



**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS**

Faculdade de Engenharia Mecânica

**VICTOR FERRINHO PEREIRA**

**SOLDAGEM DISSIMILAR Al-Ti POR**  
***FRICITION STIR WELDING***

CAMPINAS

2019

**VICTOR FERRINHO PEREIRA**

**SOLDAGEM DISSIMILAR Al-Ti POR *FRICITION STIR*  
*WELDING***

Dissertação de Mestrado apresentada à Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas como parte dos requisitos exigidos para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica, na Área de Materiais e Processos de Fabricação.

Orientador: Prof. Dr. Éder Sócrates Najjar Lopes

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE À VERSÃO FINAL DA DISSERTAÇÃO DEFENDIDA PELO ALUNO VICTOR FERRINHO PEREIRA, E ORIENTADO PELO PROF. DR ÉDER SÓCRATES NAJAR LOPES

**CAMPINAS**

**2019**

Ficha catalográfica  
Universidade Estadual de Campinas  
Biblioteca da Área de Engenharia e Arquitetura  
Rose Meire da Silva - CRB 8/5974

P414s Pereira, Victor Ferrinho, 1986-  
Soldagem dissimilar Al-Ti por friction stir welding / Victor Ferrinho Pereira. –  
Campinas, SP : [s.n.], 2019.

Orientador: Éder Sócrates Najjar Lopes.  
Dissertação (mestrado) – Universidade Estadual de Campinas, Faculdade  
de Engenharia Mecânica.

1. Soldagem por fricção. 2. Soldagem. 3. Alumínio. 4. Titânio. 5.  
Caracterização de materiais. I. Lopes, Éder Sócrates Najjar, 1982-. II.  
Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III.  
Título.

Informações para Biblioteca Digital

**Título em outro idioma:** Dissimilar friction stir welding of Al-Ti

**Palavras-chave em inglês:**

Friction stir welding

Welding

Aluminum

Titanium

Material characterization

**Área de concentração:** Materiais e Processos de Fabricação

**Titulação:** Mestre em Engenharia Mecânica

**Banca Examinadora:**

Éder Sócrates Najjar Lopes [Orientador]

João Batista Fogagnolo

Rodrigo José Contieri

**Data de defesa:** 15-03-2019

**Programa de Pós-Graduação:** Engenharia Mecânica

**Identificação e informações acadêmicas do(a) aluno(a)**

- ORCID do autor: <https://orcid.org/0000-0002-4325-1286>

- Currículo Lattes do autor: <http://lattes.cnpq.br/0841132375137421>

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS  
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA  
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA  
MECÂNICA  
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MANUFATURA E  
MATERIAIS**

**DISSERTAÇÃO DE MESTRADO ACADÊMICO**

**SOLDAGEM DISSIMILAR Al-Ti POR  
FRICTION STIR WELDING**

Autor: Victor Ferrinho Pereira

Orientador: Prof. Dr. Éder Sócrates Najjar Lopes

A banca examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:

**Prof. Dr. Éder Sócrates Najjar Lopes, Presidente  
DEMM/FEM/Unicamp**

**Prof. Dr. João Batista Fogagnolo  
DEMM/FEM/Unicamp**

**Prof. Dr. Rodrigo José Contieri  
Manufatura de Materiais Avançados/FCA/Unicamp**

A ata de defesa com as respectivas assinaturas dos membros encontra-se no processo de vida acadêmica do aluno.

Campinas, 15 de março de 2019.

À minha esposa Roberta e meus filhos Matheus e Júlia. Também à minha irmã por ter me inspirado a seguir esse caminho.

Eduquem as crianças e não será necessário  
castigar os homens

Pitágoras

## AGRADECIMENTOS

Agradeço a todos que me incentivaram e colaboraram com elaboração deste trabalho, especialmente às pessoas que fazem parte, ou já fizeram um dia, do grupo CPM/LNNano por terem construído uma estrutura que compete com as melhores do mundo em sua área de atuação.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Éder Lopes, pelo auxílio, discussão de resultados e confiança na execução das atividades durante esses anos.

Ao Prof. Dr. Antonio Ramirez pelo incentivo, possibilitar o ingresso no mestrado e por me orientar no início dos trabalhos.

Ao Msc. Eduardo Fonseca e Dra. Maysa Terada pelas sessões de MEV e pela grande orientação na interpretação de resultados.

Ao Dr. Alex Matos pelas longas discussões de resultados, caracterização e planejamento do trabalho.

Ao Eng. Rafael Giorjão pelas simulações computacionais e incentivo diário.

Ao Joel Alencar pelas aulas de preparação metalográfica e técnicas de microscopia óptica.

À Eng. Francini Hesse pelos ensaios mecânicos de tração.

À Eng. Thaís Alonso pelo apoio técnico e na administração dos recursos financeiros para fabricação dos materiais utilizados neste trabalho.

Ao CNPEM e Unicamp por disponibilizar sua infraestrutura e pessoal neste período.

## RESUMO

Juntas dissimilares de ligas de titânio e ligas de alumínio encontram muitas aplicações na indústria de transporte que está constantemente buscando redução de peso sem perder a resistência mecânica dos componentes, no entanto sua aplicação ainda é restrita devido à dificuldade de se obter juntas de qualidade, mesmo com a utilização de técnicas mais avançadas de soldagem. Neste estudo, foram desenvolvidos parâmetros de soldagem para duas diferentes configurações, a primeira foi de juntas topo de placas com espessura de 1,57 mm de AA2024 e Ti6Al4V e a segunda foi de juntas topo de placas com espessura de 3,15 mm de AA7075 e Ti6Al4V usando o processo de *friction stir welding* (FSW). No desenvolvimento de parâmetros para as juntas citadas, foram utilizados métodos avançados de parametrização que permitem um melhor controle do aporte energético e testadas mudanças na geometria das arestas das chapas para a soldagem de maiores espessuras. Além do desenvolvimento de parâmetros de soldagem, também foram estudados os mecanismos de união presentes na interface.

Os resultados mostram a eficácia dos desenvolvimentos utilizados na composição da soldagem e as análises de microscopia identificaram os mecanismos de união como sendo difusão, acoplamento mecânico e a presença de nano partículas de intermetálicos na interface.

*Palavras chave: Friction stir welding (FSW); junta dissimilar; alumínio; titânio*

## ABSTRACT

Dissimilar joints of titanium and aluminum alloys find many applications in the transportation industry, which is constantly looking for weight reduction without losing the mechanical strength of the components. However, its application is still restricted due to the difficulty of obtaining quality joints, even with the use of more advanced welding techniques. In this study, welding parameters were evaluated for two different configurations, on the first one was of butt joints of 1.57- mm-thick plates of AA2024 and Ti6Al4V and on the second was of butt joints of 3.15-mm-thick plates of AA7075 and Ti6Al4V using the friction stir welding (FSW) process. In the development of parameters for the mentioned joints, were used advanced parametrization methods that allow a better control of the heat input and performed modifications in the geometry of the edges of the plates for the welding of greater thicknesses. In addition, were also investigated the bonding mechanisms present in the interface.

The results show the efficacy of the developments used in the arrangement of the welding and the microscopy analyzes identified the bonding mechanisms such as diffusion, mechanical bonding and the presence of nano particles of intermetallic phase at the interface.

*Key words: Friction stir welding (FSW); dissimilar joint; aluminum; titanium.*

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1.1: Número de publicações anual no período de 1995 até 2017 (SCOPUS, 2018).....	21
Figura 1.2: Trilho de fixação de assentos de passageiros com soldagem dissimilar por laser (desenho conceitual da AIRBUS) (adaptado de BANG et al., 2013) .....	22
Figura 2.1: Imagem de microscopia de luz visível da liga 6063-T5 (adaptado de SATO et al., 1999).....	26
Figura 2.2: Linhas de dureza e comparativo da microestrutura na zona misturada e no metal base da liga 6063-T5 soldada por FSW (adaptado de SATO et al., 1999).....	27
Figura 2.3: Microestrutura da liga 2024-T3 observada por microscopia de luz visível (BUCHHEIT, 1997). .....	28
Figura 2.4: Microestrutura da liga 7075-T6 observada por microscopia de luz visível (GAO; FENG; WEI, 1998).....	30
Figura 2.5: Representação esquemática da célula unitária hexagonal compacta (HC) da fase $\alpha$ (LEYENS, C.; PETERS, 2003). .....	32
Figura 2.6: Representação esquemática da célula unitária cúbica de corpo centrado da fase $\beta$ (LEYENS, C.; PETERS, 2003). .....	32
Figura 2.7: Módulo de elasticidade do monocristal de titânio de acordo com o ângulo ensaiado ((LÜTJERING, G.; WILLIAMS, 2003).....	33
Figura 2.8: Categorias de diagramas de fase de titânio formado com a adição de diferentes elementos (LEYENS, C.; PETERS, 2003).....	34
Figura 2.9: Microestrutura da liga Ti6Al4V obtida em diversas condições de tratamento térmico (adaptado de TIMET, 1998). .....	38
Figura 2.10: Representação da ferramenta utilizada no processo de FSW. Adaptado de (THOMAS et al., 2003) .....	39
Figura 2.11: Esquema dos componentes do processo de <i>friction stir welding</i> . LR = Lado de retrocesso, LA= Lado de avanço. Adaptado de (NANDAN; DEBROY; BHADESHIA, 2008).....	40
Figura 2.12: Regiões com diferentes microestruturas produzidas pelo processo de FSW (RODRIGUEZ, 2013b).....	41
Figura 2.13: Balanço térmico em um controle isotérmico de um volume representativo da zona misturada. Adaptado de (MAYFIELD; SORENSEN, 2010). .....	43

Figura 2.14: Problemas comumente encontrado nos processos de soldagem por fusão e em estado sólido de materiais dissimilares. Adaptado de (KUMAR; YUAN; MISHRA, 2015b).....	44
Figura 2.15: (A) Desenho esquemático da seção transversal de uma junta dissimilar com a utilização de <i>offset</i> da ferramenta. (B) Vista superior da ferramenta deslocada em relação à linha de centro da soldagem (KUMAR et al., 2015).....	45
Figura 2.16: Ilustração do processo de união dissimilar Al-aço que envolve união mecânica e união metalúrgica. Adaptado de (REZA-E-RABBY et al., 2018). ....	46
Figura 2.17: (a) Interface 6061-Ti6Al4V na região superior de atuação do pino. (b) Interface na região de atuação da ponta do pino. Adaptado de (BANG et al., 2011). ....	49
Figura 3.1: Ligas de alumínio soldadas com a liga de titânio Ti6Al4V.....	51
Figura 3.2: Técnicas de caracterização utilizadas em para cada par de soldagem dissimilar. .	51
Figura 3.3: Equipamento instalado no CNPEM/LNNano, dedicado à soldagem pelo processo de <i>Friction Stir Welding</i> . ....	53
Figura 3.4: Ferramenta de WC-13%Co fabricada pela Megastir e utilizada para soldagem das chapas finas.....	54
Figura 3.5: Primeira versão da ferramenta fabricada de WC-13%Co com o ombro e pino modificados para soldagem de chapas grossas.....	55
Figura 3.6: Segunda versão da ferramenta, com raio de 2 mm na ponta do pino, fabricada de WC-13%Co com o ombro e pino modificados para soldagem de chapas grossas. ....	55
Figura 3.7: Desenho esquemático do conceito de <i>offset</i> .....	56
Figura 3.8: Comparativo do aporte energético do processo utilizando controle por velocidade de rotação e controle por potência do motor do <i>spindle</i> . ....	57
Figura 3.9: Etapas do desenvolvimento de parâmetros para soldagem das ligas AA2024 e Ti6Al4V.....	60
Figura 3.10: Ilustração dos chanfros confeccionados nas bordas das chapas referente à interface de soldagem e seu efeito em relação ao <i>offset</i> (DT) aplicado.....	63
Figura 3.11: Posição dos termopares na soldagem para aquisição de dados de calibração do modelo de simulação. ....	65
Figura 3.12: Esquema da preparação de amostra <i>plan view</i> por FIB (feixe de íons). (a) deposição da camada de platina a região da produção da lamela, (b) confecção das trincheiras ao redor da lamela e (c) retirada da lamela pelo nano manipulador. (d) Vista frontal da fixação da amostra no porta amostras para produção da lâmina fina. ....	68

Figura 3.13: Desenho do corpo de prova segundo o esquema da norma ASTM E8 “subsize 6 mm” para ensaios de tração da liga de alumínio AA2024-T3.....	69
Figura 3.14: Desenho do corpo de prova adaptado o esquema da norma ASTM E8 “Standard Sheet Type, 12.5 mm” para ensaios de tração da junta soldada na condição de chapas finas. (a) Corpo de prova. (b) Região de retirada do corpo de prova em relação às chapas soldadas.....	70
Figura 4.1: Soldagem dissimilar de AA6063-T5 com Ti6Al4V com ferramenta para chapas finas utilizando parâmetros de 300 rpm, 150 mm/min e 0,5 mm de <i>offset</i> . ....	72
Figura 4.2: Soldagem dissimilar de AA6063-T5 com Ti6Al4V com ferramenta para chapas finas utilizando parâmetros de 450 rpm, 150 mm/min e 0,5 mm de <i>offset</i> . ....	73
Figura 4.3: Soldagem dissimilar de AA6063-T5 com Ti6Al4V com ferramenta para chapas finas utilizando parâmetros de 300 rpm, 150 mm/min e 1,0 mm de <i>offset</i> . ....	74
Figura 4.4: Soldagem dissimilar de AA6063-T5 com Ti6Al4V com ferramenta para chapas finas utilizando parâmetros de 450 rpm, 150 mm/min e 1,0 mm de <i>offset</i> . ....	75
Figura 4.5: Soldagem dissimilar de AA6063-T5 com Ti6Al4V com ferramenta para chapas finas utilizando parâmetros de 300 rpm, 150 mm/min e 2,0 mm de <i>offset</i> . ....	76
Figura 4.6: Seção transversal das juntas de AA6063-T5 e Ti6Al4V com espessura de 3,15 mm e soldadas com ferramenta para chapas finas. (a) 300 rpm e 0,5 mm de <i>offset</i> ; (b) 450 rpm e 0,5 mm de <i>offset</i> ; (c) 300 rpm e 1,0 mm de <i>offset</i> ; (d) 450 rpm e 1,0 mm de <i>offset</i> ; (e) 300 rpm e 2,0 mm de <i>offset</i> . A linha vermelha indica a interface do material anterior à soldagem e a marcação em amarelo indica a região aproximada de atuação da ferramenta de soldagem. ....	77
Figura 4.7: Condições de processamento por FSP ( <i>friction stir processing</i> ) da liga 2024-T3. (a) 800 rpm, 300 mm/min. e 1,65 mm de penetração; (b) 800 rpm, 200 mm/min. e 1,75 mm de penetração; (c) 1100 rpm, 300 mm/min. e 1,65 mm de penetração. ....	79
Figura 4.8: Soldagem FSW dissimilar de AA2024-T3 com Ti6Al4V, utilizando parâmetros com controle de velocidade de rotação com 800 rpm, 300 mm/min e 0,5 mm de <i>offset</i> . Detalhe da região com a superfície consolidada.....	81
Figura 4.9: Soldagem dissimilar de AA2024-T3 com Ti6Al4V, utilizando o controle de velocidade de rotação por potência, com parâmetros de 2,5 kW de potência do <i>spindle</i> , 300 mm/min, 0,5 mm de <i>offset</i> e controle de força 15 kN. Detalhe da região com descontinuidade na superfície e na raiz. ....	82
Figura 4.10: Soldagem dissimilar de AA2024-T3 com Ti6Al4V, utilizando controle de velocidade de rotação por potência, com parâmetros de 2,5 kW de potência do	

	<i>spindle</i> , 300 mm/min, 0,5 mm de <i>offset</i> e controle de posição para penetração de 1,55 mm. Detalhes das regiões com descontinuidade na superfície e na raiz no início e da região sem descontinuidades próxima ao fim da soldagem. ....	83
Figura 4.11:	Soldagem dissimilar de AA2024-T3 com Ti6 Al 4V, utilizando o controle de velocidade de rotação por potência com parâmetros de 2,5 kW de potência do <i>spindle</i> , 300 mm/min, 1,5 mm de <i>offset</i> e controle de posição para penetração de 1,4 mm. ....	84
Figura 4.12:	Soldagem dissimilar de AA2024-T3 com Ti6Al4V, utilizando controle de velocidade de rotação por potência com parâmetros de 3,25 kW de potência do <i>spindle</i> , 300 mm/min, 0,5 mm de <i>offset</i> e controle de posição para penetração de 1,4 mm. ....	85
Figura 4.13:	Acabamento superficial das soldagens de AA2024-T3 com Ti6Al 4V com variação no parâmetro de potência do <i>spindle</i> . O melhor acabamento foi obtido na soldagem com 2,5 kW. As setas indicam a presença de defeitos superficiais. ....	87
Figura 4.14:	Comparativo da seção transversal das juntas de AA2024-T3 e Ti6Al4V com espessura de 1,57 mm e soldadas com diferentes valores de potência do <i>spindle</i> . Todas as condições testas foram soldadas com velocidade de avanço de 300 mm/min., <i>offset</i> de 0,5 mm e penetração de 1,35 mm, A linha vermelha indica a interface do material anterior à soldagem e a marcação em amarelo indica a região aproximada de atuação da ferramenta de soldagem. ....	88
Figura 4.15:	Curva de calibração do modelo de simulação térmica obtida com termopares posicionados nas chapas. ....	89
Figura 4.16:	Imagem obtida na simulação térmica do processo de soldagem. A chapa de titânio está posicionada à direita. ....	90
Figura 4.17:	Processamento da liga de alumínio AA6063-T5, utilizando velocidade de rotação de 800 rpm, 200 mm/min. ....	91
Figura 4.18:	Processamento da liga de alumínio AA6063-T5, utilizando potência de 5,2 kW e controle de força. ....	92
Figura 4.19:	Trecho da soldagem dissimilar das ligas AA6063-T5 e Ti6Al4V com controle de potência de 5,2 kW. Destaque para região consolidada de onde foi retirada uma amostra para análise da seção transversal. ....	93
Figura 4.20:	Seção transversal da soldagem dissimilar das ligas AA6063-T5 e Ti6Al4V com controle de potência de 5,2 kW feita com a ferramenta de ponta reta. Destaque para presença de defeito volumétrico. ....	93

Figura 4.21: Seção transversal da soldagem dissimilar das ligas AA6063-T5 e Ti6Al4V com controle de potência de 5,2 kW feita com a ferramenta de ponta arredondada. Não é notada a presença de defeito volumétrico.....	94
Figura 4.22: Soldagem das ligas AA7075-T6 com Ti6Al4V. Trecho inicial soldado com controle de potência em 3,9 kW com defeitos na superfície e trecho final soldado com velocidade de rotação constante de 600 rpm sem defeitos na superfície.....	95
Figura 4.23: Seção transversal da região sem defeito na superfície soldada com velocidade de rotação constante de 600 rpm. Destaque para grande quantidade de fragmentos da liga de titânio na zona misturada e defeitos volumétricos na zona misturada e na raiz da junta.....	96
Figura 4.24: Soldagem das ligas AA7075-T6 e Ti6Al4V em chapas com chanfros. Velocidade de rotação de 1000 rpm, velocidade de avanço de 200 mm/min., <i>offset</i> de 1,3 mm e penetração de 3,0 mm. ....	96
Figura 4.25: Seção transversal da soldagem das ligas AA7075-T6 e Ti6Al4V com velocidade de rotação de 1000 rpm, velocidade de avanço de 200 mm/min., <i>offset</i> de 1,3 mm e penetração de 3,0 mm. Sem indícios de defeitos.....	97
Figura 4.26: Soldagem das ligas AA7075-T6 e Ti6Al4V em chapas com chanfros. Velocidade de rotação de 1000 rpm, velocidade de avanço de 200 mm/min., <i>offset</i> de 0,5 mm e penetração de 3,0 mm. Formação de defeito na interface. ....	97
Figura 4.27: Microestrutura da liga Ti6Al4V. (a) Imagem de MLV, sendo $\alpha$ nas regiões claras e $\beta$ nas regiões escuras. (b) Imagem de MEV, sendo $\alpha$ nas regiões escuras e $\beta$ nas regiões claras. (c) Imagem de MEV com maior detalhamento da fase $\beta$ . (d) Imagem de MEV na qual é possível pequenas partículas de fase $\beta$ dispersa na matriz $\alpha$ .	100
Figura 4.28: Imagem de MEV do material de base da liga AA 6063-T5.....	101
Figura 4.29: Microestrutura do material de base da liga 2024-T4. (a) MLV. (b) MEV. ....	101
Figura 4.30: Microestrutura do metal de base da liga AA7075-T6. (a) Imagem de MLV. (b), (c) e (d) imagens de MEV.....	102
Figura 4.31: Análise das regiões da seção transversal da junta AA6063-T5 e Ti6Al4V, soldada com os parâmetros de 300 rpm e 0,5 mm de <i>offset</i> . (a) Liga de alumínio metal base; (b) zona misturada; (c) interface próxima à superfície; (d) interface próxima à raiz; (e) região deformada da liga de titânio; (e) liga de titânio metal base. A linha amarela representa a região aproximada da atuação da ferramenta e a linha vermelha representa a interface antes da soldagem.....	105

Figura 4.32: Imagem de MEV com elétrons retroespalhados na interface da junta soldada com os parâmetros de 300 rpm e 1,5 mm de <i>offset</i> . .....	106
Figura 4.33: Análise de EDS da interface da junta soldada com os parâmetros de 450 rpm e 0,5 mm de <i>offset</i> , na região próxima à superfície das chapas (% wt – em peso).....	107
Figura 4.34: Análise de EDS da interface da junta soldada com os parâmetros de 450 rpm e 0,5 mm de <i>offset</i> , na região próxima à raiz da soldagem (% wt – em peso). .....	107
Figura 4.35: Interface da junta soldada AA6063-Ti6Al4V. (a) Interface à meia altura da chapa. (b) Interface na porção inferior da chapa. (c) Pequeno defeito próximo à raiz. (d) Deformação da microestrutura do titânio na interface. ....	109
Figura 4.36: Análise das regiões da seção transversal da junta AA2024-T3 e Ti Al 4V, soldada com os parâmetros de 800 rpm e 0,5 mm de <i>offset</i> . (a) Liga de alumínio metal base;(b) zona termomecanicamente afetada (c) zona misturada; (d) interface na exterminada da região de atuação do pino; (e) raiz da junta com falta de consolidação; (f) interface próximo à superfície das chapas. A linha amarela representa a região aproximada da atuação da ferramenta e a linha vermelha representa a interface antes da soldagem.....	111
Figura 4.37: Análise por MEV e EDS da região da interface onde ocorre a formação de vórtices. Seta amarela indica região de rompimento da lamela de titânio. ....	113
Figura 4.38: Análise da interface por imagens de MEV e análise composicional por EDS da junta AA2024-T3 e Ti6Al4V, soldada com os parâmetros de 800 rpm e 0,5 mm de <i>offset</i> . (a), (b) e (c) são dados obtidos na análise, (d) padrão do EDS na presença de intermetálico, adaptado de (LI et al., 2014). (e) padrão de difração de raios-X do TiAl <sub>3</sub> , adaptado de (AONUMA; NAKATA, 2011).....	115
Figura 4.39: Amostra (lamina fina) da retirada da interface entre os materiais na amostra através de feixes de íons (FIB).....	116
Figura 4.40: Análise de MEV em modo transmissão da interface da junta Ti6Al4V com AA2024-T3.....	117
Figura 4.41: Imagem de MEV no modo transmissão mostrando a formação de precipitados nanométricos na zona misturada, próximo à interface dos materiais. ....	117
Figura 4.42: Comparativo da microestrutura da junta soldada AA2024-T3 e Ti6Al4V entre a interface e a zona misturada. ....	118
Figura 4.43: Imagem da interface da junta soldada AA2024-T3 – Ti6Al4V obtidas por MET/ASTAR. (a) Imagem da difração de elétrons. (b) Orientação dos grãos. (c)	

