótica) e (b) constituintes precipitados na matriz (microscópio eletrônico de varredura) [48].

A Tabela 2.3 e Tabela 2.4 apresentam as propriedades físicas e mecânicas da liga de alumínio AA5754, respectivamente.

Tabela 2.3 - Propriedades físicas da liga AA5754 [47].

| <b>Propriedades físicas da liga AA5754</b> |      |
|--|------|
| Temperatura Solidus (°C)                   | 595  |
| Temperatura Liquidus (°C)                  | 645  |
| Capacidade de calor específico (J/kg.K)    | 897  |
| Coeficiente de expansão térmica (x103)     | 23.6 |
| Densidade (g/cm <sup>3</sup> )             | 2.69 |
| Condutividade Térmica (W/m-K)              | 135  |
| Condutividade Elétrica (%IACS)             | 34   |

Tabela 2.4 - Propriedades mecânicas da liga AA5754-H22 [47].

| <b>Propriedades Mecânicas</b> |                  |                       |                 |             |
|-------------------------------|------------------|-----------------------|-----------------|-------------|
| Liga                          | $\sigma_e$ (MPa) | $\sigma_{rupt}$ (MPa) | Alongamento (%) | Dureza (HV) |
| AA5754-O                      | 110              | 235                   | 26              | 60          |
| AA5754-HX2                    | 205              | 265                   | 14              | 80          |
| AA5754-HX4                    | 270              | 290                   | 12              | 85          |

### Ligas de alumínio da serie 6xxx

Nas ligas da série 6XXX o magnésio e o silício combinam-se para formar o composto intermetálico  $Mg_2Si$ , que antes de atingir o equilíbrio no superenvelhecimento, é o responsável pelo endurecimento dessas ligas. De acordo com o diagrama pseudo-binário de equilíbrio Al- $Mg_2Si$ , mostrado na Figura 2.8, a solubilidade da fase  $Mg_2Si$  ( $\beta$ ) na matriz rica em alumínio ( $\alpha$ ) aumenta com a elevação da temperatura. O tratamento de solubilização e envelhecimento artificial controlado permite a precipitação da segunda fase ( $\beta$ ) a partir de uma solução sólida supersaturada. Isso favorece a formação de precipitados finos e uniformemente distribuídos e, desta forma, ocasionam um substancial aumento na dureza do material [49, 50].

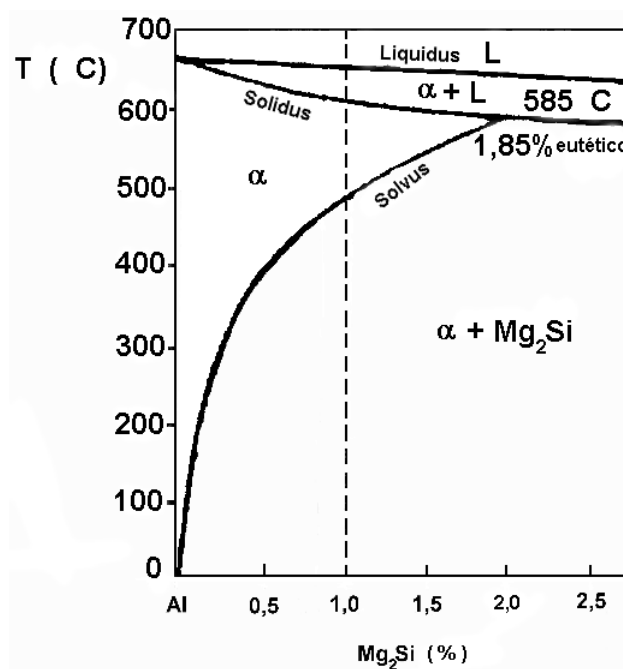


Figura 2.8 - Diagrama de equilíbrio pseudo-binário Al- $Mg_2Si$  [50].

A capacidade de endurecimento por precipitação aliada à facilidade de serem extrudadas são as duas características que justificam o seu uso mais frequente quando comparadas às demais ligas de alumínio [51]. Além disso, as ligas Al-Mg-Si apresentam maior soldabilidade e maior resistência à corrosão em relação às demais ligas termicamente tratáveis (Al-Zn-Mg e Al-Cu) [50].

A Figura 2.9 apresenta a microestrutura típica das direções longitudinal e transversal à direção de laminação da liga AA6181, contendo grãos recristalizados de alumínio (fase- $\alpha$ ) e partículas de  $Mg_2Si$  (fase- $\beta$ ) precipitadas na matriz. Note que na direção longitudinal os grãos são ligeiramente mais alongados em comparação com a direção transversal.

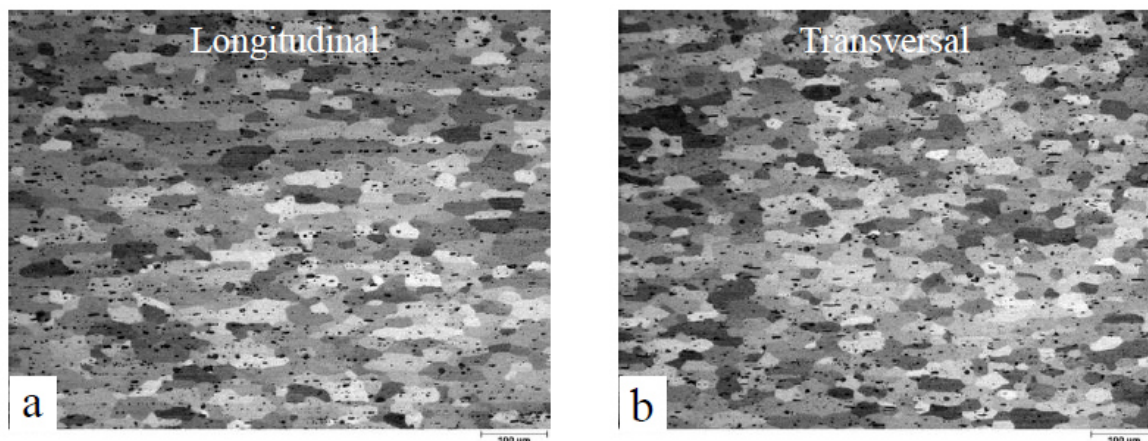


Figura 2.9 - Microestrutura da liga AA6181 na condição laminada: (a) direção longitudinal à de laminação e (b) direção transversal à de laminação [52].

A Tabela 2.5 e Tabela 2.6 apresentam as propriedades físicas e mecânicas da liga de alumínio AA6181, respectivamente.

Tabela 2.5 - Propriedades físicas da liga AA6181 [47].

| <b>Propriedades físicas da liga AA6181</b> |      |
|--|------|
| Temperatura Solidus (°C)                   | 600  |
| Temperatura Liquidus (°C)                  | 650  |
| Capacidade de calor específico (J/kg.K)    | 896  |
| Coefficiente de expansão térmica (x103)    | 23.6 |
| Densidade (g/cm <sup>3</sup> )             | 2.7  |
| Condutividade Térmica (W/m-K)              | 154  |

Tabela 2.6 - Propriedades mecânicas da liga AA6181-T4 [47].

| <b>Propriedades Mecânicas</b> |                  |                       |                 |             |
|-------------------------------|------------------|-----------------------|-----------------|-------------|
| Liga                          | $\sigma_e$ (MPa) | $\sigma_{rupt}$ (MPa) | Alongamento (%) | Dureza (HV) |
| AA6181-T4                     | 160              | 265                   | 25              | 75          |

### **2.2.2 Aplicações e perspectivas**

Produzir meios de transporte econômicos, com baixas taxas de emissões de CO<sub>2</sub> e elevada reciclabilidade tem sido o principal objetivo hoje em todas as montadoras do mundo, pressionadas pela dependência do petróleo, ameaça das mudanças climáticas e pelos novos hábitos dos consumidores. Como veículos mais leves consomem menos combustíveis e são menos poluentes, substituir materiais pesados pelo alumínio é a alternativa eficaz e viável para responder a essas metas. Atualmente, o setor de transportes já é o maior consumidor de alumínio no mundo. Chapas, folhas, perfis, forjados e fundidos de alumínio derivam cada vez mais soluções eficientes para essa indústria [37].

#### **Indústria aeroespacial**

A alta resistência e extrema leveza fazem do alumínio o material de excelência para aeronaves, sendo atualmente o material mais utilizado em peso (48%) e o segundo em valor (27%). Presente nas asas, na fuselagem, em estruturas de portas, janelas e assentos ou até mesmo no trem de pouso, o metal pode responder por até 50% do peso estrutural de uma aeronave. É ainda um excelente dissipador de calor, o que permite voos a altíssimas velocidades com muito conforto térmico, e altamente resistente a repetidos ciclos de carga e descarga, sendo empregado em diversos componentes de segurança [37].

#### **Indústria automotiva**

Nos Estados Unidos, estudos indicam que o consumo médio de alumínio nos automóveis norte-americanos saltará de 156 kg/veículo (previsão 2012) para 250 kg/veículo em 2025, conforme mostrado na Figura 2.10 - Histórico e projeção do consumo médio de alumínio nos automóveis norte-americanos. A indústria automotiva europeia também deverá elevar o uso de alumínio dos atuais 140 kg/veículo para 180 kg/veículo até 2020 [53]. Do powertrain à carroceria, o alumínio melhora o desempenho, a segurança e

o consumo energético dos automóveis, contribuindo significativamente para uma produção veicular sustentável.

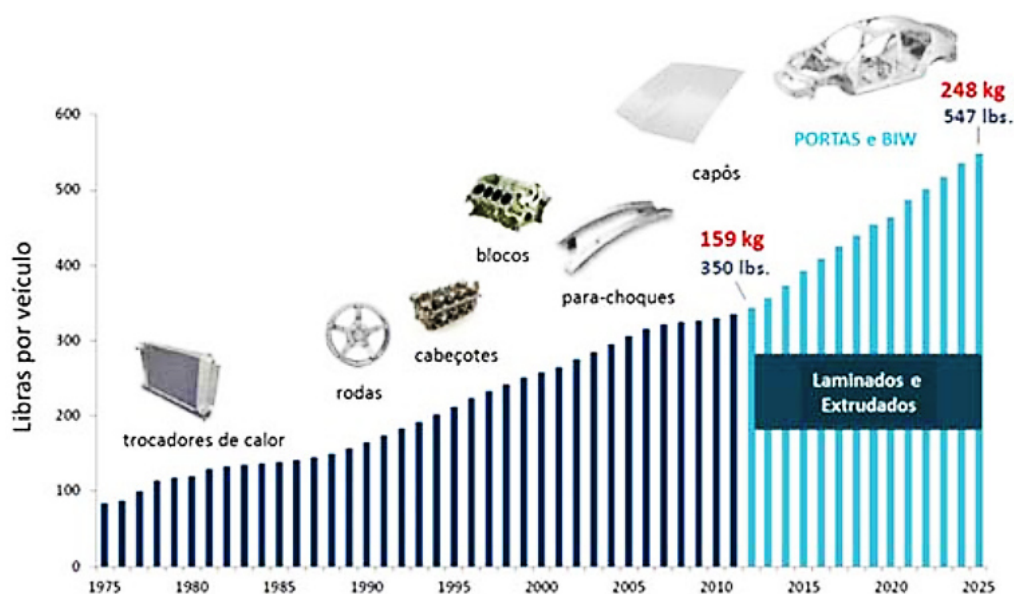


Figura 2.10 - Histórico e projeção do consumo médio de alumínio nos automóveis norte-americanos [53].

### Indústria naval

Até 30% mais leves que similares em aço inoxidável, embarcações fabricadas com alumínio demandam menor potência instalada com motorização, sem prejuízo de desempenho e de velocidade e com expressiva economia de combustível. Pelo fato do alumínio apresentar excelente resistência à corrosão mesmo em ambientes marítimos, investimentos adicionais para pintura do casco são dispensados, e os custos com manutenção e revisão são expressivamente menores. A leveza do metal, que garante às embarcações, com propulsão à vela ou motor, boa dirigibilidade e agilidade nas manobras também permite a redução de calado, assegurando navegabilidade sobre zonas pouco profundas, em especial nos portos e em canais. Ao mesmo tempo, o metal confere aos veículos excepcionais índices de dureza e de resistência a choques, auferindo segurança às estruturas e superestruturas de cruzeiros, transatlânticos, iates, balsas, veleiros e barcos de pesca [37].

### 2.3 Soldas dissimilares entre ligas de alumínio e titânio

Conforme mencionado anteriormente, a pressão ecológica sobre a diminuição de poluentes e a preferência por veículos econômicos leva a indústria de transportes a adotar cada vez mais políticas de redução de peso, comumente optando pela seleção de múltiplos materiais na constituição de suas estruturas. O uso de materiais variados resulta na presença de estruturas híbridas em que, por vezes, as técnicas disponíveis para sua união não satisfazem completamente as necessidades para produção efetiva e boas propriedades.

O processo de união entre chapas de alumínio e titânio é particularmente complexo, sobretudo pela grande diferença em suas propriedades físicas e mecânicas e pela rápida formação de compostos intermetálicos frágeis na interface das juntas soldadas por técnicas convencionais envolvendo fusão. Existem muitos estudos recentes envolvendo diferentes técnicas de soldagem na união desses materiais [6, 7, 15, 54-57], contudo os problemas associados à perda de resistência na região soldada associada a defeitos metalúrgicos continuam sendo um grande desafio.

De acordo com o diagrama de fase Al-Ti, apresentado na Figura 2.11, a solubilidade de átomos de Ti na estrutura cristalina do Al é muito baixa e, quando ultrapassada, dá início a formação de compostos intermetálicos, como o  $TiAl_3$ . Durante a soldagem pela maioria dos métodos convencionais envolvendo fusão, é impossível manter a composição química da zona fundida dentro das faixas da solubilidade, ocasionando à formação local de tais intermetálicos. A tarefa é ainda mais complexa em ligas de alumínio e titânio. Neste caso, são formados compostos intermetálicos complexos pela presença de elementos de liga, comprometendo ainda mais o desempenho mecânico da junta.

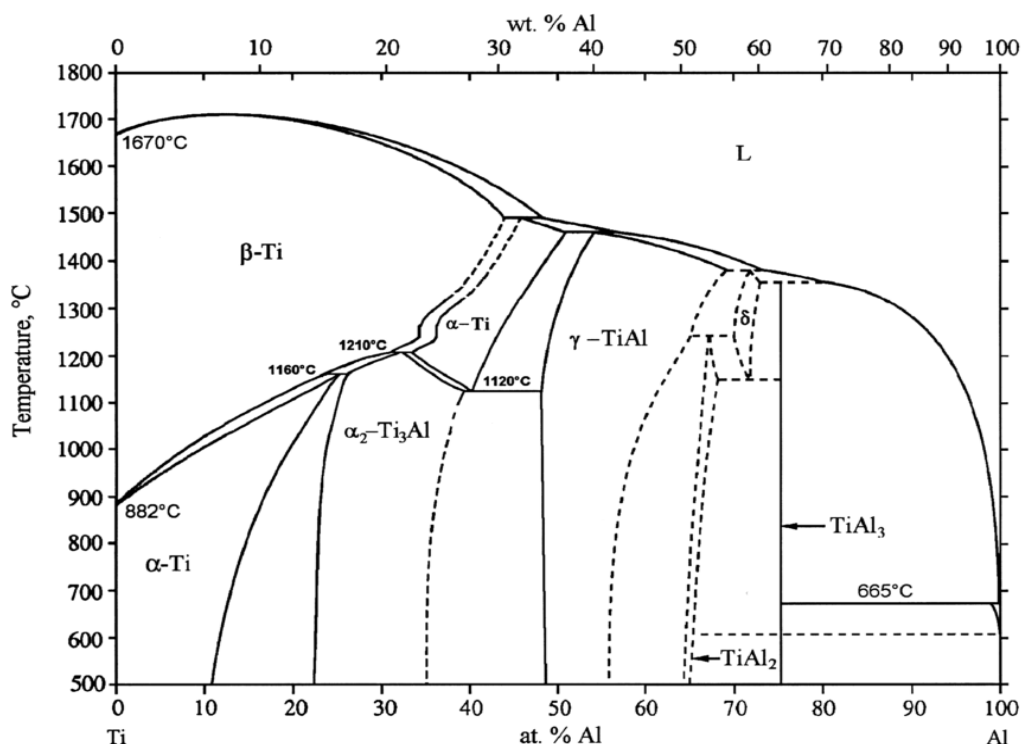


Figura 2.11 - Diagrama binário Al-Ti [58].

A formação e o crescimento de compostos intermetálicos na interface das juntas ocorre basicamente em três etapas. Na primeira etapa, depois de um tempo de incubação no qual a solução sólida alcança seu nível de saturação, ocorre a nucleação de inúmeros grãos intermetálicos na interface entre os materiais, em condições de temperatura e de pressão correspondentes. Os grãos nucleados crescem e coalescem durante o segundo estágio, formando uma camada contínua de intermetálicos. No terceiro estágio, átomos de soluto continuam a se difundir através da camada do composto intermetálico, fazendo com que esta camada cresça perpendicularmente a interface da junta. Estudos preliminares [59, 60] relacionados com a interdifusão entre ligas de alumínio e titânio demonstram que o intermetálico  $TiAl_3$  é o produto de reação dominante na interface, visto que esta fase apresenta menor energia livre de formação em relação aos outros intermetálicos,  $Ti_3Al$ ,  $TiAl$  e  $TiAl_2$ .

Atualmente, a união das ligas de alumínio e titânio é realizada principalmente por junção mecânica entre duas ou mais peças [61]. As

mesmas podem ter efeitos superficiais de ancoramento entre si, ou ainda serem ligadas por um terceiro elemento, como um pino ou um grampo. Pontos fortes desta técnica são que quaisquer peças podem ser unidas desde que sejam geometricamente compatíveis, não sendo necessária compatibilidade química; na maioria dos casos é possível desmontar a estrutura e reciclá-la; e pode ser controlada para permitir alguma movimentação dos membros de união, se necessário. Embora a técnica tenha boa aceitação na indústria em geral, suas principais limitações, como a adição indesejável de peso a estrutura e a formação de concentradores de tensão e corrosão, abrem espaço para a concorrência. Os processos devem ter ciclos curtos, criar juntas leves e com boa resistência mecânica, serem eficientes e não prejudicar o meio ambiente. Tais ideais levam à busca por inovação em técnicas de união para estruturas híbridas.

Neste contexto, técnicas que combinam produtividade com melhores propriedades estruturais têm sido investigadas para competir com os sistemas atuais. As pesquisas recentes têm tido como foco os processos de soldagem que exibem como característica principal um aporte de energia térmico mais controlado e localizado, desfavorecendo a formação pronunciada de intermetálicos. Entre esses processos se destacam as técnicas de soldagem no estado sólido, tais como soldagem por fricção [4, 11, 62-65] e soldagem por difusão [54, 66, 67], e as técnicas de soldagem convencionais de fusão que permitem o controle do balanço das fases dentro da poça de solda, tais como soldagem a laser [7, 9, 10, 68-71] e soldagem por resistência [72].

Em geral, os resultados mostram que juntas de alto desempenho mecânico podem ser obtidas pela difusão de um número ótimo de átomos através da interface, suficientes para consolidar a interface e para não formar uma camada excessiva dos compostos intermetálicos frágeis. Kim et al. [65] obtiveram juntas dissimilares de Al e Ti por soldagem por fricção convencional e observaram que camadas intermetálicas com espessuras menores que 5  $\mu\text{m}$  não comprometiam as propriedades mecânicas, garantindo a boa qualidade da solda. Resultado similar foi encontrado por Wu et al. [64] em juntas entre as ligas AA6061 e Ti6Al4V produzidas por FSW, mostrando que camadas



intermetálicas finas compostas por  $TiAl_3$  podem até mesmo contribuir para o aumento da resistência mecânica da junta. Kreimeyer et al. [71] mostraram a importância da camada do composto intermetálico adequada para o bom desempenho mecânico de juntas AA6016/ Ti6Al4V soldadas a laser, conforme observado na Figura 2.12 e Figura 2.13. De acordo com os autores, o mecanismo de união entre as chapas é puramente metalúrgico e ocorre devido a formação do composto intermetálico  $TiAl_3$  na interface. Contudo a resistência mecânica da junta pode ser negativamente afetada pelo aumento da fração deste composto frágil, o qual favorece a iniciação e propagação de trincas.

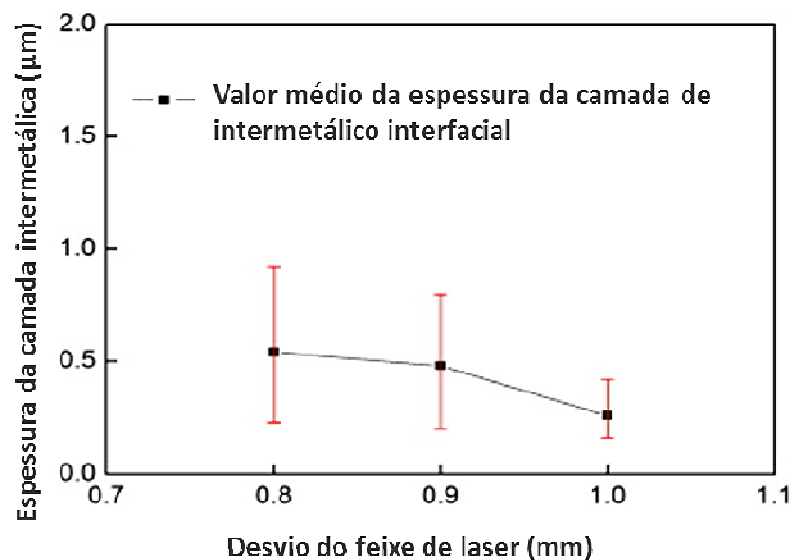


Figura 2.12 – Efeito do desvio do feixe de laser na espessura da camada do composto intermetálico na interface de juntas soldadas a laser [71].

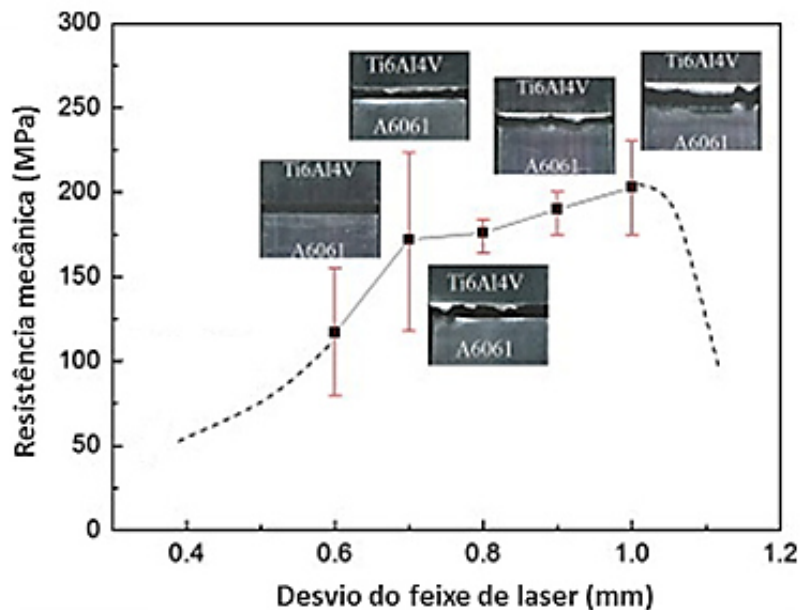


Figura 2.13 - Efeito do desvio do feixe de laser na resistência mecânica de juntas soldadas a laser [71].

No caso específico dos processos de soldagem por fricção, o pico de máxima temperatura normalmente se encontra abaixo da temperatura de formação de tais intermetálicos, evidenciando que outras variáveis antecipam a ocorrência dessas reações metalúrgicas. A literatura relata que, devido à severa deformação plástica e elevadas taxas de deformação característicos dos processos de soldagem por fricção, a quantidade de defeitos cristalinos, tais como contornos de grãos, discordâncias, e lacunas aumenta de forma considerável e afeta diretamente a taxa de difusão dos átomos [73]. Tais defeitos atuam como facilitadores no processo difusional dos átomos dentro da estrutura cristalina e, conseqüentemente, na formação dos compostos intermetálicos. Além disso, a difusão ainda é favorecida pelo aumento da pressão axial exercida pela ferramenta de soldagem sobre as chapas que, por sua vez, garantem o melhor contato entre as mesmas. Assim, a formação e o crescimento da camada intermetálica depende intimamente do estado de deformação do material, da temperatura e das forças mecânicas de soldagem envolvidas, sendo os mesmos diretamente relacionados aos parâmetros de processo.

## 2.4 Soldagem a ponto por fricção (FSpW)

Desenvolvida em 1991 pelo The Welding Institute (TWI) na Inglaterra, a tecnologia de soldagem por fricção e mistura (FSW, do inglês *friction stir welding*) é a técnica de soldagem no estado sólido precursora a soldagem a ponto por fricção (FSpW) e vem sendo aplicada com sucesso na união de diversos metais, incluindo aços, não ferrosos e metais dissimilares [74]. O processo envolve essencialmente calor por fricção e deformação plástica severa decorrente da interação entre uma ferramenta não consumível e a superfície da peça a ser soldada. Por ser um processo que ocorre abaixo da temperatura solidus, possibilita a eliminação de diversos problemas associados ao fenômeno de solidificação, tais como trincamento a quente e porosidade [75]. Dentre outras vantagens deste processo, destaca-se ainda a possibilidade de união de materiais anteriormente considerados não soldáveis, tais como as ligas de alumínio das séries 2xxx e 7xxx utilizadas principalmente em estruturas de aeronaves [74, 76].

Embora a técnica FSW tenha se tornado rapidamente uma tecnologia industrial importante, uma solda contínua não é sempre necessária para satisfazer os requisitos de desempenho de um produto. O processo de soldagem a ponto por fricção (FSpW) foi então desenvolvido pelo instituto Helmholtz-Zentrum Geesthacht [77], com a particularidade de não haver o movimento transversal da ferramenta. O processo FSpW oferece diversas vantagens sobre as técnicas de soldagem a ponto convencionais, incluindo elevada eficiência energética, elevada velocidade de soldagem, reprodutividade, compatibilidade ambiental e boa qualidade superficial [52]. Todavia, o grande diferencial do processo FSpW em relação sua técnica concorrente, a soldagem por fricção e mistura por ponto (*friction stir spot welding*, FSSW), consiste no preenchimento completo da junta soldada, não deixando qualquer cavidade na superfície ao final do processo de união, a qual poderia atuar como um concentrador de tensão e de corrosão.

Hoje, o setor de transportes anseia pelo desenvolvimento e utilização do processo FSpW e outras técnicas de soldagem pontuais no estado sólido, uma vez que as mesmas se apresentam como uma alternativa capaz de superar as

principais desvantagens em relação às técnicas consolidadas na indústria automobilística e aeronáutica, tais como o elevado custo operacional e aumento do peso das estruturas; característicos dos processos de soldagem a ponto por resistência (Resistance Spot Welding, RSW) e de rebiteagem, respectivamente [76].

#### 2.4.1 Princípios do processo

O processo FSpW consiste na união pontual entre chapas sobrepostas no estado sólido, realizado por uma ferramenta cilíndrica não consumível constituída por três componentes móveis com sistemas de atuação independentes: anel de fixação, camisa e pino. O anel de fixação atua na manutenção do contato entre as chapas a serem soldadas e na prevenção da perda de material (rebarba), e envolve a camisa e o pino, os quais podem rotacionar e penetrar o material de forma independente. A Figura 2.14 apresenta um desenho esquemático da ferramenta utilizada em FSpW.

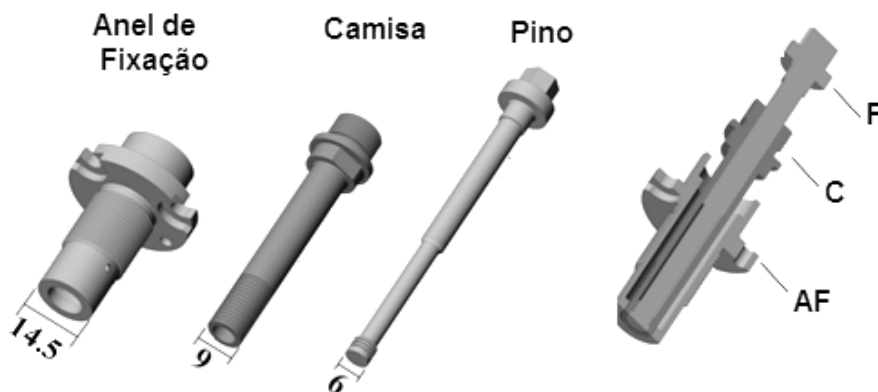


Figura 2.14 - Ilustração esquemática da ferramenta utilizada em FSpW e seus componentes (dimensões em mm).

O processo permite duas variantes denominadas “penetração da camisa” e “penetração do pino” em função do componente da ferramenta que é introduzido no material [78]. A variante “penetração do pino” requer menores intensidades de força e torque e desta forma estende a vida útil da ferramenta. Todavia, a variante “penetração da camisa” é a mais utilizada na união de

materiais dissimilares, visto que fornece uma interface de solda maior e, assim, com resistência mecânica mais elevada.

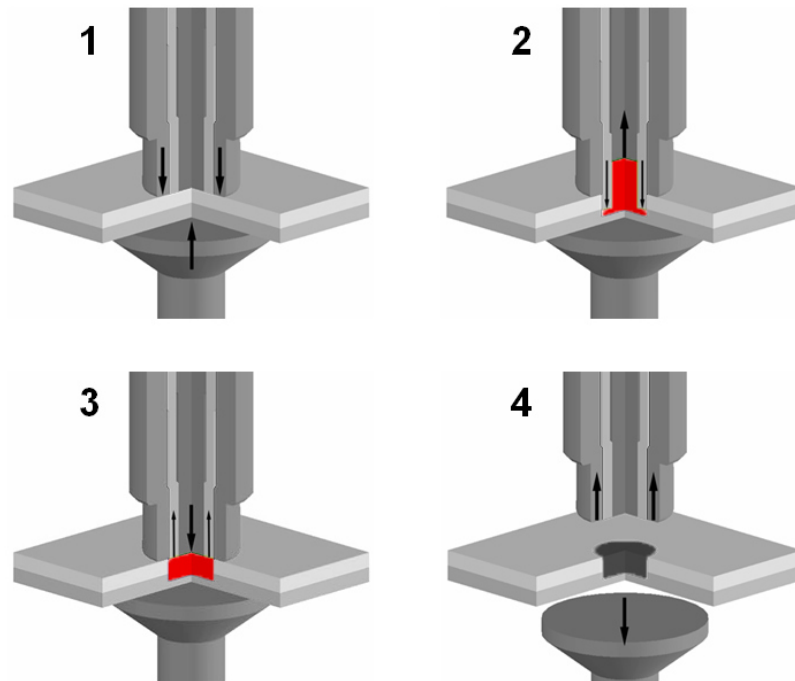


Figura 2.15 - Ilustração esquemática das quatro etapas do processo FSpW para a variante "penetração da camisa".

A Figura 2.15 apresenta uma ilustração esquemática das etapas do processo FSpW para a variante "penetração da camisa". Na primeira etapa, as chapas sobrepostas são pressionadas pelo anel de fixação, ao mesmo tempo em que o pino e a camisa começam a rotacionar na mesma direção até atingirem uma velocidade de rotação pré-estabelecida. Durante a segunda etapa, a aplicação de uma força axial promove a penetração da camisa até a profundidade desejada, ao mesmo tempo em que o pino é retraído. O material plastificado pelo calor, decorrente do atrito entre o componente penetrante da ferramenta e a superfície do material, escoou para a cavidade cilíndrica criada pela retração do pino, semelhante a um processo de extrusão indireta. Um tempo de permanência dos componentes em rotação nas respectivas posições, conhecido também como tempo de mistura, é geralmente utilizado com o intuito de assegurar a mistura adequada do material. Já na terceira etapa, o pino e a camisa voltam para a posição inicial, empurrando o material anteriormente

deslocado para o nível superficial. Na quarta e última etapa, a força aplicada ao anel de fixação é aliviada e a ferramenta removida, obtendo-se uma região de solda completamente preenchida com perda de material praticamente inexistente. A variante “penetração do pino” é semelhante, sendo neste caso o pino o componente penetrante do processo.

#### 2.4.2 Regiões da junta soldada

A macroestrutura obtida na soldagem pelo processo FSpW possui diferenças em relação às obtidas em processos de soldagem por fusão. A mesma é tipicamente dividida de acordo com a ilustração apresentada na Figura 2.16, resultado de um corte transversal em relação ao centro de solda. Cada uma das regiões apresenta diferentes características físicas e mecânicas, influenciadas pela variação do aporte térmico e da deformação plástica ao longo dessa seção [21].

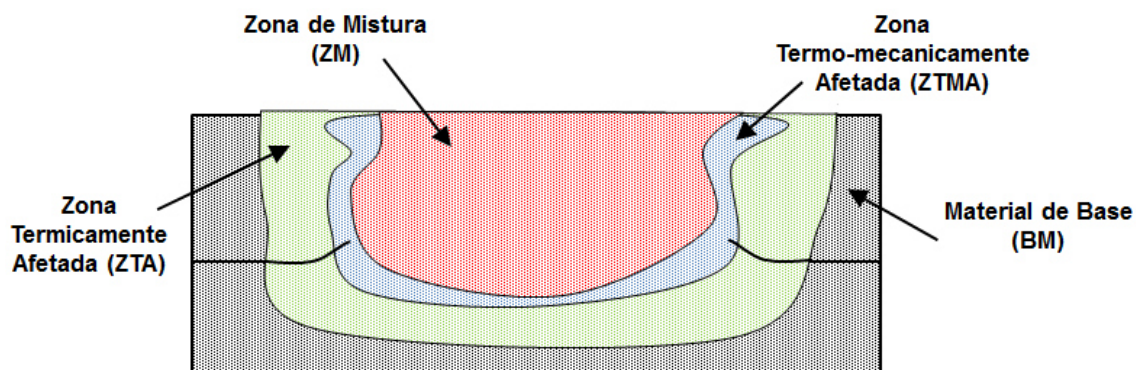


Figura 2.16 - Ilustração das diferentes regiões de uma junta soldada por FSpW em corte transversal.

- Metal de Base (MB): região distante do centro de solda que não é afetada pelo calor e pela deformação plástica gerados durante o processo, sendo a microestrutura resultado do processamento e/ou tratamentos térmicos prévios ao processo;
- Zona Termicamente Afetada (ZTA): região afetada apenas pelo calor durante a soldagem, na qual pequenas modificações microestruturais em

relação ao MB podem ser observadas, por exemplo, ligeiro crescimento de grão.

- Zona Termomecanicamente Afetada (ZTMA): corresponde à região de transição entre a ZTA e o centro da solda, na qual a microestrutura é deformada plasticamente pela ação do movimento da ferramenta e exposta a níveis de temperatura moderados, podendo ocorrer recuperação parcial ou completa dos grãos e eventual desestabilização do tratamento térmico do material. Os grãos aparecem alongados e altamente deformados em comparação aos grãos das regiões do MB e da ZTA.

- Zona de Mistura (ZM): região central da solda que experimenta graus de deformação plástica e temperatura suficientes para promover o fenômeno de recristalização dinâmica, resultando em uma microestrutura de grãos recristalizados e equiaxiais. Embora a temperatura a qual o material na ZM é submetido seja elevada, aproximadamente 80% da temperatura de fusão do material, apenas a plastificação do material ocorre nesta região.

### **2.4.3 Comportamento mecânico**

As propriedades mecânicas de uma junta sobreposta soldada a ponto são usualmente avaliadas mediante solicitações de cisalhamento e relacionadas a diferentes fatores, como o tamanho da solda, a dimensão e distribuição das diferentes regiões de solda, o tipo de união entre as chapas e pela presença de defeitos geométricos ou metalúrgicos.

O efeito do tamanho da solda sobre a resistência mecânica de uma junta soldada por FSSW é mostrado na Figura 2.17(a), de onde se observa uma relação de proporção direta entre a carga máxima em cisalhamento e a área de soldagem [79]. O aumento da extensão da área de soldagem implica no aumento da seção resistente efetiva da junta e, portanto, da carga necessária para provocar a falha. O aporte térmico gerado durante o processo de soldagem é responsável pela formação da área de soldagem e, dessa forma, também apresenta uma relação de proporção direta com a carga máxima de cisalhamento, conforme mostrado na Figura 2.17 (b) [79].