Qualidade da indexação. (d) Distribuição das fases cristalográficas na interface, sendo Ti em vermelho, Al em azul e $TiAl_3$ em magenta.....	119
Figura 4.44: (a) Imagem de MEV da região da interface da soldagem dissimilar das ligas AA7075-T6 e Ti6Al4V próximo à superfície. (b) Mapa de EDS de alumínio. (c) Mapa de EDS de titânio.....	121
Figura 4.45: EDS em linha na região da zona misturada com detecção de fragmento da ferramenta de soldagem.....	122
Figura 4.46: Análise de dureza Vickers na amostra soldada com 450 rpm e 0,5 mm de <i>offset</i> . A linha contínua da imagem da seção transversal da amostra indica a localização aproximada da linha de indentação e a linha tracejada indica a interface entre os materiais presente antes da união. ....	123
Figura 4.47: Análise de dureza Vickers na amostra soldada com potência de 1,75 kW. A linha contínua da imagem da seção transversal da amostra indica a localização aproximada da linha de indentação e a linha tracejada indica a interface entre os materiais presente antes da união. ....	125
Figura 4.48: Análise de dureza Vickers na amostra soldada com potência de 3,25 kW. A linha contínua da imagem da seção transversal da amostra indica a localização aproximada da linha de indentação e a linha tracejada indica a interface entre os materiais presente antes da união. ....	125
Figura 4.49: Análise de dureza Vickers na amostra soldada com potência de 4,0 kW. A linha contínua da imagem da seção transversal da amostra indica a localização aproximada da linha de indentação e a linha tracejada indica a interface entre os materiais presente antes da união. ....	126
Figura 4.50: Mapa de dureza Vickers na amostra soldada com potência de 2,5 kW. As linhas brancas indicam aproximadamente o limite da zona misturada da amostra.....	126
Figura 4.51: Corpos de prova de tração retirados da região soldada com 2,5 kW, rompidos após o ensaio.....	127
Figura 4.52: Fratura do corpo de prova de tração retirado da região soldada com 2,5 kW, com 166 MPa de resistência à ruptura (CP1). Destaque para a propagação da fratura a partir da raiz não consolidada e para camada de alumínio presente na interface.	129
Figura 4.53: Fratura do corpo de prova de tração retirado da região soldada com 2,5 kW, com 280 MPa de resistência à ruptura (CP3). ....	129
Figura 4.54: Corpos de prova de tração <i>sub-size</i> retirados da região soldada com 2,5 kW, rompidos após o ensaio.....	130

## LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1: Classificação das ligas de alumínio trabalhadas. (KAUFMAN, 2000). .....	24
Tabela 2.2: Propriedades mecânicas da liga 6063-T5 (ALCOA, 2002).....	26
Tabela 2.3: Propriedades mecânicas da liga 2024-T3 (ASM, 2001a).....	28
Tabela 2.4: Precipitados presentes na liga 2024-T3 (BOAG et al., 2009). .....	29
Tabela 2.5: Propriedades mecânicas da liga 7075-T6 (ASM, 2001b).....	29
Tabela 2.6: Propriedades do titânio e de outros metais estruturais (LÜTJERING, G.; WILLIAMS, 2003). .....	31
Tabela 2.7: Características e aplicações típicas das principais ligas de titânio (CALLISTER, 2012). .....	35
Tabela 2.9: Limites de composição química da liga Ti6Al4V. ....	37
Tabela 2.10: Propriedades da liga Ti6Al4V (TIMET, 1997). .....	37
Tabela 2.11: Comparativo das propriedades físicas da liga Ti6Al4V com outras ligas de titânio e outros metais (LÜTJERING, G.; WILLIAMS, 2003). .....	37
Tabela 2.12: Publicações relacionadas à união dissimilar alumínio-titânio pelo processo de FSW ou similares.....	48
Tabela 3.1: Composição química da chapa de liga de titânio Ti6Al4V (em % peso).....	52
Tabela 3.2: Composição química das chapas de ligas de alumínio AA6063-T5, AA2024-T3 e AA7075-T6 (em % peso).....	52
Tabela 3.3: Parâmetros utilizados nos ensaios de soldagem dissimilar de Ti6Al4V e Al 6063-T5. ....	58
Tabela 3.4: Parâmetros utilizados nos testes de processamento da liga de alumínio AA2024-T3. ....	59
Tabela 3.5: Parâmetros utilizados no desenvolvimento da condição ideal para junta de chapas de AA2024-T3 e Ti6Al4V. A velocidade de avanço foi de 300 mm/min em todos os ensaios. ....	61
Tabela 3.6: Variação do valor de potência na soldagem do par AA2024-T3 e Ti6Al4V com 1,57 mm de espessura. ....	61
Tabela 3.7: Parâmetros utilizados no desenvolvimento inicial em chapas de AA6063-T5 com a primeira versão da ferramenta de chapas grossas. ....	62

Tabela 3.8: Parâmetros utilizados no desenvolvimento de soldagem em chapas de AA6063-T5 e Ti6Al4V com a primeira versão da ferramenta de chapas grossas. A velocidade de avanço utilizada em todos os testes foi de 200 mm/min.....	63
Tabela 3.9: Parâmetros utilizados no desenvolvimento de soldagem em chapas de AA7075-T6 e Ti6Al4V com a segunda versão da ferramenta de chapas grossas. A velocidade de avanço utilizada em todos os testes foi de 200 mm/min, controle por potência e posição. ....	64
Tabela 3.10: Coeficientes de transferência de calor. ....	66
Tabela 4.1: Resumo dos resultados do desenvolvimento de parâmetro das juntas de AA6063-T5 e Ti6Al4V com espessura de 3,15 mm e soldadas com ferramenta para chapas finas.....	78
Tabela 4.2: Comparativo de aporte energético e potência nas condições testadas de processamento do alumínio AA 2024-T3.....	80
Tabela 4.3: Parâmetros dos ensaios de variação do valor de potência com o melhor valor de penetração da ferramenta e de <i>offset</i> para soldagem do par AA2024-T3 e Ti6Al4V com espessura de 1,57 mm. ....	86
Tabela 4.4: Parâmetros do ensaio de soldagem dissimilar das ligas AA6063-T5 e Ti6Al4V com espessura de 3,15 mm e ferramenta com a ponta arredondada. A velocidade de avanço é de 200 mm/min. ....	94
Tabela 4.5: Resultados obtidos nos ensaios de soldagem dissimilar entre as ligas AA7075-T6 e a liga Ti6Al4V com espessura de 3,15 mm e chanfro na interface. ....	98
Tabela 4.6: Dureza Vickers em diversas regiões da amostra soldada com 450 rpm e 0,5 mm de <i>offset</i> .....	124
Tabela 4.7: Tensão de ruptura da chapa da liga de alumínio AA2024-T3.....	128
Tabela 4.8: Tensão de ruptura dos corpos de prova da soldagem da liga de alumínio AA2024-T3 e a liga Ti6Al4V, soldadas com potência de 2,5 kW. ....	128
Tabela 4.9: Tensão de ruptura dos corpos de prova <i>sub-size</i> da soldagem da liga de alumínio AA2024-T3 e a liga Ti6Al4V, soldadas com potência de 2,5 kW. ....	130

## SUMÁRIO

1.	Introdução .....	20
2.	Revisão bibliográfica .....	23
2.1.	Alumínio e suas ligas .....	23
2.1.1.	Ligas trabalhadas .....	23
2.1.2.	Tratamentos térmicos .....	24
2.1.3.	Liga 6063-T5 .....	25
2.1.4.	Liga 2024-T3 .....	27
2.1.5.	Liga 7075-T6 .....	29
2.2.	Titânio e suas ligas .....	30
2.2.1.	Tratamento térmicos .....	36
2.2.2.	Liga de titânio Ti6Al4V .....	36
2.3.	<i>Friction stir welding</i> .....	38
2.4.	Controles do processo de soldagem por FSW .....	41
2.4.1.	Controle de penetração da ferramenta .....	41
2.4.2.	Controle de velocidade de rotação da ferramenta .....	42
2.4.3.	Utilização de múltiplos controles .....	43
2.5.	<i>Friction stir welding</i> de materiais dissimilares .....	44
2.5.1.	Soldagens diversas .....	44
2.5.2.	<i>Friction stir welding</i> dissimilar de alumínio-titânio .....	47
3.	Materiais e Métodos .....	50
3.1.	Materiais .....	52
3.2.	Equipamento de soldagem por FSW .....	53
3.3.	Ferramentas .....	54
3.4.	<i>Offset</i> da ferramenta .....	56
3.5.	Controle de velocidade por potência .....	57
3.6.	FSW com controles avançados .....	58
3.7.	FSW para chapas de maior espessura .....	62
3.8.	Simulação térmica da soldagem .....	65
3.9.	Caracterização microestrutural .....	67
3.10.	Medidas de dureza Vickers .....	68
3.11.	Ensaio de tração .....	69

4.	Resultados e Discussões .....	71
4.1.	Soldagem com controles avançados .....	71
4.1.1.	AA6063-T5 com Ti6Al4V .....	71
4.1.2.	AA2024-T3 com Ti6Al4V .....	78
4.1.2.1.	Simulação térmica da soldagem .....	88
4.2.	Soldagem em chapas de maior espessura .....	91
4.2.1.	AA6063-T5 – Ti6Al4V .....	91
4.2.2.	AA7075-T6 – Ti6Al4V .....	94
4.3.	Caracterização microestrutural .....	98
4.3.1.	Materiais de base .....	98
4.3.1.1.	Ti6Al4V .....	99
4.3.1.2.	AA6063-T5 .....	100
4.3.1.3.	AA2024-T3 .....	101
4.3.1.4.	AA7075-T6 .....	102
4.3.2.	Análise da microestrutura AA6063-T5 com Ti6Al4V .....	103
4.3.2.1.	Soldagem de “chapas finas” .....	103
4.3.2.2.	Soldagem de “chapas grossas” .....	108
4.3.3.	Análise da microestrutura AA2024-T3 com Ti6Al4V .....	109
4.3.4.	Caracterização da microestrutura AA7075-T6 com Ti6Al4V .....	120
4.4.	Caracterização Mecânica .....	123
4.4.1.	Análise de dureza do par AA6063-T5 – Ti6Al4V “chapas finas” .....	123
4.4.2.	AA2024-T3 – Ti6Al4V .....	124
4.4.2.1.	Análise de dureza .....	124
4.4.2.2.	Ensaio de Tração .....	127
5.	Conclusões .....	130
	Sugestões de trabalhos futuros .....	133
	Referências .....	134

# 1. INTRODUÇÃO

A união de materiais dissimilares possui ampla demanda da indústria devido ao fato de permitir, por exemplo, a combinação de diferentes materiais em um mesmo componente objetivando assim se beneficiar das qualidades que cada um apresenta, por exemplo, a resistência mecânica e a resistência à corrosão. Outro tipo de aplicação dá-se na montagem de estruturas com materiais leves, combinada com o emprego de materiais de maior resistência mecânica apenas em pontos considerados críticos. No entanto, essa versatilidade no uso de materiais dissimilares implica no desenvolvimento de tecnologias avançadas nos processos de união em razão das limitações encontradas nos processos tradicionais.

Os processos de união através de elementos de fixação, como parafusos e rebites, além de limitar a geometria dos componentes, acrescentam peso extra ao conjunto. Já os processos de soldagem que envolvem fusão, causam distorção excessiva nas peças, problemas de porosidade e trincas como defeitos da solidificação, além de geralmente necessitarem da adição de algum material na interface que minimize os efeitos da incompatibilidade metalúrgica das partes unidas.

Um processo de soldagem que se destaca nesse contexto é o processo de *friction stir welding* (FSW), que em português não possui nomenclatura definida e é citado em trabalhos como Soldagem por Fricção e Mistura Mecânica, apenas por Soldagem por Fricção e Mistura ou por Soldagem por Atrito com Pino Não Consumível (SAPNC). Esse processo de soldagem que ocorre no estado sólido, foi desenvolvido pelo *The Welding Institute* (THOMAS et al., 1991) e permite tanto a união de materiais similares quanto dissimilares com diversas vantagens em relação aos processos de soldagem por fusão. Desde as primeiras publicações, em 1995, o número de trabalhos tem aumentado consideravelmente ao longo dos anos, como mostrado no gráfico da Figura 1.1, chegando a mais de 1000 publicações somente no ano de 2017 (SCOPUS, 2018).

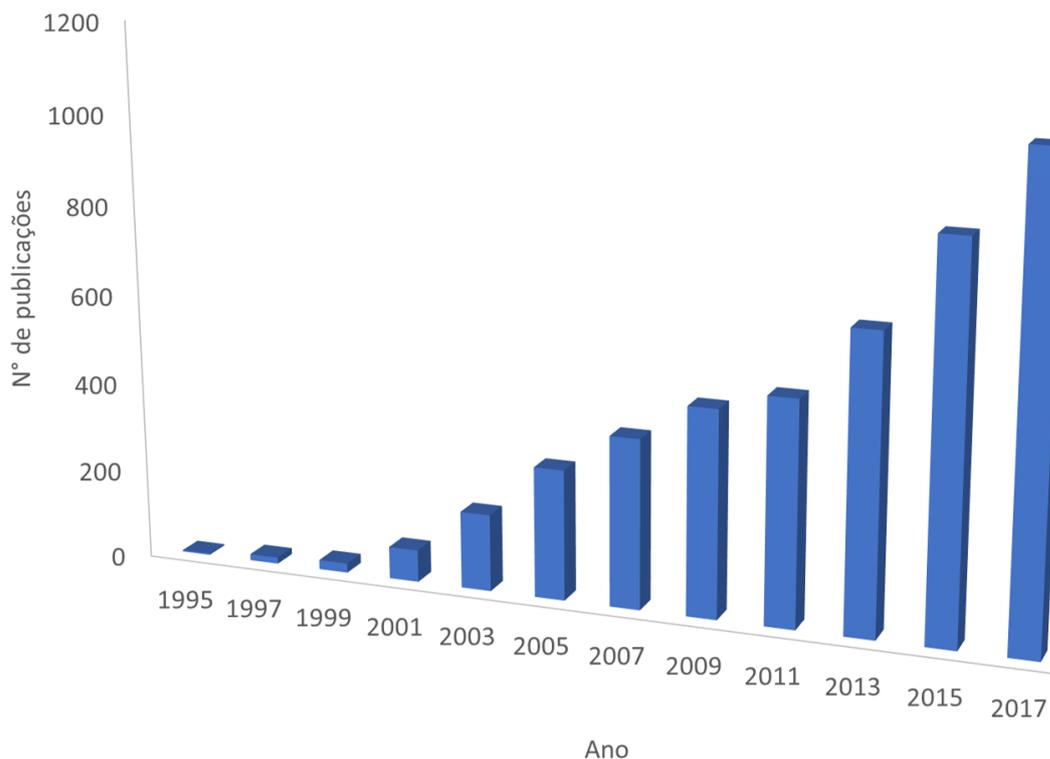


Figura 1.1: Número de publicações anual no período de 1995 até 2017 (SCOPUS, 2018).

As publicações no tema *friction stir welding* não estão limitadas a trabalhos de avaliação de soldagens, mas abrangem outras áreas, principalmente visando a aplicação industrial do processo, como simulação computacional, controles de máquina, geometrias e materiais de ferramentas, entre outros.

Na área de soldagem dissimilar alumínio-titânio por *friction stir welding* são encontrados poucos trabalhos divididos em configurações de soldagem tipo topo, sobreposta e apenas solda ponto (*spot*). Um dos principais centros de pesquisa nesta área é o da Universidade de Osaka, no Japão acompanhado por mais alguns grupos na China e na Coréia do Sul. No Brasil, recentemente foram publicados trabalhos desenvolvidos pela UFSCar em conjunto com o instituto HZG, da Alemanha e da FEI com o Laboratório de Estruturas Leves, do IPT.

As possíveis aplicações para o uso dessa configuração surgem em razão da evolução de diversas técnicas como soldagem por atrito, brasagem, laser e explosão. O trabalho de Bang (2013) (VAIDYA et al., 2010) mostra uma aplicação experimental da AIRBUS para introdução da técnica de união dissimilar de liga de alumínio e titânio para fabricação do trilho de fixação do assentos dos passageiros, utilizando o processo de soldagem por laser, conforme mostrado na Figura 1.2. No entanto, independentemente do processo de união utilizado, o controle da

formação de compostos intermetálicos na interface da junta é crucial para obtenção de propriedades mecânicas adequadas para o componente.

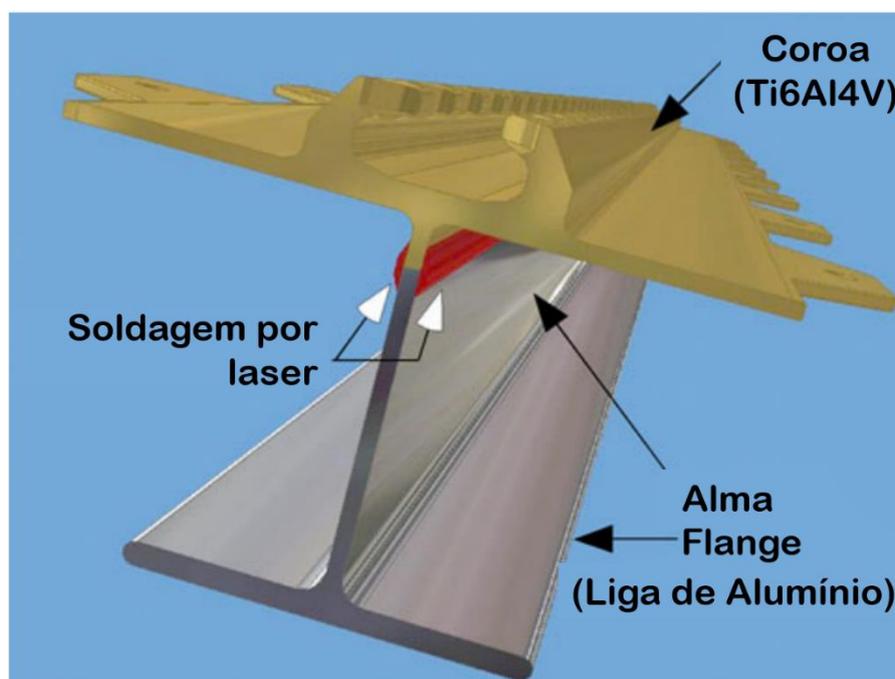


Figura 1.2: Trilho de fixação de assentos de passageiros com soldagem dissimilar por laser (desenho conceitual da AIRBUS) (adaptado de VAIDYA et al., 2010).

Esse trabalho tem como objetivos utilizar o processo de FSW para promover a união de ligas dissimilares de alumínio e titânio Ti6Al4V e também entender os mecanismos de união que ocorrem na interface dos materiais.

Como diferencial em relação a outros trabalhos em FSW, foi utilizado em determinadas configurações de juntas o controle da potência aplicada. Esse método permite compensações automáticas na velocidade de rotação da ferramenta em função do aporte energético aplicado constante, mesmo com variações nas condições de dissipação de calor do material durante a soldagem. Isso traz mais estabilidade ao processo, principalmente no controle da camada de compostos intermetálicos deletérios formados na interface da junta.

Também foram testadas alterações no desenho da ferramenta (pino não consumível) e a introdução de uma geometria específica nas bordas das chapas, permitindo a soldagem dissimilar em materiais com espessuras variadas, mitigando problemas decorrentes da interação desigual entre o pino cônico da ferramenta de soldagem e os materiais ao longo da espessura da chapa.

A avaliação da qualidade da junta e o entendimento dos mecanismos que promoveram a união foram feitos por meio de ensaios mecânicos e técnicas de microscopia.

## **2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA**

### **2.1. Alumínio e suas ligas**

O alumínio é o segundo elemento metálico mais presente no planeta e se tornou competitivo na indústria somente no final do século XIX em virtude da demanda pelas propriedades únicas de suas ligas (DAVIS, 1993). Sua estrutura CFC (cúbica de faces centradas) mantém a ductilidade elevada mesmo em temperaturas reduzidas, também é considerado um material com densidade relativamente baixa quando comparado com o aço (Al - 2,7 g/cm<sup>3</sup>; Aço - 7,9 g/cm<sup>3</sup>) (CALLISTER, 2012).

As ligas de alumínio podem ser divididas em dois grupos: ligas fundidas e ligas trabalhadas (laminadas, extrudadas, forjadas ou estiradas). Dentre essas ligas, há a diferenciação entre as que podem ser endurecidas através de tratamentos térmicos, resfriamento ou envelhecimento e as ligas que são endurecidas apenas através de tratamentos termomecânicos (DAVIS, 1993).

O sistema de nomenclatura criado pela associação dos produtores de alumínio, classificam as ligas forjadas através de um número com 4 dígitos e as ligas fundidas através de um número com 3 dígitos, seguido de um valor decimal (CALLISTER, 2012; DAVIS, 1993; KAUFMAN, 2000).

#### **2.1.1. Ligas trabalhadas**

Os dois últimos dígitos da nomenclatura das ligas de alumínio correspondem a variação dentro das ligas do grupo, o segundo dígito corresponde ao teor mínimo e máximo de um determinado elemento e o primeiro dígito indica a série pertencente. A Tabela 2.1 apresenta as

classes das ligas trabalhadas, com os principais elementos que distinguem cada uma e suas propriedades específicas.

Tabela 2.1: Classificação das ligas de alumínio trabalhadas. (KAUFMAN, 2000).

<b>Série</b>	<b>Principal elemento de liga</b>	<b>Característica</b>
1xxx	Comercialmente puro	Não responde a tratamentos térmicos
2xxx	Cobre	Possui quantidade significativa de cobre em solução sólida e é termicamente tratável
3xxx	Manganês	Não responde a tratamentos térmicos, mas pode ser endurecida por deformação mecânica
4xxx	Silício	Apenas algumas ligas da série são termicamente tratáveis, dependendo da quantidade de silício e outros elementos de liga
5xxx	Magnésio	Não responde a tratamentos térmicos, mas pode ser endurecida por deformação mecânica
6xxx	Magnésio e silício	Formação de $Mg_2Si$ em solução sólida e é termicamente tratável
7xxx	Zinco	As ligas são termicamente tratáveis
8xxx	Ferro ou estanho	As características dependem do principal elemento de liga

### 2.1.2. Tratamentos térmicos

O tratamento térmico na qual a liga de alumínio é submetida vem indicado por um código localizado após ao código de referência da liga, separado por um hífen. O primeiro dígito refere-se à classe de tratamento e os dígitos posteriores são para as variações dentro de cada classe.

A denominação “F” indica que o material não sofreu nenhum controle térmico específico e está na condição de fabricação, a letra “O” indica que o material está na condição recozida, “H” refere-se ao endurecimento por trabalho mecânico, “W” para ligas solubilizadas,

utilizado em ligas que sofrem envelhecimento espontâneo após tratamento térmico e “T” para ligas com têmperas estáveis diferentes das apresentadas anteriormente.

Na classe “T” existem ainda 10 classificações de sequência de tratamento térmico que envolvem envelhecimento das ligas e condições de resfriamento. A seguir são apresentados a definição de cada uma delas, sendo que para algumas condições ainda podem ser aplicados tratamentos de alívio de tensões, que também são indicados no código da liga (KAUFMAN, 2000).

- T1: resfriada de uma temperatura elevada e envelhecida naturalmente até uma condição estável.
- T2: resfriada de uma temperatura elevada, trabalhada a frio e envelhecida naturalmente até uma condição estável.
- T3: solubilizada, trabalhada a frio e envelhecida naturalmente até uma condição estável.
- T4: solubilizada e envelhecida naturalmente até uma condição estável.
- T5: resfriada a partir de uma temperatura elevada e envelhecido artificialmente.
- T6: solubilizada e envelhecida artificialmente.
- T7: solubilizada e estabilizada ou super envelhecida.
- T8: solubilizada, trabalhada a frio, e envelhecida artificialmente.
- T9: solubilizada, envelhecido artificialmente e trabalhada a frio.
- T10: resfriada a partir de uma temperatura elevada, trabalhada a frio e então envelhecida artificialmente.

### **2.1.3. Liga 6063-T5**

A liga 6063-T5 é a mais utilizada da série 6xxx e possui como principais elementos de liga o magnésio e silício e tem como características principais ser termicamente tratável, possuir boa resistência à corrosão, fácil de extrudar e moderada resistência mecânica (KAUFMAN, 2000).

A Tabela 2.2 apresenta suas principais propriedades, que permitem sua aplicação em arquiteturas e estruturas.

Tabela 2.2: Propriedades mecânicas da liga 6063-T5 (ALCOA, 2002).

<b>Limite de escoamento (0,2%) (MPa)</b>	<b>Resistência à tração (MPa)</b>	<b>Alongamento (%)</b>
110	152	8

O contorno de grãos da liga 6063-T5 é difícil de ser observada por microscopia óptica, como pode ser observado na Figura 2.1. No entanto, a literatura indica que o material nessa essa condição apresenta uma microestrutura endurecida por precipitados em forma de bastões, normalmente associados a fase  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si. Quando esse material é submetido ao processo de FSW, essa microestrutura é modificada em razão do aporte de calor, reduzindo a dureza do material mesmo com a redução simultânea do tamanho de grão, como mostra o comparativo na Figura 2.2.

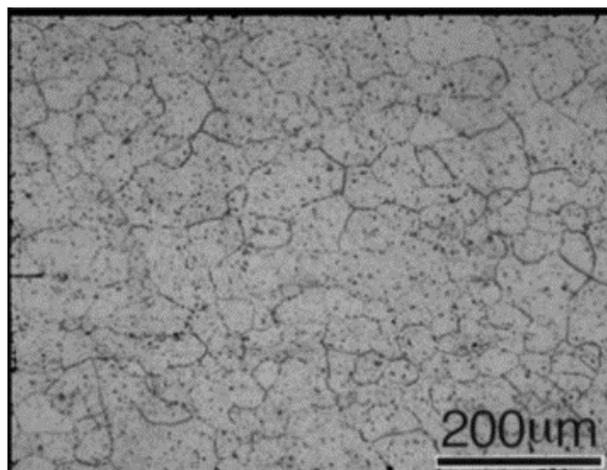


Figura 2.1: Imagem de microscopia de luz visível da liga 6063-T5 (adaptado de SATO et al., 1999).

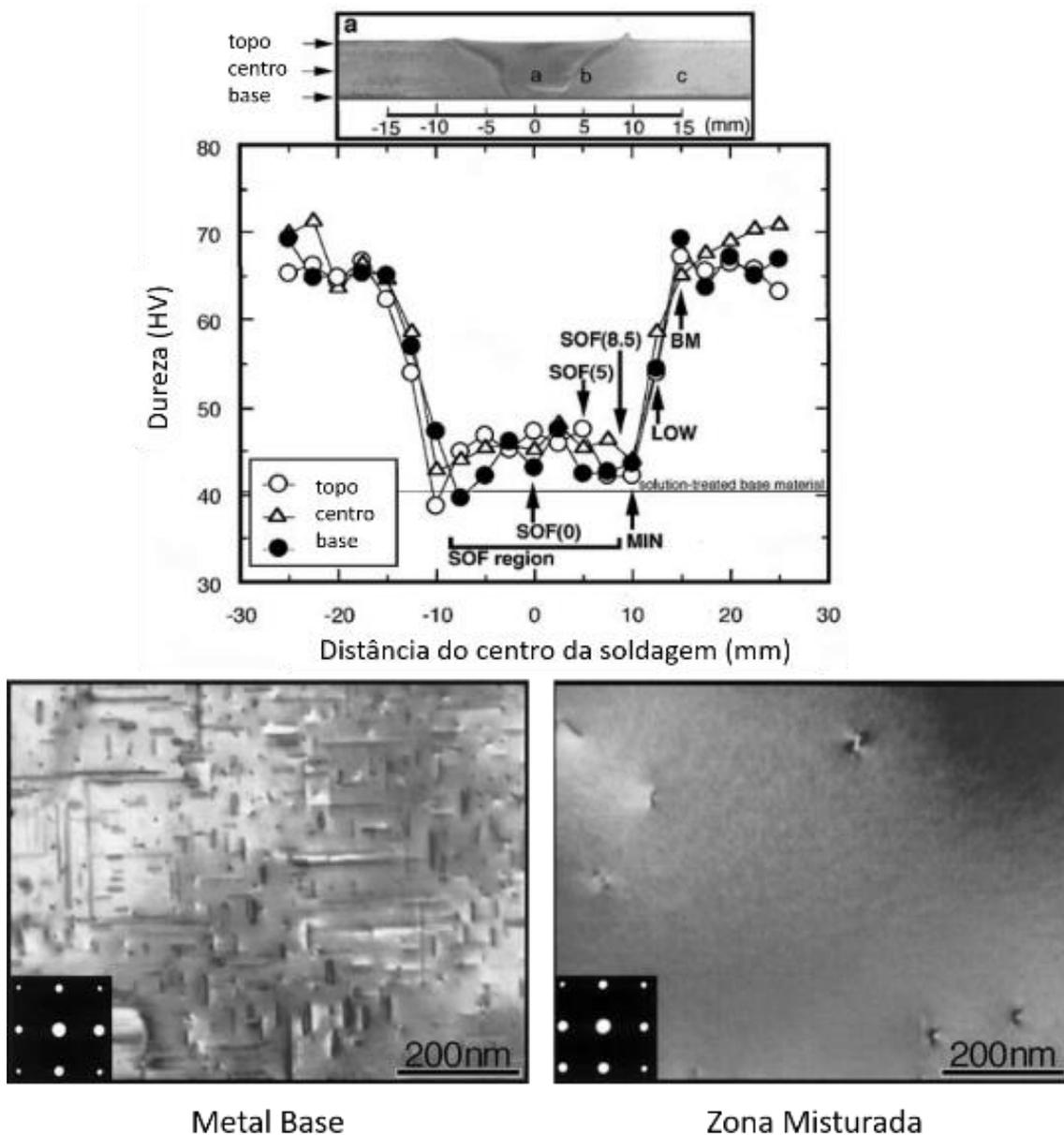


Figura 2.2: Linhas de dureza e comparativo da microestrutura na zona misturada e no metal base da liga 6063-T5 soldada por FSW (adaptado de SATO et al., 1999).

#### 2.1.4. Liga 2024-T3

As ligas da série 2xxx possuem o cobre como principal elemento de liga. Em geral, essa série não possui boa resistência à corrosão e necessitam da adição de tratamentos para proteção como pintura ou cladeamento (KAUFMAN, 2000).

Essa liga é aplicada principalmente na estrutura e fuselagem de aviões (ALCOA, 2004) e apresenta a característica de envelhecimento natural, por isso é recomendado que qualquer trabalho mecânico feito no material seja realizado logo após o seu recozimento. Outra característica é que essa liga é considerada não soldável por processos tradicionais (KAUFMAN, 2000).

A Tabela 2.3 apresenta as principais propriedades mecânicas da liga 2024-T3.

Tabela 2.3: Propriedades mecânicas da liga 2024-T3 (ASM, 2001a)

<b>Limite de escoamento</b> <b>(MPa)</b>	<b>Resistência à tração</b> <b>(MPa)</b>	<b>Alongamento</b> <b>(%)</b>
345	483	18

A liga 2024-T3 apresenta grãos alongados e finos, tanto na direção de laminação e na direção normal à laminação como observado na Figura 2.3. Seus precipitados, como a fase S, não são visíveis por microscopia de luz visível.

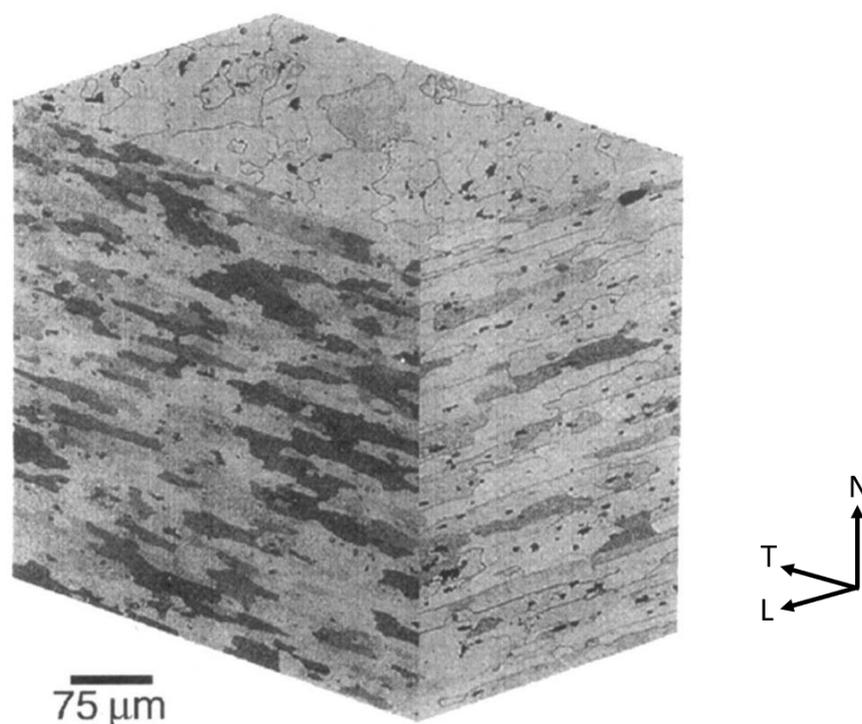


Figura 2.3: Microestrutura da liga 2024-T3 observada por microscopia de luz visível (BUCHHEIT, 1997).

Em relação aos precipitados, o mais abundante é a fase S ( $\text{Al}_2\text{CuMg}$ ) que representa cerca de 60% dos precipitados presentes na liga (BUCHHEIT, 1997). Além da fase S, também são encontrados outros precipitados, como a fase  $\theta$  ( $\text{Al}_2\text{Cu}$ ). A Tabela 2.4 apresenta as fases presentes na liga com a composição química de cada uma delas (BOAG et al., 2009).

Tabela 2.4: Precipitados presentes na liga 2024-T3 (BOAG et al., 2009).

<b>Fase</b>	<b>Al</b>	<b>Cu</b>	<b>Mg</b>	<b>Mn</b>	<b>Fe</b>	<b>Si</b>
$\text{Al}_{20}(\text{Cu,Fe,Mn})_5\text{Si}(\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si})$	77	5	0	5	10	4
$\text{Al}_{10}(\text{Cu,Mg})$	90	7	2	0	0	0
$(\text{AlCu})_{93}(\text{Fe,Mn})_5(\text{Mg,Si})_2$	90	3	1	2	3	1
$\text{Al}_2\text{CuMg}$ (Fase S)	61	20	15	0	0	0
$\text{Al}_2\text{Cu}$ (Fase $\theta$ )	70	27	0	0	0	0
$\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$	70	18	0	1	6	0
$\text{Al}_3(\text{Cu,Fe,Mn})$	73	11	0	4	10	1

### 2.1.5. Liga 7075-T6

A série 7xxx tem o zinco como principal elemento de liga. Essa série possui a maior resistência mecânica dentre as ligas de alumínio e, assim como as ligas da série 2xxx, não possuem boa resistência à corrosão atmosférica, sendo geralmente utilizadas com algum tipo de revestimento para proteção. Esta série é considerada não soldável e a união desses materiais é geralmente feita através de rebites (DAVIS, 1993; KAUFMAN, 2000).

A liga 7075-T6 é utilizada em aplicações que vão desde estruturas de aeronaves e partes da fuselagem, até bicicletas e veículos. As principais propriedades mecânicas dessa liga são apresentadas na Tabela 2.5.

Tabela 2.5: Propriedades mecânicas da liga 7075-T6 (ASM, 2001b).

<b>Limite de escoamento</b>	<b>Resistência à tração</b>	<b>Alongamento</b>
<b>(MPa)</b>	<b>(MPa)</b>	<b>(%)</b>
503	572	11

A microestrutura da liga 7075-T6 consiste em uma estrutura de grãos alongados constituídos da fase  $\eta$  ( $\text{MgZn}_2$ ), sendo essa fase o principal mecanismo de endurecimento da liga, disperso na matriz de alumínio  $\alpha$  (RAJAKUMAR; MURALIDHARAN; BALASUBRAMANIAN, 2011; YUQING et al., 2016). A Figura 2.4 apresenta a estrutura observada por microscopia de luz visível. Também foram identificados outros dois constituintes, a fase  $\text{Al}_{23}\text{CuFe}_4$  e  $\text{SiO}_2$  amorfo (GAO; FENG; WEI, 1998).

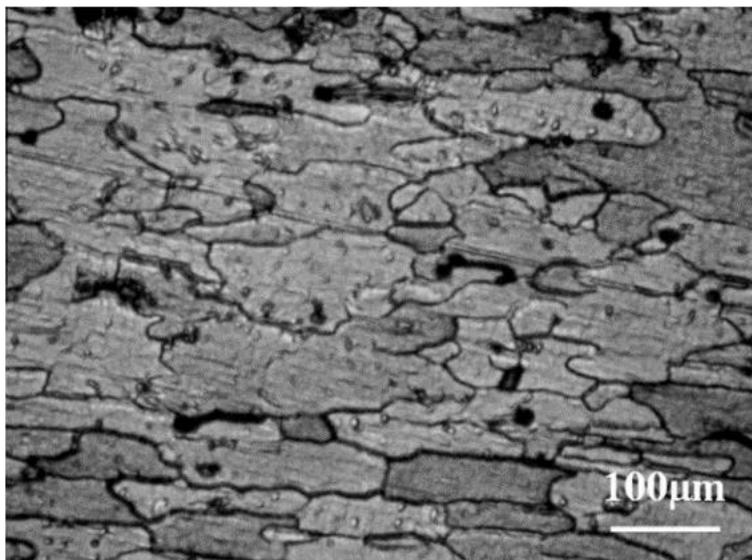


Figura 2.4: Microestrutura da liga 7075-T6 observada por microscopia de luz visível (GAO; FENG; WEI, 1998).

## 2.2. Titânio e suas ligas

O titânio possui excelente combinação de propriedades. O metal puro possui massa específica muito inferior ao aço, elevado ponto de fusão e alto módulo de elasticidade. Suas ligas são extremamente resistentes, podendo atingir valores de resistência à tração em temperatura ambiente de até 1.400 MPa. (CALLISTER, 2012).

Para evidenciar as excelentes propriedades do titânio, a Tabela 2.6 faz um comparativo com outros metais estruturais comumente utilizados.

Tabela 2.6: Propriedades do titânio e de outros metais estruturais (LÜTJERING, G.; WILLIAMS, 2003).

<b>Propriedades</b>	<b>Ti</b>	<b>Fe</b>	<b>Ni</b>	<b>Al</b>
Temperatura de Fusão (°C)	1670	1538	1455	660
Transformação Alotrópica (°C)	$\beta \rightarrow \alpha$ (882)	$\gamma \rightarrow \alpha$ (912)	-	-
Estrutura Cristalina	CCC→HC	CFC→CCC	CFC	CFC
Módulo de Elasticidade (GPa)	115	215	200	72
Nível de Resistência à Tração (MPa)	1000	1000	1000	500
Densidade (g/cm <sup>3</sup> )	4,5	7,9	8,9	2,7
Resistência à Corrosão (Comparativa)	Muito alta	Baixa	Média	Alta
Reatividade com Oxigênio (Comparativa)	Muito alta	Baixa	Baixa	Alta
Preço do Metal Comparativo	Muito alta	Baixa	Alta	Média

O titânio puro possui transformação de fase alotrópica à 882°C, alterando de uma estrutura cúbica de corpo centrada para fase  $\beta$ , para hexagonal compacta, fase  $\alpha$ . As representações da fase  $\alpha$  e da fase  $\beta$  estão na Figura 2.5 e Figura 2.6 respectivamente (LEYENS, C.; PETERS, 2003).

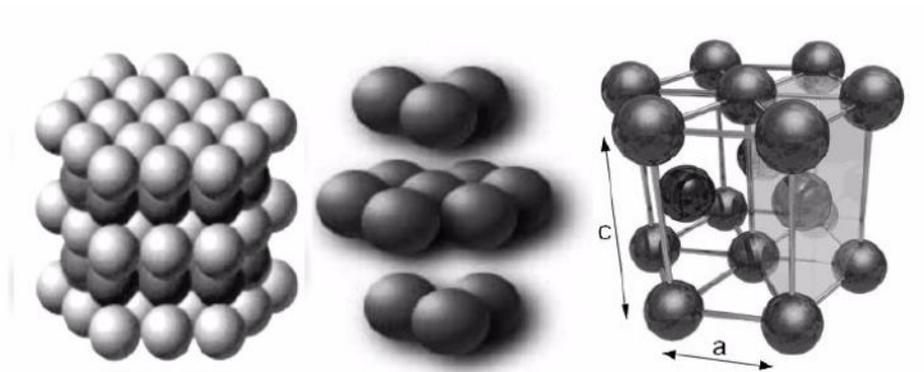


Figura 2.5: Representação esquemática da célula unitária hexagonal compacta (HC) da fase  $\alpha$  (LEYENS, C.; PETERS, 2003).

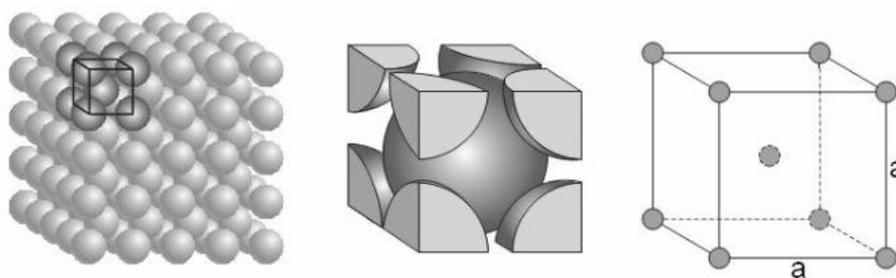


Figura 2.6: Representação esquemática da célula unitária cúbica de corpo centrado da fase  $\beta$  (LEYENS, C.; PETERS, 2003).

A anisotropia existente na fase  $\alpha$ , característica da sua estrutura hexagonal, faz com que o módulo de elasticidade  $E$  decaia de 145 GPa para cerca de 100 GPa ao medir sua propriedade em um ângulo de  $90^\circ$  de um monocristal à temperatura ambiente. A Figura 2.7 apresenta a variação encontrada de acordo com a variação do ângulo.

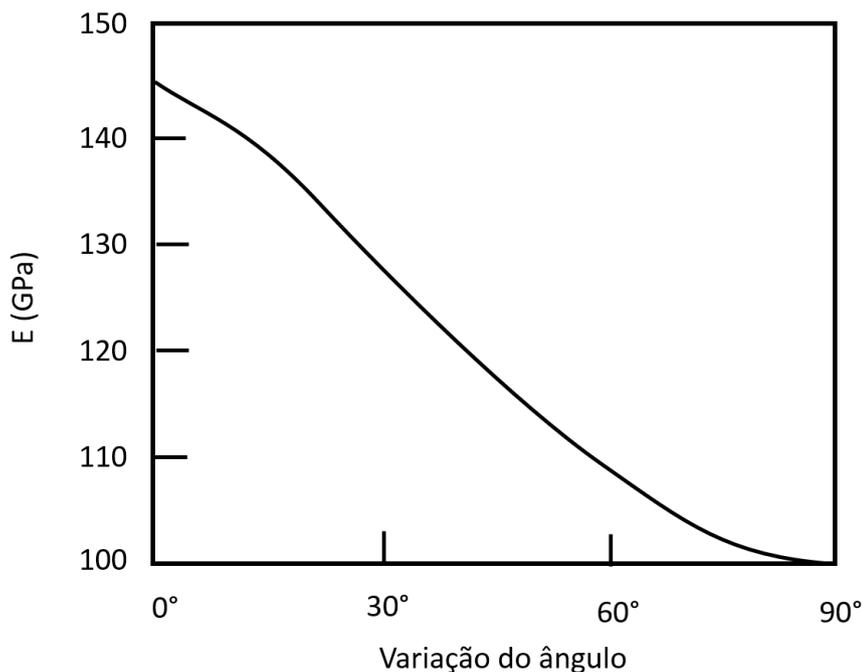


Figura 2.7: Módulo de elasticidade do monocristal de titânio de acordo com o ângulo ensaiado ((LÜTJERING, G.; WILLIAMS, 2003).

Muitas das propriedades do titânio são influenciadas pela presença de fase  $\alpha$ , fase  $\beta$  e seus derivados. A adição de elementos de liga permite controlar a temperatura de transformação alotrópica e, conseqüentemente, trabalhar a liga para permitir a presença da fase mais adequada com as propriedades desejadas.

As ligas de titânio são divididas em três categorias principais ( $\alpha$ ,  $\alpha+\beta$  e  $\beta$ ) e subdivisões em *near  $\alpha$*  e  $\beta$  metaestáveis (LEYENS, C.; PETERS, 2003). Elementos como o Al, B, Ga, La, Ce, Ge, C, O e N aumentam a temperatura  $\beta$  *transus* e são conhecidos como elementos  $\alpha$  estabilizadores e outros elementos, como o V, Mo, Nb, Hf, Ta, Mn, Cr, Cu, Ni, Fe, Co, Au, Ag, W, Pt e Pd têm efeito oposto, diminuindo a temperatura  $\beta$  *transus* e dessa forma, são denominados como elementos  $\beta$  estabilizadores. A Figura 2.8 mostra alguns diagramas de fases esquemáticos mostrando o efeito de elementos de liga na estabilidade de fases em ligas de titânio.

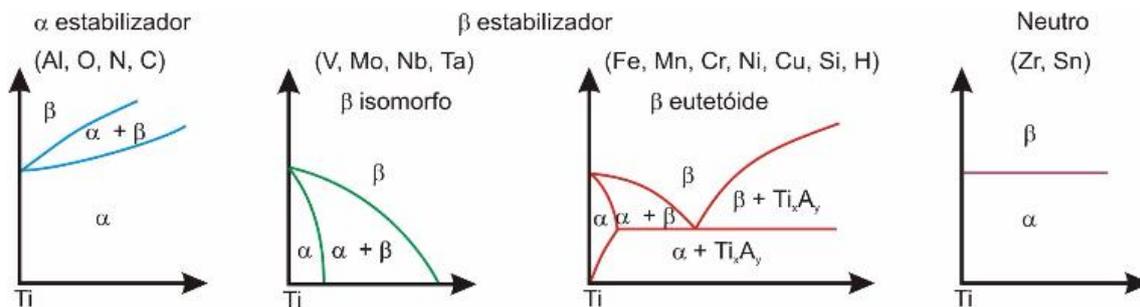


Figura 2.8: Categorias de diagramas de fase de titânio formado com a adição de diferentes elementos (LEYENS, C.; PETERS, 2003).

A influência da adição de elementos de liga nas propriedades do titânio pode ser melhor representada na Tabela 2.7, que apresenta um comparativo das principais propriedades do titânio metálico puro e suas ligas.

Observando a Tabela 2.7, é possível diferenciar as aplicações de cada tipo de liga de titânio. As do tipo  $\alpha$  são geralmente utilizadas quando a demanda por resistência à corrosão é maior do que resistência mecânica. Já as ligas do tipo  $\alpha+\beta$  são utilizadas no setor aeroespacial, pois possuem uma excelente combinação de resistência mecânica, tenacidade e desempenho em temperaturas próximas à 600 °C. Já as ligas do tipo  $\beta$  possuem excelentes resistência mecânica, ótima tenacidade e excelente resistência à fadiga, sendo muito utilizada em aeronaves e componentes ortopédicos (VEIGA; DAVIM, 2012).

Tabela 2.7: Características e aplicações típicas das principais ligas de titânio (CALLISTER, 2012).

<b>Tipo de Liga</b>	<b>Liga</b>	<b>Condição</b>	<b>Limite de resistência à tração (MPa)</b>	<b>Limite de escoamento (MPa)</b>	<b>Ductilidade (%AL em 50 mm)</b>	<b>Aplicações típicas</b>
Comercialmente puro	Não ligada	Recozida	240	170	24	Protetores de motores a jato, carcaças e fuselagem de aviões, equipamentos resistentes à corrosão
$\alpha$	Ti-5Al-2,5Sn	Recozida	826	784	16	Carcaça e anéis de motores de turbinas a gás; equipamentos para processamento químico que exigem resistência até temperaturas de 480°C
Quase $\alpha$	Ti-8Al-1Mo-1V	Recozida (duplex)	950	890	15	Peças forjadas para componentes de motores a jato
$\alpha$ - $\beta$	Ti-6Al-4V	Recozida	947	877	14	Implantes e próteses de alta resistência, equipamentos para processamento químico, componentes estruturais e fuselagem de aviões
$\alpha$ - $\beta$	Ti-6Al-6V-2Sn	Recozida	1050	985	14	Aplicações nas fuselagens de motores de foguetes e nas estruturas de fuselagens de alta resistência para aviões
$\beta$	Ti-10V-2Fe-3Al	Solubilização + envelhecimento	1223	1150	10	Melhor combinação de alta resistência e tenacidade dentre todas as ligas de titânio comerciais; usada para aplicações que exigem uniformidade das propriedades de tração na superfície e no centro do material; componentes de fuselagem de alta resistência

### 2.2.1. Tratamento térmicos

Os tratamentos térmicos nas ligas de titânio podem ser utilizados para diversos propósitos, como reduzir tensão residual para utilização do material em aplicações suscetíveis à corrosão, produzir combinações de ductilidade, usinabilidade e estabilidade estrutural e dimensional, aumentar a resistência mecânica e otimizar propriedades como tenacidade, fadiga e fluência em alta temperatura.

A resposta ao tratamento térmico depende diretamente da composição da liga. As ligas tipo  $\alpha$  e do tipo *near*  $\alpha$  não podem ser drasticamente alteradas por tratamento térmico, sendo os tratamentos mais utilizados o recozimento e alívio de tensões. As ligas  $\beta$  possuem comportamento distinto as ligas  $\alpha$ , são passíveis de tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento. No caso das ligas  $\alpha$ - $\beta$ , a composição das fases, tamanho de grão e distribuição das fases, podem ser parcialmente manipuladas com tratamentos térmicos.

Um exemplo de tratamento termomecânico, é o aplicado na liga Ti6Al4V, que consiste em forjar o material com a fase  $\beta$  presente, vinda de um aquecimento anterior com rápido resfriamento. Esse tratamento é feito para formação de fase  $\alpha$  primária com envelhecimento (DONACHIE, 2000).