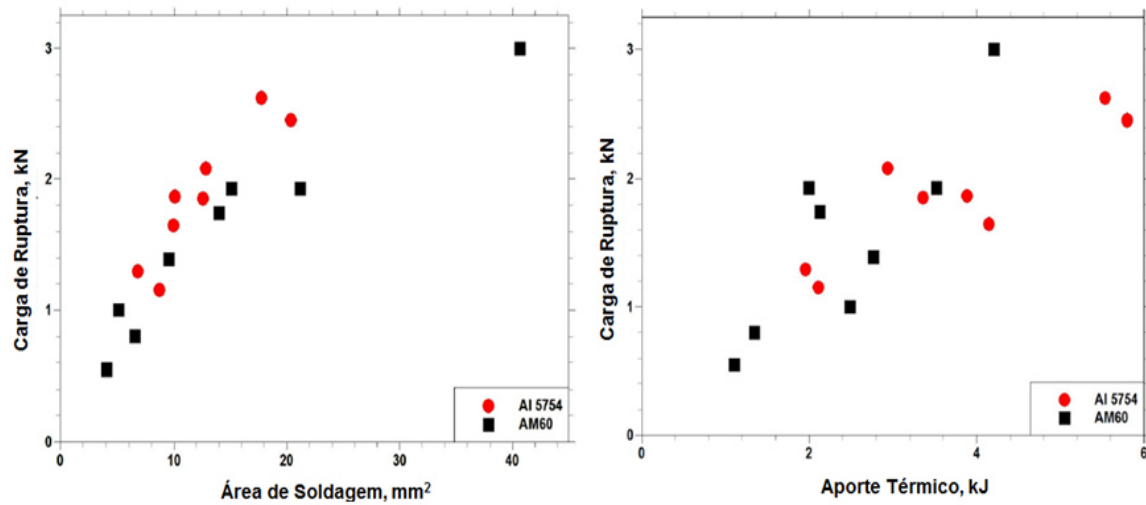


Figura 2.17 - Relação entre resistência mecânica e (a) a área de soldagem e (b) o aporte térmico de juntas sobrepostas soldadas por FSSW [79].

Os valores de aporte térmico apresentados são determinados analiticamente por meio de expressões matemáticas empíricas que descrevem a quantidade de calor fornecida ao sistema em função dos parâmetros de soldagem e variáveis de processo. Em soldas FSpW, resultante da atuação de um ou mais componentes da ferramenta, o aporte térmico ( $Q$ ) é expresso de acordo com a Equação 2.1 [79]:

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

onde  $n$  é o número da amostra,  $N$  é a amostra final,  $x$  é a profundidade de penetração da ferramenta,  $\omega$  é a velocidade angular da ferramenta (rad.s<sup>-1</sup>) e  $\Delta t$  é o tempo total de amostragem.

A proposição de que soldas extensas conferem um elevado desempenho mecânico trata-se somente de um conceito geral. Na realidade, a presença de defeitos nas regiões de solda pode exercer uma influência preponderante sobre as propriedades mecânicas de juntas soldadas a ponto por fricção [52, 80, 81]. A Figura 2.18 apresenta dois tipos de defeitos volumétricos típicos encontrados na ZM, conhecidos como falta de preenchimento e falta de mistura [52].



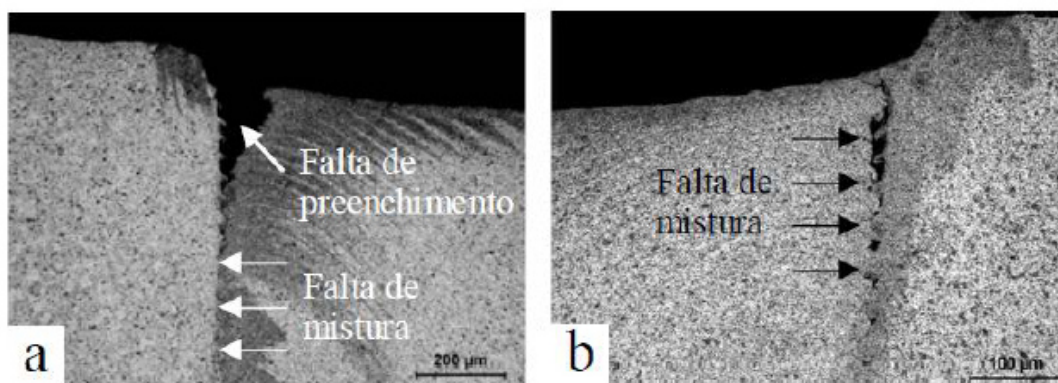


Figura 2.18 - Defeitos volumétricos dentro da zona de mistura da junta de alumínio AA2023 cladeado soldada por *FSpW* [52].

A falta de preenchimento é caracterizada por um preenchimento incompleto da cavidade criada pela penetração da camisa quando o pino retorna à superfície da junta durante a terceira etapa do processo de soldagem. A falta de mistura está associada a uma interface bem definida ao longo do caminho percorrido pela camisa durante a penetração, podendo criar vazios no interior da solda. Esses defeitos podem ser eliminados pela adequação dos parâmetros de soldagem de forma a aprimorar o fluxo de material durante o processo de soldagem.

Outro defeito geométrico comum encontrado na região de transição entre o metal não deformado e a região soldada é a cunha. Em termos gerais, a cunha compreende uma continuação da interface entre as chapas sobrepostas sendo soldadas, apresentando um perfil curvado em função dos movimentos de penetração e retração da ferramenta de soldagem. O processo de mistura de material ocasionado pelo movimento rotacional da ferramenta promove a fragmentação da cunha, que se transforma em uma região de união metalúrgica parcial. Yin et al. [80] demonstraram que a geometria da cunha pode variar em função dos parâmetros de soldagem, e.g. velocidade de rotação, conforme ilustrado na Figura 2.19. Segundo os autores, ainda que áreas de soldagem mais extensas sejam produzidas para velocidades de rotação mais elevadas, as maiores cargas de cisalhamento são obtidas para juntas com perfis de cunha menos acentuados ou com as menores velocidades de rotação. Este resultado é atribuído ao pronunciado deslocamento vertical da

cunha nas condições com maiores velocidades de rotação, atuando como um forte concentrador de tensão. Assim, o efeito benéfico resultante da extensão da solda não é suficiente para explicar o desempenho mecânico das juntas soldadas por fricção em função da capacidade de compensação do efeito ocasionado pela presença de defeitos.

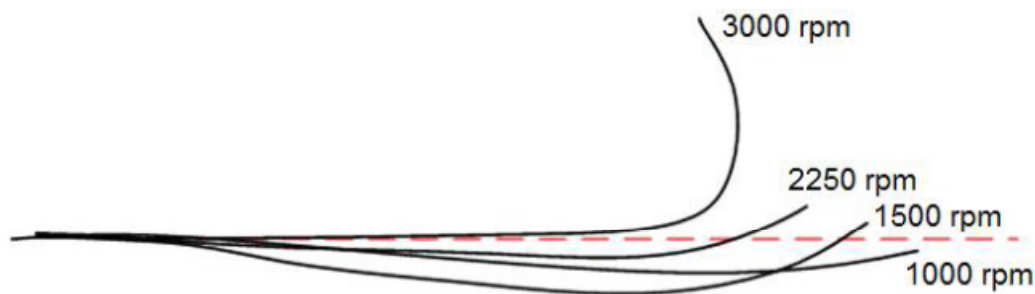


Figura 2.19 - Ilustração esquemática do perfil da cunha para diversos níveis de velocidade rotacional da ferramenta [80].

Em relação à união de materiais dissimilares produzidos pelos processos de soldagem por fricção, o principal defeito que afeta as propriedades mecânicas das juntas é de origem metalúrgica e se refere à formação excessiva de compostos intermetálicos. Os resultados de Bozzi et al. [81] mostram que juntas de alto desempenho mecânico são obtidas pela otimização da espessura da camada intermetálica, responsável pela consolidação da interface de união entre os materiais e, ao mesmo tempo, podendo afetar de forma negativa o desempenho da junta soldada, Figura 2.20. Deste modo, o entendimento da influência dos principais parâmetros de processo no fenômeno de difusão, ocorrendo na interface da junta durante o processo de soldagem de materiais dissimilares, torna-se essencial para o controle adequado da espessura da camada de intermetálicos formada e consequente melhoria do desempenho mecânico das juntas.

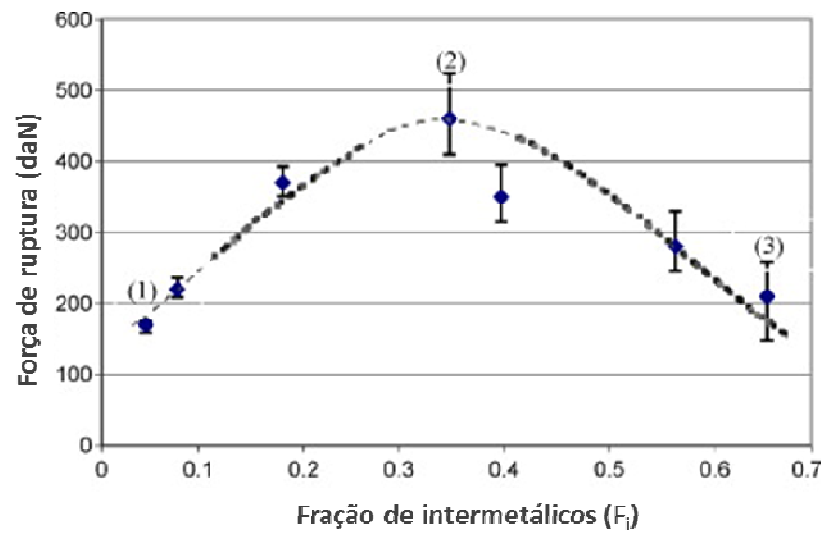


Figura 2.20 - Relação entre força de ruptura e a fração de intermetálicos formados na interface de juntas sobrepostas soldadas por FSSW [81].



### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

O fluxograma da Figura 3.1 apresenta esquematicamente todas as atividades planejadas e desenvolvidas neste estudo, baseadas nos objetivos anteriormente estabelecidos.

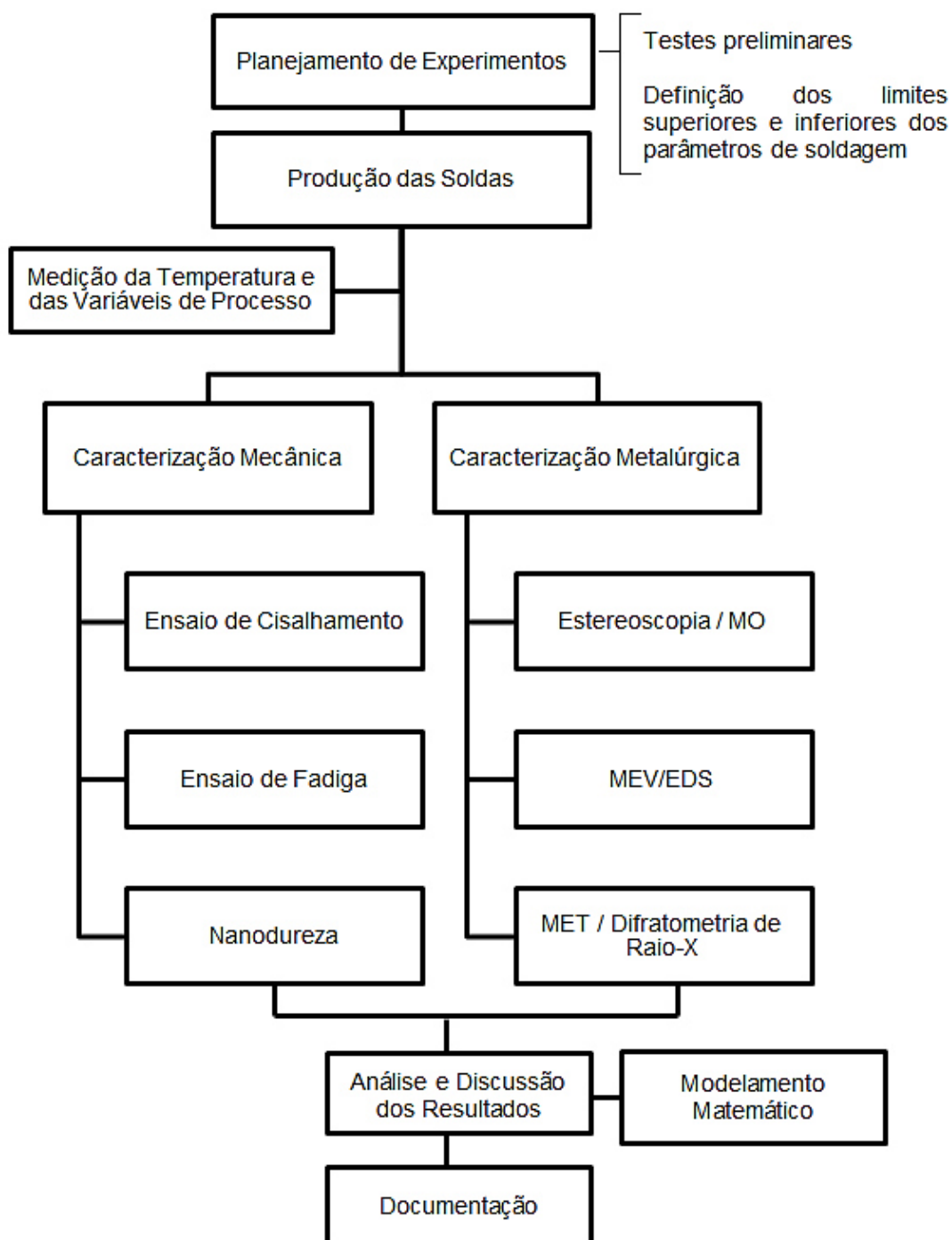


Figura 3.1 - Fluxograma das atividades experimentais desenvolvidas em todas as etapas do trabalho.

### 3.1 Descrição dos materiais

Neste trabalho foram produzidas juntas dissimilares de duas combinações de materiais: (1) AA5754-H22/Ti6Al4V e (2) AA6181-T4/Ti6Al4V. As ligas de alumínio AA5754 na condição H22, endurecida por deformação e parcialmente recozida, e AA6181 na condição T4, solubilizada e envelhecida naturalmente, foram utilizadas na forma de chapas com 2,0 e 1,5 mm de espessura, respectivamente. A liga de titânio Ti6Al4V, com espessuras de 2,5 e 1,5 mm, apresentava-se na condição forjada e recozida a 190°C durante 6 horas e resfriada ao ar. A composição química dos materiais utilizados é apresentada na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 - Composição química das ligas de alumínio e titânio utilizadas (% em peso).

|                   | <b>Mg</b> | <b>Si</b> | <b>Fe</b> | <b>Cu</b> | <b>Mn</b> | <b>Cr</b> | <b>Zn</b> | <b>Al</b> |
|-------------------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|
| <b>AA5754-H22</b> | 3,1       | 0,15      | 0,2       | 0,05      | 0,08      | 0,012     | 0,01      | Bal.      |
| <b>AA6181-T4</b>  | 0,74      | 0,85      | 0,25      | 0,06      | 0,09      | 0,013     | 0,012     | Bal.      |
|                   | <b>Al</b> | <b>V</b>  | <b>Fe</b> | <b>C</b>  | <b>O</b>  | <b>N</b>  | <b>H</b>  | <b>Ti</b> |
| <b>Ti6Al4V</b>    | 6,25      | 3,91      | 0,14      | 0,023     | 0,13      | 0,003     | 0,002     | Bal.      |

### 3.2 Descrição do equipamento de soldagem

A produção das juntas propostas neste estudo foi realizada no centro de pesquisa alemão Helmholtz-Zentrum Geesthacht (HZG), em uma máquina comercial RPS200 através da variante “penetração da camisa”. A Figura 3.2 mostra o equipamento de soldagem utilizado. Um sistema integrado de monitoramento registra a profundidade de penetração, velocidade de rotação, força axial e tempo de soldagem, bem como as posições da camisa e do pino. A força axial da máquina pode chegar a níveis equivalentes a 40 kN de força axial e a 3300 rpm de velocidade de rotação. A ferramenta de soldagem, apresentada na Figura 3.3, é composta por três componentes distintos: anel de fixação, camisa e pino com diâmetros externos de 18, 9 e 6 mm, respectivamente.

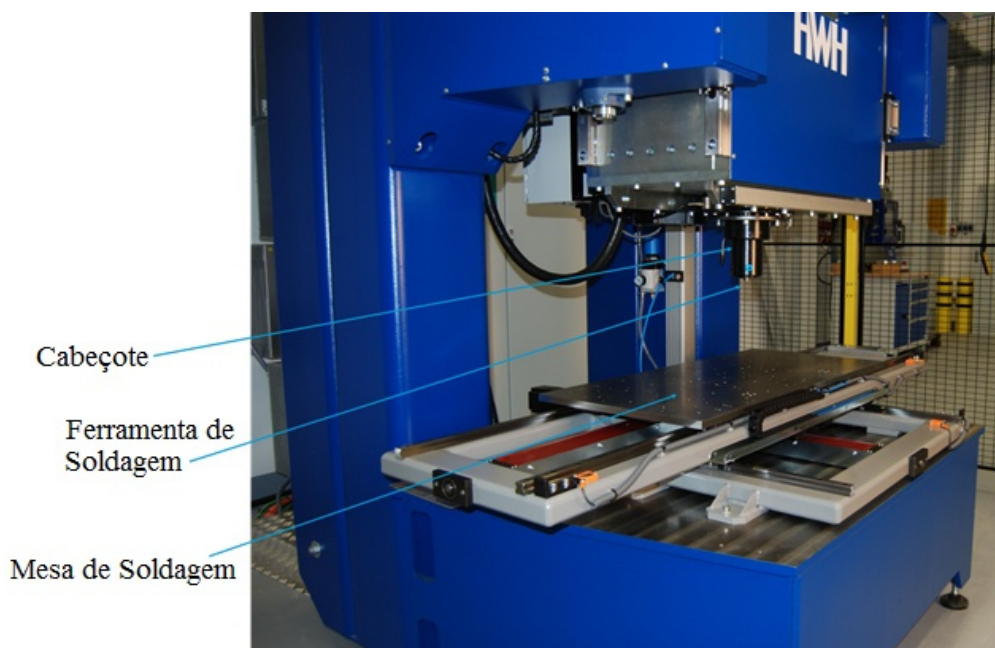


Figura 3.2 - Equipamento de soldagem FSpW Harms & Wende RPS 200.



Figura 3.3 - Componentes da ferramenta de soldagem FSpW utilizada na produção das soldas.

As juntas foram produzidas na configuração de sobrepostas, com a placa de alumínio disposta na parte superior, de forma que somente o alumínio fosse penetrado pela ferramenta. Esse posicionamento se fez necessário por dois motivos principais: (1) tornar a soldagem viável em termos de vida útil da ferramenta, a qual seria drasticamente diminuída caso houvesse o contato direto com placa de titânio durante o processo; (2) evitar a formação excessiva de compostos intermetálicos.

Foi estabelecido um intervalo mínimo de 5 minutos entre a realização de soldas consecutivas, de modo que houvesse tempo suficiente para o resfriamento da ferramenta. Anteriormente à instalação da ferramenta, todos os seus componentes foram limpos através de imersão em solução aquosa de hidróxido de sódio por um período de 24 horas, para remoção de qualquer material ou impureza aderida à superfície da ferramenta. Este procedimento foi repetido a cada intervalo máximo de 20 soldas.

Como um instrumento complementar, realizou-se medições do ciclo térmico durante o processo de soldagem para condições de interesse, tendo como finalidade verificar o efeito do aporte térmico no desempenho mecânico da junta soldada. O perfil térmico foi obtido através de três termopares do tipo-K com 0,6 mm de diâmetro, conectados ao sistema de condicionamento de sinal e aquisição de dados National Instruments SCXI, integrado a um microcomputador. O software LabView foi utilizado para avaliação dos dados em tempo real com uma taxa de aquisição de 50 kHz. Para o posicionamento dos termopares, três furos passantes de 0,7 mm de diâmetro foram produzidos na chapa de titânio de acordo com a Figura 3.4. Os termopares foram introduzidos pela parte inferior da chapa de titânio até atingir a chapa de alumínio, de modo a permitir a medição da temperatura na interface da região soldada.

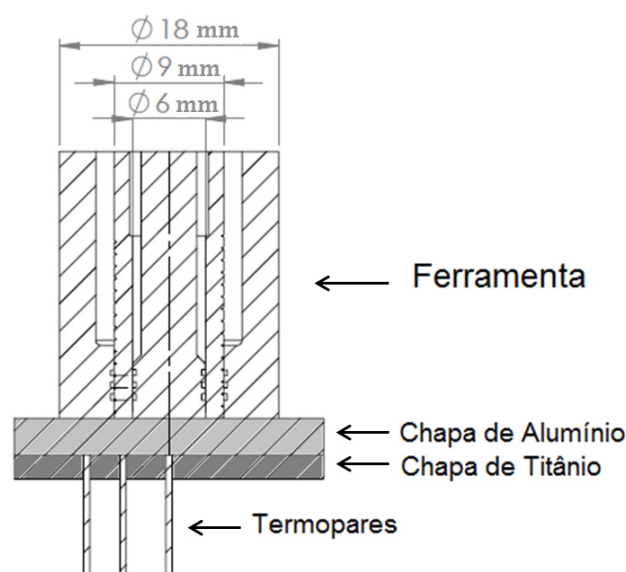


Figura 3.4 - Distribuição e localização dos termopares nas amostras.



### 3.3 Testes preliminares

Inicialmente definiu-se a janela de processabilidade dos materiais através de uma ampla variação dos parâmetros de processo. Para a determinação dos limites superiores e inferiores de cada parâmetro foram levados em consideração dois fatores principais: análise visual da qualidade da solda produzida, tais como ausência de defeitos superficiais e de rebarba, e o resultado obtido em teste de cisalhamento. Caso a qualidade visual fosse aceitável, a amostra era submetida ao teste de cisalhamento e o parâmetro era considerado válido caso a amostra superasse um valor mínimo de 3000 N.

Dentre as possíveis variáveis operacionais do processo, foram utilizadas e avaliadas a velocidade de rotação da ferramenta (VR), a profundidade de penetração (PP) e o tempo de mistura (TM). As demais variáveis foram mantidas constantes: força axial em 12 kN, tempo de penetração e retração da ferramenta em 1 s. Observou-se contudo que a resistência mecânica das duas combinações de solda sempre aumentava para as maiores profundidades de penetração, com todos os outros parâmetros mantidos constantes. A Figura 3.5 apresenta a relação entre a resistência mecânica e profundidade de penetração para a combinação AA6181-T4/Ti6Al4V. Desta forma, definiu-se que esta variável seria mantida constante no valor máximo de penetração possível, sem que ocorresse o contato entre a ferramenta e a placa de titânio, para cada uma das combinações de solda.

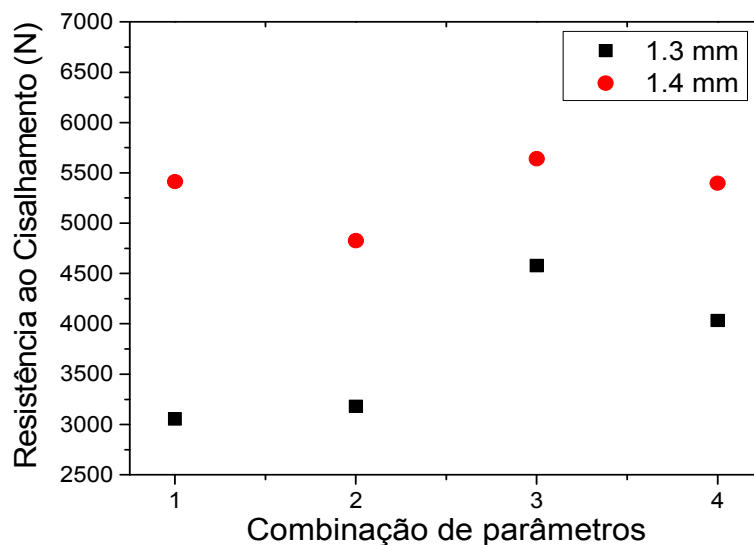


Figura 3.5 - Influência da profundidade de penetração na resistência ao cisalhamento das soldas AA6181-T4/Ti6Al4V.

O intervalo de variação dos parâmetros de processo utilizado neste estudo, para cada uma das combinações de solda, é mostrado na Tabela 3.2 e Tabela 3.3.

Tabela 3.2 - Níveis de variação dos parâmetros para a combinação AA5754-H22/Ti6Al4V.

| <b>AA5754-H22/Ti6Al4V</b>       |          |        |      |      |
|---------------------------------|----------|--------|------|------|
| Parâmetros                      | Símbolos | Níveis |      |      |
|                                 |          | 1      | 2    | 3    |
| Velocidade de rotação (rpm)     | VR       | 1800   | 2000 | 2200 |
| Tempo de Mistura (s)            | TM       | 2      | 5    | 8    |
| Profundidade de Penetração (mm) | PP       | 1,8    |      |      |

Tabela 3.3 - Níveis de variação dos parâmetros para a combinação AA6181-T4/Ti6Al4V.

| <b>AA6181-T4/Ti6Al4V</b>        |          |        |      |      |
|---------------------------------|----------|--------|------|------|
| Parâmetros                      | Símbolos | Níveis |      |      |
|                                 |          | 1      | 2    | 3    |
| Velocidade de rotação (rpm)     | VR       | 2000   | 2500 | 3000 |
| Tempo de Mistura (s)            | TM       | 1      | 3    | 5    |
| Profundidade de Penetração (mm) | PP       | 1,4    |      |      |

Depois de encontrada a janela de processabilidade, as juntas soldadas foram produzidas a partir de condições pré-definidas por métodos estatísticos de planejamento de experimentos (DOE, do inglês *design of experiments*), com o propósito de encontrar a combinação de parâmetros de soldagem otimizada e compreender a influência de tais parâmetros na formação da interface e no desempenho mecânico das juntas soldadas.

### 3.4 Planejamento de experimentos

Para entender a influência de um fator (propriedade física do sistema) sobre uma resposta analítica, uma importante técnica de planejamento de experimentos comumente utilizada é a fatorial. Para este tipo de planejamento, escolhem-se os fatores a serem estudados e efetuam-se experimentos baseados na combinação de todos os níveis pré-estabelecidos para cada um desses fatores. Um dos aspectos favoráveis desta técnica é a possibilidade da avaliação direta do efeito individual das variáveis de processo, assim como de suas interações, sobre a resposta.

O estudo da otimização dos parâmetros de soldagem do processo FSpW para as combinações AA5754-H22/Ti6Al4V e AA6181-T4/Ti6Al4V foi realizado através da aplicação do planejamento de experimentos fatorial completo do tipo  $3^2$  (2 fatores em 3 níveis), resultando em 9 condições de soldagem. A carga de cisalhamento foi escolhida como sendo a variável resposta, sendo avaliada com o intuito de entender o efeito da velocidade de rotação e do tempo de mistura na qualidade das juntas e, assim, otimizar as condições experimentais.

O principal objetivo da otimização é determinar os níveis das variáveis independentes ou de controle que conduzam às melhores características de qualidade (resposta) de um determinado produto. Isso pode ser realizado em conjunto com a metodologia de superfície de resposta (RSM, do inglês *response surface methodology*), definida como um método estatístico que utiliza dados quantitativos de um desenho de experimentos para determinar e simultaneamente solucionar equações multivariadas. Essas equações podem ser representadas graficamente como superfícies de resposta, as quais são

usadas principalmente para determinar os melhores ajustes das variáveis de controle que resultam em um valor máximo (ou mínimo) da resposta, dentro da região de interesse. Com base nos resultados obtidos no planejamento de experimentos, foram obtidas as superfícies de resposta para cada uma das combinações de soldagem, utilizando-se de uma equação de segunda ordem do tipo:

$$y = \beta_0 + \sum_{i=1}^k \beta_i x_i + \sum_{i < j} \sum \beta_{ij} x_i x_j + \sum_{i=1}^k \beta_{ii} x_i^2 + \varepsilon \quad (3.1)$$

sendo que  $\beta$  representa os coeficientes da equação,  $x$  os fatores experimentais e  $\varepsilon$  o erro experimental ou a dispersão dos resultados em torno da equação matemática aproximada aos pontos experimentais.

### 3.5 Caracterização metalúrgica

Para a obtenção de uma visão geral da qualidade das juntas soldadas e o entendimento de como os parâmetros de controle estão agindo sobre os materiais, foram analisadas as microestruturas das juntas soldadas. Um microscópio ótico (Leica Q550IW) foi inicialmente utilizado para obter imagens de microscopia ótica por luz refletida em amostras seccionadas no centro do botão de solda e preparadas seguindo os procedimentos metalográficos padrões de embutimento, lixamento e polimento. Por se tratar de juntas dissimilares, o ataque químico foi dividido em duas etapas: na primeira etapa as amostras foram submetidas ao ataque químico por imersão em uma solução de Kroll para a caracterização metalúrgica do titânio; na segunda etapa as amostras foram atacadas através de um processo eletrolítico utilizando uma solução Barker (1,8% de ácido fluorobórico em H<sub>2</sub>O) para a caracterização metalúrgica do alumínio. A análise por microscopia ótica (MO) foi empregada principalmente para avaliação da interface das juntas soldadas, das características das diferentes regiões da solda e presença de defeitos metalúrgicos e geométricos.

Posteriormente, um microscópio eletrônico de varredura (Philips XL30-FEG) foi usado para obter imagens em maiores resoluções via elétrons secundários e retroespalhados, assim como para realizar análises de composição química por EDS (espectroscopia por dispersão de energia), da interface das juntas soldadas. Para a avaliação dos mecanismos básicos de falha, a morfologia das superfícies de fratura provenientes dos ensaios de fadiga foi observada tanto por microscopia eletrônica de varredura, quanto por microscopia a laser (Keyence VK-9700). Na identificação e observação da morfologia dos compostos intermetálicos formados durante o processo fez-se necessário à utilização de um microscópio eletrônico de transmissão (Tecnai FEI G<sup>2</sup> F20) equipado com um canhão de emissão de campo (FEG, do inglês *field emission gun*). As imagens foram realizadas a partir de uma fina camada da interface da junta removida por um feixe de íon focalizado (FIB, do inglês *focused ion beam*) e analisadas nos modos convencional, alta resolução (HRTEM, do inglês *high resolution transmission electron microscopy*) e varredura.

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

### **3.6 Caracterização mecânica**

#### **3.6.1 Propriedades mecânicas localizadas**

A caracterização mecânica localizada foi realizada através de ensaios de nanodureza na região da interface das juntas. Os ensaios foram realizados para a caracterização mecânica local da interface, a fim de auxiliar na identificação dos compostos intermetálicos. Para as medições de nanodureza foi utilizado um nanodurômetro modelo MTS NanoIndenter XP. A velocidade de aproximação da superfície foi de 10 nm/s com uma oscilação harmônica do deslocamento de 3 nm e uma frequência de 45 Hz. A taxa de deslocamento

utilizada foi de 0,05 s<sup>-1</sup> e deslocamento mínimo e máximo de 100 e 200 nm, respectivamente.

### 3.6.2 Propriedades mecânicas globais

#### Ensaio de cisalhamento

As propriedades mecânicas globais das juntas soldadas foram inicialmente avaliadas através da realização de ensaios de cisalhamento, segundo os procedimentos estabelecidos pela norma *ISO 14273 - Specimen dimensions and procedure for shear testing resistance spot, seam and embossed projection welds* [82]. Os testes foram realizados em uma máquina universal de ensaios mecânicos Zwick/Roell, a uma velocidade de deslocamento de 2 mm/min e temperatura ambiente. A Figura 3.6 apresenta a geometria e as dimensões dos corpos de prova utilizados. A máquina de ensaio, juntamente com o detalhe do corpo de prova devidamente fixado para a realização do ensaio de cisalhamento, é mostrada na Figura 3.7.

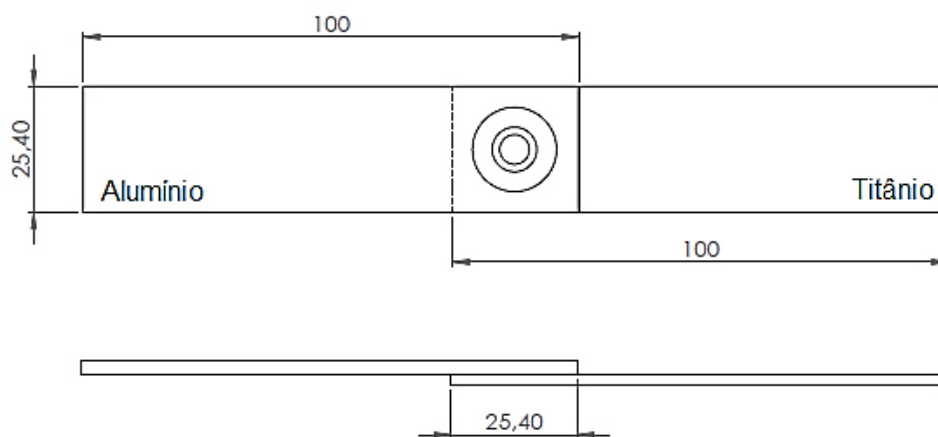


Figura 3.6 - Dimensões dos corpos de prova utilizados nos ensaios de cisalhamento.



Figura 3.7 - Máquina modelo Zwick/Roell utilizada para a avaliação da resistência mecânica das juntas soldadas sob solicitação de cisalhamento.

Para algumas soldas de interesse, foi monitorada ainda a distribuição de deformações na superfície das juntas através do software Aramis® (GOM mbH). Neste caso, os corpos de prova foram inicialmente pintados com um spray branco, seguido da aplicação de uma camada fina de tinta preta com o intuito de gerar um padrão de pontos escuros sobre um plano de fundo claro. Dessa forma, o software Aramis® é capaz de calcular níveis de deformação através do movimento relativo destes pontos em relação a um sistema de coordenadas virtual X-Y durante o ensaio. O monitoramento das deformações foi realizado por imagens obtidas na superfície do botão de solda através de um sistema de câmeras, similar ao da Figura 3.8.



Figura 3.8 - Sistema de câmeras do Aramis® utilizadas para o monitoramento das deformações durante o ensaio de cisalhamento.

## Ensaio de fadiga

Para a avaliação do desempenho das juntas em solicitações cíclicas, foram realizados ensaios de fadiga de acordo com a norma *ISO 14324 - Resistance spot welding — Destructive tests of welds — Method for the fatigue testing of spot welded joints* [83]. O detalhe do corpo de prova posicionado para na máquina de ensaio é mostrado na Figura 3.9. A fadiga cíclica foi estudada sob uma condição de tensão em ondas sinusoidais com frequência de 20 Hz e razão de tensão constante (R) entre a tensão mínima ( $\sigma_{\min}$ ) e máxima ( $\sigma_{\max}$ ) de 0,1. Sete amostras foram utilizadas nos testes de fadiga para cada nível de tensão. Amostras com alta vida em fadiga tiveram os testes interrompidos em  $5 \times 10^6$  ciclos. A partir dos ensaios foram criadas curvas de Wohler, ou também chamadas de curvas S-N, para as combinações de juntas propostas neste estudo.



Figura 3.9 – Posicionamento do corpo de prova para a realização do ensaio de fadiga.

A distribuição de probabilidade de Weibull foi utilizada na análise da confiabilidade dos resultados de fadiga. A partir dos resultados foi possível determinar o limite de fadiga e o tempo médio de vida em fadiga para níveis específicos de confiabilidade e carregamento.

A função densidade de probabilidade (FDP) da distribuição de Weibull é dada por:

$$f(x) = \frac{\beta}{\alpha} (x\alpha)^{\beta-1} e^{-\left(\frac{x}{\alpha}\right)^\beta} \quad \alpha > 0, \beta > 0 \quad (3.2)$$

sendo  $\alpha$  e  $\beta$  os parâmetros de forma e de escala, respectivamente.



A Equação 3.3 é a função de distribuição acumulada (FDA) derivada da Equação 3.2.

$$F_f(x) = 1 - e^{-\left(\frac{x}{\alpha}\right)^\beta} \quad (3.3)$$

A partir da linearização da FDA, é possível encontrar os valores dos parâmetros de forma ( $\alpha$ ) e de escala ( $\beta$ ), os quais são utilizados para o cálculo do tempo médio de vida em fadiga (MTTF, do inglês *mean time to failure*) de acordo com a Equação 3.4.

$$\text{MTTF} = \alpha \Gamma \left( 1 + \frac{1}{\beta} \right) \quad (3.4)$$

sendo  $\Gamma$  denominada função Gamma [19], [20] and [21].

Neste estudo foram obtidas curvas S-N para quatro diferentes níveis de confiabilidade: 10%, 50%, 90% e 99%. Tais curvas oferecem aos projetistas a vida em fadiga das soldas de acordo com nível de segurança ou confiabilidade desejado, sendo calculadas a partir da Equação 3.5.

$$N_{R_x} = \alpha (-\ln(R_x))^{-1/\beta} \quad (3.5)$$

sendo  $N_{R_x}$  a vida em fadiga das soldas para uma confiabilidade de  $x\%$ .



## 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

A Figura 4.1 apresenta duas juntas sobrepostas soldadas pelo processo FSpW, representativas das combinações AA5754-H22/Ti6Al4V e AA6181-T4/Ti6Al4V, onde é possível visualizar o ponto de solda e são destacadas as características e o excelente acabamento da superfície das juntas.