### 2.2.2. Liga de titânio Ti6Al4V

A liga de titânio Ti6Al4V, também conhecida como Ti-64, UNS R56400 e ASTM grau 5 é classificada como uma liga  $\alpha$ + $\beta$  e corresponde a quase 50% de todo titânio utilizado no mundo. Cerca de 80% dessa liga é aplicada na indústria aeronáutica e o restante é utilizado na produção de próteses médicas e em aplicações para redução de peso e alta performance como na indústria automotiva e equipamentos marítimos (DONACHIE, 2000).

Essa liga está disponível na forma de forjados, fundidos e pós metalúrgicos. De acordo com a norma AMS 4911, a faixa composicional da liga Ti6Al4V deve se manter dentro dos limites descritos na Tabela 2.8 (DONACHIE, 2000).

Tabela 2.8: Limites de composição química da liga Ti6Al4V.

Al	C	Fe	H	N	O	V	Ti
5,5-6,75	0,08	0,3 máx.	0,015	0,05	0,2 máx.	3,5-4,5	Bal.
	máx.		máx.	máx.			

Em relação às propriedades das chapas dessa liga, de acordo com a ficha técnica da Timet (uma das principais fabricantes de ligas de titânio do mundo), os valores típicos encontrados em chapas da liga Ti6Al4V são os apresentados na Tabela 2.9.

Tabela 2.9: Propriedades da liga Ti6Al4V (TIMET, 1997).

Limite de escoamento (0,2%) (MPa)	Resistência à tração (MPa)	Alongamento (%)	Módulo de elasticidade (GPa)	Densidade (g/cm <sup>3</sup> )	Beta Transus (± 10° C)
980	1035	12	105-120	4,42	995

As propriedades físicas da liga Ti6Al4V são bem distintas em comparação com outros materiais metálicos e mesmo em relação ao titânio puro, esta liga sofre algumas alterações, conforme apresentado na Tabela 2.10 .

Tabela 2.10: Comparativo das propriedades físicas da liga Ti6Al4V com outras ligas de titânio e outros metais (LÜTJERING, G.; WILLIAMS, 2003).

	Coefficiente de expansão térmico linear (10 <sup>-6</sup> K <sup>-1</sup> )	Condutividade térmica (Wm <sup>-1</sup> K <sup>-1</sup> )	Calor específico (Jkg <sup>-1</sup> K <sup>-1</sup> )	Resistividade elétrica (μΩm)
Titânio α	8,4	20	523	0,42
Ti-6Al-4V	9,0	7	530	1,67
Ti-15-3	8,5	8	500	1,4
Fe	11,8	80	450	0,09
Ni	13,4	90	440	0,07
Al	23,1	237	900	0,03

Uma característica deste material é a facilidade de obtenção de microestruturas lamelares utilizando tratamentos térmicos de recozimento próximos à temperatura de transição do campo  $\beta$ . A taxa de resfriamento durante o tratamento térmico é o parâmetro mais importante para determinação das características da estrutura laminar do material. A Figura 2.9 apresenta a microestrutura obtida após diversos tratamentos térmicos. O resfriamento feito a partir do campo  $\beta$  ( $1010^\circ\text{C}$ ) produziu 100% de transformação da estrutura, já a presença da fase  $\alpha$  aumenta com a redução da temperatura de aquecimento (TIMET, 1998).

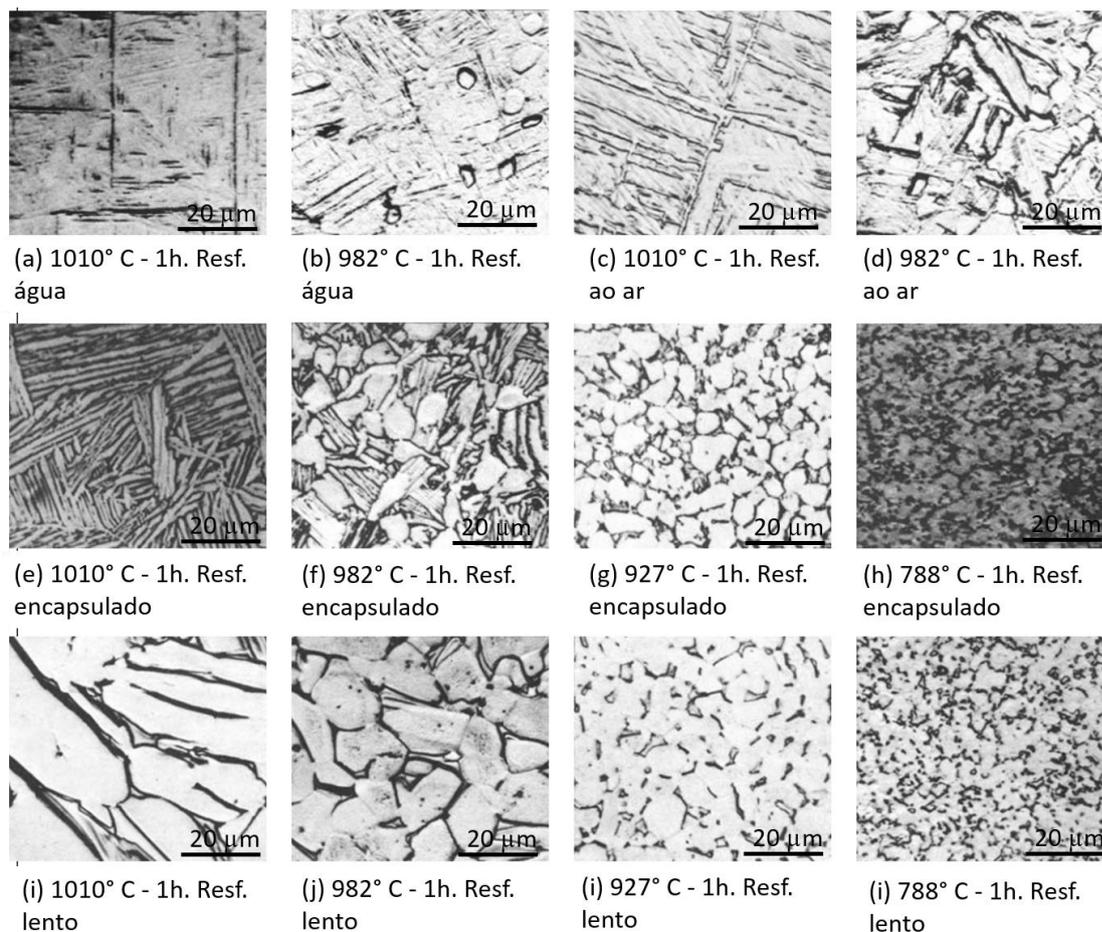


Figura 2.9: Microestrutura da liga Ti6Al4V obtida em diversas condições de tratamento térmico (adaptado de TIMET, 1998).

### 2.3. Friction stir welding

O processo de *friction stir welding* (FSW) surgiu em 1991 e foi patenteado pelo The Welding Institute, de Cambridge, Reino Unido, por Wayne M. Thomas, Edward D. Nicholas,

James C. Needham, Michael G. Murch, Peter Temple-Smith e Christopher J. Dewes (THOMAS et al., 1991). Esse processo de soldagem por atrito utiliza uma ferramenta não consumível com desenho apropriado para o processo, que é inserida na borda das chapas a serem unidas e na sequência avança ao longo junta.

A atuação da ferramenta com o material provoca o aquecimento por atrito. O amaciamento do material ao redor da ferramenta permite um fluxo que desloca o material da parte da frente para parte de trás da ferramenta, formando a junta entre as duas chapas.

A ferramenta, mostrada na Figura 2.10, é composta por um pino e um ombro e possui três funções primárias que são: aquecimento das chapas, movimentação do material para consolidação da junta e retenção do material aquecido abaixo do ombro da ferramenta (MISHRA; MAHONEY, 2007). O material no qual a ferramenta é fabricada depende da sua aplicação, para isso é necessário considerar a dureza do material que será soldado, o ponto de fusão, os coeficientes de atrito e a reatividade dos materiais.

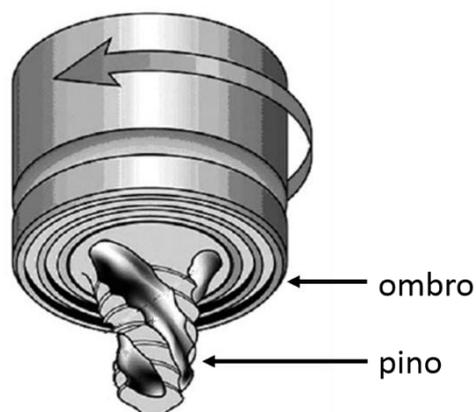


Figura 2.10: Representação da ferramenta utilizada no processo de FSW. Adaptado de (THOMAS et al., 2003)

O sentido de rotação da ferramenta e a direção da soldagem são os parâmetros que determinam o lado de avanço (LA) e o lado de retrocesso (LR) da soldagem. Devido à diferença de velocidade entre os dois lados, a temperatura atingida no processo é ligeiramente diferente, provocando uma assimetria na microestrutura. A Figura 2.11 mostra um esquema dos principais componentes do processo de *friction stir welding* (RODRIGUEZ; RAMIREZ, 2014).

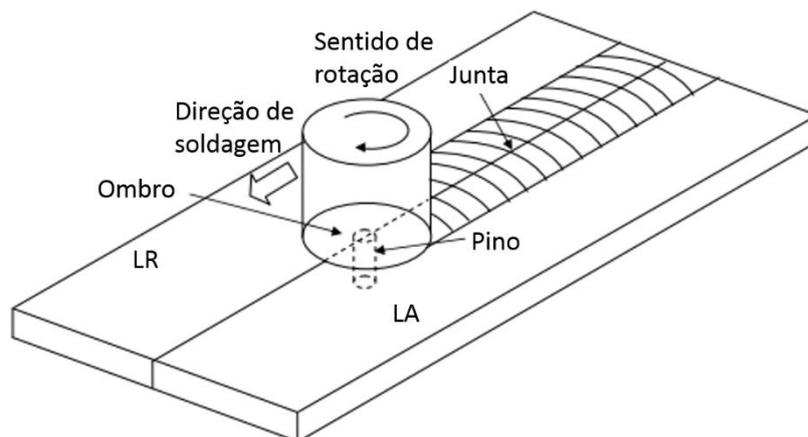


Figura 2.11: Esquema dos componentes do processo de *friction stir welding*. LR = Lado de retrocesso, LA= Lado de avanço. Adaptado de (NANDAN; DEBROY; BHADESHIA, 2008).

O aporte energético (AE), ou aporte térmico, é a quantidade de energia inserida no sistema por unidade de comprimento da junta, similar ao reportado nos processos de soldagem convencionais. Este parâmetro é obtido através de uma relação entre as velocidades de avanço da soldagem e da rotação da ferramenta com o torque gerado. A (Equação 2.1 apresenta o cálculo deste parâmetro (HERMENEGILDO, 2009; WEI; NELSON, 2011).

$$AE = \frac{2\pi\omega T}{1000v} \quad (\text{Equação 2.1})$$

AE = Aporte Energético [kJ/mm]

$\omega$  = Velocidade de rotação [RPM]

T = Torque [N.m]

v = Velocidade de avanço [mm/min.]

A junta produzida pelo processo de FSW podem apresentar quatro regiões distintas, como mostrado na Figura 2.12 (RODRIGUEZ, 2013a). A zona misturada (ZM) é a região onde ocorre a interação direta da ferramenta com o material, produzindo uma microestrutura refinada devido a deformação severa sofrida pelos grãos sob o efeito da ferramenta e aquecimento resultante do atrito e deformação do material. A zona termomecanicamente afetada (ZTMA) é uma região que ainda sofre deformação e aquecimento resultante da ação da ferramenta de soldagem, porém não há mistura do material. A zona termicamente afetada (ZTA) do processo de FSW é similar à da soldagem por fusão, sendo a microestrutura afetada apenas pela elevação

da temperatura durante o processo e o intervalo de tempo. Metal base (MB) é a região onde não há influência do processo de soldagem, mantendo assim as propriedades originais do material (FONSECA, 2013; MISHRA; MAHONEY, 2007; NANDAN; DEBROY; BHADSHIA, 2008; RODRIGUEZ, 2013b).

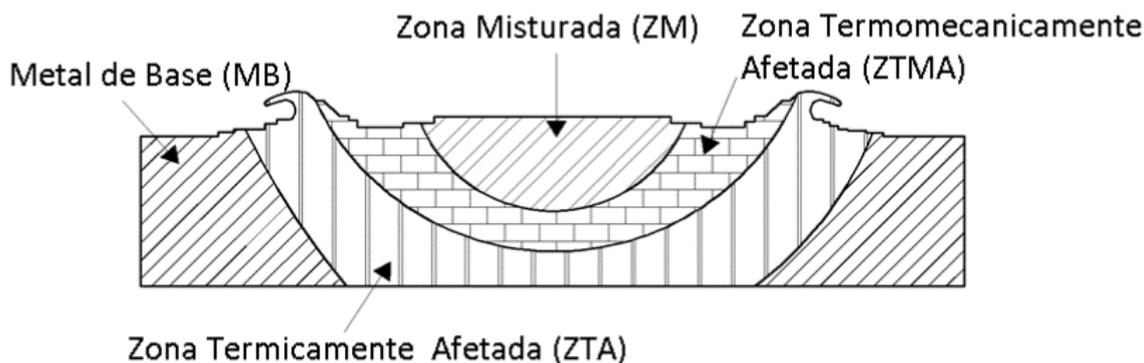


Figura 2.12: Regiões com diferentes microestruturas produzidas pelo processo de FSW (RODRIGUEZ, 2013b).

## 2.4. Controles do processo de soldagem por FSW

Diversos métodos de controle para o processo de FSW foram desenvolvidos para obtenção de juntas homogêneas ao longo de toda extensão com maior reprodutibilidade, mesmo com as variações dimensionais e do comportamento térmico do material. Duas abordagens que permitem uma melhora nesses quesitos são apresentadas pelo controle de penetração e da velocidade de rotação da ferramenta.

### 2.4.1. Controle de penetração da ferramenta

Os métodos de controle de penetração da ferramenta mais encontrados nos equipamentos de FSW são o controle por posição, por força ou o controle híbrido, utilizado força e posição simultaneamente (SMITH, 2007). Além dos controles citados, também existem estudos para utilização do torque aplicado pela ferramenta como parâmetro de controle de penetração (LONGHURST et al., 2010a).

O controle por posição é utilizado quando o equipamento utilizado possui rigidez suficiente para não sofrer deformações durante o processo de soldagem, ou então possui um controle para compensar essa deformação. A utilização do controle por posição é vantajosa quando o material a ser soldado possui pouca variação na espessura, para soldagens ou processamentos na qual é necessária penetração parcial e quando a ferramenta utilizada apresenta resultados aceitáveis em uma ampla faixa de aplicações de força (GIBSON et al., 2014; MISHRA; MAHONEY, 2007).

O controle por força utiliza uma arquitetura baseada em PID (proporcional – integral – derivativa) para corrigir erros de posicionamento e permitir a obtenção de soldagens sem defeitos. Quando não se está aplicando a força necessária para deformar o material abaixo da ferramenta, ocorre a redução da profundidade de penetração da ferramenta no material (GIBSON et al., 2014; LONGHURST et al., 2010). Este tipo de controle é recomendado em situações em que o material não possui homogeneidade dimensional, caso haja variação na posição das peças ou se o equipamento não possui rigidez suficiente para manter a penetração da ferramenta constante (GIBSON et al., 2014).

#### **2.4.2. Controle de velocidade de rotação da ferramenta**

A velocidade de rotação da ferramenta no processo de FSW pode ser controlada através de controles passivos, no qual a velocidade de rotação é constante, ou por controles retroalimentados, em que a velocidade de rotação da ferramenta se altera em função de algum parâmetro de saída do processo.

Devido à diversas variáveis que acarretam mudanças nas condições de temperatura do processo, como ineficiência no resfriamento da ferramenta e do *backing* (placa localizada abaixo das chapas a serem soldadas utilizadas para manter a rigidez do sistema), mudanças na condição de troca de calor do material e tempo insuficiente para se atingir o equilíbrio térmico, os controles passivos não são versáteis para se adaptarem as mudanças de temperatura que ocorrem ao longo do processo (ROSS; SORENSEN, 2013).

As principais maneiras de controlar o processo com a adaptação da velocidade de rotação da ferramenta às condições do processo de soldagem, são através da temperatura da ferramenta, potência do motor do *spindle* da máquina ou pelo torque (CEDERQVIST;

HÄGGLUND; ROBERTSSON, 2012; DAVIS; NGO; SHIN, 2012; FEHRENBACHER et al., 2010; ROSS, 2012).

O controle por potência, baseado no balanço térmico ocorrido na zona mistura conforme a Figura 2.13, é estruturado a partir das observações feitas pelo Mayfield e Sorensen, (2010) em relação à mudança no torque com a variação da temperatura da ferramenta, quando utilizadas velocidades de rotação constantes. Como a potência é dada pela multiplicação do torque pela velocidade de rotação da ferramenta, a utilização da potência constante permite a correção da velocidade da rotação da ferramenta em função de mudanças no torque. No caso das condições de troca térmica do material não se alterar, a temperatura permanece constante (ROSS; SORENSEN, 2013).

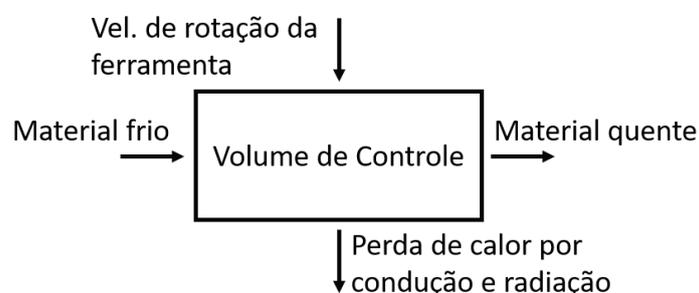


Figura 2.13: Balanço térmico em um controle isotérmico de um volume representativo da zona misturada. Adaptado de (MAYFIELD; SORENSEN, 2010).

### 2.4.3. Utilização de múltiplos controles

A combinação do controle de força para determinação da penetração da ferramenta no material e o controle de velocidade de rotação variável permite a obtenção de condições de processos mais estáveis (ROSS et al., 2017a). Em um trabalho realizado por Ross, foram utilizados o controle de força simultaneamente com o controle de temperatura para soldagem do rotor e o estator de um motor elétrico em cobre com sucesso (GRANT; CATALINI; ROSS, 2016). Além dessa aplicação, a combinação dos controles também foi utilizada para o reparo de trincas causadas por corrosão em um componente de aço inoxidável austenítico, através do processamento com uma ferramenta de PCBN/WRe (ROSS et al., 2017b) e para soldagem de chapas finas de alumínio, permitindo atingir velocidades de soldagem de até 6000 mm/min. (ROSS et al., 2017a).

## 2.5. Friction stir welding de materiais dissimilares

### 2.5.1. Soldagens diversas

O processo de soldagem no estado sólido FSW permite mitigar alguns defeitos geralmente encontrados nos processos tradicionais de soldagem de materiais dissimilares, como porosidade e distorção do material e a formação de compostos intermetálicos que podem fragilizar a interface da junta. Também, por não utilizar material de adição, o processo de FSW não altera as características metalúrgicas dos metais de base. A Figura 2.14 apresenta alguns dos principais problemas encontrados nos processos de soldagem por fusão e por processos convencionais de união em estado sólido, que incluem processos por explosão, difusão, ultrassônica, etc (KUMAR; YUAN; MISHRA, 2015a).

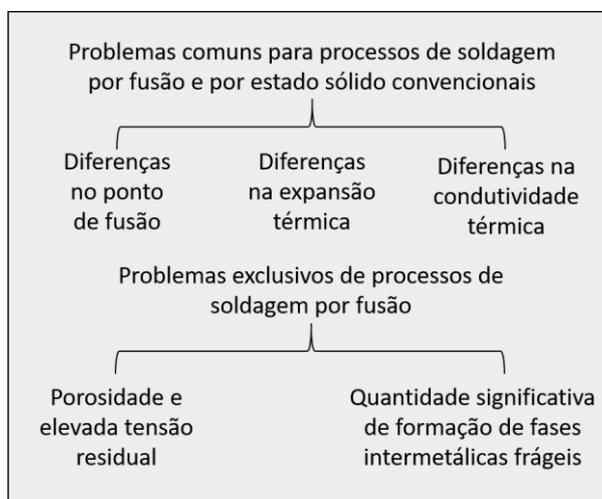


Figura 2.14: Problemas comumente encontrado nos processos de soldagem por fusão e em estado sólido de materiais dissimilares. Adaptado de (KUMAR; YUAN; MISHRA, 2015b).

Dentre as possibilidades de união dissimilar pelo processo de FSW, a combinação de ligas de alumínio de diferentes séries, como a união da série 2000 com ligas de alumínio da série 7000 apresentam boa consolidação e apresentam propriedades mecânicas superiores às uniões por processos com o TIG e soldagem por laser (CAVALIERE et al., 2006). Outros

autores também obtiveram sucesso na união dissimilar de outras ligas de alumínio, como 5083 e 6061 (SHIGEMATSU et al., 2003), ligas fundidas com forjadas (UEMATSU et al., 2018), entre outras combinações.

Ainda relacionado aos materiais de baixo ponto de fusão, porém combinando ligas de famílias diferentes, o sistema alumínio-cobre é muito estudado na soldagem por FSW, principalmente por ser de interesse da indústria de energia elétrica, automotiva e aeronáutica (ABDOLLAH-ZADEH; SAEID; SAZGARI, 2008; FEI et al., 2018). Esta combinação de materiais, quando unidas por processos de soldagem à arco ou brasagem, induz a formação de compostos intermetálicos que fragilizam a interface. Outro sistema que desperta grande interesse, principalmente das indústrias aeronáutica e automotiva, é o alumínio-magnésio. Essa combinação foi feita por Sato (2004) entre as ligas de alumínio 1050 e magnésio AZ31, alumínio 5052 e magnésio AZ31 por Yan (2010) e AA7075 e magnésio ZE42 por Darwins (2018).

A união de materiais dissimilares também é possível nas ligas de alto ponto de fusão. Diversos trabalhos nessa linha foram realizados, como a união de aço inoxidável 316 com duplex 2507 (THEODORO, 2013), aço A516 e Inconel 625 (RODRIGUEZ; RAMIREZ, 2014). No entanto, a união entre materiais de baixo ponto de fusão com materiais de alto ponto de fusão é uma atividade desafiadora e envolve a definição de um novo parâmetro de processo, o *offset* da ferramenta em relação à interface entre os materiais.

Apesar do *offset* ser utilizado também nas soldagens dissimilares de ligas de pontos de fusão próximos, é na condição de soldagem de ligas com maiores diferenças de características que esse parâmetro se torna essencial. O desenho esquemático da Figura 2.15 exemplifica como se aplica o *offset*.

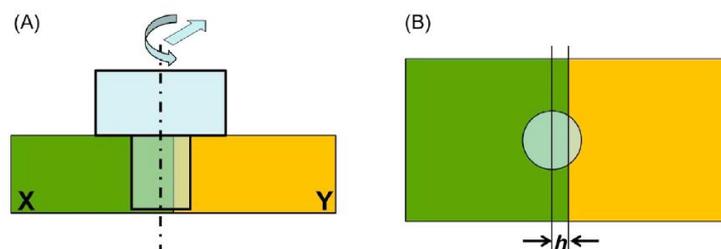


Figura 2.15: (A) Desenho esquemático da seção transversal de uma junta dissimilar com a utilização de *offset* da ferramenta. (B) Vista superior da ferramenta deslocada em relação à linha de centro da soldagem (KUMAR; YUAN; MISHRA, 2015c).

A utilização do *offset* permite controlar o processo através da inserção do pino da ferramenta no material mais macio, evitando que ocorra fusão e conseqüentemente a formação de defeitos. Além do problema da diferença de temperatura de fusão dos materiais, a redução do contato da ferramenta com o material mais duro, prolonga a vida do pino devido ao menor desgaste sofrido durante o processo (WATANABE; TAKAYAMA; YANAGISAWA, 2006).

A combinação de aço com alumínio é um exemplo de soldagem dissimilar entre materiais com características muito diferentes entre si que é unida com sucesso através do processo de FSW, principalmente pela redução na formação de intermetálicos frágeis comuns das soldagens por fusão, que impossibilitam esse tipo de configuração (TORRES, 2012). Diversos autores, como Torres (2012), Chen (2004) e Dehghani (2013) realizaram trabalhos em juntas topo, somente com o deslocamento da ferramenta (*offset*) em relação ao centro da chapa ou então controlando geometria de pino e penetração em junta sobrepostas, como nos trabalhos de Elrefaey (2005), Kimapong (2005) e Liyanage (2009). Porém, mais recentemente, foi realizada uma junta sobreposta entre alumínio e aço, no qual as chapas foram previamente encaixadas em um sulco no formato de rabo de andorinha (*dovetail*) e foi utilizada uma ferramenta com um inserto de carbetto de tungstênio na ponta do pino, conforme o esquema mostrado na Figura 2.16, e foram observados dois mecanismos de união: união mecânica e união metalúrgica entre os materiais (REZA-E-RABBY et al., 2018).

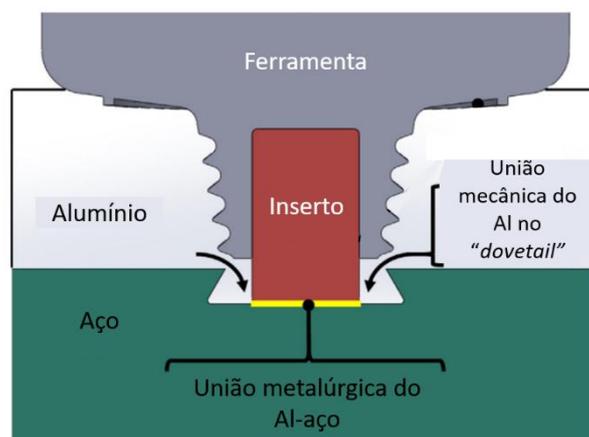


Figura 2.16: Ilustração do processo de união dissimilar Al-aço que envolve união mecânica e união metalúrgica. Adaptado de (REZA-E-RABBY et al., 2018).

### 2.5.2. *Friction stir welding* dissimilar de alumínio-titânio

A união dissimilar de materiais como alumínio-titânio é desafiadora em virtude das diferenças entre as propriedades físicas, ponto de fusão e afinidade química entre os materiais. Assim como na união de alumínio e aço, a utilização do *offset* é essencial para otimização da mistura, redução no desgaste da ferramenta e controle da formação de intermetálicos (KUMAR; YUAN; MISHRA, 2015b). Os processos de soldagem por arco ou laser formam camadas de compostos intermetálicos frágeis deletérios na interface (SHOUZHENG et al., 2014; ZHANG et al., 2018). Esses compostos intermetálicos, quando atingem camadas superiores a 5  $\mu\text{m}$  prejudicam severamente à resistência mecânica da junta (KIM; FUJI, 2002).

A utilização de técnicas de soldagem em estado sólido como soldagem por pressão, difusão e por fricção são alternativas viáveis para produção destas juntas (CHEN; NAKATA, 2009).

A utilização do processo de FSW para união alumínio-titânio é pesquisada por diversos autores, que utilizam desde diferentes configurações de juntas, até processos híbridos com a utilização de laser ou TIG para auxiliar no aquecimento do material. A Tabela 2.11 apresenta um resumo dos principais trabalhos e qual a abordagem utilizada.

O principal mecanismo de união proposto para soldagem sobreposta por Chen (2009) é a formação da fase intermetálica  $\text{TiAl}_3$  na interface, único alumineto de titânio formado com energia abaixo do ponto de fusão do alumínio. A reação ocorre devido ao aquecimento pelo atrito, deformação e extrusão do material causado pela ferramenta de soldagem que geram altas temperatura e pressão na interface. Esse efeito causa o rompimento do filme de óxido da superfície das chapas e permite uma interação maior do titânio com o alumínio. A temperatura elevada do sistema inicia uma reação exotérmica  $\text{Al} + \text{Ti} \rightarrow \text{TiAl}_3 + \text{Q}$ .

No entanto, estudos feitos por Bang (2011), no qual foi realizado um estudo de amostras da interface da junta topo 6061-Ti6Al4V fabricadas por FIB (*focus ion beam*), não revelam a presença de fases intermetálicas. O mecanismo de união foi atribuído à um complexo sistema de lamelas, com morfologia de ondas, de alumínio e Ti-V. Também foi mostrado neste mesmo trabalho que, devido ao formato cônico do pino, ocorre a união das chapas na região superior do pino, com deslocamento de fragmentos de titânio para zona mistura, e na região próxima à ponta do pino não há consolidação da junta. A Figura 2.17 mostra as duas regiões citadas.

Tabela 2.11: Publicações relacionadas à união dissimilar alumínio-titânio pelo processo de FSW ou similares.

<b>Tipo de junta</b>	<b>Processo</b>	<b>Observação</b>	<b>Referência</b>
ADC12 – Ti puro	SP	FSW	(CHEN; NAKATA, 2009)
6061-Ti6Al4V	Topo	FSW+TIG	(BANG et al., 2013)
Al6Mg- Ti6Al4V	Topo	FSW	Modificação na configuração do chanfro do Al. (LI et al., 2014)
2024-Ti6Al4V e 7075-Ti6Al4V	Topo	FSW	(AONUMA; NAKATA, 2011)
6061-Ti6Al4V	Topo	FSW	(WU et al., 2015)
6061-Ti6Al4V	Topo	FSW	Influência do <i>offset</i> (SONG et al., 2014)
6061-Ti6Al4V	Topo	FSW	Estudo da interface (BANG et al., 2011)
6061-Ti6Al4V	SP	FSW	(CHEN; YAZDANIAN, 2015)
LF6-TC1	Topo e SP	FSW	(CHEN, 2011)
6181-Ti6Al4V	SP	FSpW	Solda ponto (VACCHI et al., 2017)
2024-7075- Ti6Al4V	Topo-SP	FSW	Topo entre os alumínios e SP com o Ti (DELJAIKOV et al., 2018)
2024-Ti6Al4V	Topo	FSW	Soldagem com dois passes (KAR; SUWAS; KAILAS, 2018)
Al-Ti comercialmente puros	Topo	FSW	Inserção de camada de Nb (KAR et al., 2018)
6061-Ti6Al4V	Topo	FSW- Ultrassom	Processo híbrido para evitar formação de TiAl <sub>3</sub> (MA et al., 2018)

5052-Ti6Al4V	Topo	FSW	Avaliação de parâmetros	(ROSTAMI; NOUROUZI; JAMSHIDI AVAL, 2018)
--------------	------	-----	-------------------------	--

SP = sobreposta

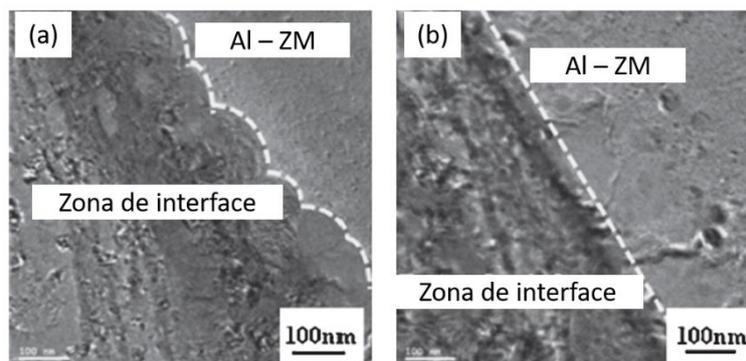


Figura 2.17: (a) Interface 6061-Ti6Al4V na região superior de atuação do pino. (b) Interface na região de atuação da ponta do pino. Adaptado de (BANG et al., 2011).

Mais recentemente, Kar realizou dois estudos com a soldagem do par alumínio e titânio. No primeiro deles (KAR; SUWAS; KAILAS, 2018) foi investigado o efeito da utilização de dois passes na soldagem do par das ligas AA2024-T3 e Ti6Al4V, que aumenta a resistência mecânica na zona misturada em virtude da redução do tamanho e uma distribuição mais homogênea dos fragmentos de titânio. Além disso, a aplicação de um maior aporte térmico na junta, provoca o aumento da formação da *intercamada* contínua entre o alumínio e o titânio formada por compostos intermetálicos provenientes do fenômeno de difusão atômica e da mistura mecânica promovida pela ferramenta.

No outro trabalho (KAR et al., 2018), utilizando ligas de titânio e alumínio comercialmente puras, foi acrescentada uma camada de nióbio entre as chapas para impedir a formação do intermetálico  $TiAl_3$ , que fragiliza a junta. Durante o processo de soldagem ocorre a formação de partículas de NbTi na zona misturada através da difusão dos elementos, impedindo que o titânio reagisse com o alumínio formando um filme contínuo de composto intermetálico.

Também com a intenção de evitar a formação do composto intermetálico na interface, Ma (2018) utilizou um processo híbrido, no qual é utilizado ultrassom para permitir a soldagem

das ligas AA6061-T6 e Ti6Al4V com menor aporte térmico. O resultado foi a obtenção de uma junta promovida por difusão e mistura mecânica.

### **3. MATERIAIS E MÉTODOS**

O trabalho foi desenvolvido de forma a explorar duas abordagens distintas. A primeira etapa explorou a utilização de controles de máquinas avançados para soldagem dissimilar que permitem um processo mais estável, com aporte energético controlado que conseqüentemente evita a formação de uma camada indesejada de compostos intermetálicos frágeis na interface da junta. A segunda etapa propiciou o desenvolvimento de uma geometria de ferramenta e a inserção de um chanfro nas bordas das chapas utilizadas para permitir a integridade da junta, mesmo na soldagem de chapas de maiores espessuras.

O desenvolvimento de parâmetros de soldagem foi realizado com três diferentes ligas de alumínio em combinação com a liga de titânio, conforme mostra a Figura 3.1, Ti6Al4V. A liga AA6063-T5, devido à maior facilidade para ser soldada e sua disponibilidade, foi utilizada para avaliação da viabilidade das técnicas empregadas tanto na primeira etapa, com a utilização da ferramenta de soldagem das chapas de 1,57 mm para o uso de controles avançados, quanto para a soldagem com a utilização de chanfro na interface e a ferramenta desenvolvida para chapas de 3,15 mm de espessura. A liga AA2024-T3, utilizada em fuselagens de aviões, foi utilizada para a utilização de controles avançados de soldagem e a liga AA7075-T6, de aplicação estrutural, foi utilizada para a avaliação das modificações do projeto de ferramenta e a introdução do chanfro na interface.

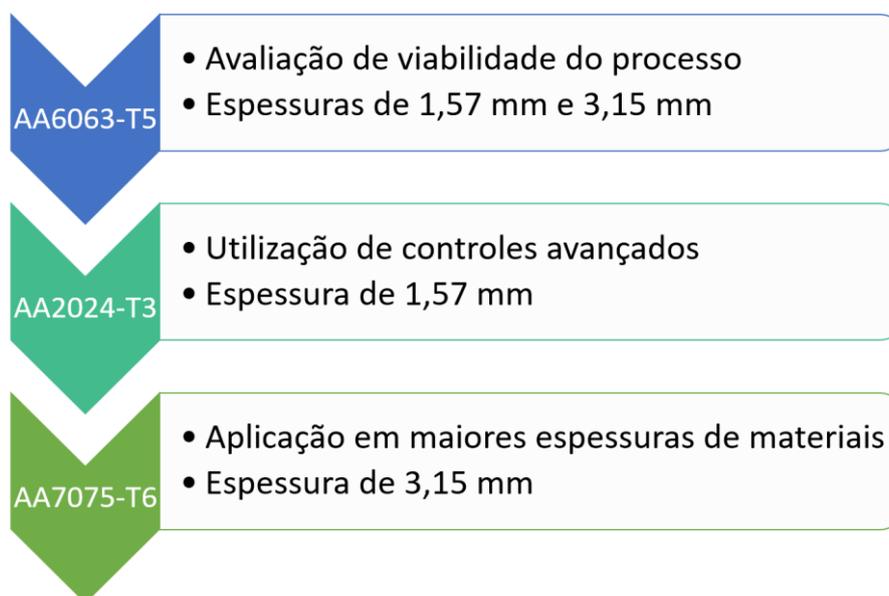


Figura 3.1: Ligas de alumínio soldadas com a liga de titânio Ti6Al4V.

As caracterizações das juntas envolveram técnicas de microscopia e ensaios mecânicos, conforme descrito na Figura 3.2. Já o estudo dos mecanismos de união do processo foi feito de forma mais aprofundada na condição de soldagem entre a liga de alumínio AA2024-T3 e a liga de titânio Ti6Al4V.

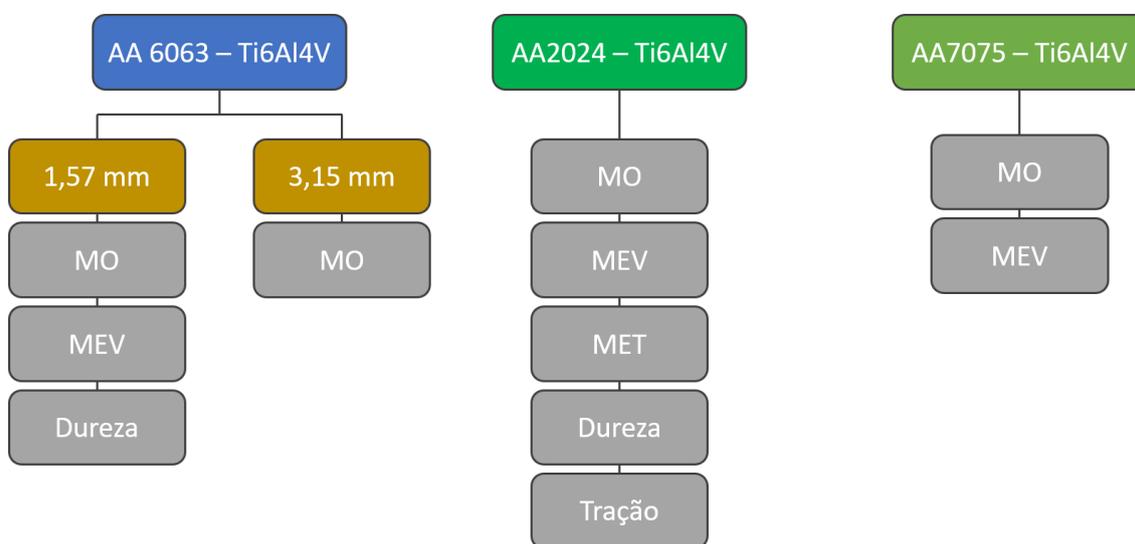


Figura 3.2: Técnicas de caracterização utilizadas em para cada par de soldagem dissimilar.

### 3.1. Materiais

As chapas da liga de titânio Ti6Al4V foi fornecida pela empresa TIMET, na espessura de 0,125” (3,15 mm), com recozimento à 760 °C por 30 minutos, foi reduzida através de usinagem para utilização na soldagem de chapas de 1,57 mm de espessura e tiveram sua espessura original mantida para soldagem em condição de 3,15 mm de espessura. A composição química da liga fornecida pelo fabricante é apresentada na Tabela 3.1.

Tabela 3.1: Composição química da chapa de liga de titânio Ti6Al4V (em % peso).

<b>Fe</b>	<b>V</b>	<b>Al</b>	<b>C</b>	<b>O</b>	<b>N</b>	<b>Ti</b>
0,17	4,01	6,24	0,013	0,18	0,010	Bal.

As chapas das ligas de alumínio AA6063-T5 foram recebidas com 6 mm de espessura e foram usinadas para 3,15 mm para se adequar à espessura da chapa da liga de titânio. A liga de alumínio AA2024-T3 foi fornecida na espessura de 1,57 mm e não teve sua espessura original alterada para os ensaios assim como ocorrido nas ligas de titânio e de alumínio AA6063-T5. A chapa da liga de alumínio AA7075-T6 foi fornecida na espessura de 5,65 mm e posteriormente usinada para 3,15 mm para ficar da mesma espessura da chapa da liga de titânio. A composição química das ligas de alumínio foi analisada através de espectrometria óptica, no equipamento marca SpectroMax. A Tabela 3.2 apresenta o resultado, em peso, dos elementos químicos presentes nas ligas.

Tabela 3.2: Composição química das chapas de ligas de alumínio AA6063-T5, AA2024-T3 e AA7075-T6 (em % peso).

<b>Liga</b>	<b>Si</b>	<b>Fe</b>	<b>Cu</b>	<b>Mn</b>	<b>Cr</b>	<b>Mg</b>	<b>Zn</b>	<b>Ti</b>	<b>Al</b>
6063	0,36	0,18	0,003	0,029	-	0,52	-	0,02	Bal.
2024	0,057	0,15	4,44	0,60	0,004	1,29	0,069	0,028	Bal.
7075	0,035	0,18	1,30	0,027	0,23	2,08	5,11	0,056	Bal.

### 3.2. Equipamento de soldagem por FSW

Todo o desenvolvimento dos parâmetros do processo de soldagem foi desenvolvido no equipamento dedicado à soldagem por *friction stir welding*, instado no CNPEM/LNNano, modelo RM1, fabricado pela empresa TTI. O equipamento, apresentado na Figura 3.3, é capaz de aplicar até 80 kN de força nas soldagens, possui velocidade máxima de rotação da ferramenta de 2.500 rpm, e torque máximo do *spindle* de 514 N.m.



Figura 3.3: Equipamento instalado no CNPEM/LNNano, dedicado à soldagem pelo processo de *Friction Stir Welding*.

Além da sua alta capacidade de força e torque, o equipamento possui células de carga no seu cabeçote que permitem a aquisição de dados das forças aplicada na soldagem. Também é possível fazer o controle de penetração da ferramenta através da determinação da força

aplicada e utilizar algoritmos para controlar a velocidade de rotação da ferramenta em função da potência do servomotor do *spindle* ou da temperatura da ferramenta, medida através do sistema de telemetria.

### 3.3. Ferramentas

As ferramentas utilizadas nos testes são fabricadas de carbeto de tungstênio com 13% de cobalto em sua composição (WC-Co13%). A ferramenta utilizada para soldagem de chapas finas é uma ferramenta adquirida da empresa Megastir, com a geometria de ombro convexo, de 25 mm de diâmetro e com sulcos em espiral de duas entradas no ombro para otimizar o aquecimento e fluxo de material durante o processo de soldagem. O pino liso e redondo, de 5,7 mm de diâmetro e comprimento de 1,1 mm foi desenhado originalmente para soldagem de chapas de 1,7 mm de espessura. No entanto, devido à convexidade do ombro, foi possível a aplicação desse modelo de ferramenta para as chapas mais finas utilizadas no trabalho. A Figura 3.4 apresenta uma foto da ferramenta e o desenho com detalhes e medidas da sua ponta.

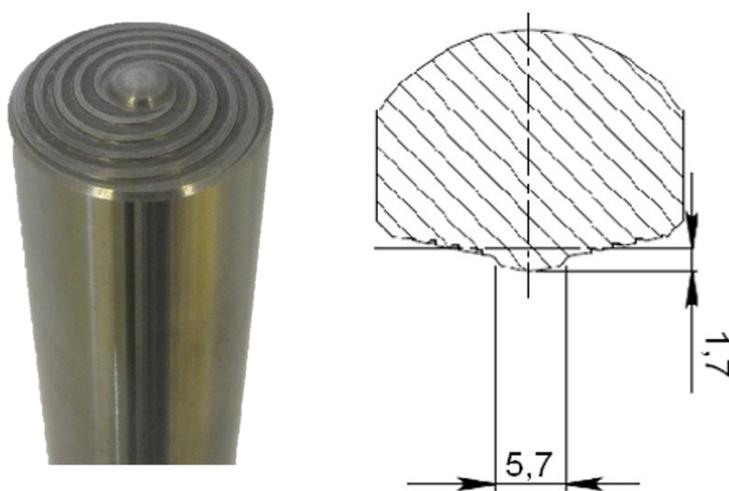


Figura 3.4: Ferramenta de WC-13%Co fabricada pela Megastir e utilizada para soldagem das chapas finas.

A ferramenta utilizada na etapa de soldagem em chapas com 3,15 mm de espessura também foi fabricada a partir de uma ferramenta de WC-13%Co da Megastir. No entanto o ombro e o pino foram remodelados e confeccionados pelo processo de eletroerosão. A primeira

versão da ferramenta, que foi utilizado nos ensaios iniciais, possuía ombro convexo de 25 mm de diâmetro, porém sem sulcos e um pino cônico, com o diâmetro da base de 8 mm e comprimento de 3,55 mm com a sua extremidade plana, conforme mostrado na Figura 3.5.

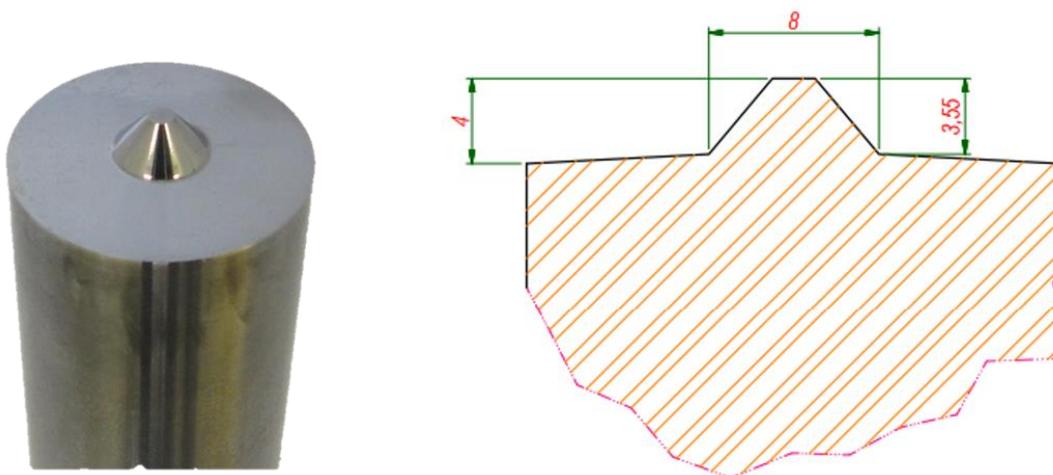


Figura 3.5: Primeira versão da ferramenta fabricada de WC-13%Co com o ombro e pino modificados para soldagem de chapas grossas.

Uma segunda versão da ferramenta foi produzida para otimizar o fluxo de material promovido pelo pino. A alteração, apresentada na Figura 3.6, foi somente na extremidade do pino, que na segunda versão possui um raio 2 mm.

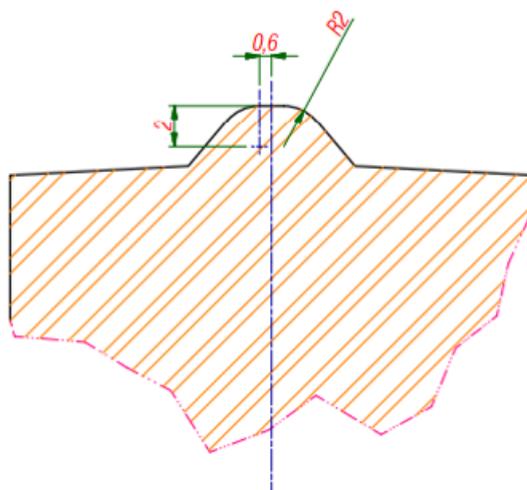


Figura 3.6: Segunda versão da ferramenta, com raio de 2 mm na ponta do pino, fabricada de WC-13%Co com o ombro e pino modificados para soldagem de chapas grossas.

### 3.4. Offset da ferramenta

Antes do início da descrição do desenvolvimento de parâmetros, é importante destacar um importante parâmetro utilizado no desenvolvimento deste trabalho e que também é muito utilizado em outras condições de soldagem dissimilar pelo processo de *friction stir welding*. O *offset* representa o deslocamento da ferramenta em relação à interface para o lado de um determinado material, como representado na Figura 3.7. Nesse estudo, a ferramenta atua com um maior contato na chapa de alumínio, sendo que o pino apenas toca na chapa da liga de titânio, evitando um superaquecimento do alumínio. Além de ser fundamental para evitar o superaquecimento do alumínio durante o processo, a utilização do *offset* correto pode reduzir o desgaste da ferramenta devido ao menor contato com o material de maior dureza.

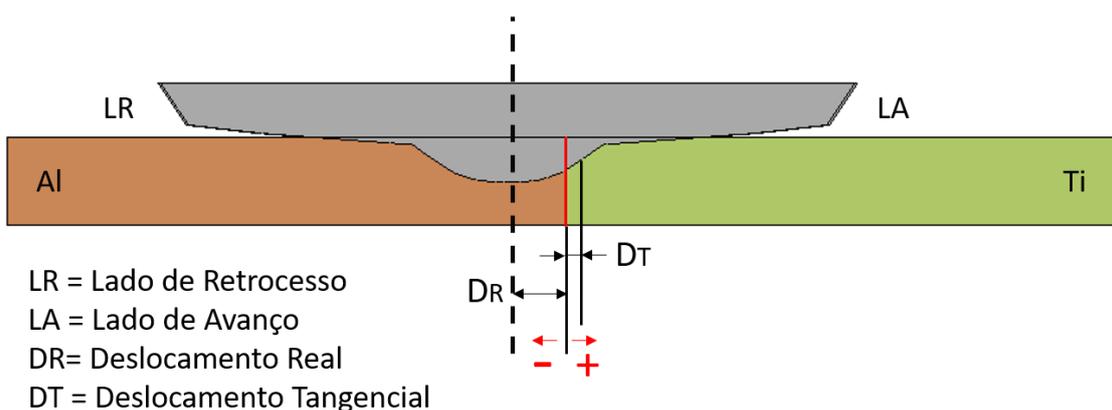


Figura 3.7: Desenho esquemático do conceito de *offset*.