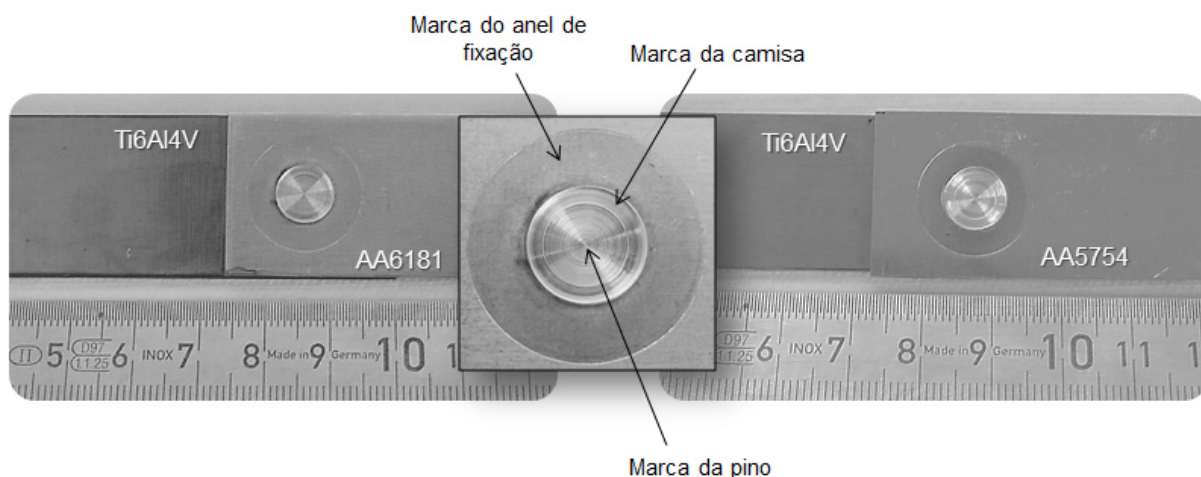


Figura 4.1 – Juntas dissimilares sobrepostas soldadas pelo processo FSpW.

### 4.1 Otimização dos parâmetros de soldagem

#### 4.1.1 Juntas dissimilares AA6181-T4/Ti6Al4V

##### Planejamento de experimentos

A matriz de experimentos gerada pelo planejamento fatorial do tipo  $3^2$ , com os valores da carga de cisalhamento média e do desvio padrão obtidos nos ensaios mecânicos, realizados em triplicata para cada uma das combinações de parâmetros, é mostrada na Tabela 4.1. Cada uma das combinações de parâmetros foi definida como uma condição de soldagem e numerada de 1 a 9.

Tabela 4.1 - Matriz de experimentos fatorial  $3^2$  das juntas AA6181-T4/Ti6Al4V e os respectivos valores de carga de cisalhamento.

| Cond. | Parâmetros |        | Resposta    |             |             | Carga média (N) |
|-------|------------|--------|-------------|-------------|-------------|-----------------|
|       | VR (rpm)   | TM (s) | Carga 1 (N) | Carga 2 (N) | Carga 3 (N) |                 |
| 1     | 2000       | 1      | 5434        | 5160        | 5061        | 5218 ± 193      |
| 2     | 2000       | 3      | 4896        | 5325        | 5326        | 5182 ± 248      |
| 3     | 2000       | 5      | 5831        | 5209        | 5506        | 5515 ± 311      |
| 4     | 2500       | 1      | 5516        | 5737        | 5827        | 5693 ± 160      |
| 5     | 2500       | 3      | 6121        | 7089        | 6138        | 6449 ± 554      |
| 6     | 2500       | 5      | 5821        | 5596        | 5863        | 5760 ± 144      |
| 7     | 3000       | 1      | 5813        | 5399        | 5611        | 5608 ± 207      |
| 8     | 3000       | 3      | 4873        | 4681        | 5175        | 4910 ± 249      |
| 9     | 3000       | 5      | 4830        | 4789        | 4688        | 4769 ± 73       |

Em geral, as juntas soldadas apresentaram valores de carga de cisalhamento com pouca dispersão ou boa reprodutibilidade, variando entre  $4769 \pm 73$  N (condição 9) e  $6449 \pm 554$  N (condição 5). Para efeito de comparação, é recomendado que a carga de ruptura durante o ensaio de cisalhamento de juntas dissimilares seja confrontada com os valores de juntas produzidas no material com a menor resistência mecânica [84]. Assim, os resultados acima obtidos foram comparados com o valor de resistência ao cisalhamento mínimo exigido pela norma *SAE AMS-W-6858A: Welding, Resistance: Spot and Seam* [85] para juntas similares entre ligas de alumínio com espessura de 1,5 mm, obtidas através da técnica de RSW. Ademais, os valores de resistência ao cisalhamento foram ainda comparados aos valores obtidos para juntas similares de alumínio AA6181-T4 produzidas por FSpW [52]. A Figura 4.2 apresenta o estudo comparativo supracitado.

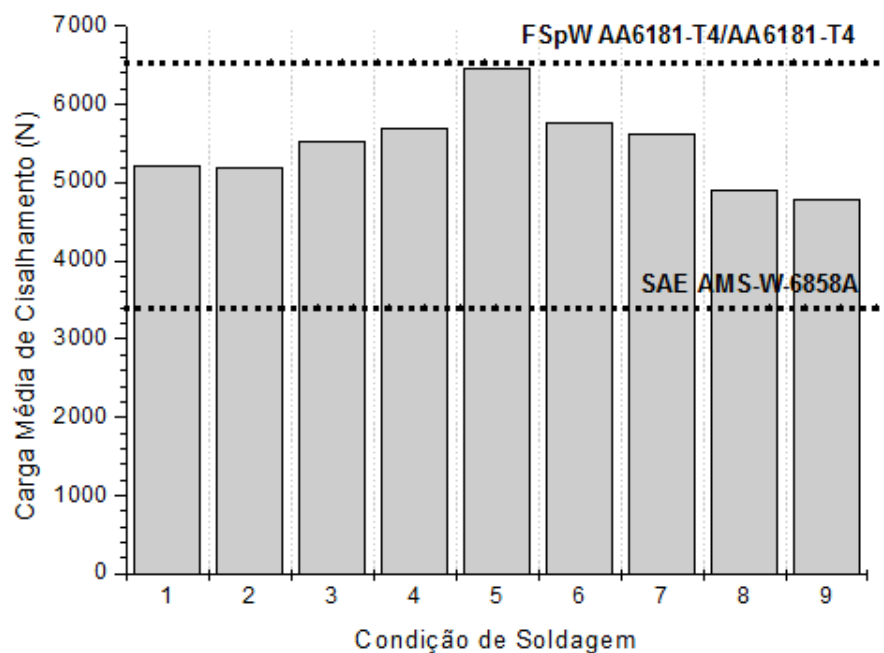


Figura 4.2 - Gráfico comparativo entre a resistência das juntas AA6181-T4/Ti6Al4V e os dados provenientes da literatura.

De acordo com os valores apresentados na Figura 4.2, observou-se que carga de cisalhamento máxima obtida neste estudo é similar aos valores publicados para juntas similares de AA6181-T4 também produzidas por FSpW. Além disso, todas as condições de soldagem estudadas atenderam ao requisito mínimo de resistência mecânica estabelecido pela norma *SAE AMS-W-6858A*; 3400N para ligas de alumínio com 1,5 mm de espessura e resistência mecânica entre 240 e 386 Mpa. Tais resultados estão possivelmente associados à formação de uma quantidade pequena de intermetálicos na interface das juntas, sendo um primeiro indicativo do potencial de substituição das técnicas consolidadas na indústria automobilística e aeronáutica por FSpW.

### **Análise de variância (ANOVA)**

O entendimento do efeito das fontes de variação, parâmetros de soldagem e suas respectivas interações, sobre o desempenho das soldas foi realizado através da análise de variância (ANOVA). Ao realizar-se a ANOVA, o quadrado médio (QM) para cada fonte de variação foi inicialmente calculado. O

quadrado médio é obtido dividindo-se a soma de quadrados (SQ) pelo número de graus de liberdade (GL) correspondente. Em seguida, calculou-se o valor F (do inglês, *F-statistics*) pela razão entre os quadrados médios do modelo e os quadrados médios do resíduo (erro experimental). O valor F é importante para entender quão significativo é o efeito de uma fonte de variação sobre a variável dependente ou resposta. O valor F é elevado quando as variâncias são diferentes, sugerindo um efeito significativo sobre a resposta. Ademais, a porcentagem de contribuição individual de cada parâmetro (P%) foi ainda obtida em função da soma dos quadrados, a qual representa o poder relativo de cada fonte de variação em reduzir a variância total.

A Tabela 4.2 contém os resultados da ANOVA para a carga de cisalhamento média, para um nível de significância de 5%. Note que cada fonte de variação tem dois graus de liberdade, os quais foram utilizados para estimar o efeito de primeira ordem (termo linear) e o efeito de segunda ordem (termo quadrático).

Tabela 4.2 - Análise de variância da carga de cisalhamento média das juntas AA6181-T4/Ti6Al4V.

| Fonte                              | SQ             | GL        | QM             | F            | P (%)                        |
|------------------------------------|----------------|-----------|----------------|--------------|------------------------------|
| <b>VR (rpm) (L) + (Q)</b>          | <b>3729508</b> | <b>2</b>  | <b>1864754</b> | <b>25,47</b> | <b>49,7%</b>                 |
| VR (rpm) (L)                       | 198240         | 1         | 198240         | 2,71         | 2,6%                         |
| VR (rpm) (Q)                       | 3531268        | 1         | 3531268        | <b>48,23</b> | 47,0%                        |
| <b>TM (s) (L) + (Q)</b>            | <b>157705</b>  | <b>2</b>  | <b>78853</b>   | 1,08         | <b>2,1%</b>                  |
| TM (s) (L)                         | 112812         | 1         | 112812         | 1,54         | 1,5%                         |
| TM (s) (Q)                         | 44893          | 1         | 44893          | 0,61         | 0,6%                         |
| <b>VR (L) + (Q) * TM (L) + (Q)</b> | <b>2304201</b> | <b>4</b>  | <b>576050</b>  | <b>7,87</b>  | <b>30,7%</b>                 |
| VR (L) * TM (L)                    | 967304         | 1         | 967304         | 13,21        | 12,9%                        |
| VR (L) * TM (Q)                    | 8867           | 1         | 8867           | 0,12         | 0,1%                         |
| VR (Q) * TM (L)                    | 113906         | 1         | 113906         | 1,56         | 1,5%                         |
| VR (Q) * TM (Q)                    | 1214124        | 1         | 1214124        | 16,58        | 16,2%                        |
| <b>Erro</b>                        | <b>1318005</b> | <b>18</b> | <b>73222</b>   |              | <b>17,5%</b>                 |
| <b>Total</b>                       | <b>7509421</b> | <b>26</b> |                |              | <b>R<sup>2</sup> = 0,825</b> |

A partir dos resultados observou-se que, para o intervalo de variação dos parâmetros investigados, a resistência ao cisalhamento é afetada de modo significativo pela VR (49,7%), seguido da interação VR\*TM (30,7%). Este

resultado sugere que VR e TM são parâmetros chaves no controle da resistência das juntas soldadas. Em contrapartida, o efeito individual de TM não exerce influência física significativa sobre a carga de cisalhamento, uma vez que sua porcentagem de contribuição é menor que o erro experimental associado.

A Figura 4.3 apresenta os gráficos dos efeitos principais dos parâmetros de processo sobre a carga de cisalhamento. O perfil aproximadamente plano da curva de TM é mais um indicativo da baixa contribuição individual deste parâmetro sobre a resistência da junta, ao passo que a importância de VR é confirmada pelo perfil mais agudo da curva correspondente. Ademais, é importante ressaltar que o perfil das curvas sugere ainda que a condição otimizada encontra-se em um nível dentro do intervalo investigado, não sendo necessário a realização de experimentos adicionais.

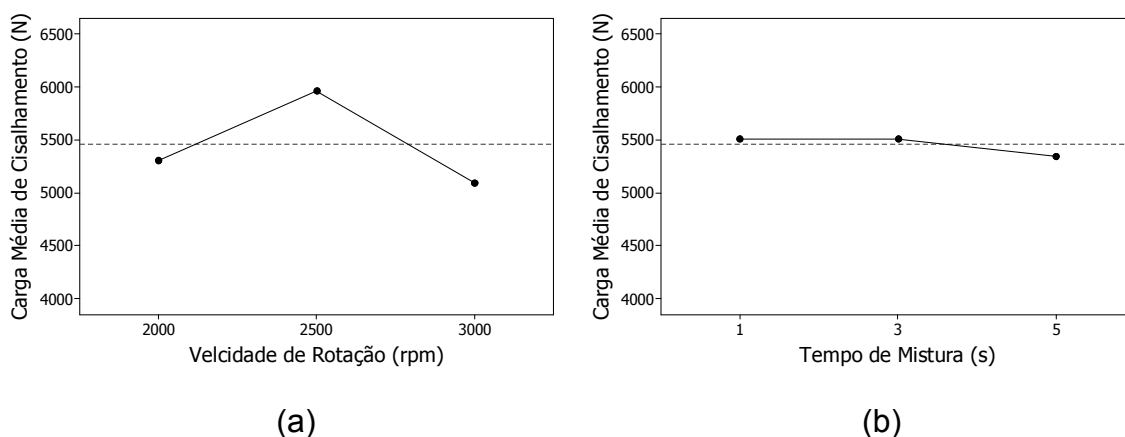


Figura 4.3 - Efeitos principais da velocidade de rotação (a) e do tempo de mistura (b) na carga de cisalhamento das juntas AA6181-T4/Ti6Al4V. A linha horizontal refere-se à média de todos os experimentos (5456 N).

A Figura 4.4 apresenta o gráfico de interação entre os dois fatores estudados, VR e TM, em relação à carga de cisalhamento. A interação entre os fatores está associada à mudança de comportamento de um fator nos diferentes níveis do outro fator, com relação à característica de interesse. O comportamento distinto das curvas confirma que a interação entre VR e TM foi significativa. Tal interação está associada com alterações notáveis no aporte de

calor que, por sua vez, estão relacionadas com variações nos ciclos de temperatura devido à variação simultânea dos fatores. Em outras palavras, aparentemente o processo de difusão, responsável pela formação da interface das juntas, foi significativamente afetado pela interação de VR e TM. Isto pode ser mais bem entendido em termos de fluxo de difusão ( $J$ ), variável diretamente proporcional à temperatura e definida como o número de átomos em difusão através de uma área unitária por unidade de tempo. Como mencionado anteriormente, uma boa interface depende da difusão de uma quantidade adequada de átomos ( $J \cdot \text{tempo}$ ), capaz de consolidar a interface e não formar camadas excessivas de intermetálicos. Uma vez que VR e TM são parâmetros de processo que afetam diretamente a temperatura e tempo de difusão, respectivamente, é esperado que juntas com alto desempenho mecânico sejam obtidas pelo equilíbrio apropriado destas duas variáveis. Esta suposição é confirmada na Figura 4.4, mostrando que as juntas com as maiores cargas de cisalhamento foram obtidas quando utilizados valores intermediários de VR e TM.

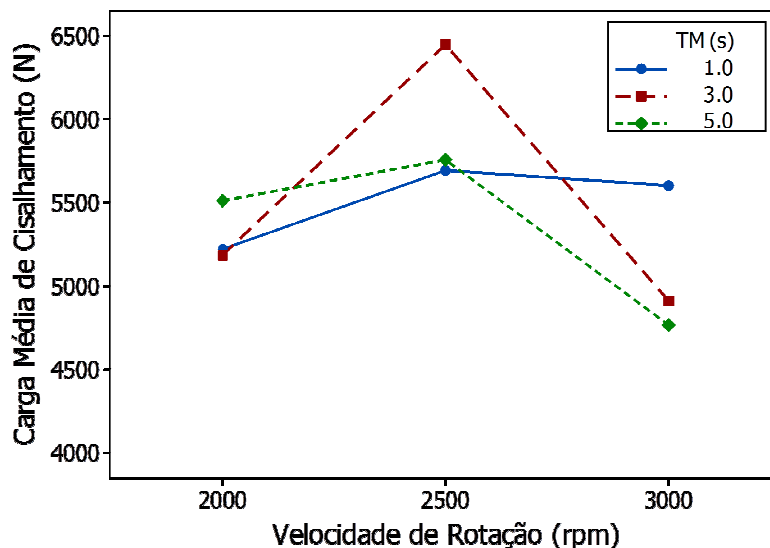


Figura 4.4 - Efeito da interação entre a velocidade de rotação e o tempo de mistura na carga de cisalhamento das juntas AA6181-T4/Ti6Al4V.



### Metodologia de superfície de resposta (RSM)

A metodologia de superfície de resposta tem como finalidade modelar numericamente o comportamento das variáveis independentes sobre a resposta do processo. As formas mais comuns de estabelecer tal relação ocorrem através da utilização de polinômios de primeira e segunda ordem. Modelos de segunda ordem são matematicamente mais complexos e úteis como uma aproximação à resposta de superfície verdadeira em uma região relativamente pequena, como a deste estudo. Assim, baseado nos resultados obtidos a partir do planejamento de experimentos fatorial, uma equação de regressão de segunda ordem foi estabelecida (Equação 4.1) para determinar os melhores níveis dos parâmetros de processo que resultam em um valor máximo de carga de cisalhamento (CC), dentro da região de variação dos parâmetros investigados. Cabe ressaltar que é necessário considerar os efeitos principais dos fatores que não são estatisticamente significativos na equação, caso sua interação com outros fatores o seja.

$$\begin{aligned}
 CC(N) = & 27717,29 - 19,146 * VR + 0,00399 * VR^2 - 35730,17 * TM + 5724,54 \\
 & * TM^2 + 29,8898 * VR * TM - 4,7477 * VR * TM^2 - 0,0061 * VR^2 \\
 & * TM + 0,00095 * VR^2 * TM^2
 \end{aligned} \tag{4.1}$$

A Figura 4.5 apresenta o gráfico de superfície derivado da Equação 4.1, no intervalo de variação dos parâmetros investigados. A partir do gráfico, torna-se evidente que os menores valores de carga de cisalhamento ocorrem em níveis extremos de RS e DT, enquanto que níveis intermediários de ambos os fatores apresentam os valores mais elevados. Isto confirma a importância de um equilíbrio adequado entre tempo e temperatura no processo de difusão para a formação da interface. Observou-se ainda que a região com valores de carga de cisalhamento considerados elevados (> 6000N) é relativamente grande, proporcionando uma ampla janela de processabilidade das juntas AA6181-T4/Ti6Al4V em aplicações industriais.

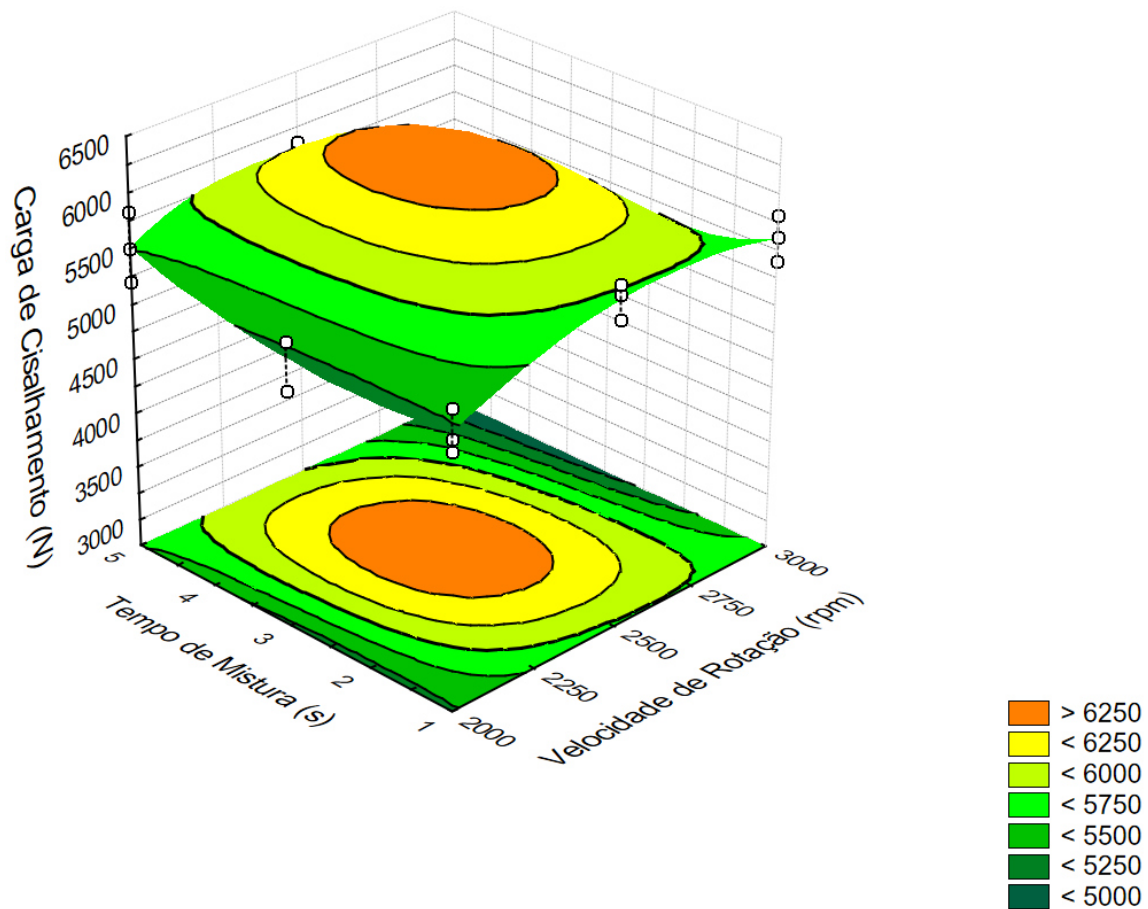


Figura 4.5 - Gráfico de superfície da carga de cisalhamento em função da velocidade de rotação e do tempo de mistura das juntas AA6181-T4/Ti6Al4V.

A qualidade de ajuste do modelo foi verificada através da comparação entre os valores observados e os valores estimados. Quanto mais os dados se ajustam à reta identidade, melhor é a qualidade de ajuste. A Figura 4.6 mostra o gráfico dos valores preditos pelo modelo de resposta de superfície e os valores medidos experimentalmente no ensaio de resistência ao cisalhamento. A partir da proximidade dos pontos a reta identidade, observou-se que o modelo possui boa qualidade de ajuste, validando o modelo anteriormente apresentado.

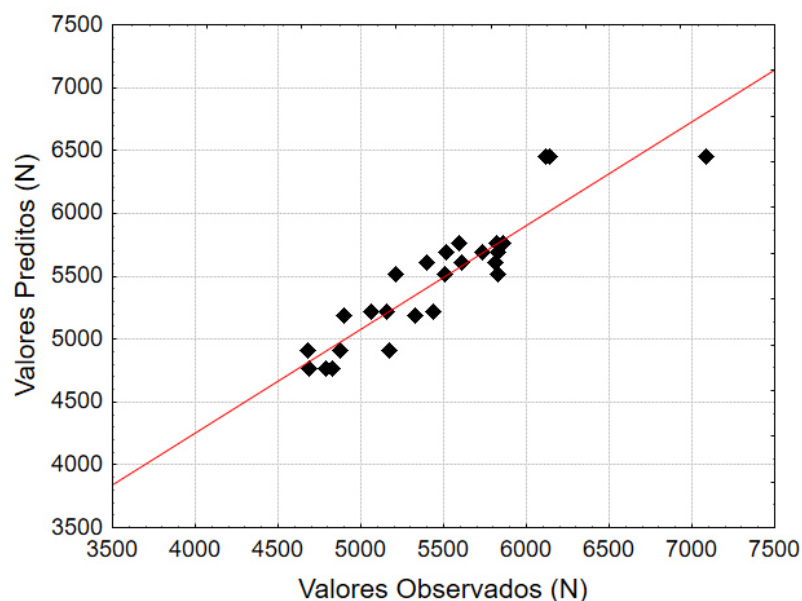


Figura 4.6 - Comparação entre valores estimados pelo modelo e valores medidos experimentalmente no ensaio de resistência ao cisalhamento das juntas AA6181-T4/Ti6Al4V.

A fim de confirmar a adequabilidade do modelo desenvolvido, três experimentos de verificação foram ainda realizados com novos parâmetros de processo, escolhidos dentro do intervalo do qual a Equação 4.1 foi derivada. A Tabela 4.3 mostra os novos parâmetros do processo para cada um dos experimentos de verificação, assim como os valores de carga de cisalhamento experimentais e previstos. Em relação aos dados experimentais, o erro dos valores preditos pelo modelo varia de 1,8% a 6,1%. Estes resultados indicam que o modelo desenvolvido tem uma precisão aceitável para a predição da carga de cisalhamento das juntas AA6181-T4/Ti6Al4V.

Tabela 4.3 - Experimentos realizados para verificação do modelo desenvolvido para as juntas AA6181-T4/Ti6Al4V.

| Verificação                   | Carga (N) |        | Erro % |
|-------------------------------|-----------|--------|--------|
|                               | Ensaio    | Modelo |        |
| 1 (VR = 2400 rpm, TM = 1,5 s) | 5619      | 5983   | 6,1%   |
| 2 (VR = 2500 rpm, TM = 4,0 s) | 6189      | 6302   | 1,8%   |
| 3 (VR = 3000 rpm, TM = 2,0 s) | 4986      | 5212   | 4,3%   |

### Definição dos parâmetros ótimos de soldagem

Na realização da otimização numérica dos parâmetros de soldagem, o nível de importância de cada variável foi estabelecido baseado na produção de juntas de alto desempenho, alta eficiência e baixo consumo de energia, conforme apresentado na Tabela 4.4. O nível de importância de cada fator é representado pelo sinal "+", o qual pode variar de 1 (baixo) até 5 (alto). A Tabela 4.5 mostra os resultados das análises com base na desejabilidade (conversão dos valores de resposta para uma medida de desempenho adimensional, com base no peso ou importância dos fatores). A partir dos resultados, os parâmetros VR = 2500 rpm e TM = 2 s foram determinados como os parâmetros otimizados de processo na produção das juntas AA6181-T4/Ti6Al4V, para uma profundidade de penetração de 1,4 mm e uma força do anel de fixação de 12 kN.

Tabela 4.4 - Critérios adotados na otimização dos parâmetros de soldagem das juntas AA6181-T4/Ti6Al4V.

| Variável  | Critério | Limite inferior | Limite superior | Importância |
|-----------|----------|-----------------|-----------------|-------------|
| VR (rpm)  | Mínimo   | 2000            | 2600            | ++          |
| TM (s)    | Mínimo   | 1               | 3               | ++++        |
| Carga (N) | Máximo   | 6000            | -               | +++++       |

Tabela 4.5 - Análise da desejabilidade baseada nos critérios adotados para as juntas AA6181-T4/Ti6Al4V.

| N° | VR (rpm) | TM (s) | Carga (N) | Desejabilidade |
|----|----------|--------|-----------|----------------|
| 1  | 2300     | 2      | 6084      | 0,684          |
| 2  | 2400     | 2      | 6220      | 0,694          |
| 3  | 2500     | 2      | 6268      | 0,697          |
| 4  | 2600     | 2      | 6230      | 0,693          |
| 5  | 2200     | 3      | 6038      | 0,614          |
| 6  | 2300     | 3      | 6293      | 0,633          |
| 7  | 2400     | 3      | 6435      | 0,643          |
| 8  | 2500     | 3      | 6465      | 0,645          |
| 9  | 2600     | 3      | 6383      | 0,638          |

#### 4.1.2 Juntas dissimilares AA5754-H22/Ti6Al4V

##### Planejamento de experimentos

A matriz de experimentos gerada pela análise fatorial do tipo  $3^2$ , com os valores de resistência ao cisalhamento médio e o desvio padrão obtidos nos ensaios mecânicos, realizados em duplicata para cada uma das combinações de parâmetros, é mostrada na Tabela 4.6.

Tabela 4.6 - Matriz de experimentos fatorial  $3^2$  para as juntas AA5754-H22/Ti6Al4V e os respectivos valores de carga de cisalhamento.

| Cond. | Parâmetros |        | Resposta    |             | Carga média (N) |
|-------|------------|--------|-------------|-------------|-----------------|
|       | VR (rpm)   | TM (s) | Carga 1 (N) | Carga 2 (N) |                 |
| 1     | 1800       | 2      | 5821        | 5756        | 5788 ± 46       |
| 2     | 1800       | 5      | 5827        | 6033        | 5965 ± 145      |
| 3     | 1800       | 8      | 6249        | 5804        | 6026 ± 314      |
| 4     | 2000       | 2      | 6924        | 7001        | 6926 ± 54       |
| 5     | 2000       | 5      | 6378        | 5908        | 6143 ± 332      |
| 6     | 2000       | 8      | 4328        | 4103        | 4215 ± 159      |
| 7     | 2200       | 2      | 6636        | 6439        | 6537 ± 139      |
| 8     | 2200       | 5      | 6318        | 6501        | 6409 ± 129      |
| 9     | 2200       | 8      | 4201        | 4025        | 4113 ± 124      |

A partir dos resultados, observou-se que os valores de resistência ao cisalhamento variaram entre  $4113 \pm 124$  N (condição 9) e  $6926 \pm 54$  N (condição 4). A Figura 4.7 mostra que sete das nove combinações apresentaram resultados superiores aos valores mínimos estabelecidos pela norma *SAE AMS-W-6858A: Welding, Resistance: Spot and Seam [85]* para juntas similares entre ligas de alumínio com espessura de 2,0 mm, obtidas através da técnica de RSW. Observou-se ainda que a carga máxima de cisalhamento da melhor condição (condição 4) equivale a aproximadamente 93% do valor da carga de cisalhamento de juntas similares de alumínio AA5754-H22 unidas pelo processo FSpW [86].

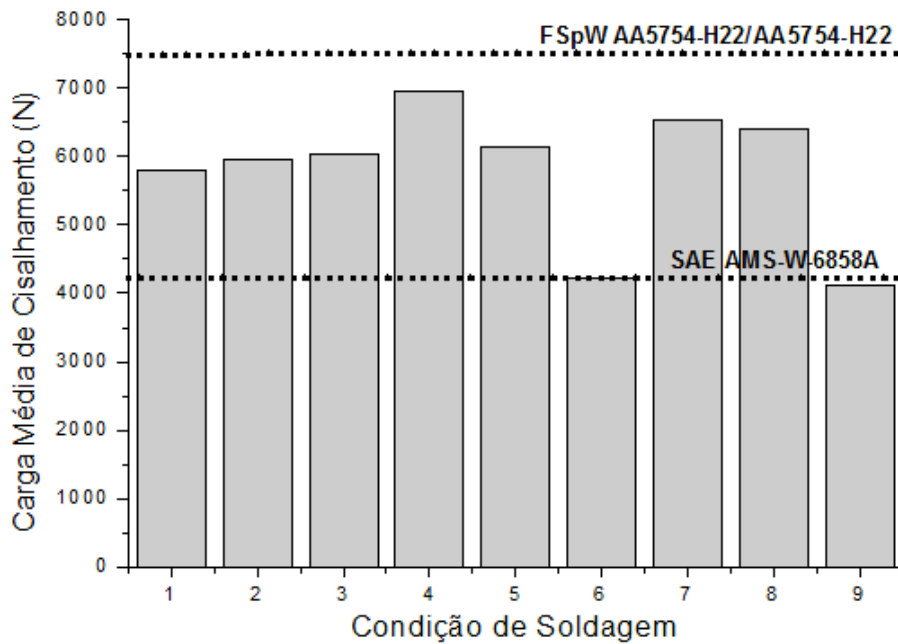


Figura 4.7 - Gráfico comparativo entre a resistência das juntas AA5754-H22/Ti6Al4V e dados provenientes da literatura.

### Análise de variância (ANOVA)

A Tabela 4.7 contém os resultados da ANOVA, realizada para quantificar o efeito dos parâmetros de soldagem na resistência ao cisalhamento das juntas soldadas, dentro de um intervalo de confiança de 95% (ou nível de significância de 5%). Diferentemente da combinação anterior de materiais, neste caso a VR não exerceu influência significativa na resposta, sendo esta afetada principalmente pelo TM (58,9%) e pela interação VR\*TM (38,1%). Este fato pode ser atribuído à utilização de intervalos de variação de parâmetros diferentes para cada uma das combinações de materiais investigados, os quais foram definidos de forma independente a partir de estudos preliminares. A variação mais estreita da VR e mais larga de TM para as juntas AA5754-H22/Ti6Al4V em relação às juntas AA6181-T4/Ti6Al4V poderiam justificar a inversão na contribuição total dos parâmetros na carga de cisalhamento.

Tabela 4.7 - Análise de variância da carga de cisalhamento média das juntas AA5754-H22/Ti6Al4V.

| Fonte                              | SQ              | GL        | QM             | F             | P (%)                        |
|------------------------------------|-----------------|-----------|----------------|---------------|------------------------------|
| <b>VR (rpm) (L) + (Q)</b>          | <b>177156</b>   | <b>2</b>  | <b>88578</b>   | <b>2,65</b>   | <b>1,1%</b>                  |
| VR (rpm) (L)                       | 172800          | 1         | 172800         | 5,17          | 1,1%                         |
| VR (rpm) (Q)                       | 4356            | 1         | 4356           | 0,13          | 0,0%                         |
| <b>TM (s) (L) + (Q)</b>            | <b>9391171</b>  | <b>2</b>  | <b>4695586</b> | <b>140,52</b> | <b>58,9%</b>                 |
| TM (s) (L)                         | 8113141         | 1         | 8113141        | 242,80        | 50,9%                        |
| TM (s) (Q)                         | 1278030         | 1         | 1278030        | 38,25         | 8,0%                         |
| <b>VR (L) + (Q) * TM (L) + (Q)</b> | <b>6070775</b>  | <b>4</b>  | <b>1517694</b> | <b>45,42</b>  | <b>38,1%</b>                 |
| VR (L) * TM (L)                    | 3544453         | 1         | 3544453        | 106,07        | 22,2%                        |
| VR (L) * TM (Q)                    | 702810          | 1         | 702810         | 21,03         | 4,4%                         |
| VR (Q) * TM (L)                    | 1823259         | 1         | 1823259        | 54,56         | 11,4%                        |
| VR (Q) * TM (Q)                    | 253             | 1         | 253            | 0,01          | 0,0%                         |
| <b>Erro</b>                        | <b>300737</b>   | <b>9</b>  | <b>33415</b>   |               | <b>1,9%</b>                  |
| <b>Total</b>                       | <b>15939840</b> | <b>17</b> |                |               | <b>R<sup>2</sup> = 0,981</b> |

A Figura 4.8 apresenta uma junta AA5754-H22/Ti6Al4V obtida a partir de uma VR de 2500 rpm, na qual se observou a fusão indesejável da chapa de alumínio junto ao pino da ferramenta durante o processo de soldagem. Tal ocorrido está provavelmente relacionado às altas temperaturas e níveis de deformação atingidos durante o processo para esta condição de soldagem, indicando que o limite superior deste parâmetro não deve ser exceder o limite estabelecido de 2200 rpm. No outro extremo, níveis de VR menores que 1800 rpm demonstraram ser ineficientes na consolidação da junta.

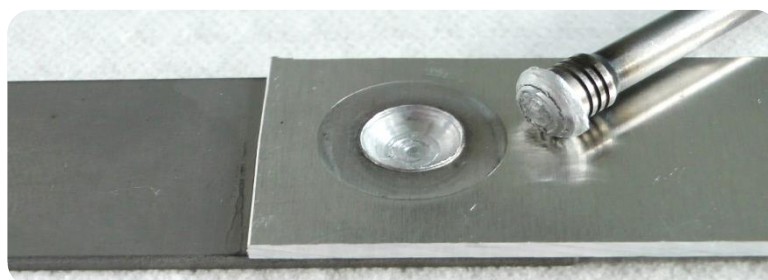


Figura 4.8 - Junta AA5754-H22/Ti6Al4V obtida a partir de uma VR de 2500 rpm; valor superior ao limite máximo estabelecido para este parâmetro.

A Figura 4.9 apresenta o efeito da interação entre VR e TM sobre a carga de cisalhamento. Pelo fato do efeito de TM ter sido diferente para cada nível de

VR, confirmou-se mais uma vez que a interação entre estes parâmetros de soldagem foi significativo. Neste caso, evita-se interpretar os efeitos principais individualmente, uma vez que tal interpretação poderia conduzir a conclusões errôneas.