O deslocamento real (DR) é a medida entre o eixo central da ferramenta e a interface do material, no entanto, o valor mais utilizado neste estudo é o deslocamento tangencial (DT), que é a referência obtida no ponto tangente ao pino localizado na metade da sua altura, em relação à interface.

Em razão da diferença geométrica das ferramentas empregadas para soldagem de chapas finas e chapas grossas, os valores de *offset* ideais são diferentes. Para chapas finas, os valores de *offset* utilizados nos ensaios variaram entre  $DT = 0,5 \text{ mm}$  e  $DT = 2,0 \text{ mm}$ . Já para as chapas grossas, foram utilizados valores entre  $DT = 1,3 \text{ mm}$  e  $DT = 1,8 \text{ mm}$ .

Outro ponto importante a se destacar é o posicionamento da chapa da liga de titânio sempre no lado de avanço do processo. Essa configuração permite que a chapa com maior ponto de fusão fique posicionada no lado qual a ferramenta gera um maior aquecimento.

### 3.5. Controle de velocidade por potência

Os trabalhos em *friction stir welding* geralmente são desenvolvidos com velocidade de rotação constante ao longo de toda a junta. No entanto, as condições de temperatura do material podem variar de acordo com a de dissipação do calor no material e, o processo com um bom acabamento superficial no início, pode apresentar descontinuidades ou rebarbas próximas ao final.

Neste estudo foram utilizadas duas formas de controle do *spindle*. O controle tradicional, no qual a velocidade de rotação da ferramenta permanece constante ao longo de todo o processo e o controle por potência, onde a potência do motor do *spindle* da máquina é constante, gerando variações na velocidade de rotação da ferramenta conforme a variação da condição do material durante o processo.

O gráfico da Figura 3.8 mostra o comportamento do aporte energético ao longo do processo com os dois tipos de controle. O controle por velocidade de rotação ( $\omega$ ) apresenta variação do aporte energético (AE), enquanto no controle por potência, o aporte energético permanece constante.

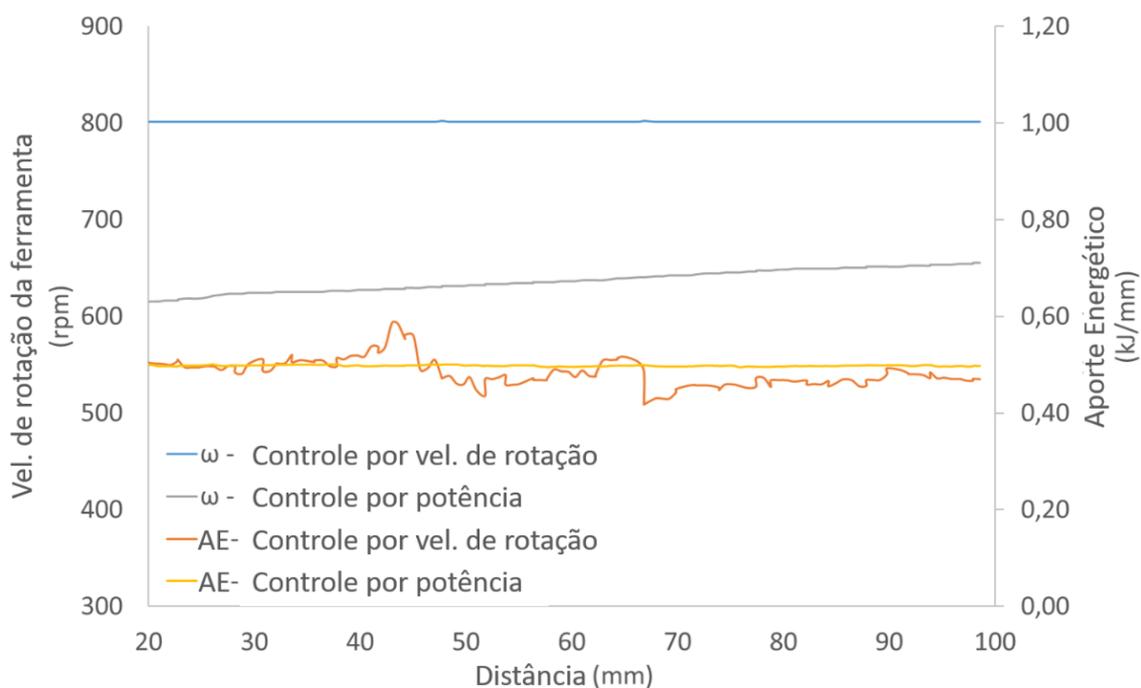


Figura 3.8: Comparativo do aporte energético do processo utilizando controle por velocidade de rotação e controle por potência do motor do *spindle*.

### 3.6. FSW com controles avançados

O desenvolvimento de parâmetros de soldagem se iniciou com a avaliação do processo no par Ti6Al4V e a liga de alumínio AA6063-T5 de 3,15 mm de espessura. Essa é a espessura na qual a chapa da liga de titânio foi fornecida, logo as chapas de alumínio tiveram sua espessura reduzida para ficarem similar. A ferramenta utilizada nesta etapa é fabricada em WC-Co, com pino de 1,1 mm de comprimento, conforme apresentado anteriormente na Figura 3.4. O objetivo nesta etapa não foi a obtenção de penetração total e as melhores condições de soldagem, mas sim testar parâmetros iniciais sem a necessidade de utilizar a liga de alumínio AA2024-T3.

A chapa da liga de titânio foi posicionada no lado de avanço e a de alumínio no lado de retrocesso. A fixação das chapas na mesa da máquina foi feita com grampos devidamente parafusados, evitando o deslocamento das chapas durante a soldagem devido às forças desenvolvidas pelos movimentos da ferramenta.

Os parâmetros iniciais para a confecção da junta dissimilar de Ti6Al4V e Al 6063-T5 foram baseados nos estudos de Torres (2012), realizados com configurações similares, porém utilizando o aço 1020 ao invés de titânio. O primeiro parâmetro testado foi o que o deslocamento apresenta o menor contato com a chapa de titânio e, em seguida foram incrementados os valores de velocidade de rotação e o *offset* da junta, mantendo a velocidade de avanço em todos os ensaios. Por se tratar de uma etapa exploratória, em todos os testes foram utilizados o controle de velocidade de rotação constante. A Tabela 3.3 apresenta o resumo dos parâmetros utilizados nos ensaios.

Tabela 3.3: Parâmetros utilizados nos ensaios de soldagem dissimilar de Ti6Al4V e Al 6063-T5.

$\omega$ (rpm)	$v$ (mm/min)	L (mm)	Penetração (mm)	Controle de penetração	DR (mm)	DT (mm)
300	150	85	1,65	Posição	-2,1	0,5
450	150	120	1,75	Posição	-2,1	0,5
300	150	120	1,65	Posição	-1,6	1,0
450	150	120	1,68	Posição	-1,6	1,0
300	150	120	1,56	Posição	-1,1	2,0

O desenvolvimento de parâmetros com as chapas de alumínio 2024 iniciou-se com experimentos prévios, com parâmetros desenvolvidos em trabalhos anteriores, que consiste somente no processamento da chapa de alumínio, sem a confecção de juntas. Nesses experimentos foi possível observar o comportamento do alumínio em relação aos parâmetros utilizados e foi possível utilizar os dados de potência do servomotor do *spindle*, registrados pelo equipamento de soldagem como referência para utilização do controle de velocidade de rotação da ferramenta através do controle de potência.

Conforme apresentado na Tabela 3.4, o processamento da liga de alumínio 2024 foi realizada em três ensaios, variando velocidade de rotação, penetração da ferramenta e velocidade de avanço do processo.

Tabela 3.4: Parâmetros utilizados nos testes de processamento da liga de alumínio AA2024-T3.

$\omega$ (rpm)	$v$ (mm/min)	L (mm)	Penetração (mm)	Controle de penetração
800	300	100	1,65	Posição
800	200	100	1,75	Posição
1100	200	100	1,65	Posição

Já para a configuração de chapas de AA2024-T3 e Ti6Al4V na espessura de 1,57 mm, foram necessários vários ensaios para obtenção dos parâmetros de processamento, na qual se pudesse coordenar ensaios com a variação de um parâmetro específico e avaliar sua influência no processo como um todo. Essa exploração de parâmetros foi realizada de acordo com o esquema apresentado na Figura 3.9.

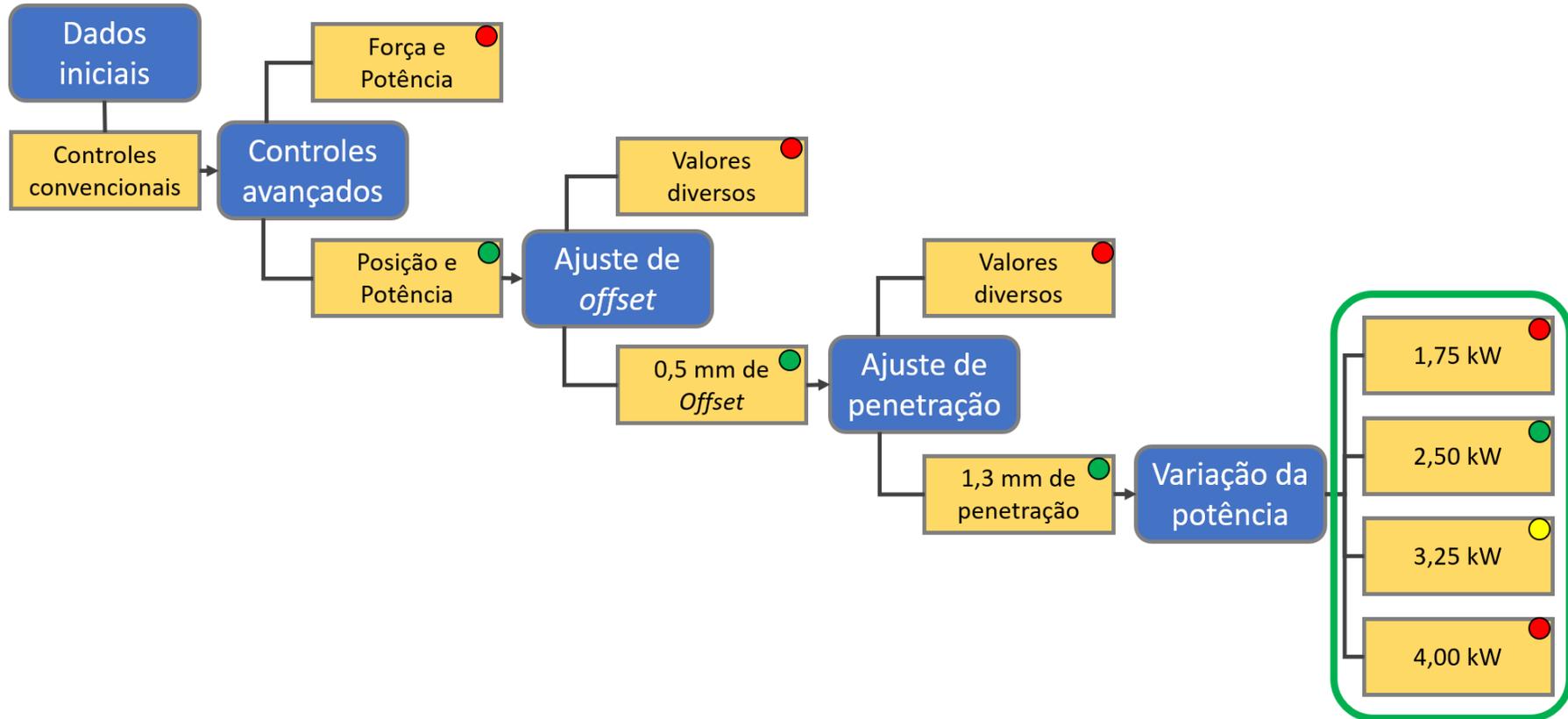


Figura 3.9: Etapas do desenvolvimento de parâmetros para soldagem das ligas AA2024 e Ti6Al4V.

Foram executadas variações na penetração da ferramenta, valores de *offset*, no controle da máquina para penetração da ferramenta e no controle da máquina para rotação da ferramenta, baseados nos resultados obtidos no ensaio preliminar com a velocidade de avanço em 300 mm/min executado somente nas chapas da liga de alumínio 2024-T3. Os valores utilizados nesta etapa exploratória do desenvolvimento são apresentados na Tabela 3.5.

Tabela 3.5: Parâmetros utilizados no desenvolvimento da condição ideal para junta de chapas de AA2024-T3 e Ti6Al4V. A velocidade de avanço foi de 300 mm/min em todos os ensaios.

<b>Cont. do spindle</b>	<b><math>\omega</math> (rpm)</b>	<b>Potência (kW)</b>	<b>Controle de penetração</b>	<b>Penetração (mm)</b>	<b>Força (kN)</b>	<b>DT (mm)</b>
Velocidade Constante	800	-	Posição	-1,26	-	0,5
Potência	-	2,5	Força	-	9	0,5
Potência	-	2,5	Força	-	12,5	1,0
Potência	-	2,5	Força	-	15	0,5
Potência	-	2,5	Posição	-1,5	-	0,5
Potência	-	2,5	Posição	-1,4	-	1,5
Potência	-	2,5	Posição	-1,43	-	0,5
Potência	-	3,25	Posição	-1,35	-	0,5

Em seguida, a partir do melhor parâmetro encontrado, foi feita uma variação apenas na potência aplicada no *spindle* para verificar o efeito do aumento do aporte energético na junta. Todos os ensaios foram feitos com o controle de penetração da ferramenta feito através de posição, já que o controle de força aliado ao controle de velocidade do *spindle* por potência não apresentou resultados satisfatórios. A Tabela 3.6 apresenta os valores dos parâmetros utilizados nestes ensaios.

Tabela 3.6: Variação do valor de potência na soldagem do par AA2024-T3 e Ti6Al4V com 1,57 mm de espessura.

<b>Potência (kW)</b>	<b>v (mm/min)</b>	<b>Controle de penetração</b>	<b>Penetração (mm)</b>	<b>DT (mm)</b>
4,00	300	Posição	-1,35	0,5
3,25	300	Posição	-1,35	0,5

2,50	300	Posição	-1,35	0,5
1,75	300	Posição	-1,35	0,5

### 3.7. FSW para chapas de maior espessura

O desenvolvimento em chapas de maior espessura iniciou-se com o processamento de chapas de alumínio AA6063-T5 utilizando a primeira versão da ferramenta desenvolvida para o processo, mostrada na Figura 3.5. Foram realizados diversos ensaios com variações nas velocidades de avanço, rotação, variação na penetração da ferramenta e nos controles de processamento. A Tabela 3.7 apresenta de forma resumida os parâmetros utilizados nesta etapa.

Tabela 3.7: Parâmetros utilizados no desenvolvimento inicial em chapas de AA6063-T5 com a primeira versão da ferramenta de chapas grossas.

<b>Cont. do spindle</b>	<b><math>\omega</math> (rpm)</b>	<b>Potência (kW)</b>	<b>Controle de penetração</b>	<b>Penetração (mm)</b>	<b>Força (kN)</b>
Vel. Constante	800	-	Posição	-2,8	-
Vel. Constante	800	-	Posição	-3,0	-
Potência	-	5,2	Força	-	3,4-3,8

A partir da obtenção do parâmetro que apresentou o melhor aspecto superficial e não propiciou a formação de descontinuidades no material, foram iniciados os testes nos pares AA6063-T5 com a liga de titânio Ti6Al4V. A espessura das chapas da liga de alumínio foi reduzida para 3,15 mm, ou seja, a mesma espessura das chapas da liga de titânio.

Ambas as chapas foram chanfradas através de fresamento na lateral com o ângulo de 50°, o mesmo da conicidade do pino da ferramenta, conforme mostrado na Figura 3.10. A utilização desse tipo de geometria na borda das chapas não é encontrada na literatura de soldagens dissimilares por *friction stir welding* e foi feita com o objetivo de manter constante a penetração do pino no titânio ao longo de toda a espessura da chapa.

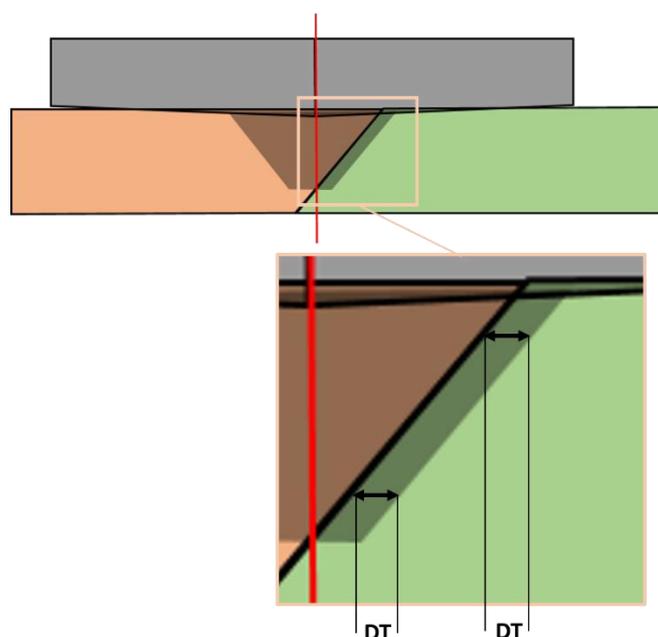


Figura 3.10: Ilustração dos chanfros confeccionados nas bordas das chapas referente à interface de soldagem e seu efeito em relação ao *offset* (DT) aplicado.

Ainda utilizando a primeira versão da ferramenta desenvolvida para soldagem das chapas grossas, foram efetuados diversos testes, todos utilizando o controle de potência para rotação da ferramenta. Foram variados o tipo de controle para penetração da ferramenta, valores de *offset*, valores de potência, sendo constante em todos os ensaios somente a velocidade de avanço do processo. A Tabela 3.8 apresenta os parâmetros utilizados nesta série de ensaios.

Tabela 3.8: Parâmetros utilizados no desenvolvimento de soldagem em chapas de AA6063-T5 e Ti6Al4V com a primeira versão da ferramenta de chapas grossas. A velocidade de avanço utilizada em todos os testes foi de 200 mm/min.

<b>Cont. do spindle</b>	<b>Potência (kW)</b>	<b>Controle de penetração</b>	<b>Penetração (mm)</b>	<b>Força (kN)</b>	<b>DT (mm)</b>
Potência	5,2	Força	-	3,75	0,5
Potência	5,2	Força	-	12,5	0,5
Potência	6,8	Posição	-1,9	-	0,5
Potência	5,2	Posição	-2,4	-	1,0
Potência	5,2	Posição	-3,2	-	1,8

Para soldagem da liga de titânio com o liga de alumínio AA7075-T6, foi utilizada a segunda versão da ferramenta modificada. Como mostrado na Figura 3.6, foi adicionado um raio de 2 mm na tentativa de promover um fluxo de material mais suave próximo à raiz da soldagem.

Anterior à soldagem dissimilar, foi executado um teste utilizando apenas a chapa de alumínio para checar se os parâmetros iniciais seriam inapropriados para liga. No entanto, em função dos resultados satisfatórios, foram utilizados os mesmos parâmetros empregados no primeiro teste com o par dissimilar. A Tabela 3.9 apresenta os parâmetros testados na série de ensaios de chapas grossas entre as ligas de Ti6Al4V e AA7075-T6. Em todos os ensaios dessa série foram utilizados o controle de potência para velocidade de rotação da ferramenta e controle de posição para penetração da ferramenta.

Tabela 3.9: Parâmetros utilizados no desenvolvimento de soldagem em chapas de AA7075-T6 e Ti6Al4V com a segunda versão da ferramenta de chapas grossas. A velocidade de avanço utilizada em todos os testes foi de 200 mm/min, controle por potência e posição.

<b>Cont. do <i>spindle</i></b>	<b><math>\omega</math> (rpm)</b>	<b>Potência (kW)</b>	<b>Controle de penetração</b>	<b>Penetração (mm)</b>	<b>DT (mm)</b>
Potência	-	6,5	Posição	-3,0	1,75
Potência	-	5,2	Posição	-3,0	1,75
Potência	-	4,2	Posição	-3,0	1,75
Potência	-	3,9	Posição	-3,0	1,75
Potência	-	3,9	Posição	-3,0	1,30
Vel. Constante	500	-	Posição	-3,0	1,75
Vel. Constante	1000	-	Posição	-3,0	1,30
Vel. Constante	1000	-	Posição	-3,0	0,50

### 3.8. Simulação térmica da soldagem

Para calibração do modelo de simulação foi realizada uma soldagem da liga AA2024-T3 com Ti6Al4V com 2 termopares inseridos na chapa de alumínio a uma distância de 15 mm em relação à interface e 2 termopares inseridos a uma distância de 10 mm em relação à interface. A Figura 3.11 mostra com mais clareza a disposição dos termopares para medida de temperatura.

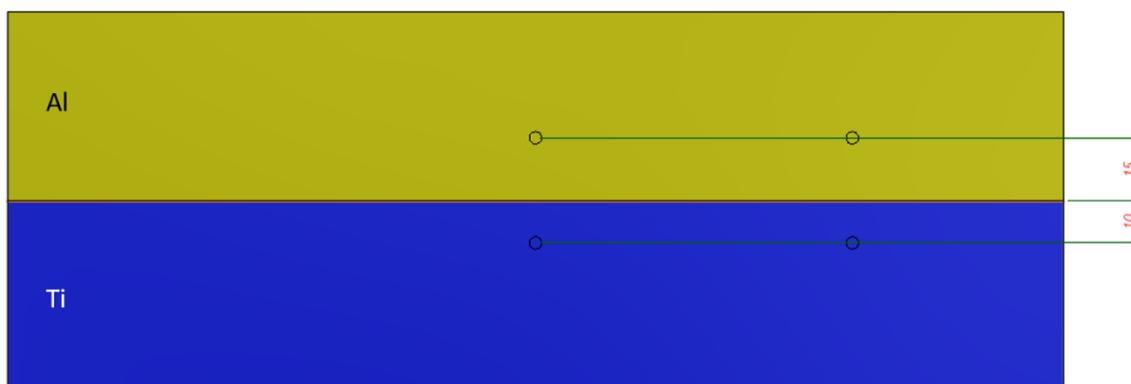


Figura 3.11: Posição dos termopares na soldagem para aquisição de dados de calibração do modelo de simulação.

A simulação térmica da soldagem foi desenvolvida com o software COMSOL v5.2 utilizando o modelo tridimensional de elementos finitos, assumindo estado estacionário para calcular os perfis térmicos durante o processo. Os parâmetros de soldagem para as simulações foram constantes, sendo utilizados a força axial de 7 kN, velocidade de rotação da ferramenta de 700 rpm e velocidade de avanço de 300 mm/min. A malha foi composta por elementos tetragonais variando de 2 a 20 mm nas regiões próximas à ferramenta, totalizando 15.000 elementos.

Foram aplicadas condições de contorno de convecção livres nas superfícies da chapa. Radiação térmica também foi aplicada à superfície superior das chapas com um coeficiente de emissividade de 0,4 para a liga de alumínio e 0,6 para a liga de titânio. A transferência de calor através do *backing* e do topo da ferramenta foram consideradas e as condições de contorno da convecção foram aplicadas ao lado e ao topo da ferramenta. Todos os coeficientes listados na Tabela 3.10 foram baseados no trabalho de (SANTOS; IDAGAWA; RAMIREZ, 2014) e desenvolvimento interno do laboratório.

Tabela 3.10: Coeficientes de transferência de calor.

Condição	Coeficiente (W/m <sup>2</sup> K)
Convecção livre	20
Convecção lateral da ferramenta	20
Convecção topo da ferramenta	500
Convecção do <i>backing</i>	2000

Com base no trabalho de (SCHMIDT; HATTEL, 2005), na simulação são consideradas duas condições para fonte de calor: geração de calor superficial e uma fonte de calor volumétrica. O calor volumétrico é calculado a partir da potência média  $P_{avg}$  durante a soldagem expressa pela (Equação 3.1), onde  $M_{avg}$  é o torque médio medido durante a soldagem e  $\omega$  é a velocidade de rotação da ferramenta.

$$P_{avg} = M_{avg}\omega \quad (\text{Equação 3.1})$$

Usando a (Equação 3.2, o calor volumétrico pode ser calculado analiticamente:

$$Q_{volume} = f_{pin}P_{avg}V_{pin} \quad (\text{Equação 3.2})$$

onde  $V_{(pin)}$  é o volume do pino de ferramenta e  $f_{pin}$  é a porcentagem de geração de calor do lado do pino em relação à geração total de calor. Para este trabalho, foi utilizado um valor de 20% para o  $f_{pin}$  baseado no trabalho de (COLEGROVE P A., PAINTER M, 2000).