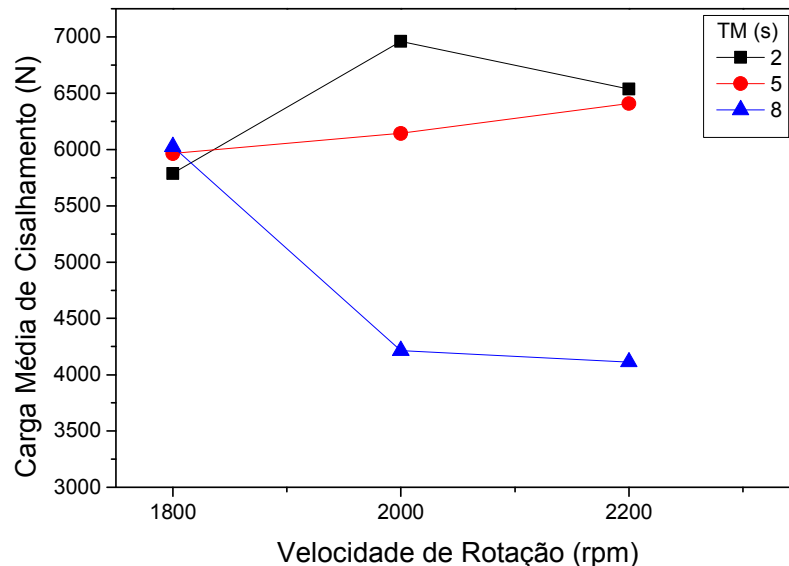


Figura 4.9 - Efeito da interação entre a velocidade de rotação e o tempo de mistura na carga de cisalhamento das juntas AA5754-H22/Ti6Al4V.

A Figura 4.10 contém os gráficos dos efeitos principais dos parâmetros de processo na carga de cisalhamento. O perfil agudo apresentado pela curva de TM confirma a significância deste parâmetro sobre a resistência mecânica da junta, ao passo que o perfil aproximadamente plano da curva de VR indica sua baixa contribuição. Além disso, a tendência crescente da curva de TM em direção aos níveis mais baixos deste parâmetro é um indicativo da possibilidade de se obter melhores resultados de carga de cisalhamento para valores menores que 2 s. Contudo, a partir dos estudos preliminares, observou-se que valores de TM menores que 2 s são insuficientes para a consolidação da interface da junta, uma vez que são menores que o tempo de incubação da camada interfacial, conforme será discutido na seção 4.3.4.



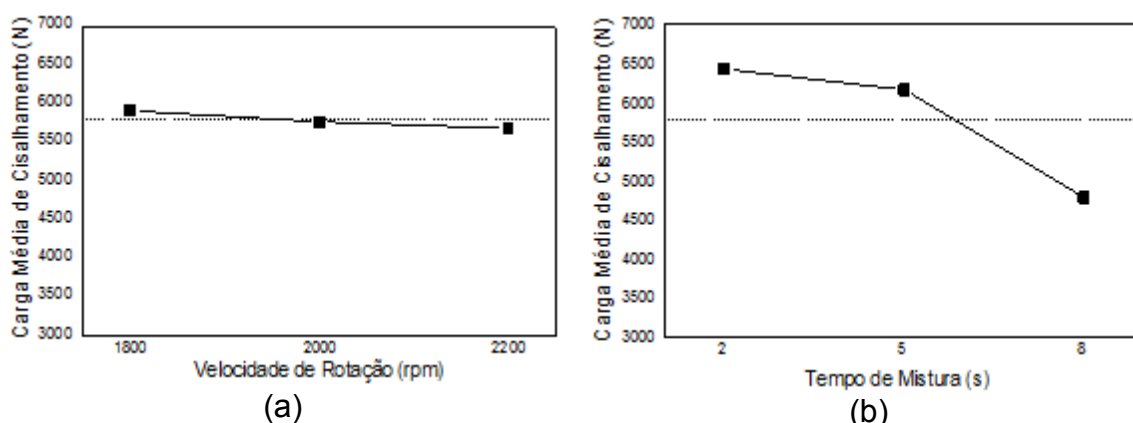


Figura 4.10 - Efeitos principais da velocidade de rotação (a) e do tempo de mistura (b) na carga de cisalhamento das juntas AA5754-H22/Ti6Al4V. A linha horizontal refere-se à média de todos os experimentos (5792 N).

### Metodologia de superfície de resposta (RSM)

Inicialmente, realizou-se a análise de regressão dos valores de carga de cisalhamento média obtidos na matriz experimental, conforme mostrado na Tabela 4.8. A partir dos coeficientes de regressão, a Equação 4.2 foi estabelecida e utilizada para determinar os melhores níveis dos parâmetros de processo que resultam em um valor máximo de carga de cisalhamento (CC) dentro região estudada.

Tabela 4.8 - Análise de regressão da carga de cisalhamento média das juntas AA5754-H22/Ti6Al4V.

| Termos           | Coefficientes | Desvio Padrão | P-valor |
|------------------|---------------|---------------|---------|
| Constante        | -130237,556   | 45673,687     | 0,019   |
| RS (rpm)(L)      | 137,603       | 45,921        | 0,015   |
| RS (rpm)(Q)      | -0,035        | 0,011         | 0,015   |
| DT (s)(L)        | 26109,806     | 21754,883     | 0,261   |
| DT (s)(Q)        | 321,361       | 2143,572      | 0,884   |
| RS (L) by DT (L) | -27,695       | 21,873        | 0,237   |
| RS (L) by DT (Q) | -0,098        | 2,155         | 0,965   |
| RS (Q) by DT (L) | 0,007         | 0,005         | 0,211   |
| RS (Q) by DT (Q) | 0,000         | 0,001         | 0,933   |

$$R^2=0,981 ; R(\text{Adj})=0,965$$

$$\begin{aligned}
 CC(N) = & -130237,5 + 137,60 * VR - 0,03452 * VR^2 + 26109,80 * TM + 321,36 \\
 & * TM^2 - 27,695 * VR * TM - 0,0977 * VR * TM^2 + 0,00736 * VR^2 \\
 & * TM - 0,000047 * VR^2 * TM^2
 \end{aligned}
 \quad (4.2)$$

A Figura 4.11 apresenta o gráfico de contorno da Equação 4.2, utilizado para auxiliar na localização das regiões ótimas para a processabilidade das juntas AA5754-H22/Ti6Al4V. A curva de superfície evidencia que os melhores rendimentos, capazes de atender os requisitos mínimos exigidos em aplicações industriais para esta combinação de materiais, são obtidos tomando-se níveis baixos de TM e níveis mais elevados de VR.

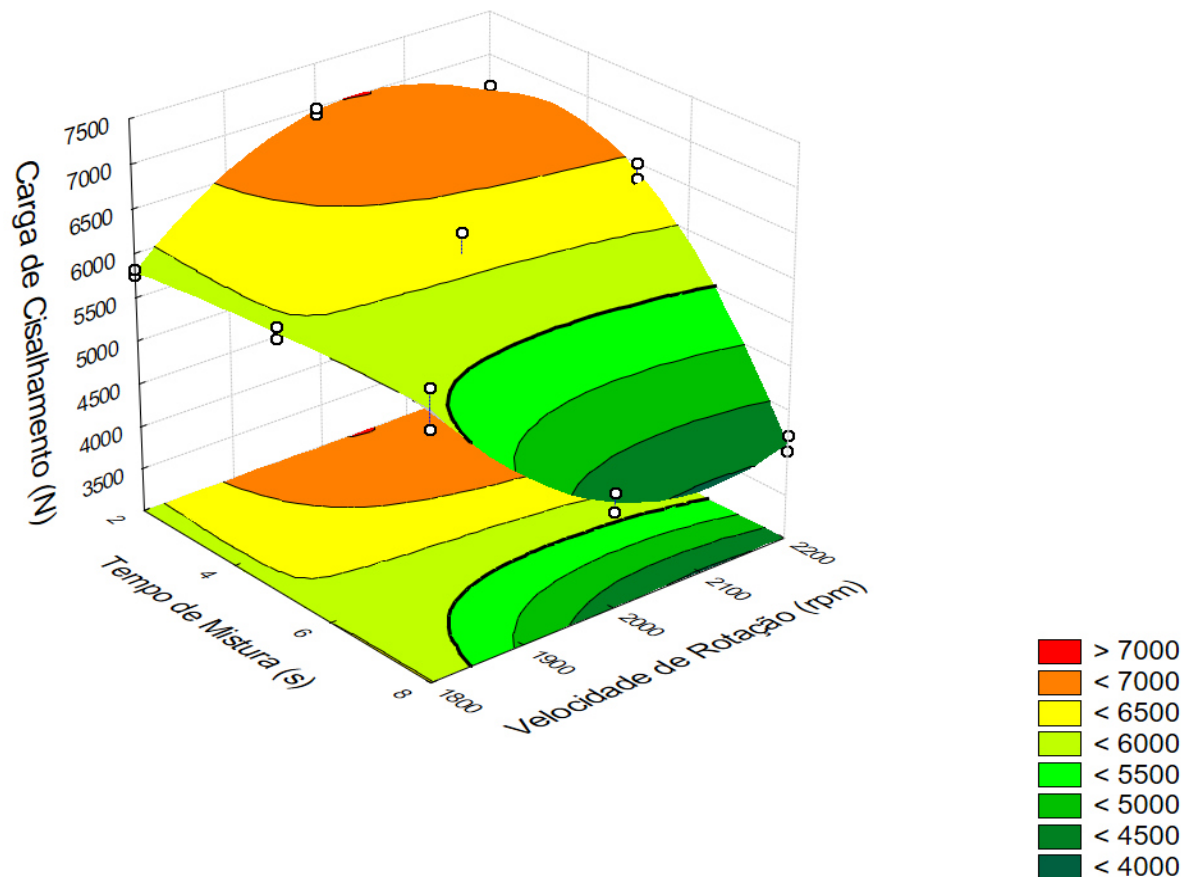


Figura 4.11 - Gráfico de superfície da carga de cisalhamento em função da velocidade de rotação e do tempo de mistura das juntas AA5754-H22/Ti6Al4V.

Como para a combinação anterior de materiais, três experimentos de verificação foram realizados com novos parâmetros de processo, escolhidos a partir do intervalo do qual a Equação 4.2 foi derivada. A Tabela 4.9 mostra os

novos parâmetros do processo para cada um dos experimentos de verificação, assim como os valores de carga de cisalhamento experimentais e previstos. Em comparação com os dados experimentais, o erro associado aos valores preditos pelo modelo varia entre 0,3% e 1,9% (valores dentro da faixa do erro residual estabelecido anteriormente para o modelo).

Tabela 4.9 - Experimentos realizados para verificação do modelo desenvolvido para as juntas AA5754-H22/Ti6Al4V.

| Verificação                   | Carga (N) |        | Erro % |
|-------------------------------|-----------|--------|--------|
|                               | Ensaio    | Modelo |        |
| 1 (VR = 2200 rpm, TM = 4,0 s) | 6556      | 6681   | 1,9%   |
| 2 (VR = 1900 rpm, TM = 4,0 s) | 6382      | 6278   | 1,7%   |
| 3 (VR = 1900 rpm, TM = 7,0 s) | 5350      | 5334   | 0,3%   |

### Definição dos parâmetros ótimos

Na realização da otimização numérica dos parâmetros de soldagem, o nível de importância de cada parâmetro foi baseado nos mesmos critérios adotados para combinação de materiais anterior, o qual é representado pelo sinal "+" na Tabela 4.10. A Tabela 4.11 mostra os resultados das análises com base na desejabilidade (conversão dos valores de resposta para uma medida de desempenho adimensional, com base no peso ou a importância dos fatores). A partir dos resultados, os parâmetros VR = 2000 rpm e TM = 2 s foram escolhidos como os parâmetros otimizados de operação, para uma profundidade de penetração de 1,8 mm e uma força do anel de fixação de 12 kN.

Tabela 4.10 - Critérios adotados na otimização dos parâmetros de soldagem das juntas AA5754-H22/Ti6Al4V.

| Variáveis | Critério | Limite inferior | Limite superior | Importância |
|-----------|----------|-----------------|-----------------|-------------|
| VR (rpm)  | Mínimo   | 1800            | 2200            | ++          |
| TM (s)    | Mínimo   | 2               | 8               | ++++        |
| Carga (N) | Máximo   | 6500            | -               | +++++       |

Tabela 4.11 - Análise da desejabilidade baseada nos critérios adotados para as juntas AA5754-H22/Ti6Al4V.

| N° | VR (rpm) | TM (s) | Carga (N) | Desejabilidade |
|----|----------|--------|-----------|----------------|
| 1  | 1900     | 2      | 6567      | 0,89           |
| 2  | 2000     | 2      | 6953      | 0,91           |
| 3  | 2000     | 3      | 6803      | 0,77           |
| 4  | 2000     | 4      | 6529      | 0,68           |
| 5  | 2100     | 2      | 6941      | 0,90           |
| 6  | 2100     | 3      | 6893      | 0,78           |
| 7  | 2300     | 4      | 6664      | 0,69           |
| 8  | 2200     | 2      | 6528      | 0,88           |
| 9  | 2200     | 3      | 6726      | 0,76           |

## 4.2 Ciclo térmico e aporte térmico

O desempenho mecânico de juntas dissimilares é condicionado pelo estado da interface de contato entre os materiais, particularmente pela formação de compostos intermetálicos nesta região. A formação e o crescimento dos compostos intermetálicos, por sua vez, envolve o processo de interdifusão entre os átomos e, dessa forma, dependem intimamente da temperatura e do tempo de processo. Assim, a análise do perfil térmico torna-se uma ferramenta muito importante na compreensão da relação entre as características microestruturais e as propriedades mecânicas em juntas dissimilares.

Com o propósito de compreender a importância do aporte térmico nas propriedades mecânicas das soldas FSpW produzidas neste estudo, foram escolhidas para a análise dos perfis térmicos as condições de soldagem que apresentaram a maior carga de cisalhamento e outra comparativa, baseada na variação do parâmetro com maior influência na resistência mecânica da junta.

### AA6181-T4/Ti6Al4V

As temperaturas envolvidas durante a soldagem foram medidas com termopares posicionados conforme mostrado na Figura 3.4. Este posicionamento dos termopares permite a medição da temperatura efetivamente no centro da solda e regiões circundantes. A Figura 4.12 e Figura

4.13 apresentam o ciclo térmico durante o processo de soldagem das juntas AA6181-T4/Ti6Al4V para as condições de soldagem 5 e 8, as quais apresentaram uma diferença na carga de cisalhamento de aproximadamente 1500 N devido a um aumento de 500 rpm na velocidade de rotação; fator de maior influência na carga de cisalhamento, de acordo com os resultados estatísticos anteriormente apresentados.

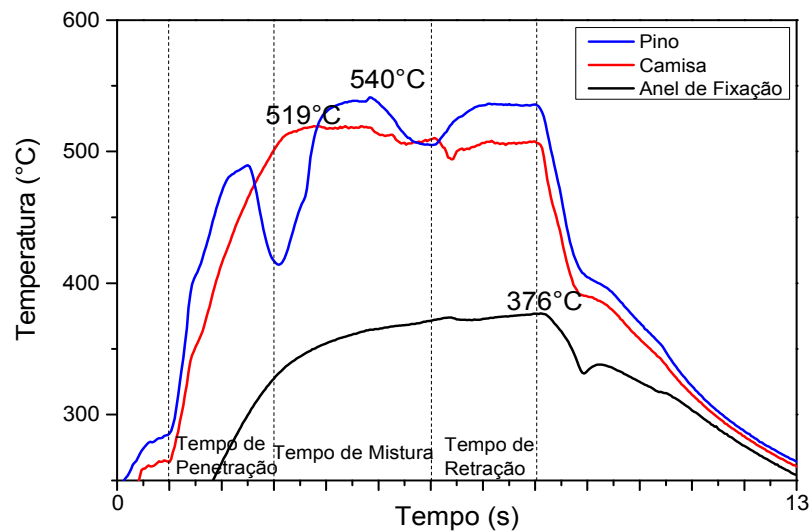


Figura 4.12 - Ciclo térmico durante a soldagem da junta AA6181-T4/Ti6Al4V para a condição de soldagem 5 (VR = 2500 rpm, TM = 3 s).

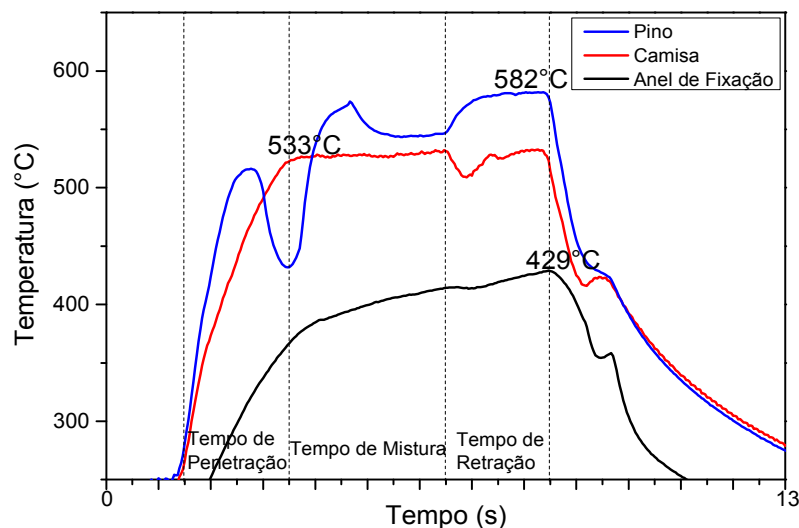


Figura 4.13 - Ciclo térmico durante a soldagem da junta AA6181-T4/Ti6Al4V para a condição de soldagem 8 (VR = 3000 rpm, TM = 3 s).

Observou-se que para cada uma das condições analisadas, as temperaturas nas regiões do pino e da camisa são distintas e consideravelmente maiores que a registrada na região do anel de fixação. Ainda, a temperatura de processo máxima, observada na região central da solda, aumenta de 540°C para 582°C com o aumento da velocidade de rotação. Este comportamento corresponde ao esperado, uma vez que condições de soldagem com elevadas velocidades de rotação produzem quantidades maiores de energia friccional, a qual é posteriormente transformada em energia térmica ou calor [79]. A maior temperatura observada para juntas produzidas utilizando a velocidade de rotação de 3000 rpm (582°C) é menor que a temperatura solidus da liga de alumínio utilizada neste estudo (595°C) [47]. Ademais, o tempo de soldagem não foi alterado com a variação de VR. Baseado nestas observações, a degradação das propriedades mecânicas devido ao aumento da VR e, conseqüentemente, da temperatura de processo está possivelmente relacionada com o aumento da quantidade de compostos intermetálicos na interface, conexas com o aumento do fluxo de difusão dos átomos (J) nesta região.

#### **AA5754-H22/Ti6Al4V**

Os ciclos térmicos resultantes do processo de soldagem para esta combinação de materiais foram medidos com termopares posicionados apenas na região do pino. Este posicionamento foi determinado com base nos resultados obtidos para as juntas anteriores, onde se verificou que o maior aporte térmico concentra-se na zona de mistura, tornando-se assim a região mais crítica a formação de intermetálicos. A Figura 4.14 apresenta o ciclo térmico durante o processo de soldagem das juntas AA5754-H22/Ti6Al4V para as condições 4, 5 e 6, nas quais se observou uma redução significativa nos valores de carga de cisalhamento com o aumento do tempo de mistura (fator de maior influência na carga de cisalhamento, de acordo com os resultados estatísticos anteriormente apresentados).

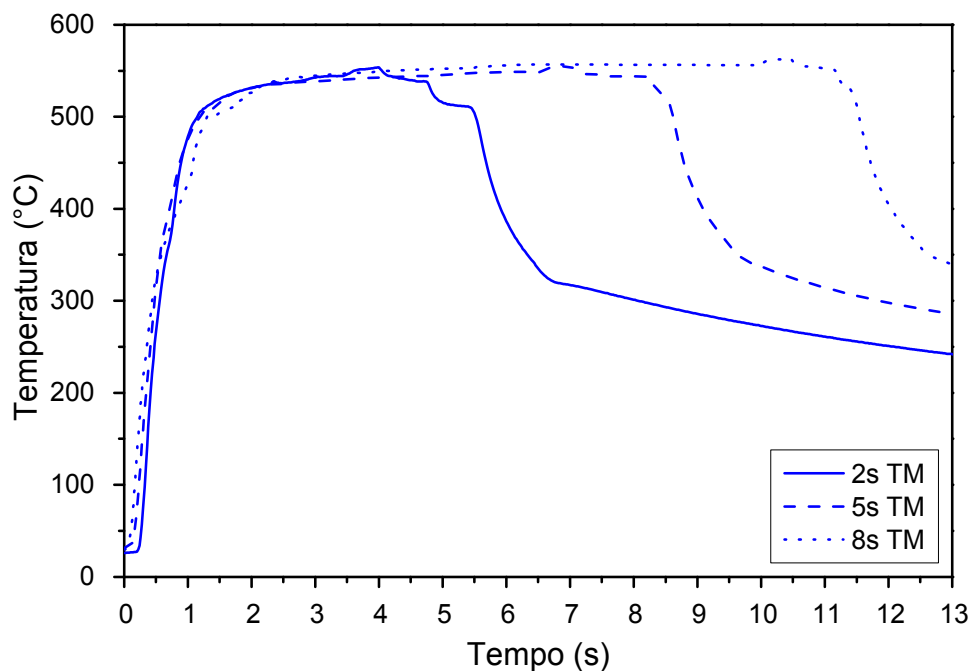


Figura 4.14 - Ciclo térmico durante a soldagem da junta AA5754-H22/Ti6Al4V para as condições de soldagem 4, 5 e 6.

A partir dos resultados, observou-se que todas as interfaces foram expostas a uma mesma temperatura média de 530°C durante diferentes tempos de exposição, os quais variaram proporcionalmente aos tempos de mistura. Este comportamento indica que o tempo de mistura afeta apenas o tempo de difusão na interface das juntas, ou seja, a temperatura máxima de processo não é afetada por este parâmetro. Baseado nestas observações, a variação das propriedades mecânicas devido ao aumento da TM e, conseqüentemente, do tempo de processo está possivelmente relacionada com o aumento da quantidade de compostos intermetálicos na interface das juntas, devido a um período maior para difusão dos átomos.

Cabe ressaltar que todos os perfis térmicos anteriormente apresentados exibem tempos e temperaturas de processo inferiores a 10 s e 600°C respectivamente, ou seja, condições desfavoráveis para formação de compostos intermetálicos segundo o diagrama Al-Ti apresentado na Figura 2.11. Entretanto, fatores como a elevada pressão sobre as chapas (correspondente às forças mecânicas de soldagem) e a severa deformação

plástica influenciam de maneira significativa na rápida formação dos compostos intermetálicos durante FSpW [73]. Dessa forma, uma análise detalhada por microscopia foi realizada na interface das juntas com o propósito principal de entender as características e a cinética das reações metalúrgicas ocorrendo nesta região.

### **4.3 Caracterização metalúrgica**

A caracterização metalúrgica das soldas produzidas neste trabalho foi realizada através da análise de macro e micrografias, conduzidas através de microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura e de transmissão. Como ferramenta auxiliar na investigação das fases presentes nas juntas soldadas, foi utilizada a técnica de espectroscopia por dispersão de energia (EDS). Através da caracterização microestrutural foram avaliadas as propriedades e características das zonas metalúrgicas formadas na região da solda. De modo geral, o objetivo da caracterização metalúrgica da seção transversal das soldas consiste em auxiliar no entendimento da relação processamento/microestrutura/propriedades das juntas propostas neste estudo. As etapas subsequentes foram realizadas tendo como base as condições de soldagem anteriores, para as quais os ciclos térmicos foram medidos.

#### **4.3.1 Macrografias**

As macrografias da seção transversal das juntas AA5754-H22/Ti6Al4V e AA6181-T4/Ti6Al4V são apresentadas nas Figura 4.15 e Figura 4.16, respectivamente, padrão este que se repete para todas as juntas produzidas nas janelas de processamento em estudo. Destaca-se o aspecto homogêneo e o preenchimento completo da zona de mistura, com ausência total dos defeitos comuns em FSpW – rebarbas, falta de preenchimento e de mistura.





Figura 4.15 - Macrografia representativa da seção transversal da junta AA5754-H22/Ti6Al4V.

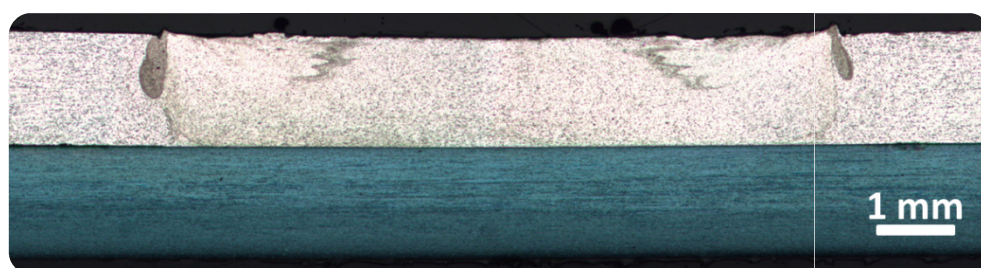


Figura 4.16 - Macrografia representativa da seção transversal da junta AA6181-T4/Ti6Al4V.

Considerando a geometria plana das interfaces, observou-se que aparentemente qualquer tipo de contribuição de natureza mecânica (ancoramento entre os materiais) na consolidação das juntas foi insignificante, sugerindo que a união entre os materiais ocorreu exclusivamente por reações metalúrgicas advindas do processo difusional. Este fato está relacionado com a profundidade máxima de penetração da ferramenta, a qual foi sempre inferior à espessura das chapas de alumínio e, desse modo, parece ter evitado qualquer tipo de mistura mecânica entre os materiais durante o processo de soldagem. Ademais, concluiu-se ainda que os esforços de cisalhamento resultantes da movimentação de alumínio plastificado sob a superfície de titânio não foram suficientes para ocasionar qualquer tipo de deformação plástica neste material.

#### 4.3.2 Micrografias

A Figura 4.17 apresenta a seção transversal da chapa superior de alumínio de uma junta AA5754-H22/Ti6Al4V, padrão este que se repete para

todas as juntas produzidas na janela de processamento em estudo, inclusive para as juntas AA6181-T4/Ti6Al4V. A aplicação do ataque eletrolítico utilizando solução Barker permitiu a distinção entre a região de deformação plástica, que inclui as zonas termomecanicamente afetada (ZTMA) e de mistura (ZM), e a região não deformada, que inclui a zona termicamente afetada (ZTA) e o metal base (MB). A delimitação mostrada entre as regiões é apenas uma aproximação.

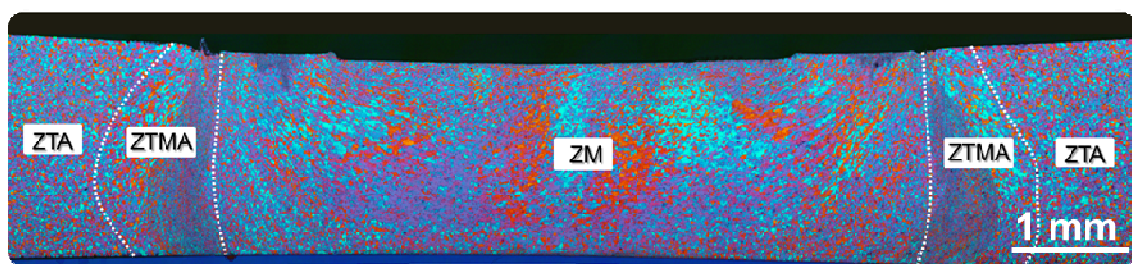


Figura 4.17 - Macrografia representativa da seção transversal da chapa superior da junta AA5754-H22/Ti6Al4V, sendo destacadas as diferentes zonas de soldagem.

Apesar de tratar-se de juntas dissimilares, onde a região mais frágil e de maior interesse é a interface formada entre os materiais, as características das regiões da solda são fundamentais para o entendimento da forma de propagação de trincas de fadiga, posteriormente apresentadas neste estudo. Os detalhes microestruturais do MB e da ZTA são apresentados nas micrografias da Figura 4.18. O MB (Figura 4.18 (a)) exibe características metalúrgicas do material original submetido ao processo de endurecimento por deformação, apresentando uma microestrutura composta de grãos alongados e pequenas partículas dispersas na matriz. Diferente do MB, a ZTA é constituída por uma microestrutura refinada de grãos equiaxiais, demonstrando que o ciclo térmico ao qual esta região foi submetida durante o processo FSpW, atrelado ao estado de deformação prévio da microestrutura, foi suficiente para a ocorrência do fenômeno de recristalização (Figura 4.18 (b)).

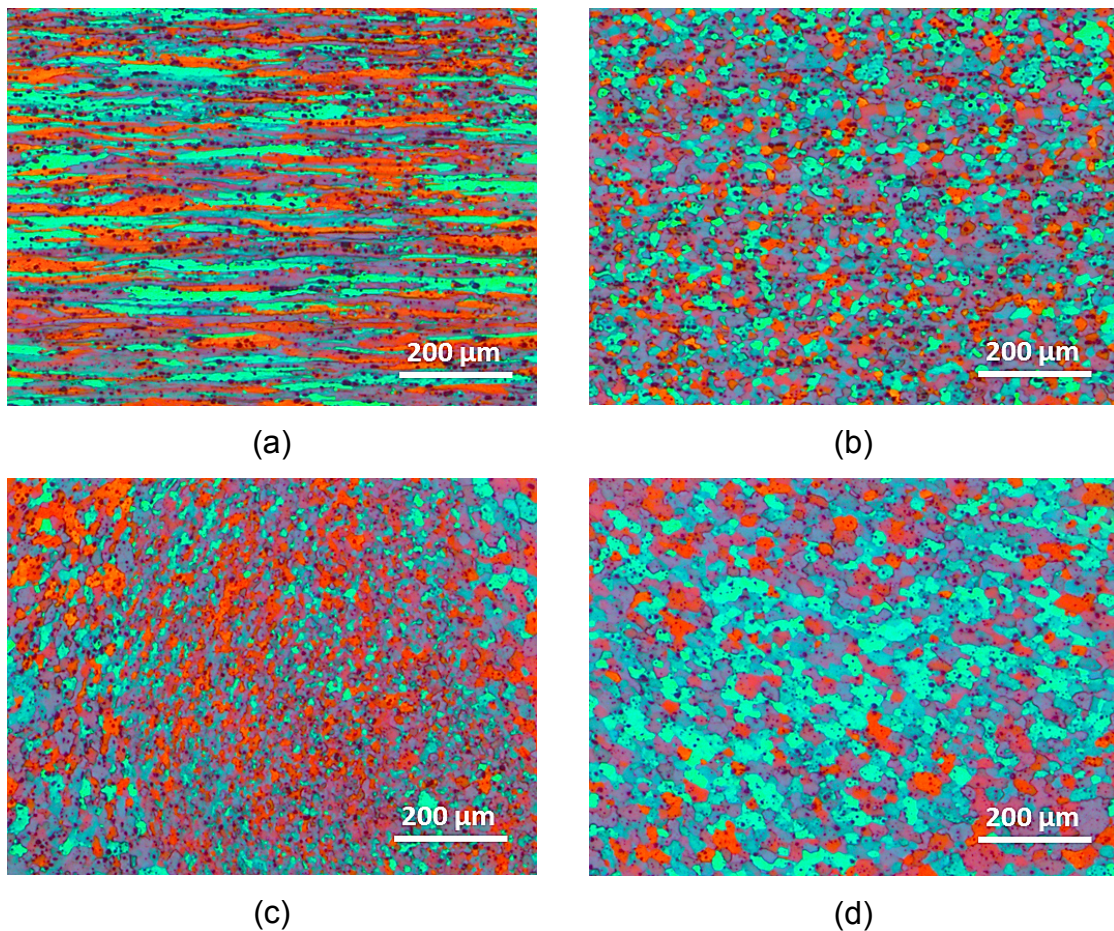


Figura 4.18 - Micrografia das diferentes regiões da junta soldada AA5754-H22/Ti6Al4V: (a) material de base; (b) zona termicamente afetada (ZTA); (c) zona termomecanicamente afetada (ZTMA); zona de mistura (ZM).

A ZTMA (Figura 4.18 (c)), região de transição entre a ZTA e a ZM, constitui-se de grãos recristalizados e levemente alongados pela ação do trabalho mecânico imposto pela rotação da ferramenta (contato com a superfície externa da ferramenta), apresentando um padrão de fluxo vertical ascendente em decorrência da retração da ferramenta no estágio final do processo de soldagem. Por último, a ZM (Figura 4.18 (d)) é constituída por grãos equiaxiais, também decorrentes do processo de recristalização. Neste caso, devido aos níveis mais elevados de deformação e temperatura, observou-se um ligeiro crescimento de grão em comparação a ZTA e ZTMA. Nas extremidades da ZM, assim como na ZTMA, observam-se também padrões de fluxo vertical ascendente em decorrência da retração da ferramenta.



Em contraste com a microestrutura observada na liga de alumínio, a microestrutura da liga de titânio próxima à interface da solda é similar à microestrutura do MB, apresentando uma microestrutura com uma dispersão fina das fases  $\alpha$  (clara) e  $\beta$  (escura), conforme mostrado na Figura 4.19. Dessa forma, observou-se que as mudanças microestruturais, assim como a taxa de deformação na chapa de titânio, foram aparentemente insignificantes comparadas com a da chapa superior, sugerindo que apenas a matriz de alumínio apresentou fluxo plástico.

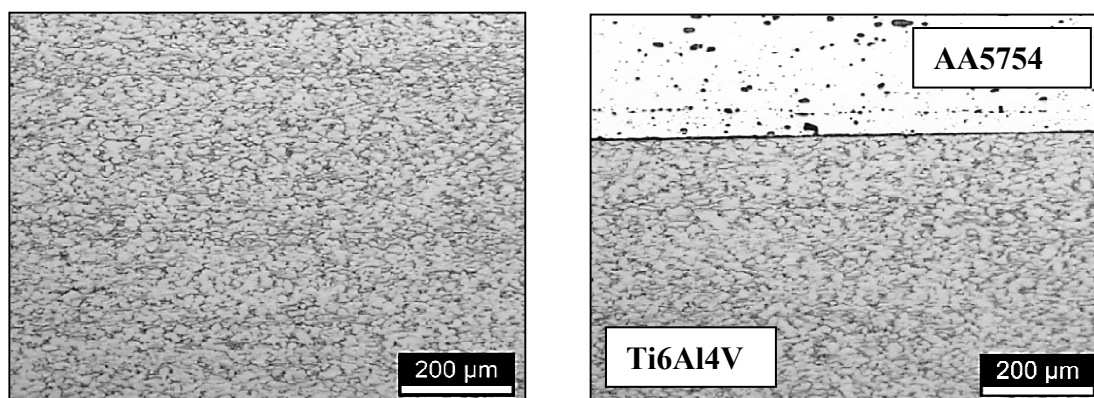


Figura 4.19 - Micrografia da seção transversal da liga Ti6Al4V: (a) material de base; (b) região adjacente a interface da junta.

### 4.3.3 Interface das juntas

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

#### AA5754-H22/Ti6Al4V

A Figura 4.20 mostra imagens obtidas por MEV da interface da junta AA5754-H22/Ti6Al4V, assim como linhas de varredura de composição química

obtidas por EDS, para a condição de soldagem 5 em duas posições de interesse: centro da solda ou região do pino e região da camisa. A partir das imagens observou-se a presença de uma camada interfacial fina e contínua na região do pino. Os resultados da análise de composição química revelaram que tal camada apresenta aproximadamente 80 at.% Al, 15 at.% Ti, e 5 at.% Mg. Uma vez que a formação da fase intermetálica  $TiAl_3$  requer 1 átomo de Ti e 3 átomos de Al, a presença de tal intermetálico na camada interfacial é bem provável. Essa interpretação está ainda em concordância com o diagrama de equilíbrio de fases Al-Ti [58]. Em relação à interface na região da camisa, a formação da camada interfacial não foi aparente. Contudo, os teores de alumínio e titânio apresentados confirmam a ocorrência de interdifusão entre átomos desses elementos, sugerindo a formação de solução sólida ou de compostos intermetálicos imperceptíveis as ampliações utilizadas.

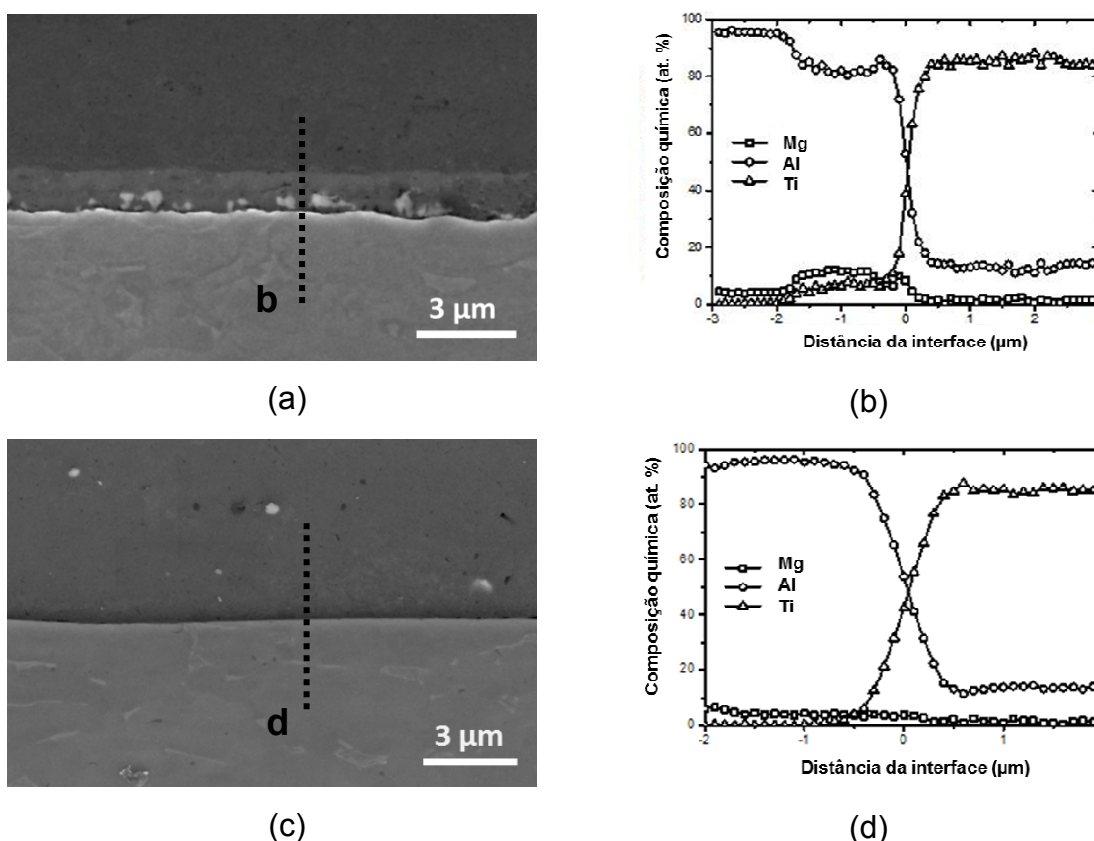


Figura 4.20 - Análise interfacial da junta AA5754-H22/Ti6Al4V para a condição de soldagem 5: (a) e (c) micrografia das regiões do pino e da camisa, respectivamente; (b) e (d) resultados do perfil de varredura da composição por EDS das linhas rachuradas indicadas nas imagens.

Uma comparação entre camadas de compostos intermetálicos formadas na interface da junta ao longo da região do pino para as condições 4 e 5, as quais apresentam diferentes tempos de mistura, 2 s e 5 s respectivamente, é apresentada na Figura 4.21. Pode ser notado que a espessura da camada interfacial aumentou consideravelmente, de 0,5  $\mu\text{m}$  para 1,5  $\mu\text{m}$ , com um acréscimo de apenas 3 s no tempo de mistura. A integração da análise EBSD-EDS com as imagens de MEV (Fig. 4.21 (c) e (d)) confirmam que as composições das regiões cinza claro, cinza e cinza escuro em cada micrografia correspondem principalmente as fases Ti,  $\text{TiAl}_3$  e Al, respectivamente. Este resultado está em conformidade com estudos anteriores que mostram que o intermetálico  $\text{TiAl}_3$  é geralmente o primeiro composto formado no sistema Al-Ti [87-90]. Isto se deve a menor energia livre mínima de formação do  $\text{TiAl}_3$  em relação aos outros intermetálicos,  $\text{Ti}_3\text{Al}$ ,  $\text{TiAl}$  e  $\text{TiAl}_2$ , de acordo com os cálculos termodinâmicos [90]. Além disso, a fase  $\text{TiAl}_3$  é a única fase transitória quando a temperatura da reação é inferior ao ponto de fusão do Al [90]. A região mais escura observadas na Fig. 4.21 (c) e (d) corresponde a fases de menores extensões também formadas durante o processo de difusão, tais como os intermetálicos de Al-Ti acima mencionados [89] e partículas constituídas de Al e Fe, posteriormente identificadas nesta seção.

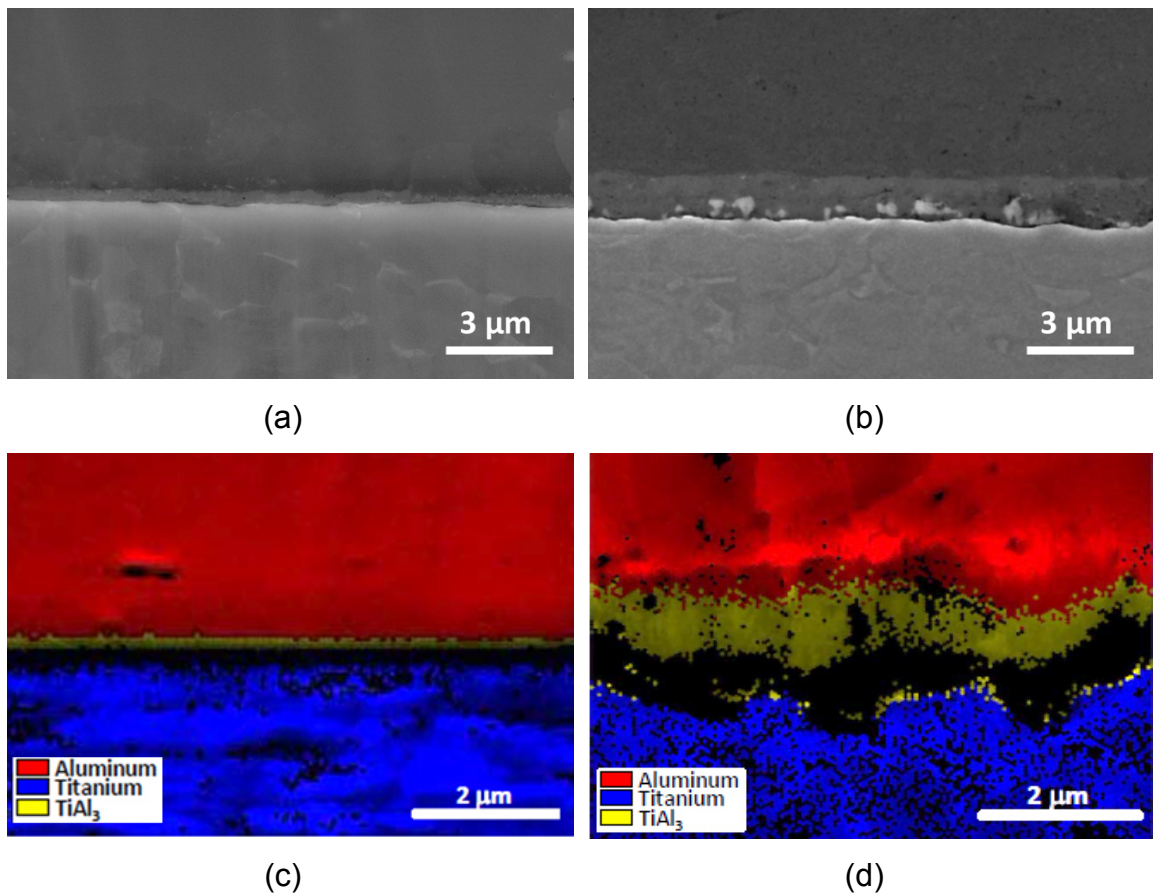


Figura 4.21 - Análise interfacial da junta AA5754-H22/Ti6Al4V: (a) e (b) micrografias obtidas para as condições de soldagem 4 e 5, respectivamente; (c) e (d) mapa composicional obtido por EBSD-EDS para as condições de soldagem 4 e 5, respectivamente.

A presença da fase  $\text{TiAl}_3$  também é citada em outros estudos envolvendo técnicas de soldagem por fricção entre ligas de alumínio e titânio [2, 64, 65]. Kim et al. [65] publicaram que a espessura da camada de  $\text{TiAl}_3$  produzida na interface é o fator dominante na determinação das características mecânicas das juntas soldadas por fricção entre Al e Ti. De acordo com os autores, a espessura crítica do intermetálico, que influencia diretamente na resistência à tração e ao dobramento, é de 5  $\mu\text{m}$ . Wu et al. [64] confirmaram esta inclinação, mostrando que as soldas FSpW dissimilares de alta resistência entre as ligas AA6061 e Ti6Al4V foram obtidas devido à formação de uma camada de  $\text{TiAl}_3$  de apenas 100 nm na interface da junta.

De forma similar, as camadas de intermetálicos formadas no presente estudo foram notavelmente finas (não excedendo o valor crítico de 5  $\mu\text{m}$ ), resultando assim nos elevados valores de carga de cisalhamento observados. Cabe ressaltar que pequenas variações no tempo de mistura influenciaram significativamente o processo de difusão na interface das juntas durante FSpW. Assim que, a compreensão da formação e cinética de crescimento dos compostos intermetálicos durante o referido processo de soldagem torna-se uma ferramenta importante para auxiliar na seleção adequada de parâmetros de soldagem, de modo a aumentar o desempenho mecânico das juntas.

Ainda através da Figura 4.21 (b), observa-se a presença de pequenas partículas claras no interior da camada da fase  $\text{TiAl}_3$ . A análise de composição química por EDS mostrou que tais partículas são constituídas principalmente de Fe e Al (65 at.% e 18 at.%, respectivamente). É sugerido que durante a difusão do alumínio através da camada intermetálica de  $\text{TiAl}_3$ , uma porção de ferro, presente na chapa de Al na forma de impureza, é rejeitado e segrega-se na região da interface. Com o acúmulo de quantidades suficientes de ferro rejeitado, é provável que este reaja com o Al, formando assim fases intermetálicas. Suhuddin et al. [26] observaram a presença das mesmas partículas na interface de juntas dissimilares entre ligas de alumínio e magnésio produzidas por FSpW, os quais foram identificadas como  $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ . Os autores propuseram que a formação de tais partículas também esteja relacionada com o processo de difusão dos átomos no estado sólido através da interface. Estas partículas foram ainda encontradas durante o tratamento térmico de multicamadas de Al-Ti soldadas por explosão, no qual o desempenho mecânico global pareceu não ser afetado pela presença das mesmas [91].

Com o intuito de melhor entender as características da camada intermetálica formada durante o processo de soldagem, a interface da junta produzida com o tempo de mistura de 5 s foi examinada através de microscopia eletrônica de transmissão (MET). A Figura 4.22 (a) apresenta uma micrografia de MET de campo claro em baixa magnificação da área interfacial. O inset da Figura 4.22 (a) apresenta um padrão de difração de elétrons de área



selecionada (SAED, do inglês *selected area electron diffraction*) na forma de anéis, denotando uma microestrutura policristalina na região interfacial. Na Tabela 4.12 é apresentada as distâncias atômicas interplanares medidas através do SAED e a fase de referência  $\text{TiAl}_3$  consultada de estrutura cristalina tetragonal, respectivamente, confirmando a presença predominante desta fase na camada interfacial.

A Figura 4.22 (b) mostra ainda que a microestrutura da fase Al perto da interface possui grãos refinados com uma alta densidade de discordâncias (resultado da deformação plástica induzida pela ferramenta), a qual facilita a difusão de átomos de Ti e, conseqüentemente, o crescimento da camada intermetálica [92, 93]. Alguns autores [26, 89] indicam que o Al difunde mais rápido do que Ti na rede cristalina do  $\text{TiAl}_3$ . No entanto, uma vez que a solubilidade máxima de Al (Ti) é significativamente mais baixa do que a de Ti (Al) antes do ponto de saturação, a fase  $\text{TiAl}_3$  se forma mais facilmente na interface Al/ $\text{TiAl}_3$ . Dessa forma, o crescimento do intermetálico na interface das juntas é controlado pela difusão de Ti dentro da camada  $\text{TiAl}_3$ . Este resultado está de acordo com os resultados apresentados por Wu et. al. [64].

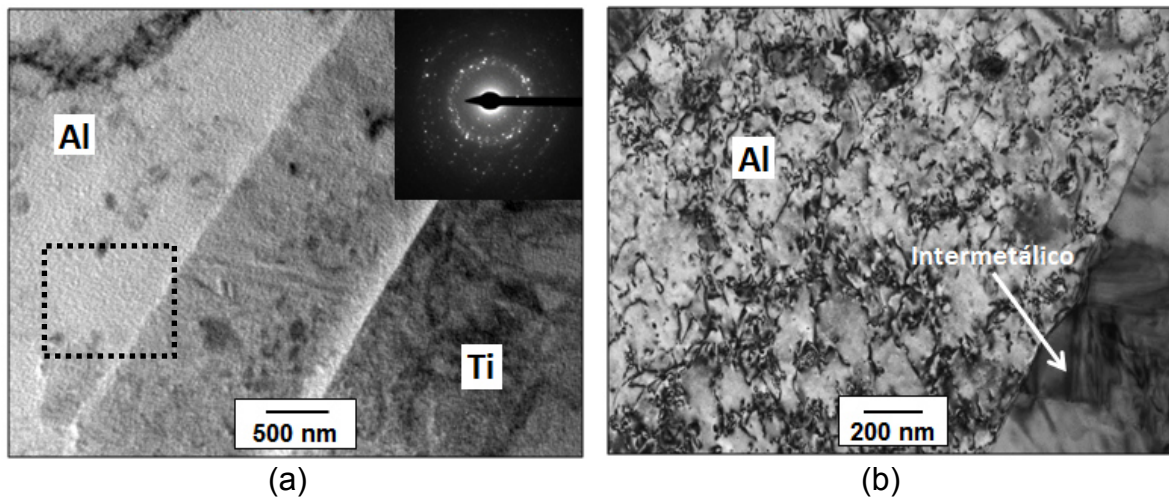


Figura 4.22 - (a) Micrografia de MET de campo claro da interface da junta AA5754-H22/Ti6Al4V e o correspondente padrão de difração de área selecionada (SAED); (b) Detalhe da interface Al/ $\text{TiAl}_3$  região indicada em (a).

Tabela 4.12 - Distâncias interplanares medidas e de referência.

| H K L | Distâncias interplanares (nm) |            |
|-------|-------------------------------|------------|
|       | Medida                        | Referência |
| 1 0 1 | 0,354                         | 0,351      |
| 0 0 2 | 0,431                         | 0,430      |
| 1 1 0 | 0,270                         | 0,272      |
| 1 1 2 | 0,231                         | 0,230      |

A micrografia de MET da Figura 4.23 (a) mostra uma visão geral da camada interfacial, constituída predominantemente de grãos alongados de  $TiAl_3$ . Estes grãos possuem uma superfície plana na interface  $Al/TiAl_3$ , a qual se estreita na direção do Ti (Figura 4.23 (b)). É possível observar ainda a presença de maclas de deformação no interior dos grãos (Figura 4.23 (c)), as quais aumentam a energia interna e, conseqüentemente, facilitam o movimento atômico na rede cristalina. Os contornos de grãos junto com as maclas funcionam como caminhos de difusão para o movimento de átomos de Ti e Al no interior da fase intermetálica durante o crescimento da camada interfacial.

A Figura 4.23 (d) apresenta uma região particular da interface  $TiAl_3/Ti$ , constituída principalmente de pequenos grãos de  $TiAl_3$  e partículas nanométricas. O mapeamento de raios-X (Spectral Imaging – SI, 30x30 pixels) através de EDS mostra a distribuição do elementos Al-K, Fe-K, Ti-K, Mg-K, e C-K nesta região, Figura 4.24. Os resultados confirmam que os pequenos precipitados encontrados na camada de  $TiAl_3$  são intermetálicos constituídos de Fe e Al e, por sua vez, parecem atuar como inibidores ao crescimento dos grãos da fase  $TiAl_3$ .

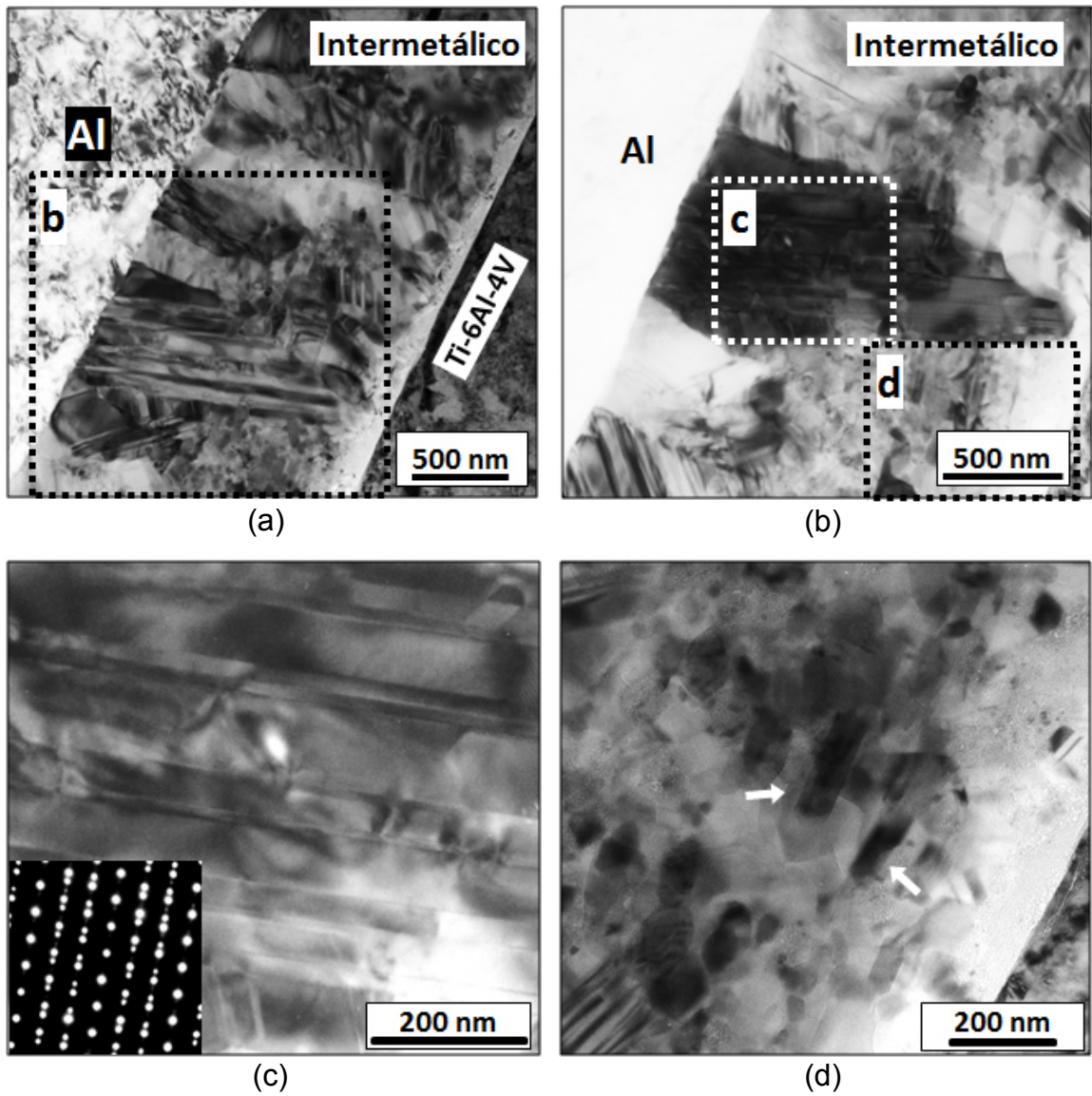


Figura 4.23 - Micrografias obtidas por MEV da interface da junta AA5754-H22/Ti6Al4V: (a) visão geral; (b) ampliação da região demarcada em (a); (c) e (d) ampliação das regiões demarcadas em (b).

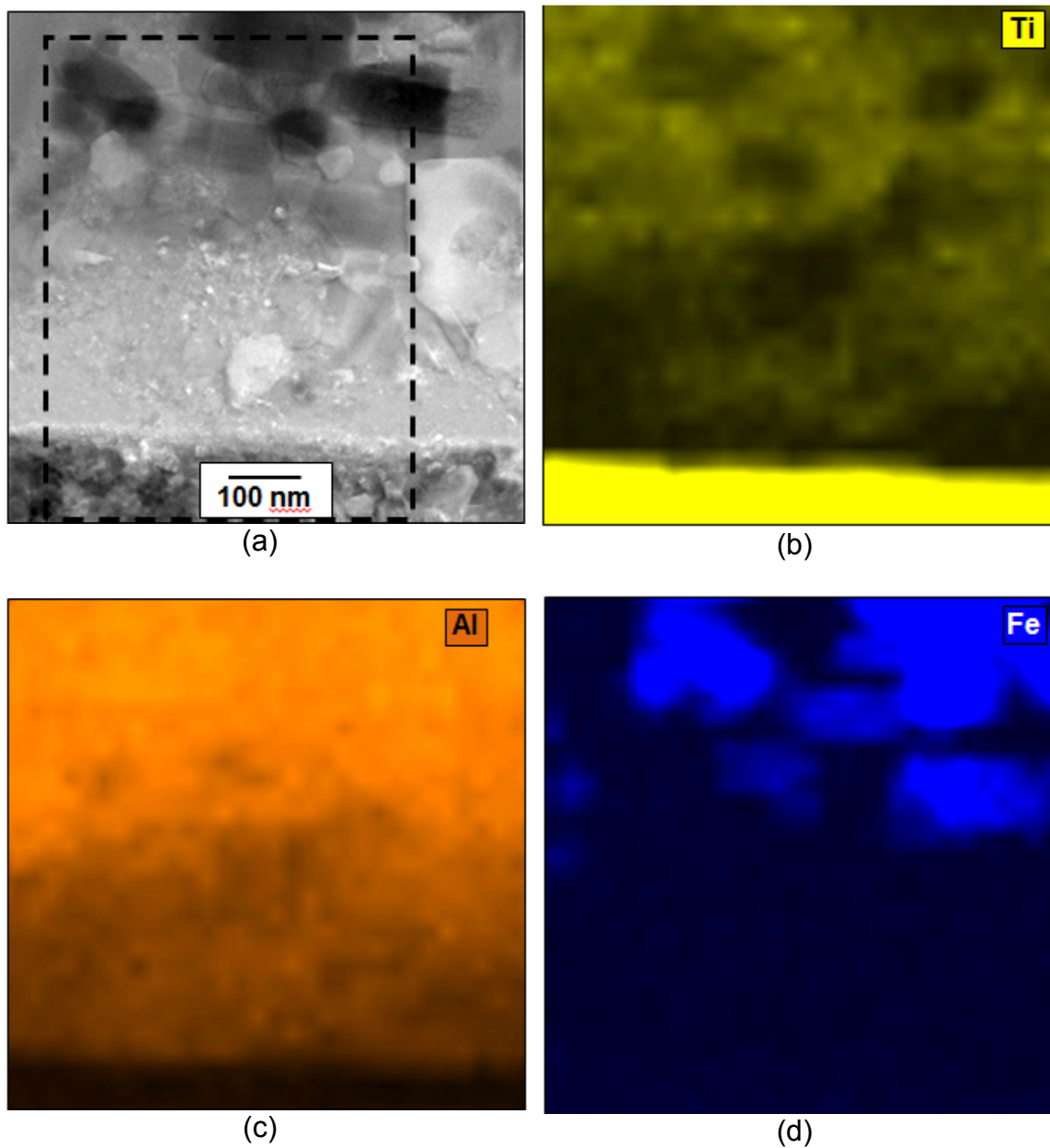


Figura 4.24 - (a) Micrografia obtida por MET da interface TiAl<sub>3</sub>/Ti; (b), (c) e (d) Mapa composicional dos elementos Ti, Al e Fe, respectivamente, de toda a extensão da imagem (a).

#### 4.3.4 Cinética de formação e crescimento do composto intermetálico TiAl<sub>3</sub>

De acordo com Dybkov [94], a formação e o crescimento de compostos intermetálicos podem ser expressos matematicamente por dois diferentes mecanismos: (1) controlado por reação e (2) controlado por difusão. O primeiro

mecanismo é utilizado para explicar a fase inicial de formação dos intermetálicos, quando a espessura da camada ainda é muito fina e a reatividade na interface é considerada ser irrestrita, devido à oferta instantânea de átomos e a caminhos extremamente curtos para difusão. Após suficiente crescimento da camada intermetálica, a difusão se torna mais difícil e passa a ser o mecanismo de controle. Ambos os mecanismos podem ser expressos pela Equação (4.3):

$$x = k(t - t_0)^n \quad (4.3)$$

onde  $x$  é a espessura da camada do intermetálico,  $k$  é a constante de crescimento,  $n$  é o expoente de crescimento,  $t$  é o tempo de exposição, e  $t_0$  é o tempo de incubação.

Para o primeiro e segundo mecanismos de formação e crescimento dos compostos intermetálicos mencionados anteriormente,  $n$  é esperado ser aproximadamente 1,0 (comportamento linear) e 0,5 (comportamento parabólico), respectivamente. Visto que FSpW é um processo que envolve ciclos de temperatura de curta duração, com a formação de camadas de intermetálicos extremamente finas, apenas o mecanismo de formação e crescimento controlado por reação foi considerado neste estudo. Tal pressuposto é apoiado pelo trabalho de Foadian et al. [91] sobre a formação de intermetálicos durante o tratamento térmico em estruturas multicamadas de Al/Ti soldadas por explosão. Os resultados mostraram que durante o crescimento da fase  $TiAl_3$ , o comportamento da curva apenas muda do regime linear para o regime parabólico quando a camada de intermetálico ultrapassa 25  $\mu m$  de espessura (a uma temperatura de  $630^\circ C$ ).

A partir dos perfis de temperatura registados na Figura 4.14, observou-se que as interfaces das juntas para as condições de soldagem 4, 5 e 6 foram expostas à mesma temperatura média de  $530^\circ C$  e diferentes tempos de exposição, os quais são diretamente proporcionais ao tempo de mistura. Dessa forma, nota-se que variando apenas a variável tempo de mistura, as temperaturas de processo e, conseqüentemente, a taxa de crescimento da

interface  $k$  são mantidos constantes [16]. Portanto, a Equação (4.3) para cada uma das condições de soldagem analisadas metalurgicamente na seção anterior, condições de soldagem 4 e 5, podem ser reescritas e comparadas da seguinte forma:

$$k = \frac{x_1}{(t_1 - t_0)^n} = \frac{x_2}{(t_2 - t_0)^n} \quad (4.4)$$

Considerando o regime de crescimento linear ( $n=1$ ) e substituindo os parâmetros  $x_1=1,5 \mu\text{m}$ ,  $t_1=7,5 \text{ s}$ ,  $x_2=0,5 \mu\text{m}$ ,  $t_2=4,5 \text{ s}$  na Equação (4.4), foi possível obter os valores aproximados do tempo de incubação (tempo necessário para a nucleação dos primeiros grãos de  $\text{TiAl}_3$ ) e da taxa de crescimento correspondente,  $t_0 = 3,0 \text{ s}$  e  $k = 3,34 \times 10^{-7} \text{ m/s}$  respectivamente. Esses resultados corroboram com as observações realizadas nos estudos preliminares, nos quais mostraram que tempos de mistura menores que 2 s são insuficientes para a consolidação da junta, visto que resultam em tempos de exposição menores que o tempo de incubação necessário para a formação do composto intermetálico.

A fim de verificar a adequação dos valores obtidos, os perfis térmicos e a espessura da camada de intermetálicos de dois experimentos adicionais foram realizados com a mesma velocidade de rotação das condições de soldagem acima mencionadas (2000 rpm) e diferentes tempos de mistura, 8 s e 10 s. A Tabela 4.13 mostra os valores dos parâmetros do processo de entrada e saída para as novas condições de soldagem, na qual os valores medidos e preditos da espessura da camada de  $\text{TiAl}_3$  também foram incluídos.

Tabela 4.13 - Valores dos parâmetros de processo e da espessura da camada intermetálica para novas condições de soldagem.

| Parâmetros de Processo     |  | TiAl <sub>3</sub> - Espessura da camada |                   |
|----------------------------|--|---|-------------------|
| Entradas                   | Saídas   | Medida                                  | Predita           |
| VR = 2000 rpm<br>TM = 8 s  | Temperatura = 530°C<br>Tempo de exposição = 10,5 s | 2,2 $\mu\text{m}$                       | 2,5 $\mu\text{m}$ |
| VR = 2000 rpm<br>TM = 10 s | Temperatura = 530°C<br>Tempo de exposição = 12,5 s | 2,9 $\mu\text{m}$                       | 3,1 $\mu\text{m}$ |

Os resultados mostram que os valores preditos numericamente são consistente com os valores experimentais, indicando que a Equação (4.3) (utilizando-se dos valores de  $t_0$  e  $k$  previamente calculados) é adequada para descrever o comportamento de crescimento da camada de  $TiAl_3$  para as juntas AA5754-H22/Ti6Al4V produzidas por FSpW, para uma temperatura de processo de  $530^\circ C$  (ou velocidade de rotação de 2000 rpm). As seções transversais das soldas produzidas com 8 s e 10 s de tempo de mistura, mostrando a espessura da camada intermetálicos, são apresentadas na Figura 4.25.

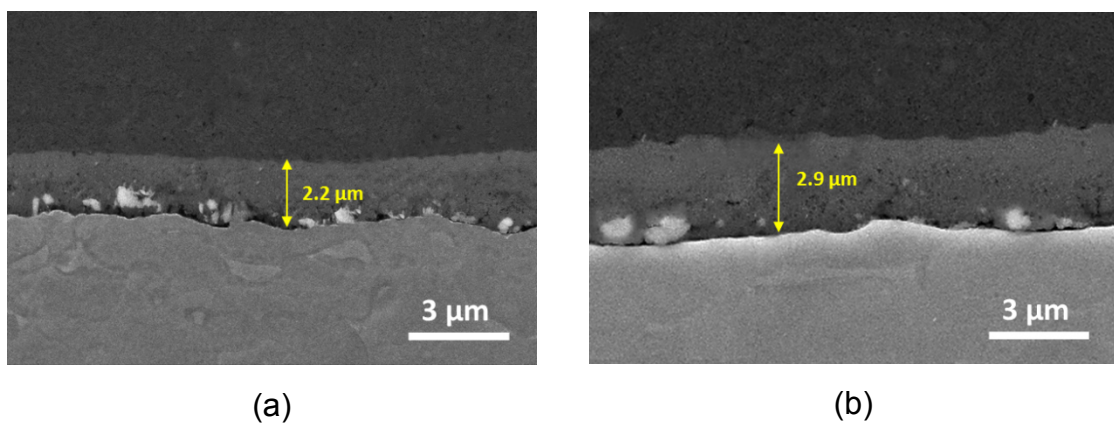


Figura 4.25 - Micrografia da camada intermetálica para duas novas condições de soldagem: (a) VR=2000 rpm e TM=8 s; (b) VR=2000 rpm e TM=10 s.

A Figura 4.26 apresenta a curva do tempo de exposição *versus* espessura da camada intermetálica medida para as quatro diferentes condições de soldagem analisadas nesta seção, confirmando o comportamento linear anteriormente assumido. Com base na análise de regressão linear dos valores plotados, recalculou-se o tempo de incubação e a taxa de crescimento,  $t_0 = 2,7$  s e  $k = 2,92 \times 10^{-7}$  m/s; sendo estes valores mais exatos, baseados em uma amostragem maior.

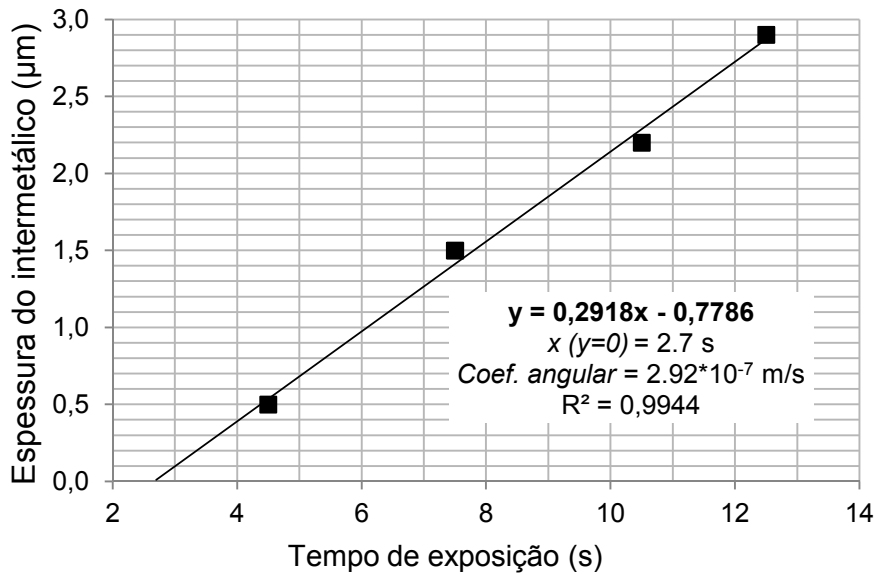


Figura 4.26 - Variação da espessura da camada intermetálica do composto  $\text{TiAl}_3$  em relação ao tempo de exposição da interface durante o processo de soldagem.

Com base nos resultados obtidos, a formação e o crescimento da camada de  $\text{TiAl}_3$  pode ser ilustrada de acordo com a Figura 4.27. Após um tempo de incubação de 2,7 segundos, devido a interdifusão dos átomos de Al e Ti, um número significativo de grãos de  $\text{TiAl}_3$  são nucleados. Em seguida, em virtude do crescimento lateral dos grãos de  $\text{TiAl}_3$ , uma camada contínua forma-se na interface Ti/Al. A partir desse momento o crescimento lateral é restringido e o crescimento torna-se totalmente perpendicular à interface, o qual ocorre a uma taxa de  $2,92 \times 10^{-7} \text{ m/s}$ . No entanto, em algumas regiões onde são encontrados intermetálicos de Fe e Al, o crescimento dos grãos de  $\text{TiAl}_3$  é dificultado e a microestrutura resultante é composta de grãos mais refinados. Ambas as fases de formação e crescimento aqui propostas estão condizentes com um estudo recentemente publicado sobre estruturas multicamadas de Ti/Al produzidas por laminação acumulativa [95].



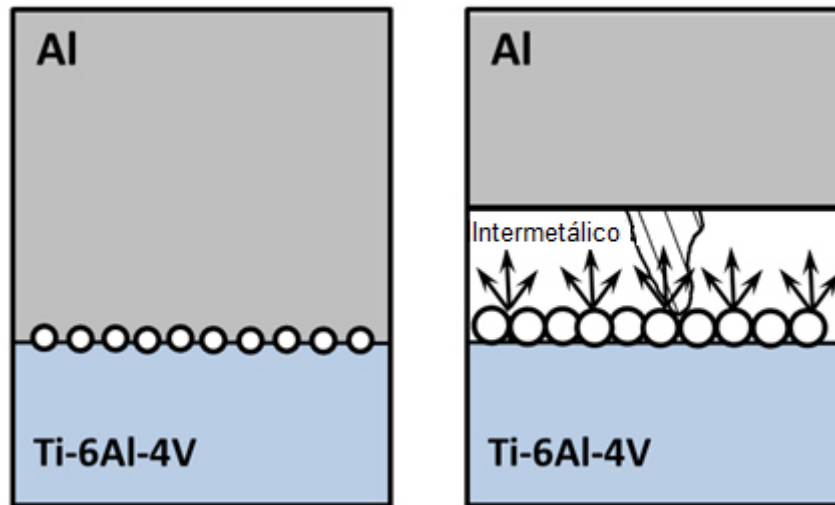


Figura 4.27 - Representação da formação e crescimento da camada intermetálica de  $TiAl_3$  em juntas AA5754-H22/Ti6Al4V produzidas por FSpW.

#### **AA6181-T4/Ti6Al4V**

A Figura 4.28 mostra imagens obtidas por MEV da interface da junta AA6181-T4/Ti6Al4V para a melhor condição soldagem (condição 5) nas regiões do pino e da camisa. Na região do pino foi observada a presença de uma camada interfacial contínua de  $0,8 \mu m$ . A análise de composição química revelou que, assim como para as AA5754-H22/Ti6Al4V, a camada interfacial também é constituída do intermetálico  $TiAl_3$ . Além disso, verificou-se a presença de uma quantidade significativa de Si dissolvido na estrutura cristalina da fase intermetálica (aproximadamente 10%). Já em relação à região da camisa, observou-se a formação de uma camada extremamente fina e descontínua de  $TiAl_3$ , associada com ao menor aporte térmico desta região.