A expressão de calor superficial é responsável pelo calor gerado pelo atrito e pela deformação plástica, expressa pela (Equação 3.3).

$$Q_{surface} = (1 - f_{pin})[\delta\tau_{yield(T)} + (1 - \delta)\tau_{friction}]\omega r \quad (\text{Equação 3.3})$$

onde  $r$  é a distância radial do centro da ferramenta,  $\tau_{friction}$  é a tensão de atrito na interface ferramenta / peça,  $\delta\tau_{yield(T)}$  é a tensão de escoamento do material na temperatura de soldagem  $T$  e  $\delta$  é um contato variável de estado que equilibra o calor gerado pelo atrito e pela deformação plástica. Para considerar a assimetria do processo, a equação (3.3) pode ser reescrita na forma da (Equação 3.4). Para o alumínio  $\delta$  assume o valor de 0,1 e para o Ti 0,6, de acordo com (NANDAN; DEBROY; BHADESHIA, 2008).

$$Q_{surface} = (1 - f_{pin})(\omega r - U_{weld} \sin\theta)\tau_{yield}(T) \quad (\text{Equação 3.4})$$

Onde  $U_{weld}$  é a velocidade de soldagem.

### 3.9. Caracterização microestrutural

As análises metalográficas das juntas foram feitas através de técnicas de microscopia de luz visível (MLV), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e microscopia eletrônica de transmissão (MET), incluindo análises por *Energy-dispersive X-ray spectroscopy* (EDS) para investigar a composição química da microestrutura formada durante o processo.

As amostras foram seccionadas na cortadora metalográfica e embutidas em baquelite para serem lixadas e polidas. A preparação por lixamento foi feita na sequência de lixas com as granulações 180, 240, 400 e 600 e o polimento com diamante granulação de 0,6  $\mu\text{m}$  e 0,3  $\mu\text{m}$  em suspensão. Em algumas situações, foram finalizadas com suspensão de sílica coloidal. Quando quimicamente atacadas para visualização da microestrutura por microscopia de luz visível, foi utilizado o reagente Kroll, por 15 segundos.

As imagens foram obtidas no equipamento modelo Axio Observer Z1m, da marca Zeiss, as imagens de microscopia eletrônica de varredura, as análises de composição química por EDS foram feitas no microscópio FEI Quanta 650.

A preparação de uma amostra “lâmina fina” para microscopia eletrônica de transmissão foi realizada no equipamento FIB FEI Helios 660. Foi retirada uma lamela com aproximadamente 15  $\mu\text{m}$  de largura, correspondente à região de interface dos materiais. A lamela foi retirada por feixe de íons, de acordo com o esquema da Figura 3.12. Após a retirada da lamela, essa teve sua espessura reduzida até aproximadamente 100 nm, espessura suficiente para permitir a análise pela técnica de transmissão de elétrons.

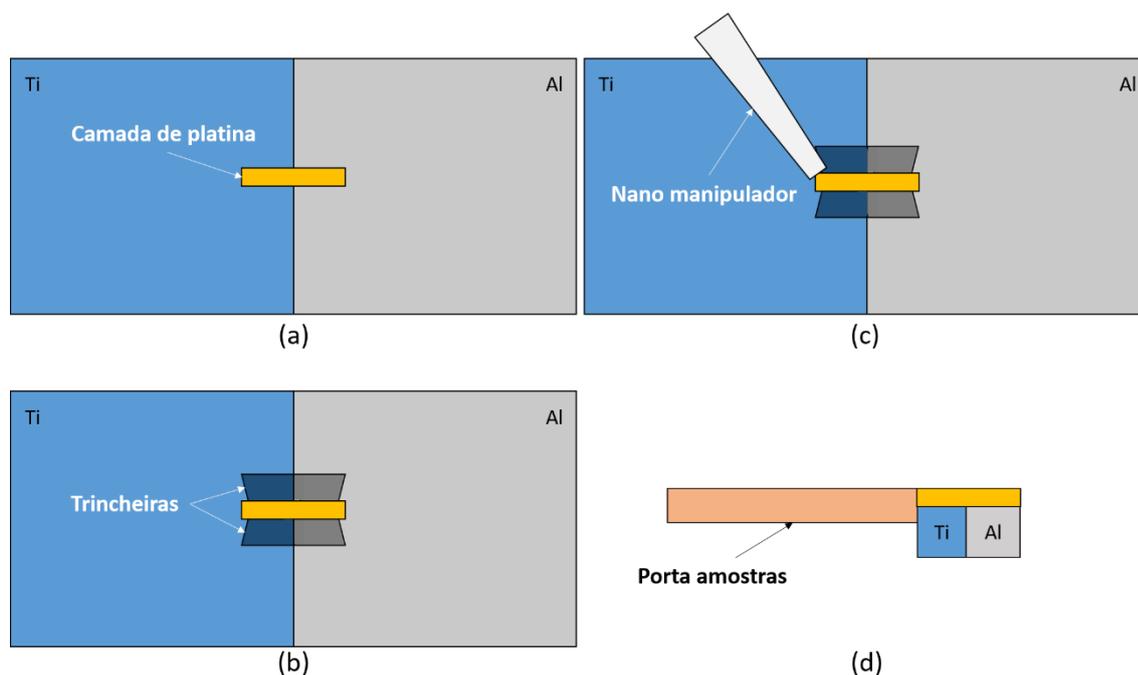


Figura 3.12: Esquema da preparação de amostra *plan view* por FIB (feixe de íons). (a) deposição da camada de platina a região da produção da lamela, (b) confecção das trincheiras ao redor da lamela e (c) retirada da lamela pelo nano manipulador. (d) Vista frontal da fixação da amostra no porta amostras para produção da lâmina fina.

Imagens de MET foram feitas no próprio equipamento FIB FEI Helios 660, microscópio eletrônico de varredura operando no modo transmissão, e também no equipamento FEI TECNAI G2 S-TWIN equipado com o sistema ASTAR-Nanomegas.

Todos os equipamentos pertencem ao LNNano-CNPem, exceto o FEI TECNAI G2 S-TWIN, pertencente ao departamento de engenharia de materiais (DEMa) - UFSCar.

### 3.10. Medidas de dureza Vickers

As medidas de dureza Vickers foram realizadas nos equipamentos LECO, modelos LM100-AT e LMV-50V. A carga aplicada nas ligas de alumínio e titânio foi de 200 g, durante 15 segundos. O espaçamento entre as endentações foi de 200  $\mu\text{m}$ .

### 3.11. Ensaios de tração

Os ensaios de tração foram realizados de acordo com a norma ASTM E8 (AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, 2009). Os ensaios foram realizados nas juntas soldadas e nas chapas de alumínio sem soldagem, para efeito de comparação da eficiência da junta em relação ao metal de base de menor resistência mecânica. Não foram feitos ensaios na liga de titânio devido à sua resistência ser muito superior ao alumínio utilizado.

Os corpos de prova das ligas de alumínio AA2024-T3, apresentados na Figura 3.13, foram fabricados de acordo com as dimensões especificadas para o modelo retangular *Subsize Specimen 6 mm* devido às dimensões das chapas disponíveis e para que a direção das amostras pudesse permanecer a mesma das amostras na condição soldada.

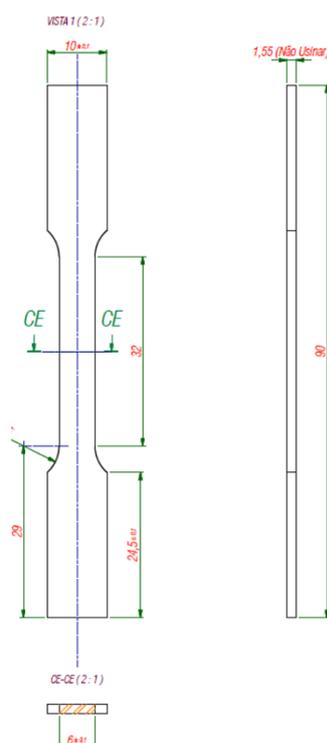


Figura 3.13: Desenho do corpo de prova segundo o esquema da norma ASTM E8 “subsize 6 mm” para ensaios de tração da liga de alumínio AA2024-T3.

Os corpos de prova das juntas soldadas das chapas finas foram baseados nas especificações do modelo *Standard – Sheet-Type, 12.5 mm*, como mostrado na Figura 3.14. Uma peculiaridade no desenho do corpo de prova da condição soldada é a região de maior espessura da chapa da liga de titânio, afastada da região soldada. Essa configuração foi utilizada

devido à usinagem inicial da chapa, que teve a espessura reduzida somente à uma distância de 20 mm da interface de contato com a chapa de alumínio. Esse recurso foi necessário para evitar distorções no material durante o processo de usinagem para redução da espessura.

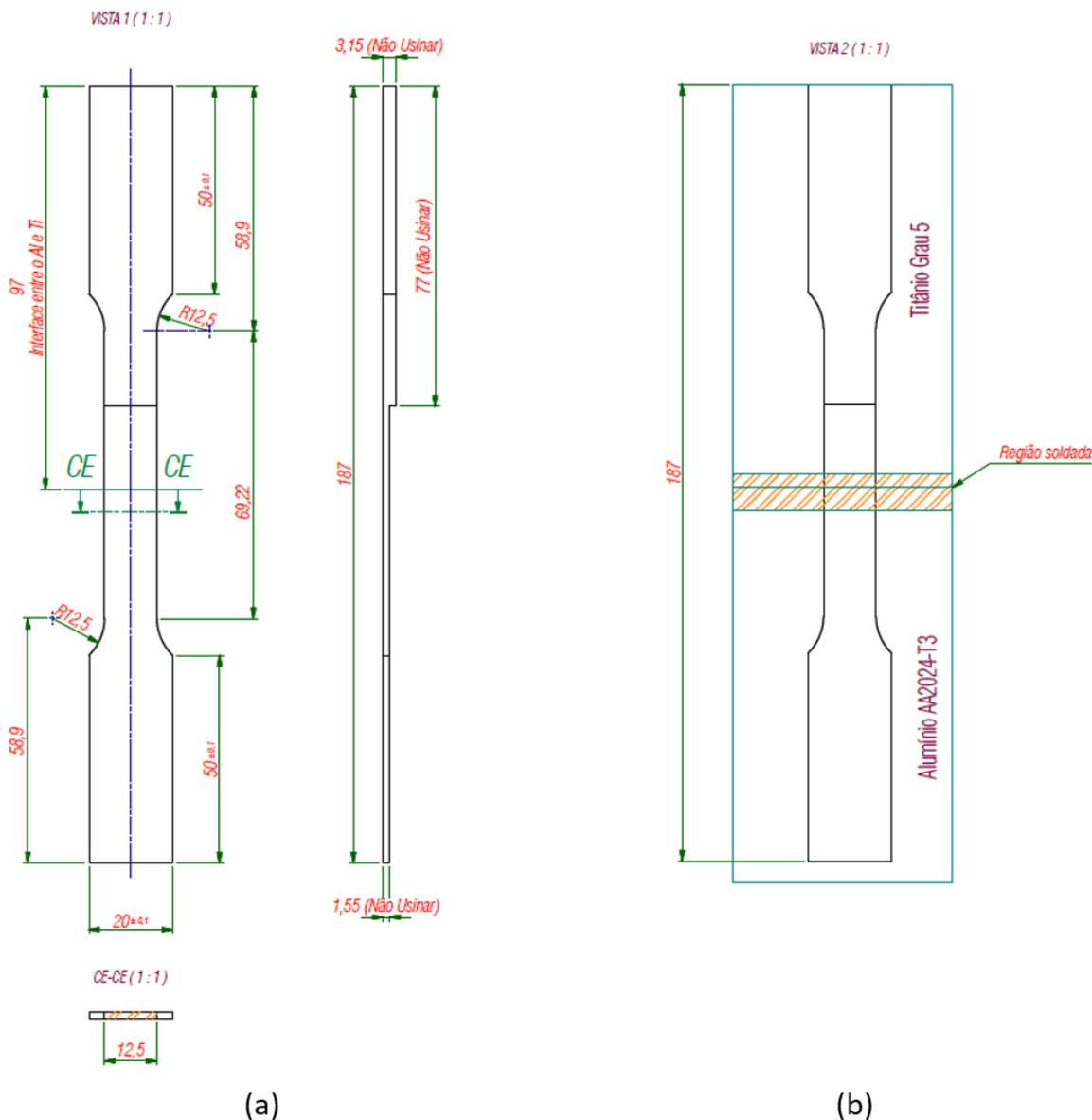


Figura 3.14: Desenho do corpo de prova adaptado o esquema da norma ASTM E8 “Standard Sheet Type, 12.5 mm” para ensaios de tração da junta soldada na condição de chapas finas. (a) Corpo de prova. (b) Região de retirada do corpo de prova em relação às chapas soldadas.

Foi necessário uma segunda série de ensaios de tração na junta soldada devido à falta de consolidação na raiz da soldagem. Nesse segundo lote, os corpos de prova foram fabricados no modelo *sub size*, igual ao dos corpos de prova retirados da liga de alumínio sem soldagem e espessura foi reduzida para 1,00 mm, eliminando a região sem consolidação da raiz da junta.

## 4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

### 4.1. Soldagem com controles avançados

#### 4.1.1. AA6063-T5 com Ti6Al4V

O desenvolvimento de parâmetros de processamento para chapas finas, iniciados com a união da liga de alumínio AA6063-T5 e a liga de titânio Ti6Al4V, apresentou resultados favoráveis para continuação do processo com a utilização da liga AA2024-T3. Apesar da espessura das chapas utilizadas nessa etapa serem de 3,15 mm, correspondente à espessura original da chapa da liga de titânio, a ferramenta utilizada foi a mesma empregada nas soldagens com chapas finas de AA2024-T3, ou seja, com pino de 1,1 mm de comprimento.

Os testes foram realizados com diferentes velocidades de rotação e condições de *offset* da ferramenta. A penetração da ferramenta foi ajustada para se adequar a condição utilizada e permitir a obtenção do melhor acabamento superficial da junta.

O primeiro ensaio, utilizando 300 rpm de velocidade de rotação da ferramenta e *offset* de 0,5 mm mostrou acabamento superficial com aspecto rugoso, provavelmente formado em razão da baixa temperatura do processo, conforme apresentado na Figura 4.1. A penetração utilizada na região mais estável da junta foi de 1,65 mm, o aporte energético gerado na região mais estável foi próximo de 0,8 kJ/mm e o torque na ferramenta foi de aproximadamente 65 N.m nesta mesma região. Esse resultado serviu de base para variação de parâmetros na sequência dos ensaios.

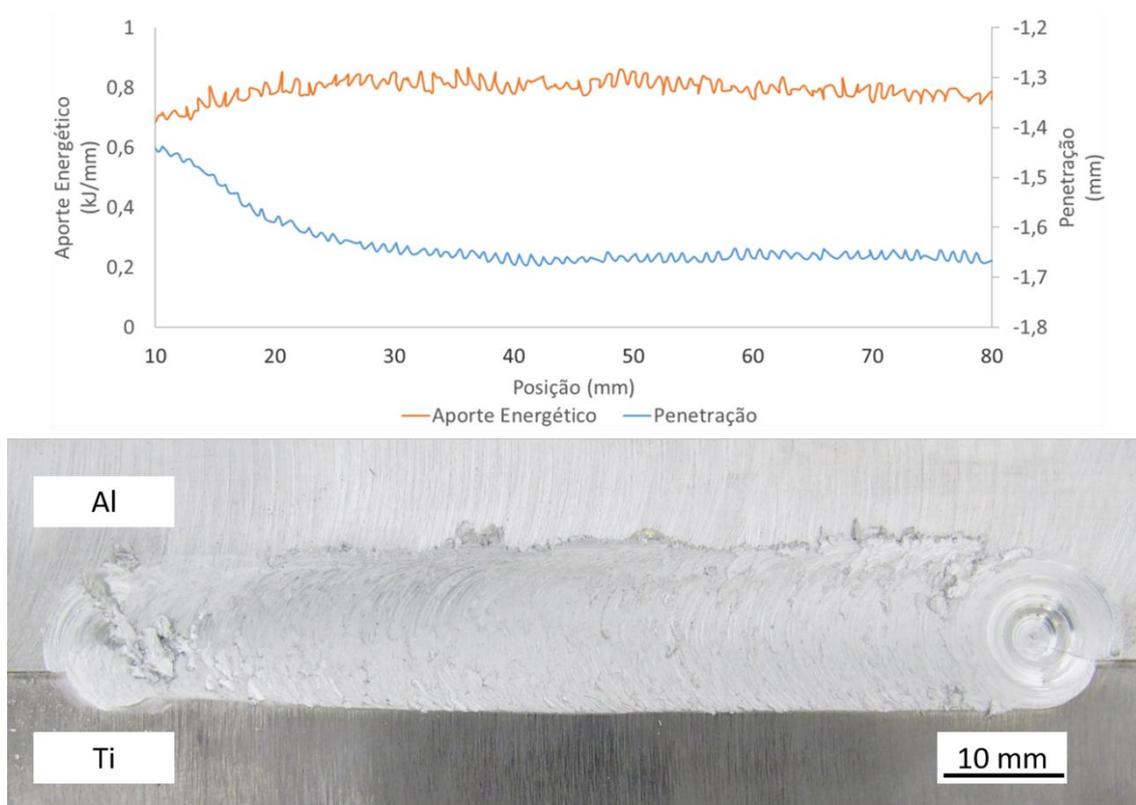


Figura 4.1: Soldagem dissimilar de AA6063-T5 com Ti6Al4V com ferramenta para chapas finas utilizando parâmetros de 300 rpm, 150 mm/min e 0,5 mm de *offset*.

No segundo ensaio foi modificada a velocidade de rotação para 450 rpm e mantidos os parâmetros de velocidade de avanço em 150 mm/min e *offset* em 0,5 mm. A penetração da ferramenta foi ajustada nos primeiros 60 mm da soldagem e o aporte energético durante a soldagem se manteve próximo à 0,8 kJ/mm, bem similar ao aporte energético da soldagem com 300 rpm de velocidade de rotação da ferramenta, e o torque na ferramenta foi de aproximadamente 42 N.m. O acabamento superficial da junta, mostrado na Figura 4.2, não indica a presença de discontinuidades e o aspecto do alumínio na superfície é mais liso, indicando uma temperatura maior no processo nesta condição em comparação com a soldagem anterior. Apesar do aporte energético ter sido bem similar, o aumento da velocidade de rotação para 450 rpm elevou a temperatura da junta, reduzindo o valor do torque na ferramenta. Como o torque é uma das variáveis empregada no cálculo do aporte energético, isso pode justificar a diferença na aparência do cordão soldado.

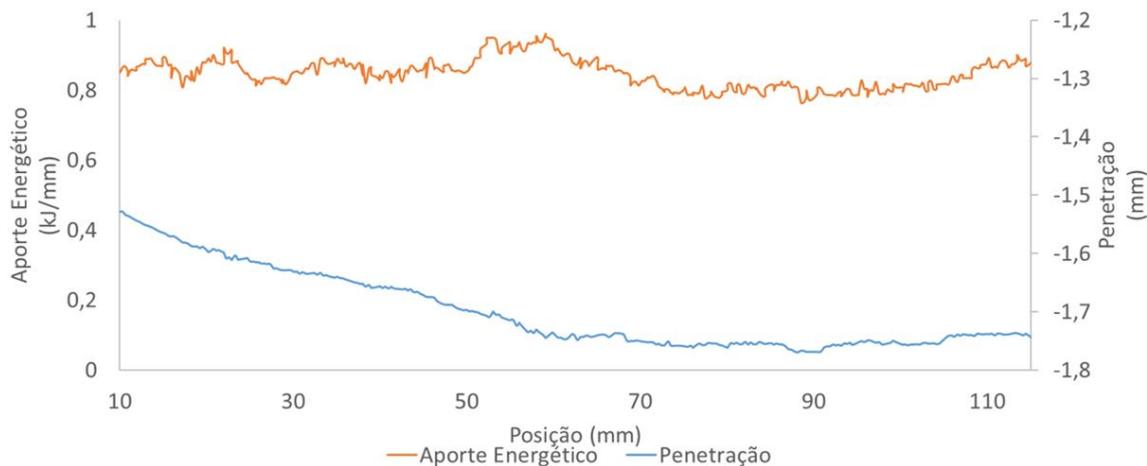


Figura 4.2: Soldagem dissimilar de AA6063-T5 com Ti6Al4V com ferramenta para chapas finas utilizando parâmetros de 450 rpm, 150 mm/min e 0,5 mm de *offset*.

O terceiro teste realizado teve os parâmetros de velocidade de rotação e de avanço iguais ao do primeiro teste, com 300 rpm e 150 mm/min., mas teve o valor do *offset* da ferramenta alterado para 1,0 mm, permitindo uma maior interação da ferramenta com a chapa da liga de titânio. A aparência da superfície do cordão, mostrada na Figura 4.3, mostra um acabamento intermediário entre o aspecto mais liso do cordão produzido com 450 rpm e *offset* de 0,5 mm e o acabamento rugoso, de aspecto de soldagem fria, resultado da soldagem com parâmetro de 300 rpm e *offset* de 0,5 mm. Neste ensaio também ocorreu a formação de uma pequena rebarba na borda do cordão, no lado do alumínio.

A penetração da ferramenta foi corrigida manualmente e estabilizada após 70 mm de soldagem em cerca de 1,65 mm e o aporte energético também ficou próximo à 0,8 kJ/mm, assim como nos ensaios anteriores, e o torque ficou em torno de 60 N.m, similar ao encontrado no ensaio realizado com a mesma velocidade de rotação, mas com *offset* de 0,5 mm.

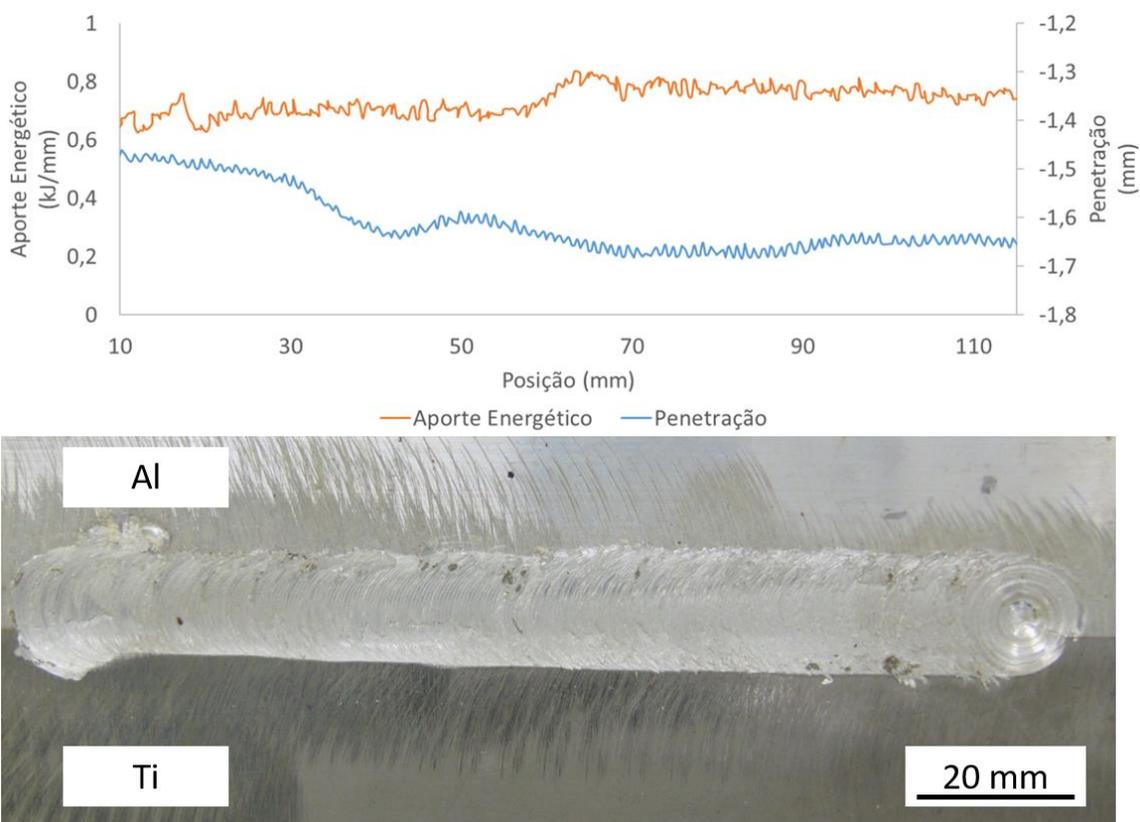


Figura 4.3: Soldagem dissimilar de AA6063-T5 com Ti6Al4V com ferramenta para chapas finas utilizando parâmetros de 300 rpm, 150 mm/min e 1,0 mm de *offset*.