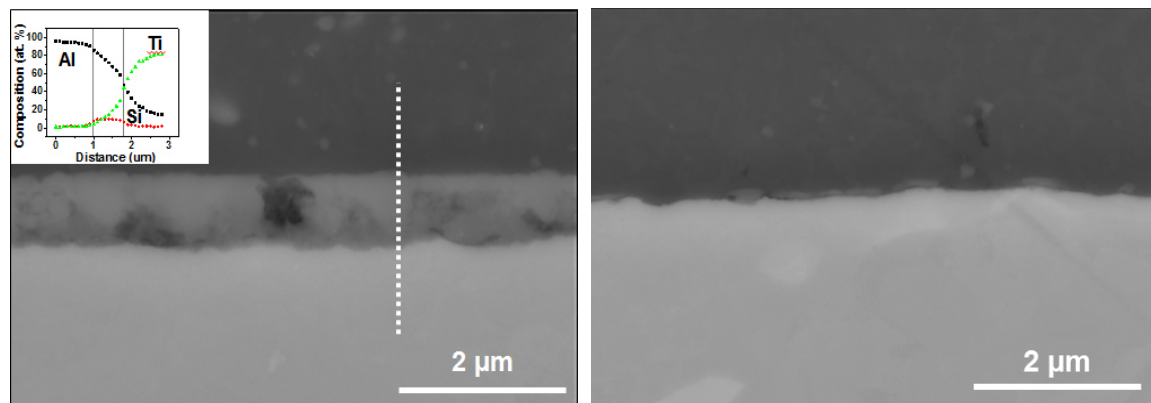


Figura 4.28 - Análise interfacial da junta AA6181-T4/Ti6Al4V para a condição de soldagem 5: (a) micrografia da região do pino; (b) micrografia da região da camisa.

As propriedades mecânicas da camada intermetálica foram determinadas a partir de medidas de nanoindentação. Para fins de comparação, também foram medidas as propriedades da camada interfacial da junta AA5754-H22/Ti6Al4V, constituída de  $\text{TiAl}_3$  “puro”. Os valores médios de dureza e módulo de elasticidade obtidos estão listados na Tabela 4.14. A partir dos resultados, observou-se que a dureza e o módulo de elasticidade da fase  $\text{Ti}(\text{Al}, \text{Si})_3$  aumentarem significativamente quando comparado com a fase  $\text{TiAl}_3$ . A Figura 4.29 apresenta curvas típicas de carga-deslocamento para as duas camadas intermetálicas analisadas. A presença de pop-ins, frequentemente associados com a nucleação de discordâncias neste caso, na curva do  $\text{TiAl}_3$  é ainda um indicativo de que a plasticidade desta fase é maior em comparação a fase  $\text{Ti}(\text{Al}, \text{Si})_3$ .

Tabela 4.14 - Médias das medidas de nanodureza obtidas para as fases  $\text{TiAl}_3$  puro e  $\text{Ti}(\text{Al}, \text{Si})_3$ .

| Interface                           | Nanodureza [GPa] | Módulo de elasticidade [GPa] |
|-------------------------------------|------------------|------------------------------|
| $\text{TiAl}_3$                     | $9,4 \pm 1.2$    | $206 \pm 12$                 |
| $\text{Ti}(\text{Al}, \text{Si})_3$ | $11,5 \pm 0.9$   | $289 \pm 7$                  |

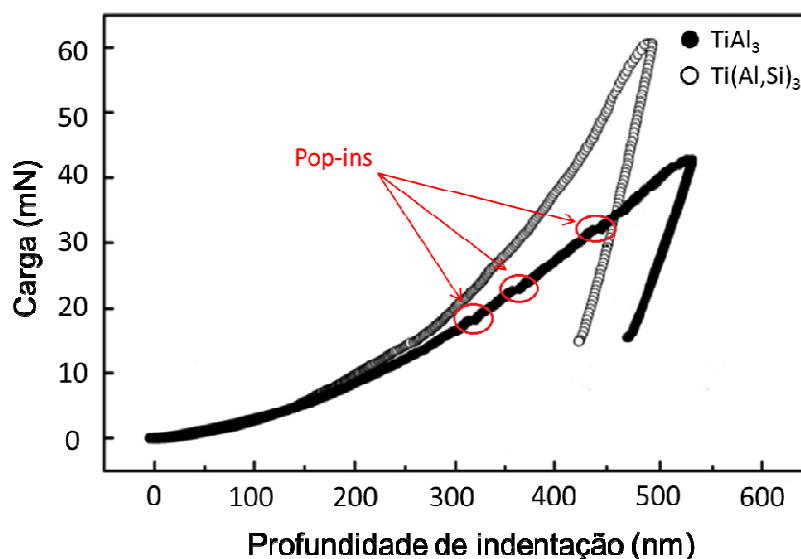


Figura 4.29 - Curvas típicas de carga-deslocamento para as fases  $\text{TiAl}_3$  e  $\text{Ti}(\text{Al},\text{Si})_3$ , indicando que a dissolução de Si ocasiona um aumento de nanodureza.

Como visto no parágrafo anterior, as propriedades mecânicas no regime elástico e plástico do intermetálico  $\text{TiAl}_3$  são afetadas pelo efeito da substituição de átomos de soluto por Si. Este mesmo efeito foi demonstrado teoricamente na literatura por meio da modelagem e simulação computacional das constantes elásticas das fases  $\text{TiAl}_3$  e  $\text{Ti}(\text{Al},\text{Si})_3$ , sendo esta última baseada em uma estrutura tetragonal simples com 6,25 at.% de Si [59]. Uma vez calculados os valores das constantes elásticas, algumas das propriedades mecânicas globais importantes foram determinadas pelo modelo através da aproximação de Voigt–Reuss–Hill (VRH), como o módulo de compressibilidade (B), de cisalhamento (G) e de elasticidade (E), as quais estão apresentadas na Tabela 4.15.

Tabela 4.15 - Propriedades mecânicas das fases  $\text{TiAl}_3$  puro e  $\text{Ti}(\text{Al},\text{Si})_3$  obtidas por meio de modelagem e simulação computacional [59].

| Fase                               | B (GPa) | G (GPa) | E (GPa) | B/G  |
|------------------------------------|---------|---------|---------|------|
| $\text{TiAl}_3$                    | 102,28  | 86,19   | 201,87  | 1,19 |
| $\text{Ti}(\text{Al},\text{Si})_3$ | 104,86  | 89,13   | 208,35  | 1,18 |

Cabe ressaltar que o modelo teórico apresentado considera a fase  $Ti(Al, Si)_3$  como um cristal perfeito, sem nenhum tipo de defeito. Além disso, a quantidade de Si dissolvido na camada interfacial encontrada na junta soldada (10%) é maior em relação à quantidade considerada nos cálculos teóricos (6,25%). Tais aproximações levam a desvios em relação aos valores obtidos experimentalmente. Contudo, ainda que os valores teóricos apresentados sejam mais baixos do que os valores experimentais, existe uma concordância entre os mesmos. Teoricamente o módulo de elasticidade da fase  $Ti(Al, Si)_3$  é superior ao do  $TiAl_3$ , convergindo com as observações experimentais. Ademais, a partir da relação entre o módulo de compressibilidade e o módulo de cisalhamento  $B/G$  apresentada na Tabela 4.15, que segundo as suposições de Pugh [96] é apropriada para prever o comportamento plástico de fases policristalinas, observou-se que a presença do Si dissolvido na rede cristalina reduz as propriedades plásticas do  $TiAl_3$ , o que também está em conformidade com os resultados da Tabela 4.15.

A Figura 4.30 mostra imagens obtidas por MEV da interface da junta AA6181-T4/Ti6Al4V para a condição de soldagem 8, nas regiões do pino (centro da solda) e da camisa. Na interface da região da camisa foi observada a formação da camada interfacial típica de  $TiAl_3$ , que neste caso apresentou-se em uma forma quase que contínua e mais espessa em relação a melhor condição de soldagem, condição 5. Contudo, na região do pino verificou-se a formação de uma interface complexa, na qual foi possível observar inclusive a presença de uma estrutura dendrítica (característica do fenômeno de solidificação) e o aparecimento de microfraturas. Com o intuito de identificar tal interface, um mapeamento composicional dos principais elementos foi realizado através de EDS, conforme mostrado na Figura 4.31

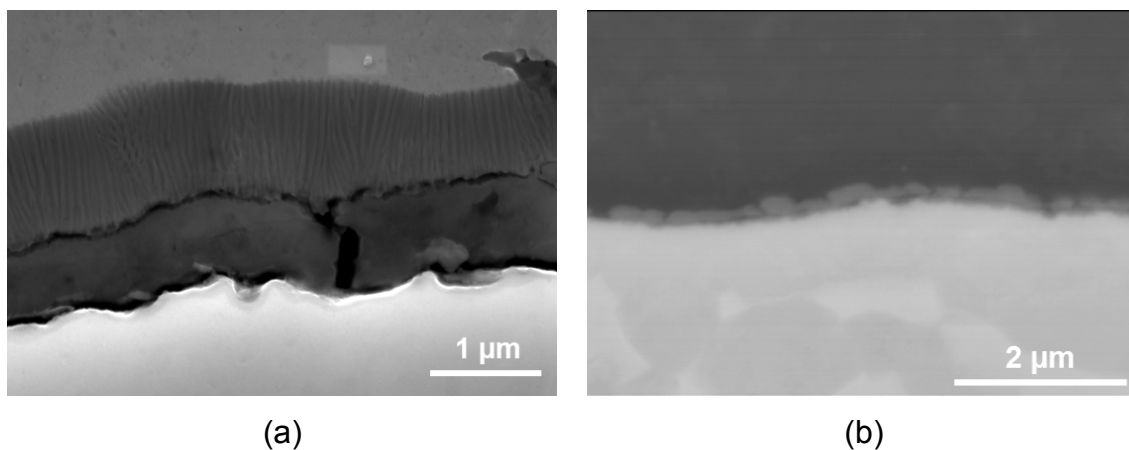


Figura 4.30 - Micrografia obtida por MEV da interface da AA6181-T4/Ti6Al4V para a condição de soldagem 8: (a) região do pino; (b) região da camisa.

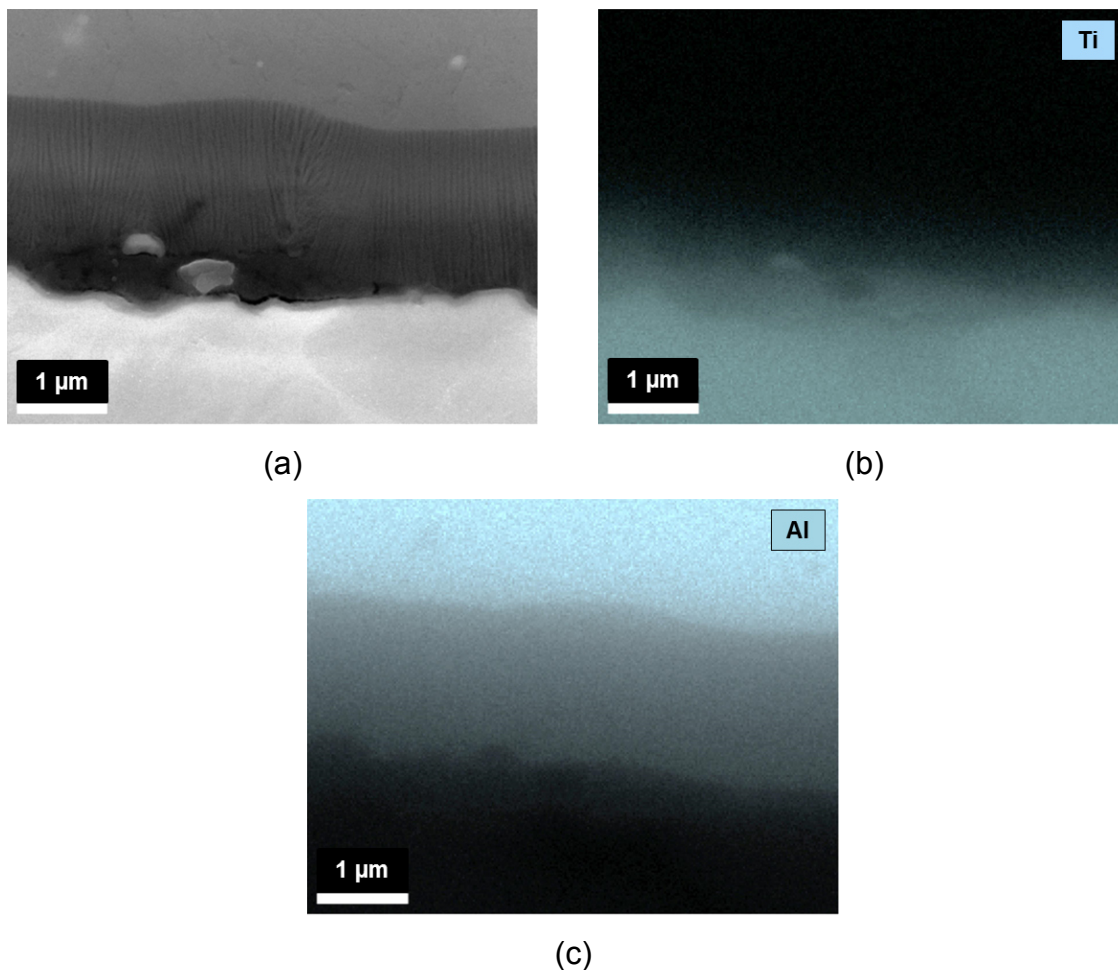


Figura 4.31 - (a) Micrografia obtida por MEV da interface da junta AA6181-T4/Ti6Al4V na região do pino (condição 8); (b) e (c) mapa composicional dos elementos O, Al e Ti, respectivamente, de toda a extensão da imagem (a).

De acordo com a Figura 4.31, a formação da interface da junta parece ocorrer em diferentes estágios. Inicialmente, intermetálicos primários começam a se formar na interface Ti/Al, como discutido nas seções anteriores. A formação de tais intermetálicos promove a redução da quantidade de átomos Al junto à interface (ver Figura 4.31 (c)) que, por se tratar de uma reação exotérmica, aumenta a energia local do sistema. Estas condições associadas a maior energia térmica da condição de soldagem 8 em relação a condição 5 anteriormente analisada (ver Figura 4.12 e Figura 4.13), levam a fusão local do alumínio junto a interface  $\alpha$ -Al/Intermetálico neste caso. Uma vez que o potencial de nucleação de  $\alpha$ -Al na superfície dos intermetálicos primários é maior em relação à nucleação de outras fases, um crescimento epitaxial de dendritas colunares de  $\alpha$ -Al ocorre em direção à porção não fundida da chapa de alumínio (material de base) durante o fenômeno solidificação [97]. Por fim, as microfraturas observadas junto à camada intermetálica frágil ocorrem possivelmente durante o processo de soldagem, devido às intensas vibrações da máquina e ferramenta de soldagem para esta condição de soldagem.

#### **4.4 Caracterização mecânica**

##### **4.4.1 Ensaio quase-estáticos**

Ensaio quase-estáticos de cisalhamento foram realizados para a avaliação da resistência mecânica das juntas nas diferentes condições de soldagem indicadas pelas matrizes de experimentos. A partir dos ensaios foram obtidas as cargas de cisalhamento máximas, apresentadas anteriormente nas Tabela 4.1 e Tabela 4.6.

Dois modos de falhas típicos são geralmente observados em corpos de prova de cisalhamento produzidos por FSpW, identificados como falha “interfacial” (I) e “arrancamento circunferencial” (AC). O primeiro modo refere-se à fratura ao longo da região soldada, onde a propagação de trinca é paralela ao esforço aplicado, e conseqüentemente à interface original entre as chapas, atravessando por completo a região da solda até sua completa separação. No segundo modo de fratura (AC), a trinca forma-se inicialmente nas proximidades da fronteira existente entre a ZM e a ZTMA. A propagação ocorre em direção à

superfície da junta e se processa totalmente ao redor do botão de solda. Como consequência, a solda permanece ligada por inteira à chapa inferior.

A Figura 4.32 apresenta o modo de falha interfacial para uma solda AA5754-H22/Ti6Al4V, padrão este que se repetiu para todas as juntas produzidas neste estudo, inclusive para a configuração AA6181-T4/Ti6Al4V. Com a finalidade de melhor entender os mecanismos de falha, conduziu-se um estudo mais detalhado das superfícies de fratura das amostras investigadas metalurgicamente na seção anterior, as quais estão apresentadas na Figura 4.33 e Figura 4.34.



Figura 4.32 - Modo de falha interfacial apresentado por todas a juntas solicitadas por cisalhamento neste estudo.



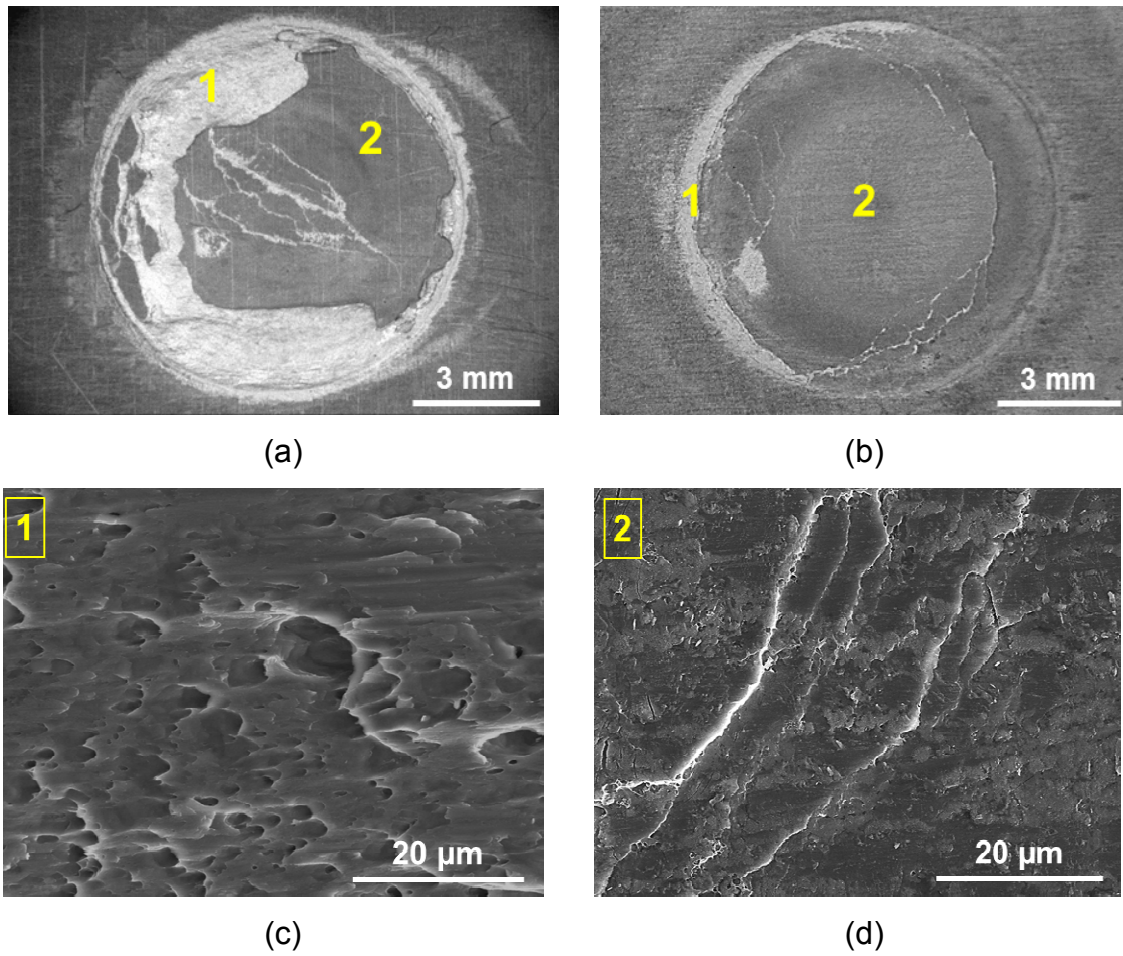


Figura 4.33 - Superfície de fratura da junta AA5754-H22/Ti6Al4V solicitada por cisalhamento para as condições de soldagem 4 (a) e 5 (b). Detalhe da superfície de fratura das regiões 1 (c) e 2 (d).



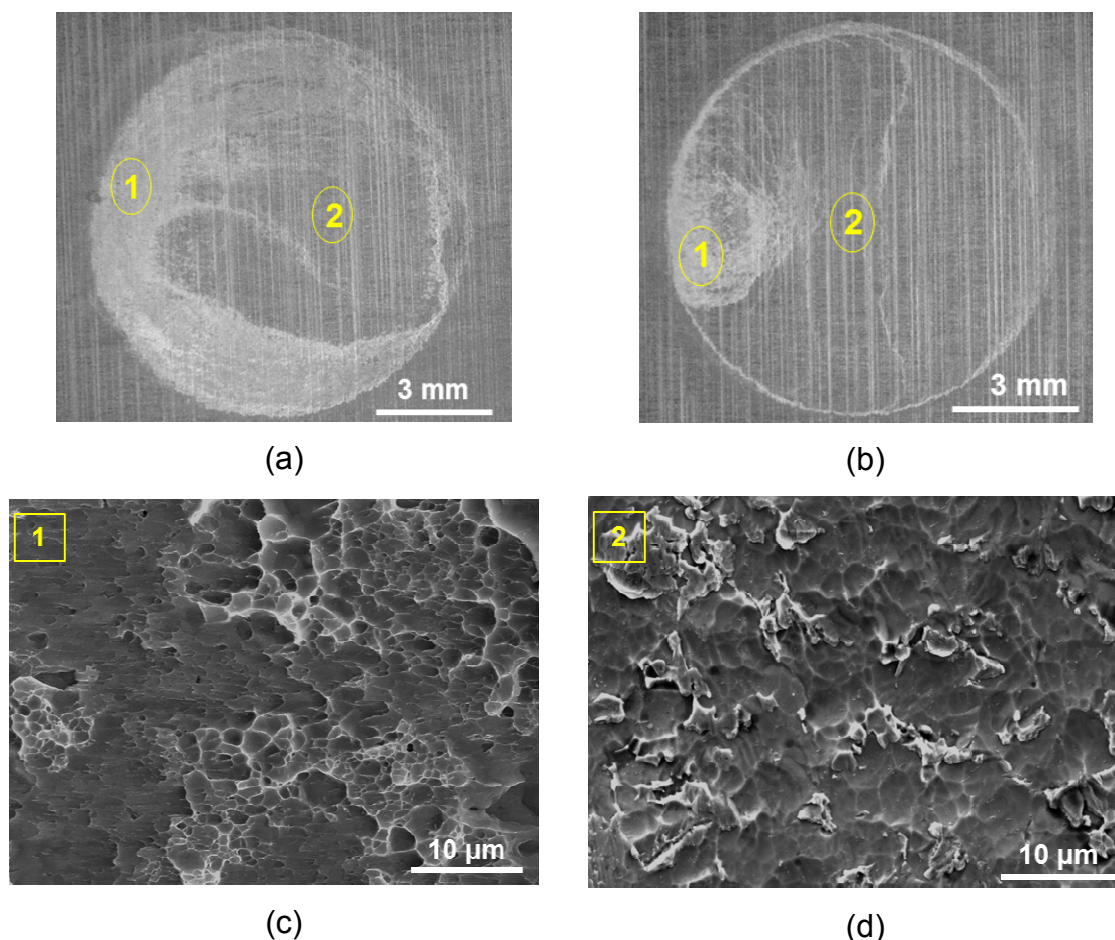


Figura 4.34 - Superfície de fratura da junta AA6181-T4/Ti6Al4V solicitada por cisalhamento para as condições de soldagem 5 (a) e 8 (b). Detalhe da superfície de fratura das regiões 1 (c) e 2 (d).

Conforme observado nas micrografias das Figura 4.33 e Figura 4.34 a superfície de fratura das juntas apresentam duas morfologias distintas. A primeira, região 1, é caracterizada por microcavidades alongadas na direção de carregamento, indicando a ocorrência de fratura cisalhante dútil nesta região. Por outro lado, a fratura da região 2 apresenta uma morfologia plana de aspecto frágil para a configuração AA5754-H22/Ti6Al4V, enquanto que para configuração AA6181-T4/Ti6Al4V observa-se uma morfologia intergranular acompanhada por uma interface suave entre os contornos de grão. A partir destas observações e de análises de raios-X das superfícies de fratura, Figura 4.35 e Figura 4.36, é possível relacionar as regiões de fratura frágil com a

presença composto intermetálico  $TiAl_3$  previamente identificado no centro da interface das juntas.

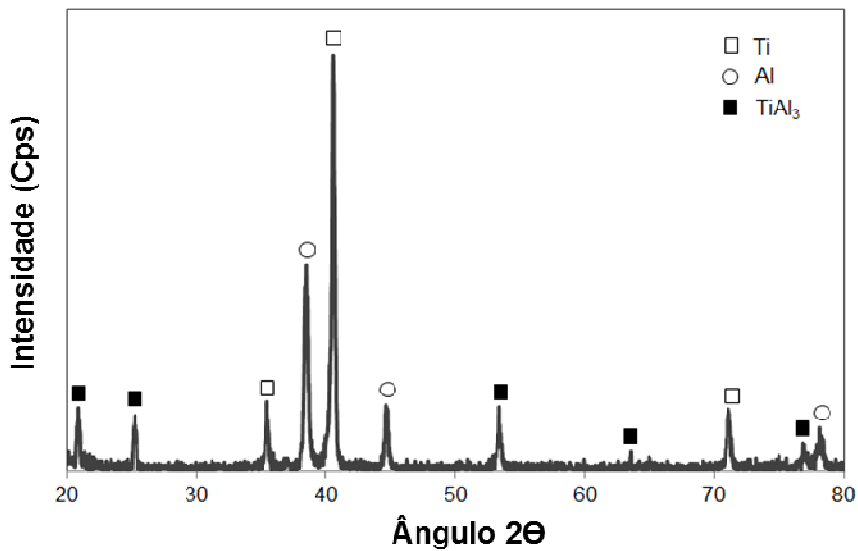


Figura 4.35 – Difratoograma da superfície de fratura da junta AA5754-H22/Ti6Al4V.

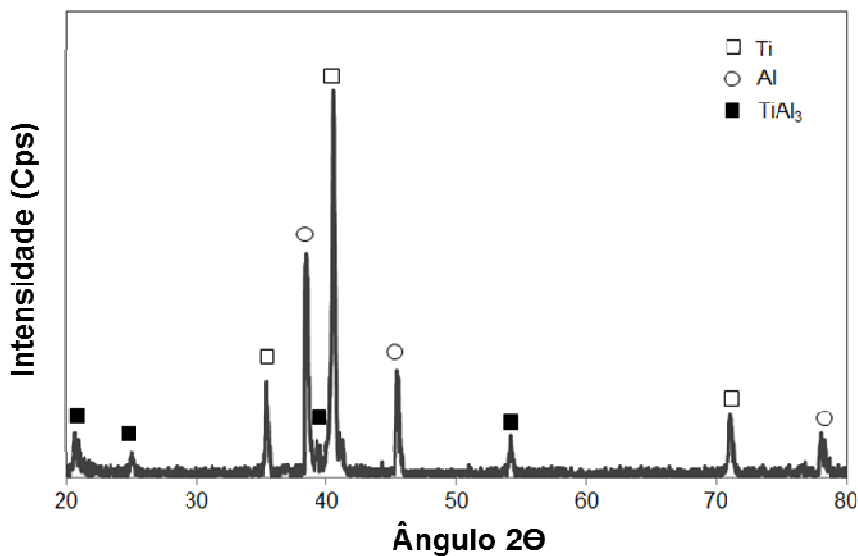


Figura 4.36 - Difratoograma da superfície de fratura da junta AA6181-T4/Ti6Al4V.

Para o melhor entendimento da evolução da falha, foi realizado ainda o monitoramento das deformações desenvolvidas durante o ensaio de cisalhamento para a melhor condição (condição 4) da junta AA5754-H22/Ti6Al4 através do método de análise de imagens ARAMIS. A Figura 4.37 (a) mostra a

parte superior da junta sobreposta com a chapa de alumínio preparada (pintada com um padrão de pontos pretos em fundo branco) no início do ensaio. A sequência de imagens mostra a distribuição de deformações, enquanto monitorando o ensaio. Tal distribuição foi associada aos diferentes estágios da curva força-deslocamento, como mostrado na Figura 4.37 (b). Cabe ressaltar que no ensaio de cisalhamento de juntas dissimilares sobrepostas, devido à diferença de rigidez (ou espessura) entre os materiais, as forças atuantes causam o surgimento de um esforço de flexão secundário (Figura 4.37 (c)) e consequente deslocamento entre as chapas na região próxima a solda.

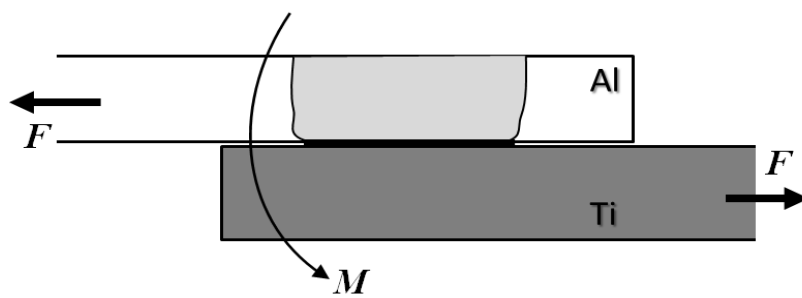
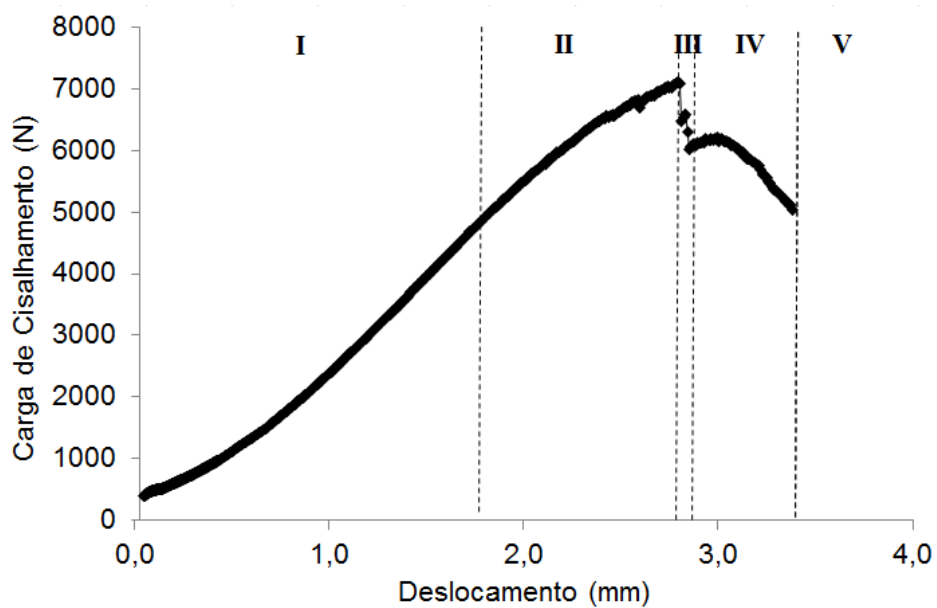
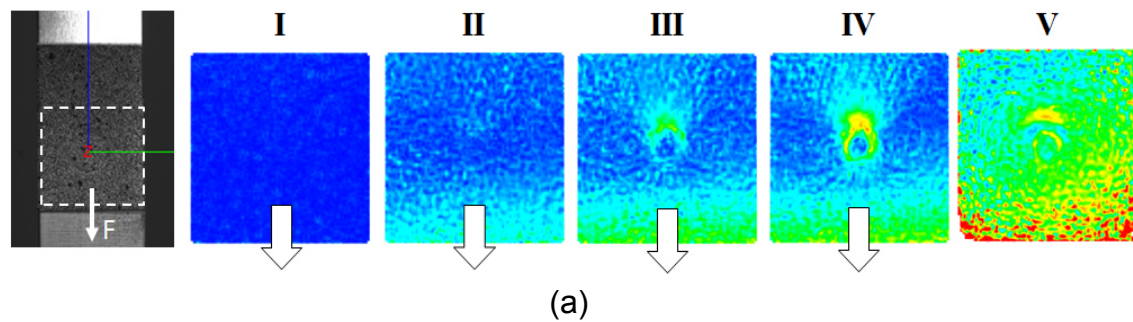


Figura 4.37 - Ensaio de cisalhamento para a junta AA5754-H22/Ti6Al4V na condição de soldagem 4: (a) distribuição das deformações na superfície do corpo de prova durante diferentes fases do ensaio; (b) curva típica de carga-deslocamento; (c) ilustração dos esforços atuantes na região da junta durante o ensaio.

A curva de força-deslocamento mostra inicialmente um comportamento elástico típico deste tipo de sollicitação (Fase I). Com o aumento da carga, o esforço de flexão se intensifica e ocasiona o deslocamento das chapas (área azul clara inferior da Figura 4.37 (a), Fase II) na direção normal ao plano longitudinal. A partir desse momento, surge uma componente de tensão perpendicular à interface das juntas, ocasionando a nucleação de trincas anulares (TA) junto ao entorno da solda no material de menor resistência (chapa de alumínio), cuja propagação tende a ocorrer em direção ao centro da solda [98]. Além disso, a camada intermetálica presente no centro da solda, sendo uma região frágil e com defeitos (fissuras, descontinuidades, etc.) tende a fraturar catastróficamente quando esta mesma componente perpendicular de tensão atinge um nível determinado de sollicitação, ocasionando uma redução instantânea da carga (Fase II). Na Fase IV, a TA continua a propagar-se até o momento que um tamanho crítico é atingido, levando a ruptura final da junta (Fase V).

As observações do parágrafo anterior estão ainda em concordância com o trabalho de Mazzaferro et. al. [98], no qual foi realizada a simulação por elementos finitos da distribuição de tensões em soldas similares da liga AA2024-T3 (Figura 4.38). Neste caso, o esforço de flexão observado é decorrente da resistência que a região soldada (mais rígido que o material de base) impõe frente à tendência de deslizamento entre as chapas.

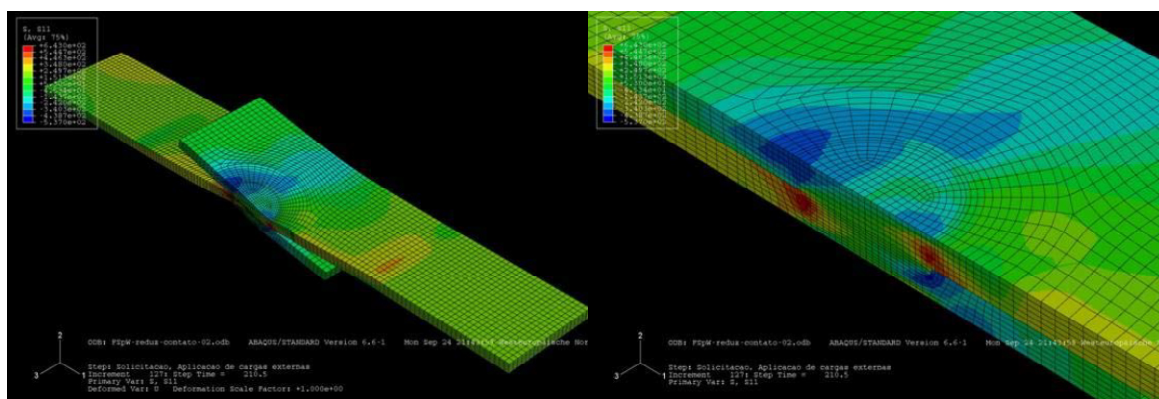


Figura 4.38 - Distribuição de tensões no entorno do botão da junta AA2024 produzida por FSpW, obtida através de elementos finitos. Resultados extraídos de Mazzaferro et. al.[98]

#### 4.4.2 Ensaio de fadiga

Ensaio de fadiga foram realizados para a melhor condição de cisalhamento das duas configurações de juntas propostas neste estudo. A Tabela 4.16 e Tabela 4.17 apresentam os resultados dos ensaios de fadiga para as juntas AA5754-H22/Ti6Al4V e AA6181-T4/Ti6Al4V, respectivamente, nos diferentes níveis de carregamento testados. Foi utilizado um total de sete corpos de prova para cada uma das condições de ensaio, sendo os resultados apresentados em termos do número de ciclos necessários para a ocorrência da fratura e o modo de falha resultante.

Tabela 4.16 - Resultados dos ensaios de fadiga para as juntas AA5754-H22/Ti6Al4V.

| % Carga | $\sigma_{\max}$ (MPa) | $\sigma_{\min}$ (MPa) | $\Delta\sigma$ (MPa) | Nº de Ciclos | Modo de Falha |
|---------|-----------------------|-----------------------|----------------------|--------------|---------------|
| 15      | 25,7                  | 2,6                   | 23,1                 | >50000000    | -             |
|         |                       |                       |                      | >50000000    | -             |
|         |                       |                       |                      | >50000000    | -             |
|         |                       |                       |                      | >50000000    | -             |
|         |                       |                       |                      | >50000000    | -             |
|         |                       |                       |                      | >50000000    | -             |
|         |                       |                       |                      | >50000000    | -             |
| 20      | 34,2                  | 3,4                   | 30,8                 | 646708       | ST            |
|         |                       |                       |                      | 788108       | ST            |
|         |                       |                       |                      | 883852       | ST            |
|         |                       |                       |                      | 679188       | ST            |
|         |                       |                       |                      | 542903       | ST            |
|         |                       |                       |                      | 987682       | ST            |
|         |                       |                       |                      | 677649       | ST            |
| 30      | 51,3                  | 5,0                   | 46,2                 | 418760       | ST            |
|         |                       |                       |                      | 425094       | ST            |
|         |                       |                       |                      | 251730       |               |
|         |                       |                       |                      | 570797       | ST            |
|         |                       |                       |                      | 384041       | ST            |
|         |                       |                       |                      | 268501       |               |
| 40      | 68,4                  | 6,8                   | 61,6                 | 308085       |               |
|         |                       |                       |                      | 147721       |               |
|         |                       |                       |                      | 103546       |               |
|         |                       |                       |                      | 205945       |               |
|         |                       |                       |                      | 123462       |               |
|         |                       |                       |                      | 137837       |               |
|         |                       |                       |                      | 87504        |               |
| 236597  |                       |                       |                      |              |               |
| 50      | 85,5                  | 8,5                   | 77,0                 | 49097        |               |
|         |                       |                       |                      | 77969        |               |
|         |                       |                       |                      | 45703        |               |
|         |                       |                       |                      | 27433        |               |
|         |                       |                       |                      | 42095        |               |
|         |                       |                       |                      | 56129        |               |
| 33760   |                       |                       |                      |              |               |

ST: falha através da seção transversal da chapa; I: falha interfacial

Tabela 4.17 - Resultados dos ensaios de fadiga para juntas AA6181-T4/Ti6Al4V.

| % Carga | $\sigma_{\max}$ (MPa) | $\sigma_{\min}$ (MPa) | $\Delta\sigma$ (MPa) | N° de Ciclos | Modo de Falha |
|---------|-----------------------|-----------------------|----------------------|--------------|---------------|
| 10      | 22,2                  | 2,2                   | 20,0                 | >50000000    | -             |
|         |                       |                       |                      | >50000000    | -             |
|         |                       |                       |                      | >50000000    | -             |
|         |                       |                       |                      | >50000000    | -             |
|         |                       |                       |                      | >50000000    | -             |
|         |                       |                       |                      | >50000000    | -             |
|         |                       |                       |                      | >50000000    | -             |
| 12.5    | 29,6                  | 3,0                   | 26,6                 | 603452       | I             |
|         |                       |                       |                      | 474024       | I             |
|         |                       |                       |                      | 685233       | I             |
|         |                       |                       |                      | 748637       | I             |
|         |                       |                       |                      | 524531       | I             |
|         |                       |                       |                      | 713592       | I             |
|         |                       |                       |                      | 596331       | I             |
| 15      | 37,0                  | 3,7                   | 33,3                 | 156091       | I             |
|         |                       |                       |                      | 183314       | I             |
|         |                       |                       |                      | 104088       | I             |
|         |                       |                       |                      | 226992       | I             |
|         |                       |                       |                      | 143855       | I             |
|         |                       |                       |                      | 188961       | I             |
|         |                       |                       |                      | 200563       | I             |
| 20      | 51,9                  | 5,2                   | 46,7                 | 88363        | I             |
|         |                       |                       |                      | 50637        | I             |
|         |                       |                       |                      | 23237        | I             |
|         |                       |                       |                      | 37422        | I             |
|         |                       |                       |                      | 68952        | I             |
|         |                       |                       |                      | 32004        | I             |
|         |                       |                       |                      | 78523        | I             |
| 25      | 59,3                  | 5,9                   | 53,4                 | 9517         | I             |
|         |                       |                       |                      | 13228        | I             |
|         |                       |                       |                      | 17614        | I             |
|         |                       |                       |                      | 20125        | I             |
|         |                       |                       |                      | 12288        | I             |
|         |                       |                       |                      | 10862        | I             |
|         |                       |                       |                      | 11584        | I             |

I: falha interfacial

A Figura 4.39 e Figura 4.40 apresentam os gráficos de probabilidade Weibull, obtidos a partir da linearização da função distribuição acumulada (Equação 3.3) e aplicados para análise da qualidade de ajuste dos dados a esta distribuição. Visto que os pontos se distribuem de acordo com uma reta, verificou-se que tal distribuição é adequada para modelar os dados de fadiga obtidos nos ensaios. A partir do procedimento de regressão linear foram determinados então os parâmetros de forma  $\beta$  (coeficiente angular) e de escala

$\alpha$  (coeficiente linear). As Tabela 4.18 e Tabela 4.19 apresentam os valores de  $\alpha$  e  $\beta$ , assim como a vida média em fadiga de Weibull (obtidas a partir da Equação 3.4).

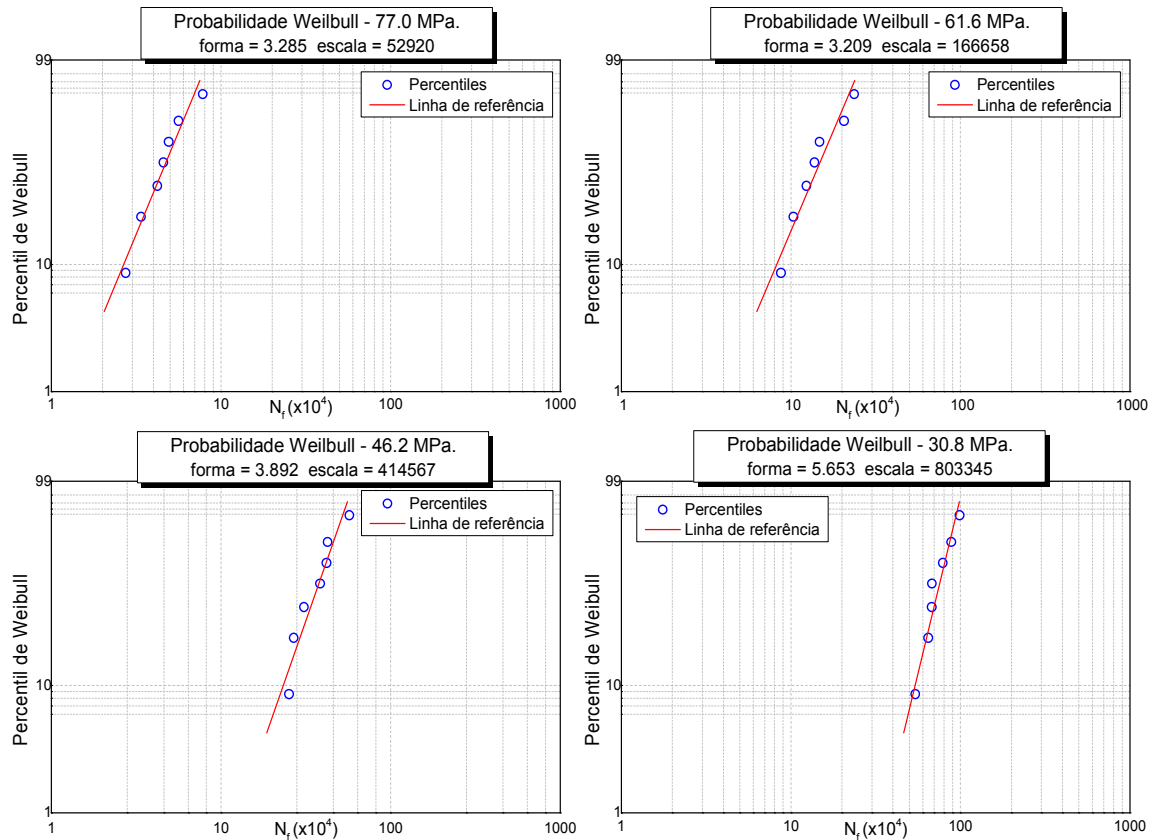


Figura 4.39 - Gráficos de probabilidade Weibull para os diferentes níveis de carregamento utilizados nos ensaios de fadiga das juntas AA5754-H22/Ti6Al4V.

Tabela 4.18 - Parâmetros de Weibull referentes ao ensaio de fadiga das juntas AA5754-H22/Ti6Al4V.

| $S_a$ (Mpa) | Parâmetro de escala ( $\alpha$ ) | Parâmetro de forma ( $\beta$ ) | Vida média de Weibull (ciclos) |
|-------------|----------------------------------|--------------------------------|--------------------------------|
| 30,8        | 803345                           | 5,653                          | 742803                         |
| 46,2        | 414567                           | 3,893                          | 375186                         |
| 61,6        | 166658                           | 3,210                          | 149290                         |
| 77,0        | 52921                            | 3,285                          | 47460                          |



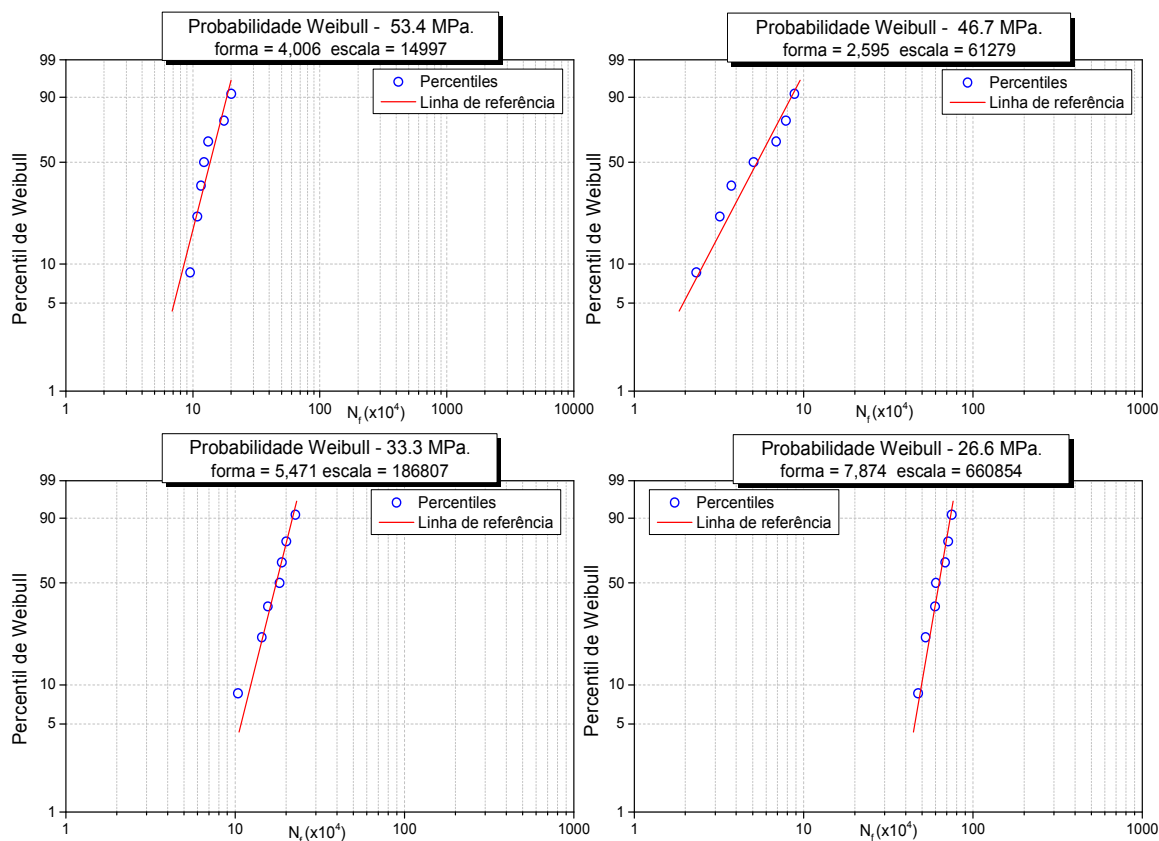


Figura 4.40 - Gráficos de probabilidade Weibull para os diferentes níveis de carregamento utilizados nos ensaios de fadiga das juntas AA6181-T4/Ti6Al4V.

Tabela 4.19 - Parâmetros de Weibull referentes ao ensaio de fadiga da junta AA6181-T4/Ti6Al4V.

| Sa (Mpa) | Parâmetro de escala ( $\alpha$ ) | Parâmetro de forma ( $\beta$ ) | Vida média de Weibull (ciclos) |
|----------|----------------------------------|--------------------------------|--------------------------------|
| 26,6     | 660854                           | 7,874                          | 621873                         |
| 33,3     | 186807                           | 5,471                          | 172408                         |
| 46,7     | 61279                            | 2,595                          | 54426                          |
| 53,4     | 14997                            | 4,006                          | 13595                          |

As curvas S-N obtidas a partir dos valores de vida média em fadiga de Weibull são mostradas na Figura 4.41 e Figura 4.42, estabelecidas a partir de uma função potência a partir da Equação 4.5. Esta equação é válida para materiais não ferrosos (e.g. alumínio e titânio) com vidas em fadiga entre  $1 \times 10^3$

–  $5 \times 10^8$  ciclos [99]. Com base nos resultados, os limites de fadiga de 25 MPa (16% da carga máxima de cisalhamento) e 22 MPa (11% da carga máxima de cisalhamento) foram determinados para as juntas AA5754-H22/Ti6Al4V e AA6181-T4/Ti6Al4V, respectivamente. Tais valores podem ser considerados relevantes quando comparados ao limite de fadiga apresentado em juntas similares de AA7050-T56 produzidas por FSpW [18], o qual corresponde a apenas 10% da carga máxima de cisalhamento. Este melhor desempenho das juntas dissimilares pode ser atribuído tanto à otimização dos parâmetros de processo (ou redução da quantidade de intermetálicos formados na interface), quanto à ausência da cunha – um defeito geométrico característico de juntas similares produzidas por FSpW, que afeta negativamente a resistência a fadiga [17].

$$S_a = a \times (N_f)^b \quad (4.5)$$

onde  $S_a$  corresponde a amplitude de tensão,  $N_f$  ao número de ciclos, sendo  $a$  e  $b$  constantes.

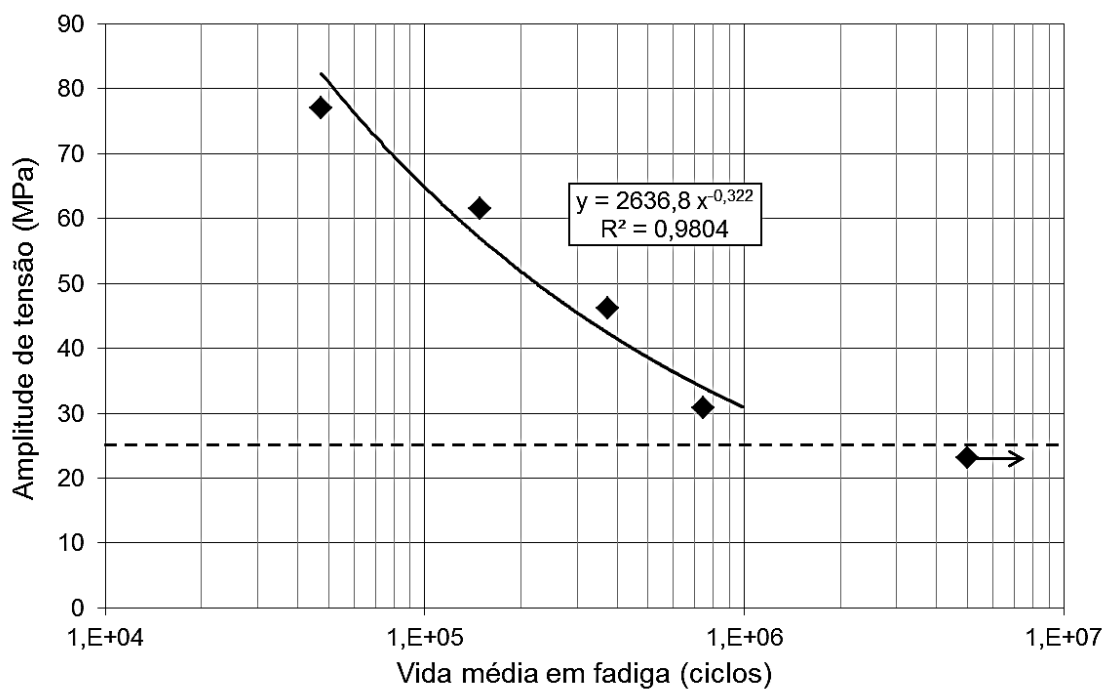


Figura 4.41 - Curva S-N para as juntas AA5754-H22/Ti6Al4V ensaiadas.

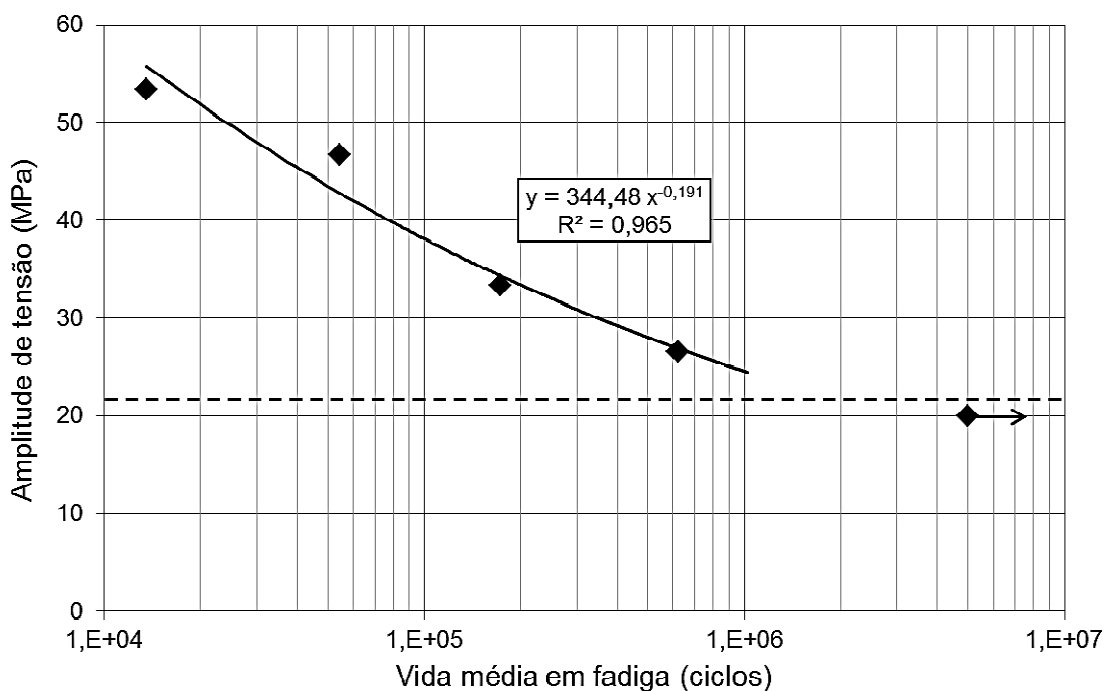


Figura 4.42 - Curva S-N para as juntas AA6181-T4/Ti6Al4V ensaiadas.

A Figura 4.43 e Figura 4.44 apresentam curvas S-N para diferentes níveis de confiabilidade (R) ou probabilidade de sobrevivência (P), obtidas a partir da Equação 3.5. Curvas com  $P = 0,5$  exibem o efeito estatístico do tamanho da amostragem. Além disso, curvas com valores de P entre 0,9 e 0,99 são importantes para demonstrar o efeito combinado do tamanho da amostragem e da dispersão dos dados. Todas estas curvas são essenciais para prever a vida em fadiga em um nível de confiabilidade adequado para cada projeto de engenharia envolvendo as juntas propostas neste estudo. Naturalmente, níveis maiores de segurança ou confiabilidade irão refletir em um número menor de ciclos necessários para a ocorrência da fratura.

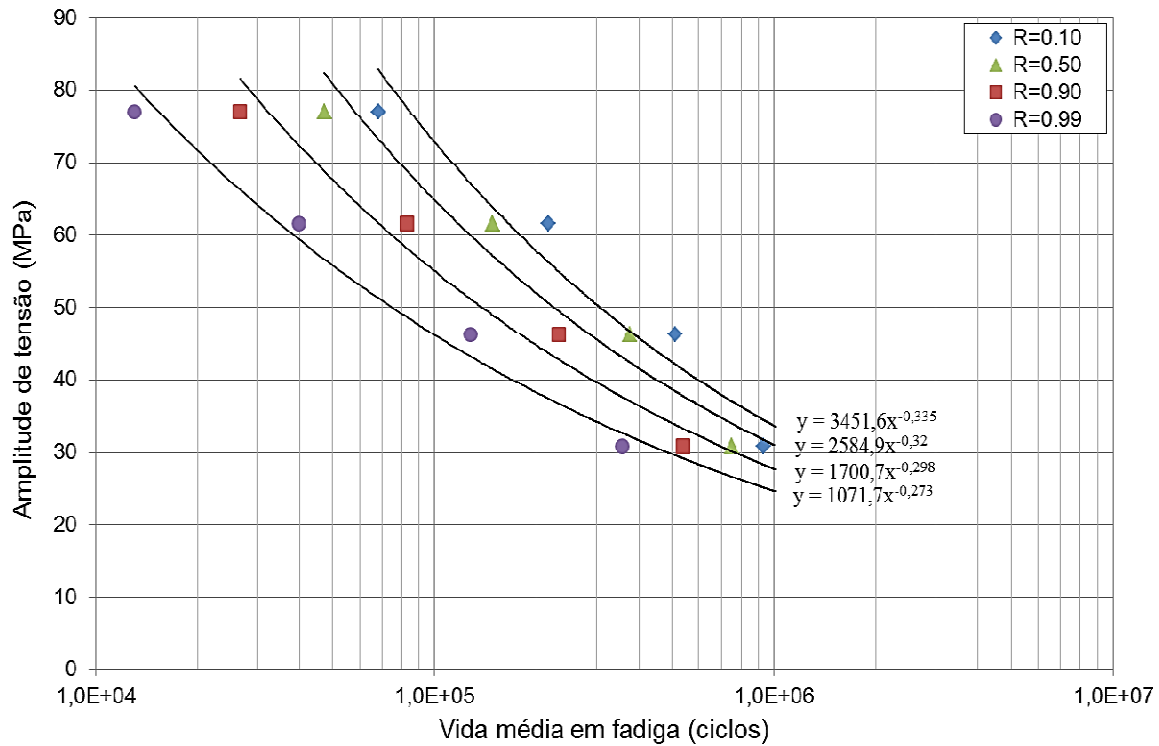


Figura 4.43 - Curva S-N para as juntas AA5754-H22/Ti6Al4V em diferentes níveis de confiabilidade.

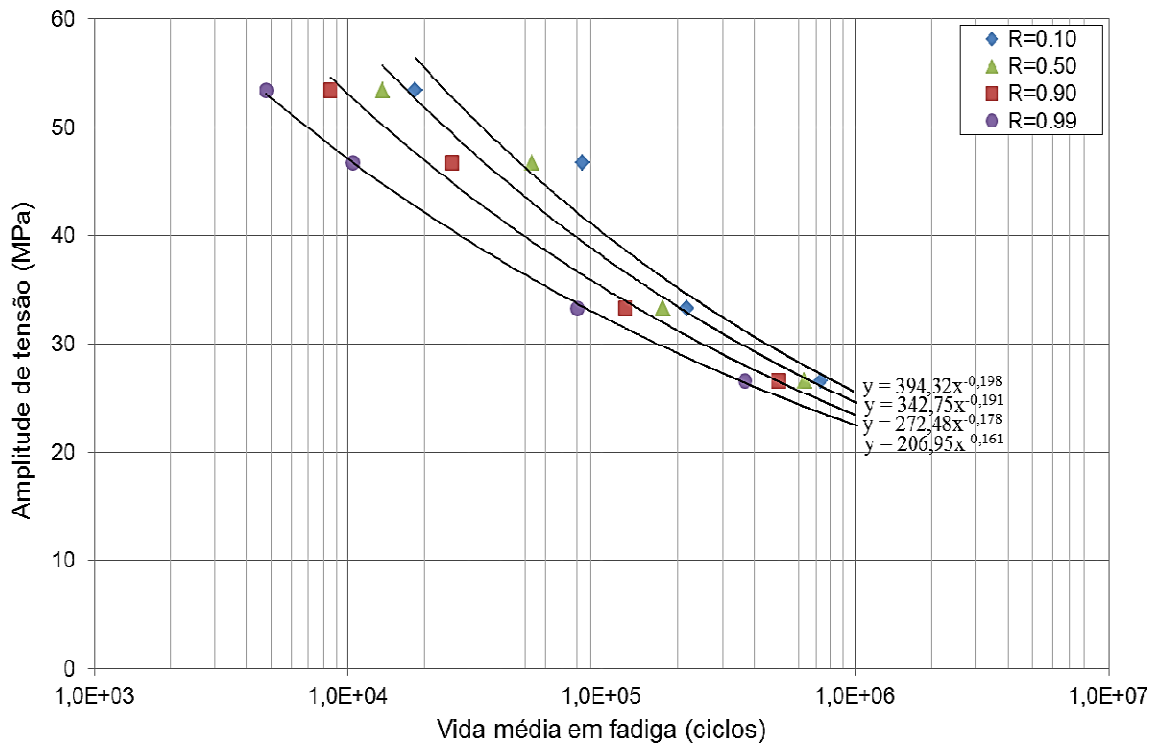


Figura 4.44 - Curva S-N para as juntas AA6181-T4/Ti6Al4V em diferentes níveis de confiabilidade.

Nos ensaios de fadiga foram observados dois diferentes modos de falha, mostrados nas Figura 4.45 e Figura 4.46, sendo estes definidos como falha interfacial (I) e falha através da seção transversal da chapa (ST). O modo de falha interfacial foi observado apenas nos corpos de prova de baixo número de ciclos, enquanto que a falha através da seção transversal da chapa foi característica dos ensaios de fadiga em níveis baixos de carregamento ou de alto número de ciclos. As próximas seções descrevem em detalhes os mecanismos de falha das juntas ensaiadas, identificando as trincas de fadiga dominantes sob diferentes níveis de carregamento.



Figura 4.45 - Corpo de prova após ensaio de fadiga apresentando a falha através da seção transversal da chapa superior (ST)

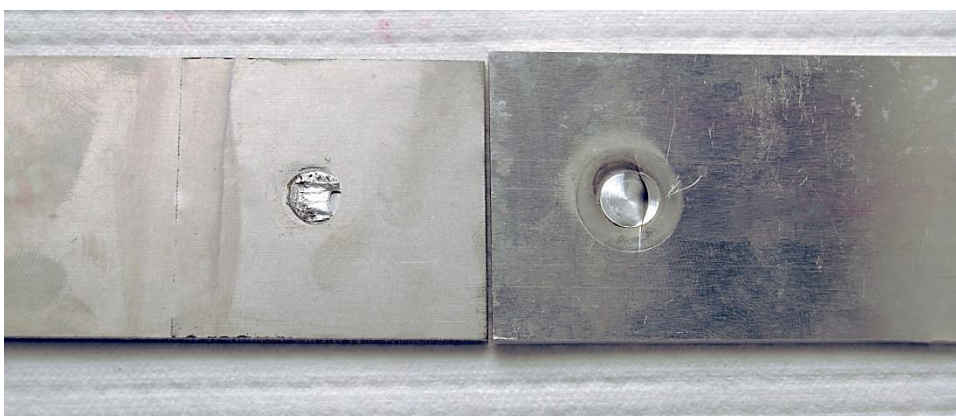


Figura 4.46 - Corpo de prova após ensaio de fadiga apresentando a falha interfacial (I).

#### 4.4.3 Modo de falha: corpos de prova em fadiga sob baixos níveis de carregamento

A Figura 4.47 apresenta uma macrografia representativa da seção longitudinal, paralela à direção de carregamento, de um corpo de prova de fadiga fraturado em alto ciclo ( $8,84 \times 10^5$  ciclos) ou sob baixos níveis de carregamento. A partir da imagem, observou-se que as trincas principais de fadiga nucleiam-se em uma das extremidades da interface e, em seguida, propagam-se na espessura da chapa de alumínio em direção à superfície da solda. Vale lembrar que esta região de formação e propagação apresenta a maior distribuição de tensão como visto anteriormente na Figura 4.38 e, portanto, é uma região favorável a evolução da fratura. Na outra extremidade da interface observou-se ainda a formação de uma trinca TA, similar à mencionada nos corpos de prova de cisalhamento e indicada pela linha amarela tracejada mostrada na Figura 4.47, cuja propagação ocorre em direção ao centro da solda. Este tipo de trinca torna-se crítica para maiores níveis de carregamento e será discutida em detalhes na próxima seção.

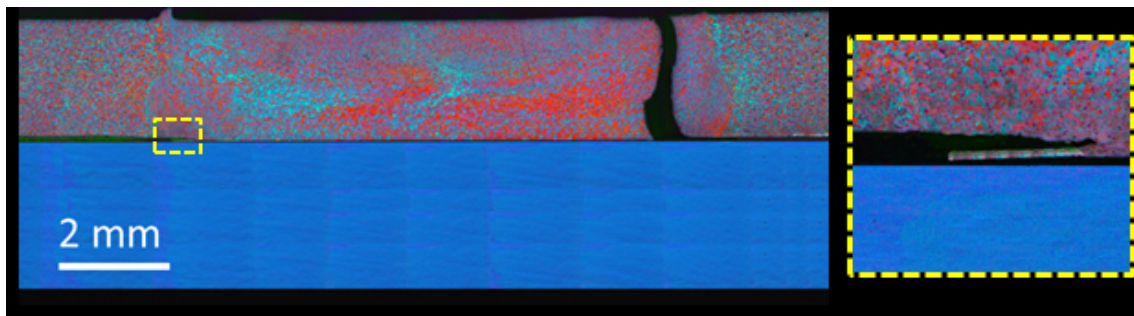


Figura 4.47 - Macrografia representativa da seção longitudinal de um corpo de prova de fadiga fraturado em alto ciclo.

Uma visão geral da superfície de fratura é mostrada na Figura 4.48 (a). O aspecto e a geometria da fratura na região central junto à interface confirmam que a falha por fadiga teve início no entorno da solda e propagou-se a partir daí através da chapa de alumínio nas direções y e z, de acordo com o sistema de coordenadas adotado na Figura 4.48 (b). Este resultado experimental está de acordo com a descrição teórica do crescimento da trinca

em juntas pontuais descrito em [100, 101]. A região de propagação das trincas de fadiga, assim como a sua direção de avanço (indicada pelas setas tracejadas na Figura 4.48 (b)) foram definidas pelo formato das estrias de fadiga observadas na Figura 4.48 (e). A região na qual a fratura migra do entorno da solda em direção ao metal de base (indicadas pelos quadrados amarelos, Figura 4.48 (b)) indica que as trincas foram desviadas para a placa de alumínio em ambos os lados da junta, como uma consequência do padrão de distribuição das tensões característicos destas áreas. Hassanifard et al. [102] investigaram a propagação das trincas de fadiga em soldas pontuais baseado nos princípios de mecânica da fratura e utilizando-se do método de elementos finitos. Os cálculos apontaram que o ângulo de deflexão das trincas nas regiões mencionadas acima é de  $75^\circ$  em relação à direção longitudinal e, uma vez defletidas, sua propagação ocorre de modo rápido na direção perpendicular a solicitação do ensaio até a fratura final (Figura 4.48 (c)), corroborando com as observações realizadas no presente estudo. A Figura 4.48 (f) apresenta a superfície da última região a fraturar-se, exibindo uma morfologia de fratura dútil, caracterizada pela presença de microcavidades uniformes. Adicionalmente, uma superfície com características de torção foi ainda observada no lado esquerdo da chapa de alumínio, como indicado na Figura 4.48 (d). Tal fratura está associada com a assimetria na propagação das trincas em ambos os lados do material de base (ao longo da espessura da chapa de alumínio) e, conseqüentemente, sobre as forças que atuam em cada um dos lados.



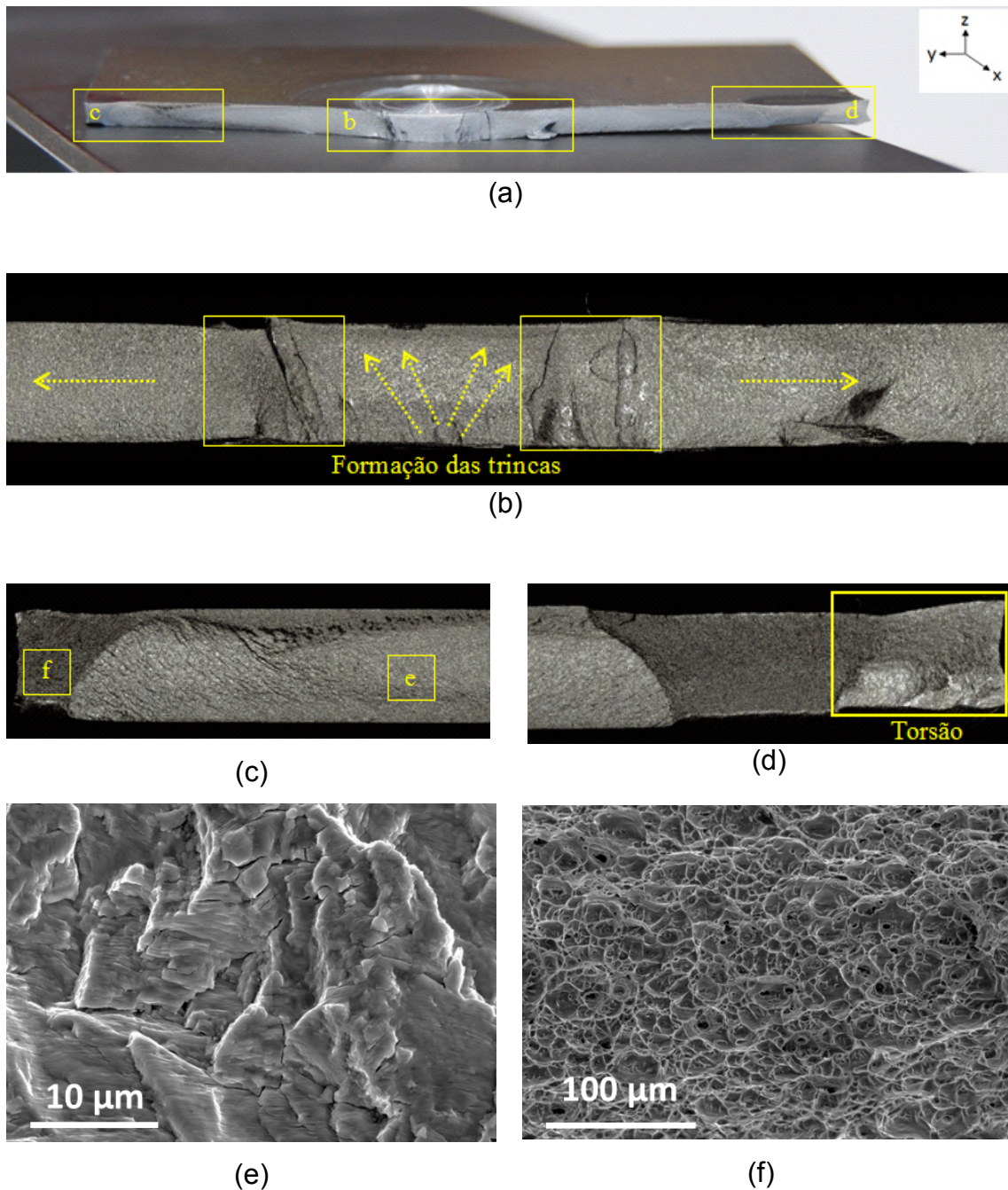


Figura 4.48 - Superfície da fratura em fadiga sob baixos níveis de carregamento: (a) visão geral da superfície fraturada; (b), (c) e (d) ampliação obtida por microscopia a laser das regiões demarcadas na imagem (a); (e) e (f) detalhe das estrias de fadiga na região de propagação inicial das trincas e das microcavidades na região final da fratura, respectivamente.



#### 4.4.4 Modo de falha: corpos de prova em fadiga sob altos níveis de carregamento

A Figura 4.49 apresenta uma macrografia representativa da seção longitudinal, paralela à direção de carregamento, de uma junta de fadiga fraturada em baixo ciclo, evidenciando o modo de falha interfacial. Este modo de falha é característico de soldas pontuais sob altos níveis de carregamento em fadiga que, em geral, apresentam o mesmo modo de falha observado nos ensaios de cisalhamento. A nucleação das trincas primárias ocorre junto ao entorno da solda no material de menor resistência (chapa de alumínio) e propagam-se em direção ao centro da solda, de modo semelhante ao observado no detalhe da Figura 4.47. À medida que as trincas avançam, a área efetiva de solda é reduzida e, conseqüentemente, a tensão aplicada aumentada. Assim, ao atingir-se um estado crítico, onde a área de união remanescente não pode mais sustentar as tensões atuantes, ocorre à fratura final da junta. Embora também seja observada a propagação das trincas em direção à superfície da chapa de alumínio, a falha interfacial ocorre anteriormente à evolução total da fratura nesta direção.

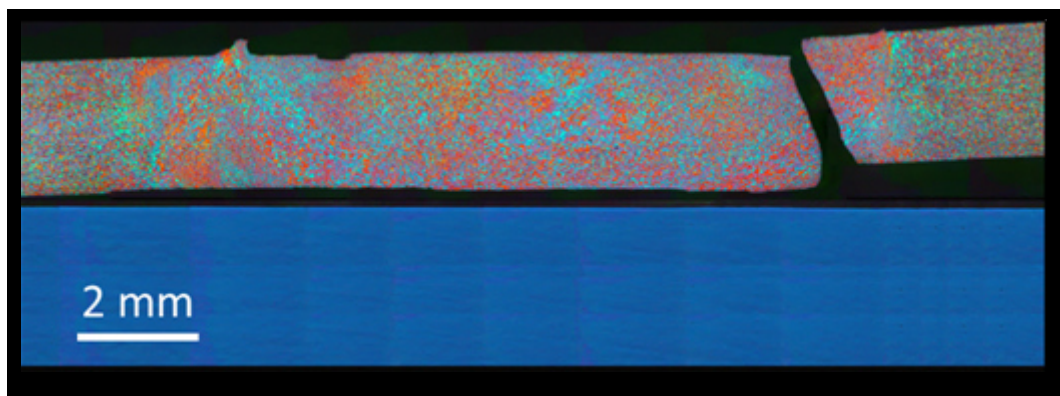
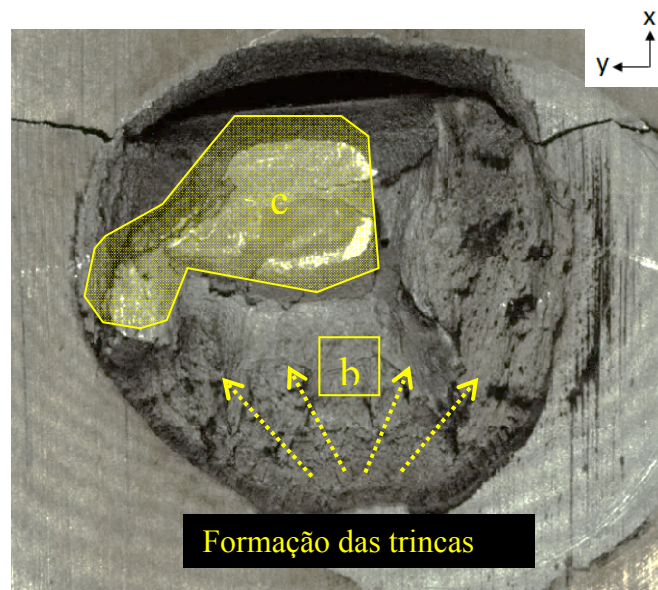


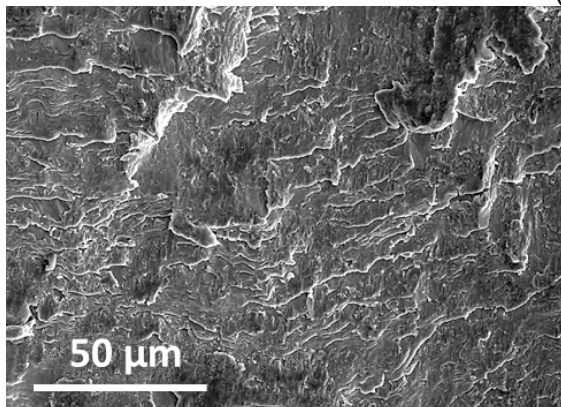
Figura 4.49 - Macrografia representativa da seção longitudinal de um corpo de prova de fadiga fraturado em baixo ciclo.

A Figura 4.50 (a) mostra detalhes da morfologia da superfície de fratura. A imagem confirma que a falha primária inicia-se na extremidade da junta, no lado oposto a fratura através da seção transversal (espessura), e propaga-se a partir daí através da interface nas direções x e y do sistema de coordenadas adotado. A direção de propagação das trincas primárias, indicadas pelas setas

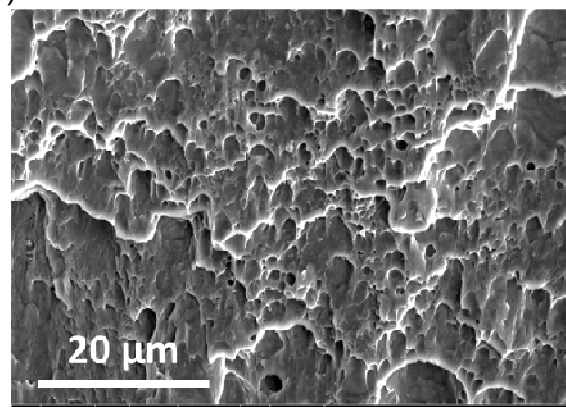
tracejadas na Figura 4.50 (a) foram determinadas pela morfologia das estrias de fadiga observadas na Figura 4.50 (b). A área demarcada de amarelo é constituída de microcavidades deformadas (Figura 4.50 (c)) e corresponde a ultima região remanescente antes da fratura final. É importante notar que a fratura parcial através da espessura também contribui para a redução de área de união e, assim, para a falha interfacial.



(a)



(b)



(c)

Figura 4.50 - Superfície da fratura em fadiga sob altos níveis de carregamento: (a) visão geral da superfície fraturada, mostrando as regiões de formação e propagação das trincas; (b) and (c) detalhe das estrias de fadiga na região de propagação inicial das trincas e das microcavidades deformadas na região final da fratura, respectivamente.

#### 4.4.5 Modelo da evolução da fratura de fadiga

A partir dos resultados e discussões posteriormente apresentados, a evolução da fratura de fadiga em juntas dissimilares de AA5754-H22/Ti6Al4V produzidas por FSpW pode ser ilustrado de acordo com a Figura 4.51. Sob baixos níveis de carregamento, as trincas primárias iniciam-se na extremidade da interface entre as chapas e propagam-se ao longo da espessura e largura da chapa de alumínio. Atingida a superfície, as trincas passam a crescer em torno da solda e o ângulo entre a direção de propagação e da solicitação de carregamento do ensaio torna-se mais e mais obtuso, ocasionando a deflexão das trincas na direção do material de base em determinado momento. Dado que a evolução da trinca em ambos os lados do material de base não é necessariamente a mesma, ocorre uma distribuição assimétrica sobre as forças que atuam em cada um dos lados que, por sua vez, rotaciona o botão de solda na direção de maior carregamento. Além disso, trincas secundárias paralelas à direção de carregamento também podem surgir na outra extremidade da interface. Sob altos níveis de carregamento, tais trincas tornam-se críticas à medida que as mesmas se propagam rapidamente ao longo da interface, resultado da existência de um esforço de flexão maior atuando sobre a junta nestas condições de carregamento. Como consequência, a interface da junta falha antes das trincas propagarem-se totalmente na direção do material base.

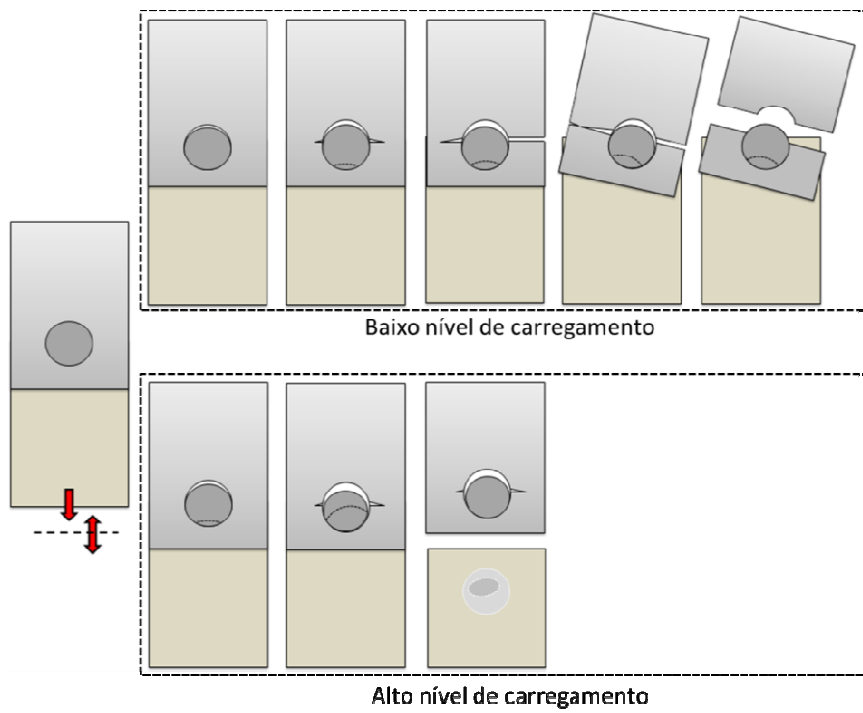


Figura 4.51 - Ilustração da evolução da fratura de fadiga sob diferentes níveis de carregamento.

## 5 CONCLUSÕES

O presente trabalho analisou a viabilidade técnica e as características do processo de soldagem a ponto por fricção (FSpW) aplicado às juntas dissimilares sobrepostas AA5754-H22/Ti6Al4V e AA6181-T4/Ti6Al4V, e as seguintes conclusões são destacadas.

- A aplicação do planejamento de experimentos fatorial completo do tipo  $3^2$  (2 fatores com 3 níveis), aliada a metodologia de superfície de resposta (MSR), demonstraram ser ferramentas estatísticas eficazes para a entendimento da influência dos parâmetros de processo na variável resposta, definida como a carga máxima de cisalhamento, assim como na otimização destes parâmetros.
- As juntas AA6181-T4/Ti6Al4V apresentaram valores de carga de cisalhamento capazes de atender aos requisitos mínimos de resistência ao cisalhamento estabelecidos pela norma *SAE AMS-W-6858A*. Para o intervalo de variação dos parâmetros investigados, a resistência ao cisalhamento é afetada de modo significativo pela velocidade de rotação (49,7%) e pela interação entre a velocidade de rotação e o tempo de mistura (30,7%), indicando que tais parâmetros são fundamentais no controle da resistência mecânica destas juntas. Além disso, o modelo numérico do comportamento das variáveis independentes sobre a resposta do processo mostrou a possibilidade da utilização de uma ampla janela de processabilidade para aplicações industriais. A combinação otimizada dos parâmetros de soldagem foi identificada como sendo 2500 rpm de velocidade de rotação e 2 s de tempo de mistura, para uma profundidade de penetração de aproximadamente 90% da espessura da chapa superior e uma força do anel de fixação de 12 kN.
- Em relação às juntas AA5754-H22/Ti6Al4V, sete das nove combinações de parâmetros sugeridas pela matriz de experimentos apresentaram desempenho mecânico superior aos valores mínimos estabelecidos pela norma *SAE AMS-W-6858A*. A carga de

cisalhamento obtida para a melhor condição de soldagem equivale ainda a aproximadamente 93% do valor da resistência das juntas similares FSpW da liga de alumínio base. Diferentemente da combinação anterior, neste caso o efeito individual da velocidade de rotação não exerceu nenhuma influência na resposta, sendo esta afetada principalmente pelo tempo de mistura (58,9%) e pela interação entre a velocidade de rotação e o tempo de mistura (38,1%). A curva de superfície relacionando os parâmetros de processo à carga de cisalhamento mostra que os melhores rendimentos, capazes de atender os requisitos mínimos exigidos em aplicações industriais para esta combinação de materiais, são obtidos tomando-se níveis moderados de tempo de mistura e níveis mais elevados de velocidade de rotação. A combinação otimizada dos parâmetros de soldagem foi identificada como sendo 2000 rpm de velocidade de rotação e 2 s de tempo de mistura, para uma profundidade de penetração de aproximadamente 90% da espessura da chapa superior e uma força do anel de fixação de 12 kN.

- Em geral, o desempenho mecânico de juntas dissimilares esteve condicionado ao estado da interface de contato entre os materiais, particularmente pela presença de compostos intermetálicos frágeis nesta região. Os resultados mostraram que o controle da quantidade de camada intermetálica formada na interface da junta é um fator determinante na obtenção de uma solda com boa qualidade. A formação e crescimento de tais compostos dependem intimamente da temperatura e do tempo de exposição da interface durante o processo de soldagem que, de acordo com os perfis de temperatura, estão diretamente relacionadas com as variáveis velocidade de rotação e tempo de mistura, respectivamente. Dessa forma, as juntas de melhor desempenho mecânico foram aquelas obtidas pela difusão de um número ótimo de átomos através da interface, suficientes para consolidar a interface e para não formar uma camada excessiva destes compostos frágeis.

- O estudo da camada interfacial mostrou que a mesma é formada predominantemente por grãos alongados de  $TiAl_3$ , com a presença de pequenos precipitados constituídos de Fe e Al junto a interface Al/ $TiAl_3$ . No caso específico da junta AA6181-T4/ $Ti6Al4V$ , observou-se uma quantidade significativa de Si dissolvido na estrutura cristalina do  $TiAl_3$ , a qual reflete em um aumento nas propriedades elásticas e um decréscimo na plasticidade deste composto. De acordo com a cinética de formação e crescimento da camada interfacial, expressa matematicamente por meio reações químicas advindas da interdifusão entre os átomos de Al, um tempo de incubação é necessário para a nucleação dos grãos de  $TiAl_3$ . Após a nucleação, em virtude do crescimento lateral dos grãos, uma camada contínua de  $TiAl_3$  forma-se na interface Ti/Al. A partir desse momento o crescimento lateral é restringido e o crescimento torna-se totalmente perpendicular à interface. Esses resultados indicam que tempos de soldagem muito baixos (menores que o tempo de incubação da camada interfacial) são insuficientes para a consolidação da junta e, conseqüentemente, influenciam negativamente o desempenho mecânico das juntas. Por outro lado, tempos de mistura muito prolongados podem também resultar em uma camada de intermetálicos acima da espessura crítica, comprometendo a resistência mecânica. Ademais, o aumento excessivo da velocidade de rotação pode ocasionar ainda a fusão local do Al junto à interface, resultando em uma estrutura de solidificação indesejada.
- O modo de falha interfacial foi observado em todas as soldas ensaiadas por cisalhamento. A falha se desenvolve pela nucleação de uma trinca anular junto à extremidade do botão de solda no material de menor resistência (chapa de alumínio), principalmente pelo efeito geométrico concentrador de tensões característico desta região. Os caminhos de propagação de trinca mostraram-se dependentes da distribuição de tensões, ocorrendo inicialmente no

entorno da solda em direção ao seu centro. Em determinado momento, ao atingir-se um nível de solitação crítico, a camada intermetálica fratura catastróficamente, ocasionando uma redução instantânea da área útil de união e resultando posteriormente na ruptura final da interface.

- Os ensaios dinâmicos de fadiga mostraram que os valores de limite de fadiga para as juntas produzidas neste estudo são superiores aos valores apresentados na literatura para juntas similares de alumínio produzidas por FSpW. Este melhor desempenho é atribuído à seleção adequada dos parâmetros de soldagem obtida através do modelamento estatístico do processo, como também pela ausência da cunha - defeito geométrico típico de juntas similares. Curvas S-N para diferentes níveis de confiabilidade foram também apresentadas, mostrando ser úteis para a determinação da vida média em fadiga em projetos de engenharia com restrições de segurança. A falha interfacial, semelhante ao visto nos ensaios de cisalhamento, é o modo de falha principal nos ensaios de fadiga sob altos níveis de carregamento. Por outro lado, a falha através da seção transversal da chapa é característica dos ensaios de fadiga em níveis baixos de carregamento ou de alto número de ciclos.
- Por fim, as características gerais do processo descritas aqui podem ser a base para futuros estudos com outros materiais, necessitando apenas levar em conta diferenças em propriedades físicas e interação entre os componentes para uma adaptação satisfatória. O processo FSpW satisfaz ainda os itens descritos na motivação, por ser um processo de poucas etapas, sem adição de peso e sem usar produtos tóxicos. As propriedades apresentadas e o comportamento mecânico e físico caracterizado reforçam o potencial desta técnica como uma alternativa aos métodos atuais de união de estruturas multimateriais.



## 6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Comprovada a possibilidade de união entre ligas de alumínio e titânio pela técnica de soldagem a ponto por fricção (FSpW), outros trabalhos podem ser realizados para um maior desenvolvimento do conhecimento científico acerca desse tema de pesquisa, de acordo com as sugestões abaixo:

- Monitoramento do desgaste dos componentes da ferramenta durante o processo de soldagem e seu efeito nas características microestruturais e mecânicas das juntas.
- Estudo da técnica com outras combinações de materiais e/ou tratamentos superficiais simples, que não comprometam o custo ou ciclo de união do processo. A funcionalização de superfícies pode contribuir para aumentar a resistência mecânica.
- Realização de ensaios mecânicos dinâmicos de fluência e de durabilidade em ambientes hostis (ensaios de corrosão e envelhecimento acelerado) para um projeto de uso real da técnica.
- Desenvolvimento de um modelo numérico que contemple modelos de falha para prever o comportamento de juntas soldadas. Confrontar os resultados com as análises deste trabalho.
- Avaliação da viabilidade econômica para implementação da referida técnica de soldagem na indústria de transportes, em substituição aos processos de união existentes.



## 7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1 Lehmus, D.B., M. ; Herrmann, A. ; Kayvantash, K., Structural Materials and Processes in Transportation. John Wiley & Sons. 2013: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co KGaA. 500.
- 2 Micari, F., et al., Friction Stir Welding as an Effective Alternative Technique for Light Structural Alloys Mixed Joints. Procedia Engineering, 2014. 81: p. 74-83.
- 3 Mallik, P., Materials, Design and Manufacturing for Lightweight Vehicles. Woodhead Publishing in Materials. 2010: CRC Press. 369.
- 4 Wei, Y., et al., Joining aluminum to titanium alloy by friction stir lap welding with cutting pin. Materials Characterization, 2012. 71: p. 1-5.
- 5 Michaels, K. Aerospace Supply Chain & Raw Material Outlook. in 2nd Annual European Aerospace Raw Materials & Manufacturers Supply Chain Conference 2014. Toulouse, France.
- 6 Chang, S.Y., et al., Brazing of 6061 aluminum alloy/Ti-6Al-4V using Al-Si-Cu-Ge filler metals. Journal of Materials Processing Technology, 2012. 212(1): p. 8-14.
- 7 Vaidya, W.V., et al., Improving interfacial properties of a laser beam welded dissimilar joint of aluminium AA6056 and titanium Ti6Al4V for aeronautical applications. Journal of Materials Science, 2010. 45(22): p. 6242-6254.
- 8 Chen, S., et al., Joining mechanism of Ti/Al dissimilar alloys during laser welding-brazing process. Journal of Alloys and Compounds, 2011. 509(3): p. 891-898.
- 9 Song, Z., et al., Interfacial microstructure and mechanical property of Ti6Al4V/A6061 dissimilar joint by direct laser brazing without filler metal and groove. Materials Science and Engineering: A, 2013. 560: p. 111-120.
- 10 Vaidya, W.V., et al., Structure-property investigations on a laser beam welded dissimilar joint of aluminium AA6056 and titanium Ti6Al4V for aeronautical applications Part I: Local gradients in microstructure, hardness and strength. Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, 2009. 40(8): p. 623-633.
- 11 Dressler, U., G. Biallas, and U. Alfaro Mercado, Friction stir welding of titanium alloy TiAl6V4 to aluminium alloy AA2024-T3. Materials Science and Engineering: A, 2009. 526(1-2): p. 113-117.
- 12 Fuji, A., K. Ameyama, and T.H. North, Influence of silicon in aluminium on the mechanical properties of titanium/aluminium friction joints. Journal of Materials Science. 30(20): p. 5185-5191.
- 13 Kato, K. and H. Tokisue, Effect of insert metal on mechanical properties of friction welded 5052 aluminum alloy to pure titanium joint. Journal of Japan Institute of Light Metals, 2004. 54(10): p. 430-435.

- 14 Song, Z., et al., Influence of probe offset distance on interfacial microstructure and mechanical properties of friction stir butt welded joint of Ti6Al4V and A6061 dissimilar alloys. *Materials & Design*, 2014. 57: p. 269-278.
- 15 Zhang, C.Q., et al., Microstructural characterization and mechanical properties of high power ultrasonic spot welded aluminum alloy AA6111–TiAl6V4 dissimilar joints. *Materials Characterization*, 2014. 97: p. 83-91.
- 16 Society, A.W., *Welding Handbook*. 9th ed. 2007: American Welding Society.
- 17 Cao, J.Y., et al., Hook formation and mechanical properties of friction spot welding in alloy 6061-T6. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016. 230: p. 254-262.
- 18 Effertz, P.S., et al., Fatigue life assessment of friction spot welded 7050-T76 aluminium alloy using Weibull distribution. *International Journal of Fatigue*, 2016. 87: p. 381-390.
- 19 Gao, C., R. Gao, and Y. Ma, Microstructure and mechanical properties of friction spot welding aluminium–lithium 2A97 alloy. *Materials & Design*, 2015. 83: p. 719-727.
- 20 Gonçalves, J., et al., Friction spot welding of carbon fiber-reinforced polyamide 66 laminate. *Materials Letters*, 2015. 159: p. 506-509.
- 21 Rosendo, T., et al., Mechanical and microstructural investigation of friction spot welded AA6181-T4 aluminium alloy. *Materials & Design*, 2011. 32(3): p. 1094-1100.
- 22 Shen, Z., et al., Microstructure and mechanical properties of friction spot welded 6061-T4 aluminum alloy. *Materials & Design*, 2014. 54: p. 766-778.
- 23 Suhuddin, U., et al., A review on microstructural and mechanical properties of friction spot welds in Al-based similar and dissimilar joints A2 - Fujii, Hidetoshi, in *Proceedings of the 1st International Joint Symposium on Joining and Welding*. 2013, Woodhead Publishing. p. 15-21.
- 24 Junior, W.S., et al., Feasibility study of friction spot welding of dissimilar single-lap joint between poly(methyl methacrylate) and poly(methyl methacrylate)-SiO<sub>2</sub> nanocomposite. *Materials & Design*, 2014. 64: p. 246-250.
- 25 Suhuddin, U., et al., Microstructure and mechanical properties of friction spot welds of dissimilar AA5754 Al and AZ31 Mg alloys. *Materials Science and Engineering: A*, 2014. 590: p. 384-389.
- 26 Suhuddin, U.F.H., V. Fischer, and J.F. dos Santos, The thermal cycle during the dissimilar friction spot welding of aluminum and magnesium alloy. *Scripta Materialia*, 2013. 68(1): p. 87-90.
- 27 Boyer, R.W., G.; Collings, E.W., *Materials properties handbook: titanium alloys*. 1994: ASM International. 1176.

- 28 Immarigeon, J.P., et al., Lightweight materials for aircraft applications. *Materials Characterization*, 1995. 35(1): p. 41-67.
29. Williams, J.C. and E.A. Starke Jr, Progress in structural materials for aerospace systems1. *Acta Materialia*, 2003. 51(19): p. 5775-5799.
30. Sieniawski, J.Z., W.; Kubiak K.; Motyka . *Titanium Alloys - Advances in Properties Control*. 2013: Intech Open Science.
- 31 Weiss, I.S., R.; Bania, P.; Eylon, D.; Semiatin S., *Advances in the Science and Technology of Titanium Alloy Processing*. 1996: The Minerals, Metals & Materials Society. 660.
- 32 Oliveira, V.M., Liga de Ti35Nb5Ta7Zr: microestrutura e propriedades mecânicas e de corrosão, in *Engenharia Mecânica*. 2004, Universidade Federal de Campinas: Campinas.
- 33 Costa, M.Y.P., Fadiga em titânio aeronáutico revestido por PVD, in *Engenharia Mecânica*. 2009, Universidade Estadual Paulista: Guaratinguetá.
- 34 Freitas, A.J.C., Comportamento De Desgaste De Pares Metal-Compósito De Grau Aeronáutico, in *Escola de Engenharia de São Carlos*. 2009, Universidade de São Paulo: São Carlos.
- 35 Seiner, H.S. Commercial Aerostructures Market Finally Ready for Take Off. in *Titanium USA Conference 2014* 2014. Titanium USA Conference 2014 Curran Associates.
- 36 Ltd, M.R.e.C., *Titanium and Titanium Sponge Market Research*. 2010, Market Publishers Report Database: Inglaterra.
- 37 Alumínio, A.B.d., *O Alumínio nos Transportes*. 2010.
- 38 Alumínio, A.B.d. *História da Indústria do Alumínio*. [cited 2016 12/02/2016]; Available from: <http://www.abal.org.br/aluminio/historia-da-industria/>.
- 39 Gomes, M.R.B., E.F., *Propriedades e usos de metais não ferrosos*. 1987, São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais.
- 40 Coutinho, T.A., *Metalografia de não ferrosos – Análise e prática*. 1980: Edgard Blücher Ltda.
- 41 Ghassemieh, R., *Materials in Automotive Application, State of the Art and Prospects*, in *New Trends and Developments in Automotive Industry*. 2011, Intech.
- 42 Fuller, C.B., et al., Microstructure and mechanical properties of a 5754 aluminum alloy modified by Sc and Zr additions. *Materials Science and Engineering: A*, 2002. 338(1–2): p. 8-16.
- 43 Toros, S., F. Ozturk, and I. Kacar, Review of warm forming of aluminum–magnesium alloys. *Journal of Materials Processing Technology*, 2008. 207(1–3): p. 1-12.
- 44 Sheppard, T., *Extrusion of Aluminium Alloys*. 1999: Springer US.

- 45 Mezbahul-Islam, M., A.O. Mostafa, and M. Medraj, Essential Magnesium Alloys Binary Phase Diagrams and Their Thermochemical Data. *Journal of Materials*, 2014. 2014: p. 33.
- 46 Court, S.A., K.M. Gatenby, and D.J. Lloyd, Factors affecting the strength and formability of alloys based on Al–3 wt.% Mg. *Materials Science and Engineering: A*, 2001. 319–321: p. 443-447.
- 47 Totten, G.E. and D.S. MacKenzie, *Handbook of Aluminum: Vol. 1: Physical Metallurgy and Processes*. 2003: CRC Press.
- 48 Leo, P., S. D'Ostuni, and G. Casalino, Hybrid welding of AA5754 annealed alloy: Role of post weld heat treatment on microstructure and mechanical properties. *Materials & Design*, 2016. 90: p. 777-786.
- 49 Barbosa, C.B., F.; Acselrad, O. Efeito do Tratamento Térmico na Microestrutura e Dureza da Liga 6063 (Al-Mg-Si). in 46 ° Congresso Anual da ABM. 1991. ABM.
- 50 Hatch, J.E., A. Association, and A.S. Metals, *Aluminum: Properties and Physical Metallurgy*. 1984: American Society for Metals.
- 51 Ricks, R.P., N.; Yiu, H.; Court, S.; Microstructural Optimization for Extrusion of 6063 Alloys. in 5th International Aluminum Extrusion Technology Seminar. 1992. Chicago.
- 52 Rosendo, T., Estudo do desempenho mecânico de solda(s) ponto por fricção (FSpW) da liga AA6181-T4, in *Engenharia Mecânica*. 2009, Universidade Federal do Rio Grande do Sul.
- 53 WorldWide, D., 2015 North American Light Vehicle Aluminum Content Study. 2015: Drive Aluminium.
- 54 Kenevisi, M.S. and S.M. Mousavi Khoie, A study on the effect of bonding time on the properties of Al7075 to Ti–6Al–4V diffusion bonded joint. *Materials Letters*, 2012. 76: p. 144-146.
- 55 Chen, X., et al., Microstructure and mechanical properties of Ti–6Al–4V/Al1060 joints by ultrasonic-assisted brazing in air. *Materials Letters*, 2013. 95(0): p. 197-200.
- 56 Bang, H., et al., Joint properties of dissimilar Al6061-T6 aluminum alloy/Ti–6%Al–4%V titanium alloy by gas tungsten arc welding assisted hybrid friction stir welding. *Materials & Design*, 2013. 51(0): p. 544-551.
- 57 Zhang, C.Q., J.D. Robson, and P.B. Prangnell, Dissimilar ultrasonic spot welding of aerospace aluminum alloy AA2139 to titanium alloy TiAl6V4. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016. 231: p. 382-388.
- 58 Smallman, R.E. and A.H.W. Ngan, Chapter 2 - Phase Diagrams and Alloy Theory, in *Modern Physical Metallurgy (Eighth Edition)*. 2014, Butterworth-Heinemann: Oxford. p. 43-91.
- 59 Pang, J.C., et al., Effect of solid solution of Si on mechanical properties of TiAl<sub>3</sub> based on the multi-laminated Ti-(SiCP/Al) composite system. *Materials Science and Engineering: A*, 2013. 579(0): p. 57-63.

- 60 Mishin, Y. and C. Herzig, Diffusion in the Ti–Al system. *Acta Materialia*, 2000. 48(3): p. 589-623.
- 61 Wei, Y., et al., Joining aluminum to titanium alloy by friction stir lap welding with cutting pin. *Materials Characterization*, 2012. 71(0): p. 1-5.
62. Bang, K.-S., et al., Interfacial Microstructure and Mechanical Properties of Dissimilar Friction Stir Welds between 6061-T6 Aluminum and Ti-6%Al-4%V Alloys. *Materials Transactions*, 2011. 52(5): p. 974-978.
- 63 Kimura, M., et al., Mechanical properties of friction welded joint between Ti–6Al–4V alloy and Al–Mg alloy (AA5052). *Science and Technology of Welding and Joining*, 2005. 10(6): p. 666-672.
- 64 Wu, A., et al., Interface and properties of the friction stir welded joints of titanium alloy Ti6Al4V with aluminum alloy 6061. *Materials & Design*, 2015. 71: p. 85-92.
- 65 Kim, Y.C. and A. Fuji, Factors dominating joint characteristics in Ti – Al friction welds. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2002. 7(3): p. 149-154.
- 66 Jiangwei, R., L. Yajiang, and F. Tao, Microstructure characteristics in the interface zone of Ti/Al diffusion bonding. *Materials Letters*, 2002. 56(5): p. 647-652.
- 67 Wei, Y., et al., Formation process of the bonding joint in Ti/Al diffusion bonding. *Materials Science and Engineering: A*, 2008. 480(1–2): p. 456-463.
- 68 Chen, S.H., L.Q. Li, and Y.B. Chen, Interfacial reaction mode and its influence on tensile strength in laser joining Al alloy to Ti alloy. *Materials Science and Technology*, 2010. 26(2): p. 230-235.
- 69 Chen, Y., S. Chen, and L. Li, Influence of interfacial reaction layer morphologies on crack initiation and propagation in Ti/Al joint by laser welding– brazing. *Materials & Design*, 2010. 31(1): p. 227-233.
- 70 Majumdar, B., et al., Formation of a crack-free joint between Ti alloy and Al alloy by using a high-power CO<sub>2</sub> laser. *Journal of Materials Science*, 1997. 32(23): p. 6191-6200.
- 71 Kreimeyer, M., F. Wagner, and F. Vollertsen, Laser processing of aluminum–titanium-tailored blanks. *Optics and Lasers in Engineering*, 2005. 43(9): p. 1021-1035.
- 72 Qiu, R., et al., Characterization of joint between titanium and aluminum alloy welded by resistance spot welding with cover plate. *QUARTERLY JOURNAL OF THE JAPAN WELDING SOCIETY*, 2009. 27(2): p. 109s-113s.
- 73 Kumai, S.W., M., Microstructure and mechanical properties of friction stir welded aluminum alloy / steel lap joint. *Journal of Japan Institute of Light Metals*, 2007. 57: p. 529-535.

- 74 Mishra, R.S. and Z.Y. Ma, Friction stir welding and processing. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, 2005. 50(1–2): p. 1-78.
- 75 Threadgill, P.L., Friction stir welding - the state of the art, in TWI Industrial Member Report Summary 678/1999. 1999, Technological Welding Institute: Inglaterra.
- 76 Pan, Y.Z., W.; Schwartz, W, Friction Welding - A New Joining Method for Aluminium Sheets, in International Automotive Body Congress (IABC). 2005: Ann Arbor, EUA. p. 95-99.
- 77 Schilling, C.D.S., J.; Method and Device for Linking at Least Two Adjoining Work Pieces by Friction Welding., G.F.G. GmbH, Editor. 2001.
- 78 Campanelli, L.C., et al., Metallurgy and mechanical performance of AZ31 magnesium alloy friction spot welds. *Journal of Materials Processing Technology*, 2013. 213(4): p. 515-521.
- 79 Su, P.G., A.; North, T.; and Bendzsak, G., Energy Generation and Stir Zone Dimensions in Friction Stir Spot Welds. SAE Technical Paper, 2006.
- 80 Yin, Y.H., et al., Influence of tool design on mechanical properties of AZ31 friction stir spot welds. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2010. 15(1): p. 81-86.
- 81 Bozzi, S., et al., Intermetallic compounds in Al 6016/IF-steel friction stir spot welds. *Materials Science and Engineering: A*, 2010. 527(16–17): p. 4505-4509.
- 82 Standardization), I.t.I.O.f., Specimen dimensions and procedure for shear testing resistance spot, seam and embossed projection welds. 2000, ISO copyright office: Suíça.
- 83 Standardization), I.t.I.O.f., Resistance spot welding — Destructive tests of welds — Method for the fatigue testing of spot welded joints. 2003, ISO copyright office: Suíça.
- 84 Liyanage, T., et al., Joint formation in dissimilar Al alloy/steel and Mg alloy/steel friction stir spot welds. *Science and Technology of Welding and Joining*, 2009. 14(6): p. 500-508.
- 85 International, S., *Welding, Resistance: Spot and Seam*. 2005, SAE International. p. 47.
- 86 Suhuddin, U., et al., Friction Spot Welding of Similar AA5754 to AA5754 Aluminum Alloys And Dissimilar AA5754 Aluminum to AZ31 Magnesium Alloys. *Advanced Materials Research*, 2015. 1112: p. 485-488.
- 87 Liu, Y.M., et al., Study on Ti fiber reinforced TiAl<sub>3</sub> composite by infiltration-in situ reaction. *Journal of Materials Science*, 2009. 44(16): p. 4258-4263.
- 88 Zhang, J., Synthesis of  $\gamma$ -TiAl foils and sheets by innovative reactive diffusion methods from elemental Ti and Al. *Intermetallics*, 2010. 18(12): p. 2292-2300.



- 89 Peng, L.M., et al., Synthesis and microstructural characterization of Ti–Al<sub>3</sub>Ti metal–intermetallic laminate (MIL) composites. *Scripta Materialia*, 2005. 52(3): p. 243-248.
- 90 Sujata, M., S. Bhargava, and S. Sangal, On the formation of TiAl<sub>3</sub> during reaction between solid Ti and liquid Al. *Journal of Materials Science Letters*, 1997 16(13): p. 1175-1178.
- 91 Foadian, F., et al., A Study on the Formation of Intermetallics During the Heat Treatment of Explosively Welded Al-Ti Multilayers. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2013. 45(4): p. 1823-1832.
- 92 Cui, X., et al., Growth kinetics of TiAl<sub>3</sub> layer in multi-laminated Ti–(TiB<sub>2</sub>/Al) composite sheets during annealing treatment. *Materials Science and Engineering: A*, 2012. 539: p. 337-343.
- 93 Porter, D.A. and K.E. Easterling, *Phase Transformations in Metals and Alloys*, Third Edition (Revised Reprint). 1992: Taylor & Francis.
- 94 Dybkov, V.I., *Reaction diffusion and solid state chemical kinetics*. 2002: IPMS Publications.
- 95 Yang, D., P. Hodgson, and C.e. Wen, The kinetics of two-stage formation of TiAl<sub>3</sub> in multilayered Ti/Al foils prepared by accumulative roll bonding. *Intermetallics*, 2009. 17(9): p. 727-732.
- 96 Pugh, S.F., Relations between the elastic moduli and the plastic properties of polycrystalline pure metals. *Philosophical Magazine*, 1954. 45: p. 823-843.
- 97 Davis, J.R., J.R.D. Associates, and A.S.M.I.H. Committee, *Aluminum and Aluminum Alloys*. 1993: ASM International.
- 98 Mazzaferro, J.A.E., et al., Preliminary study on the mechanical behavior of friction spot welds. *Soldagem & Inspeção*, 2009. 14: p. 238-247.
- 99 Vidal, C., V. Infante, and P. Vilaça, Assessment of improvement techniques effect on fatigue behaviour of friction stir welded aerospace aluminium alloys. *Procedia Engineering*, 2010. 2(1): p. 1605-1616.
- 100 Fischer, K.F., et al., Simulation of crack propagation in spot welds subject to cyclic loading. *Weld Cut*, 1994. 46: p. 12 -16.
- 101 Adib, H., J. Jeong, and G. Pluvinage, Three-Dimensional Finite Element Analysis of Tensile-Shear Spot-Welded Joints in Tensile and Compressive Loading Conditions. *Strength of Materials*, 2004. 36(4): p. 353-364.
- 102 Hassanifard, S., M.A.M. Bonab, and G. Jabbari, Investigation of Fatigue Crack Propagation in Spot-Welded Joints Based on Fracture Mechanics Approach. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2013. 22(1): p. 245-250.