O quarto teste da série foi realizado com o aumento da velocidade de rotação da ferramenta para 450 rpm e a manutenção do valor de *offset* de 1,0 mm. O resultado foi a obtenção de um cordão com a formação de rebarbas nos dois lados do cordão, porém sem a formação de descontinuidades na superfície, como pode ser observado na Figura 4.4. A penetração da ferramenta no material foi de aproximadamente 1,7 mm de profundidade e o aporte térmico gerado nesta junta também ficou na faixa de 0,8 kJ/mm. O torque na ferramenta registrado foi de 40 N.m, similar ao encontrado no outro processo realizado com a mesma velocidade de rotação.

A formação de uma quantidade maior de rebarba parece estar relacionada com a maior quantidade de calor formada devido à interação maior da ferramenta com a chapa de titânio, que pode amolecer excessivamente o alumínio, facilitando a formação das rebarbas.

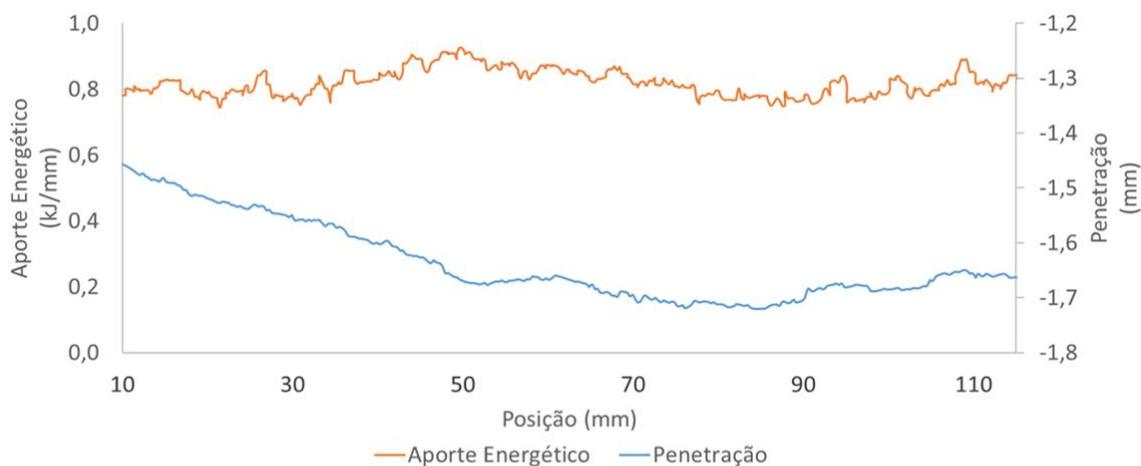


Figura 4.4: Soldagem dissimilar de AA6063-T5 com Ti6Al4V com ferramenta para chapas finas utilizando parâmetros de 450 rpm, 150 mm/min e 1,0 mm de *offset*.

O quinto ensaio da série foi realizado com 300 rpm de velocidade de rotação, 150 mm/min. de velocidade de avanço e o valor de *offset* foi elevado para 2,0 mm, aumentando ainda mais a interação da ferramenta com a chapa da liga de titânio. O resultado, observado na Figura 4.5, foi a formação de um sulco na superfície do cordão, ligeiramente deslocado em relação ao centro, para o lado da chapa de titânio, na linha de interface entre as duas chapas. Essa descontinuidade presente na superfície pode ser relacionada com uma penetração da ferramenta um pouco menor que nos processos anteriores, ficando em 1,55 mm, e a redução no volume da liga de alumínio deslocado pela ferramenta durante o movimento de rotação. Pelo fato de a ferramenta atuar principalmente no alumínio, a liga de titânio não amacia durante o processo devido à baixa temperatura e, com a redução do volume da ferramenta interagindo com o alumínio, não há um fluxo de material adequado para consolidar a superfície na zona misturada do cordão soldado.

Além da descontinuidade, também ocorreu a formação de rebarba na borda do cordão soldado, no lado do alumínio. O aporte energético produzido pelo processo foi de 0,7 kJ/mm,

um pouco abaixo do que o aporte energético registrado nos ensaios anteriores e o torque na ferramenta foi de 55 N.m.

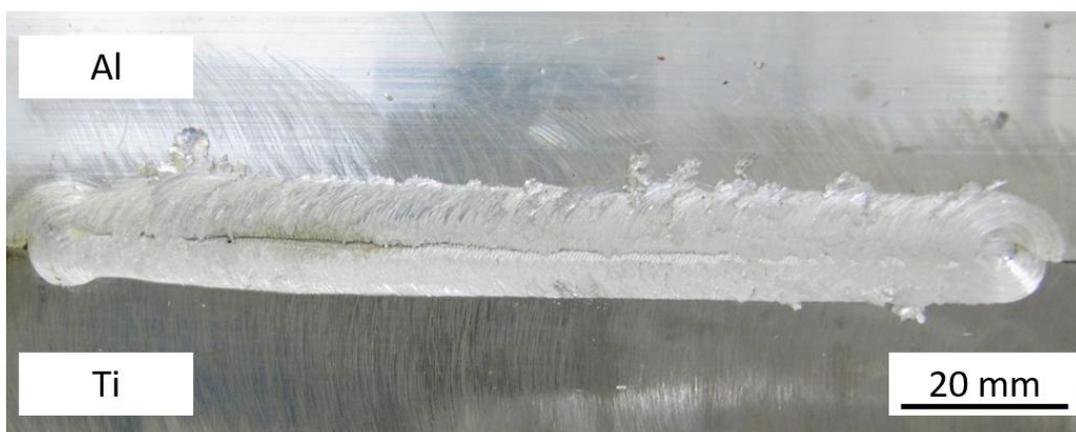
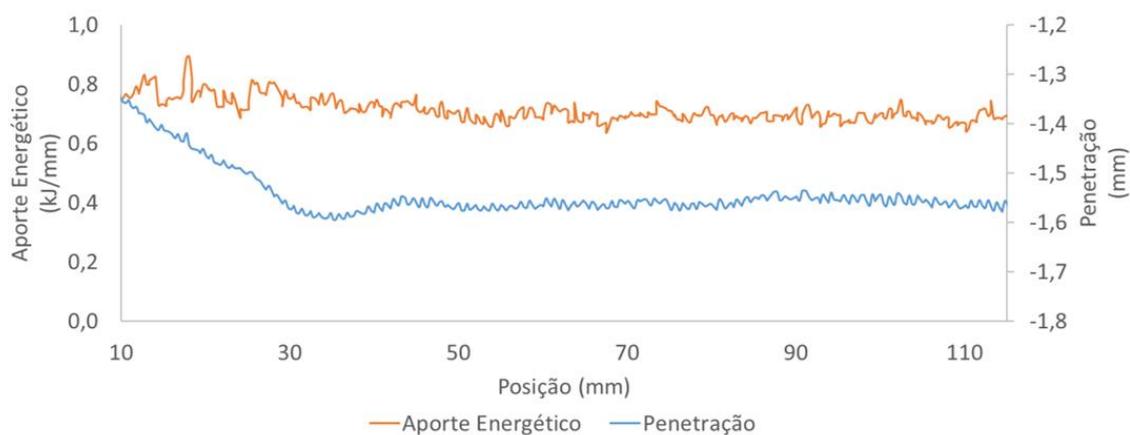


Figura 4.5: Soldagem dissimilar de AA6063-T5 com Ti6Al4V com ferramenta para chapas finas utilizando parâmetros de 300 rpm, 150 mm/min e 2,0 mm de *offset*.

A análise das seções transversais das chapas de AA6063-T5 e Ti6Al4V com 3,15 mm de espessura soldadas na utilizando a ferramenta para soldagem de chapas de 1,57 mm de espessura indicam que a condição de soldagem que, como esperado, não há consolidação ao longo de toda a espessura da chapa devido ao comprimento de pino utilizado nos ensaios.

Comparando as microestruturas da Figura 4.6 é possível perceber os diferentes graus de deformação da liga de titânio com os diferentes valores de *offset* utilizados. Quanto maior o volume da ferramenta em contato com a chapa de titânio, maior é o volume da liga de titânio deslocada na raiz da junta para o lado da chapa de alumínio.

Nos ensaios com *offset* de 0,5 mm, a deformação da liga de titânio para o lado do alumínio, na raiz da soldagem, atinge uma extensão de aproximadamente 1,6 mm a partir da

interface. Já nos ensaios com *offset* de 1,0 mm, a extensão de deformação é de aproximadamente 2,7 mm e para o ensaio com *offset* de 2,0 mm é de 3 mm.

Considerando a qualidade da junta em relação a descontinuidades volumétricas, o ensaio com os parâmetros de velocidade de rotação de 450 rpm e *offset* de 0,5 mm, representado na Figura 4.6(b), foi o que teve a menor perda de material na superfície e o ensaio com 300 rpm e 2,0 mm de *offset* foi o que apresentou a maior perda de material na superfície e ainda indicou uma descontinuidade na raiz da soldagem, como destacado na imagem da Figura 4.6(e).

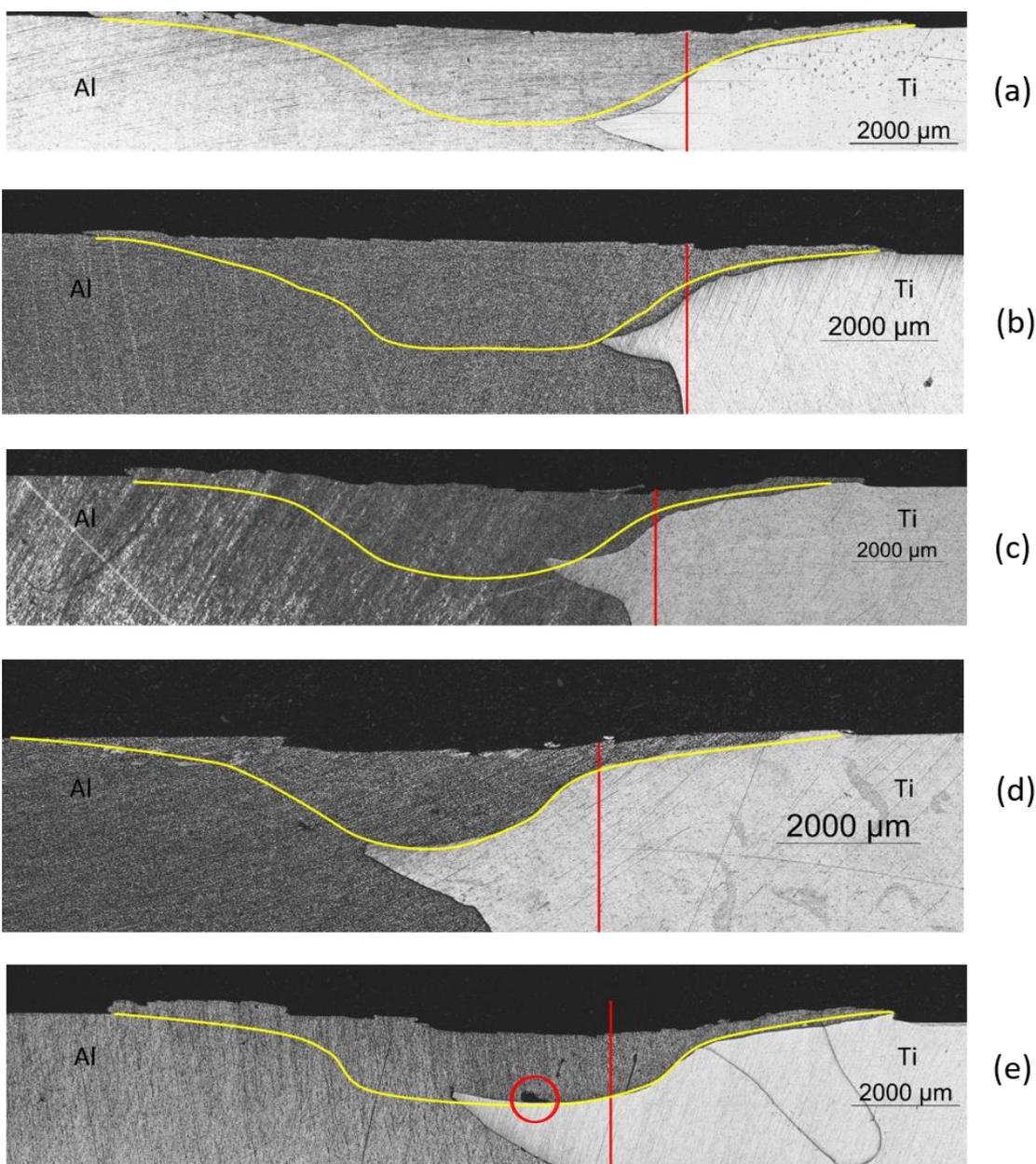


Figura 4.6: Seção transversal das juntas de AA6063-T5 e Ti6Al4V com espessura de 3,15 mm e soldadas com ferramenta para chapas finas. (a) 300 rpm e 0,5 mm de *offset*; (b) 450 rpm e 0,5 mm de *offset*; (c) 300 rpm e 1,0 mm de *offset*; (d) 450 rpm e 1,0 mm de *offset*; (e) 300 rpm e

2,0 mm de *offset*. A linha vermelha indica a interface do material anterior à soldagem e a marcação em amarelo indica a região aproximada de atuação da ferramenta de soldagem.

A Tabela 4.1 resume os resultados de soldagem nesta etapa. O parâmetro de soldagem de 450 rpm de velocidade de rotação e *offset* de 0,5 mm proporcionou o melhor acabamento superficial e a menor perda de material na superfície. Apesar das diferentes combinações de parâmetros, como o ajuste da penetração da ferramenta, o aporte energético resultante do processo foi muito similar em todas as condições. O torque da ferramenta foi parâmetro resultante com a maior variação.

Tabela 4.1: Resumo dos resultados do desenvolvimento de parâmetro das juntas de AA6063-T5 e Ti6Al4V com espessura de 3,15 mm e soldadas com ferramenta para chapas finas.

$\omega$ (rpm)	v (mm/min)	Penetração (mm)	Torque (N.m)	DT (mm)	Resultado
300	150	1,65	65	0,5	Acabamento superficial com aspecto de processo frio
450	150	1,75	45	0,5	Bom acabamento superficial
300	150	1,65	60	1,0	Formação de rebarbas no lado do alumínio
450	150	1,68	40	1,0	Formação de rebarbas em ambos os lados do cordão
300	150	1,56	55	2,0	Formação de um sulco na superfície e uma descontinuidade na raiz

#### 4.1.2. AA2024-T3 com Ti6Al4V

Apesar do desenvolvimento inicial realizado na liga de alumínio AA6063-T5, foi realizado uma série curta de ensaios somente processando a liga de alumínio AA2024-T3, utilizando-se parâmetros baseados em experiências anteriores na soldagem da liga e em dados

da bibliografia, para entender o comportamento do material diante das velocidades empregadas e definir uma faixa de valores de penetração da ferramenta na chapa com espessura de 1,57 mm.

As três condições testadas permitiram a produção de cordões sem a presença de descontinuidades na superfície e pouco se diferenciam em relação à rugosidade da superfície, a não ser pela formação de uma quantidade de rebarba no lado de avanço levemente superior às outras duas condições, como é possível comparar observando a Figura 4.7.

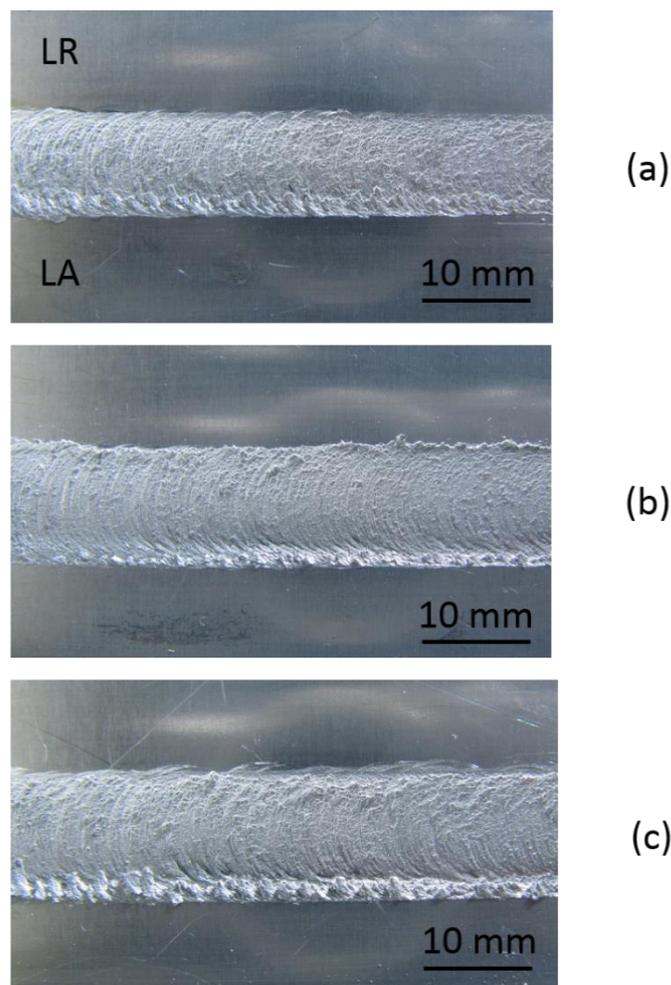


Figura 4.7: Condições de processamento por FSP (*friction stir processing*) da liga 2024-T3. (a) 800 rpm, 300 mm/min. e 1,65 mm de penetração; (b) 800 rpm, 200 mm/min. e 1,75 mm de penetração; (c) 1100 rpm, 300 mm/min. e 1,65 mm de penetração.

Embora os resultados parecessem similares tocante ao acabamento superficial, o parâmetro utilizado de base para o início dos ensaios de soldagem no par AA2024-T3 / Ti6Al4V foi de 800 rpm e 300 mm/min. devido ao aporte energético atingido ser inferior ao das outras

duas condições testadas. Como nesta etapa de ensaios também é utilizado o controle de potência, a leitura da potência aplicada nesta condição de processamento é empregada como parâmetro inicial na etapa de soldagem dissimilar. A Tabela 4.2 mostra um comparativo de aporte energético e a potência aplicada pelo *spindle* nas 3 condições.

Tabela 4.2: Comparativo de aporte energético e potência nas condições testadas de processamento do alumínio AA 2024-T3.

$\omega$ (rpm)	$v$ (mm/min)	Penetração (mm)	A.E. (kJ/mm)	Potência (kW)
800	300	1,65	0,45	2,5
800	200	1,75	0,75	2,8
1100	200	1,65	0,92	3,4

Na primeira etapa do desenvolvimento de parâmetros para soldagem do par AA2024-T3 e Ti6Al4V foi necessário entender o comportamento do processo diante da penetração total, da utilização dos controles de penetração da ferramenta e do controle da velocidade de rotação do *spindle* através da potência. Após o entendimento do mecanismo de funcionamento da soldagem foi feita uma variação em alguns parâmetros ao redor de uma condição aceitável de soldagem.

O primeiro ensaio foi realizado utilizando o controle de velocidade de rotação fixa em 800 rpm, baseado no ensaio de processamento do alumínio, a penetração foi estabelecida em 1,35 mm com o controle de posição, a velocidade de avanço fixada em 300 mm/min e o *offset* foi de 0,5 mm, conforme estabelecido nas soldagens com a liga AA6063-T5.

Como observado na Figura 4.8, o resultado foi uma junta com um acabamento superficial bom em alguns trechos, porém devido à uma instabilidade na penetração, no trecho central em que ocorreu uma redução na penetração, surgiram descontinuidades próximas ao centro do cordão, na região da interface. No entanto, com os dados obtidos no trecho consolidado foi possível adequar os parâmetros nos ensaios com o controle de velocidade de rotação por potência.

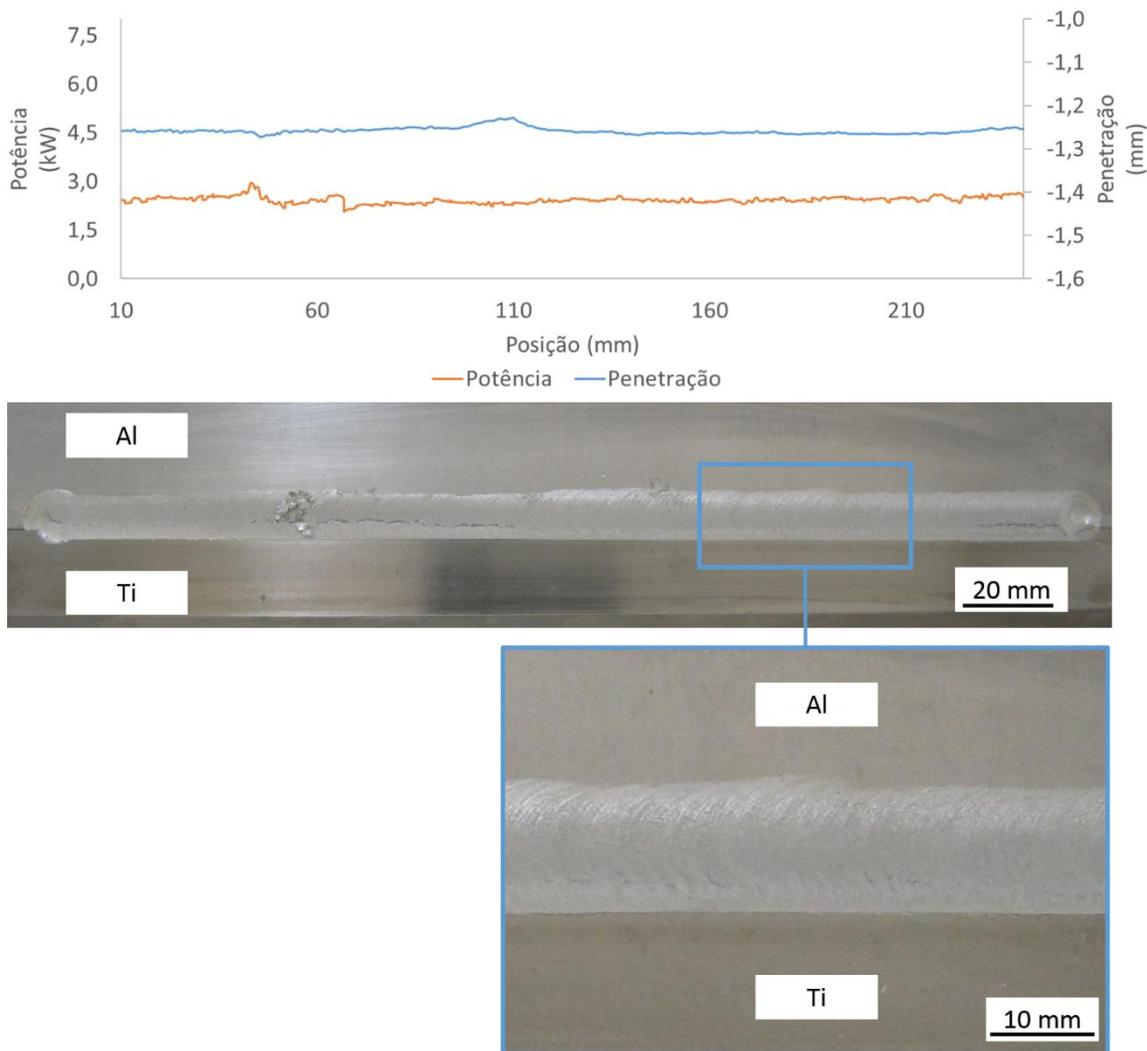


Figura 4.8: Soldagem FSW dissimilar de AA2024-T3 com Ti6Al4V, utilizando parâmetros com controle de velocidade de rotação com 800 rpm, 300 mm/min e 0,5 mm de *offset*. Detalhe da região com a superfície consolidada.

A tentativa de utilizar o controle de força para estabilizar a penetração da ferramenta não foi bem-sucedido nas condições testadas com o uso simultâneo do controle por potência da velocidade de rotação do *spindle*. A variação da velocidade de rotação pode alterar a relação da força aplicada pela ferramenta com o material, causando uma pequena variação na penetração, que para essa espessura de chapa, produz defeitos tanto na superfície do cordão, quanto na raiz da soldagem.

A Figura 4.9 mostra um exemplo de soldagem com controle de força em 15 kN, realizado com os parâmetros de 2,5 kW de potência do *spindle*, que fez a velocidade de rotação variar entre 800 e 500 rpm ao longo da soldagem, 0,5 mm de *offset* e 300 mm/min de velocidade de avanço. A força e a penetração não se mostraram estável ao longo da soldagem, resultando

em uma superfície de soldagem irregular. Na região destacada com uma descontinuidade na superfície, a raiz também apresenta uma espécie de rechupe na região da interface, possivelmente promovido pelo excesso de penetração da ferramenta, que alterou o fluxo do material movimentado. Esse tipo de problema na raiz também foi observado em outros ensaios com descontinuidade na superfície.

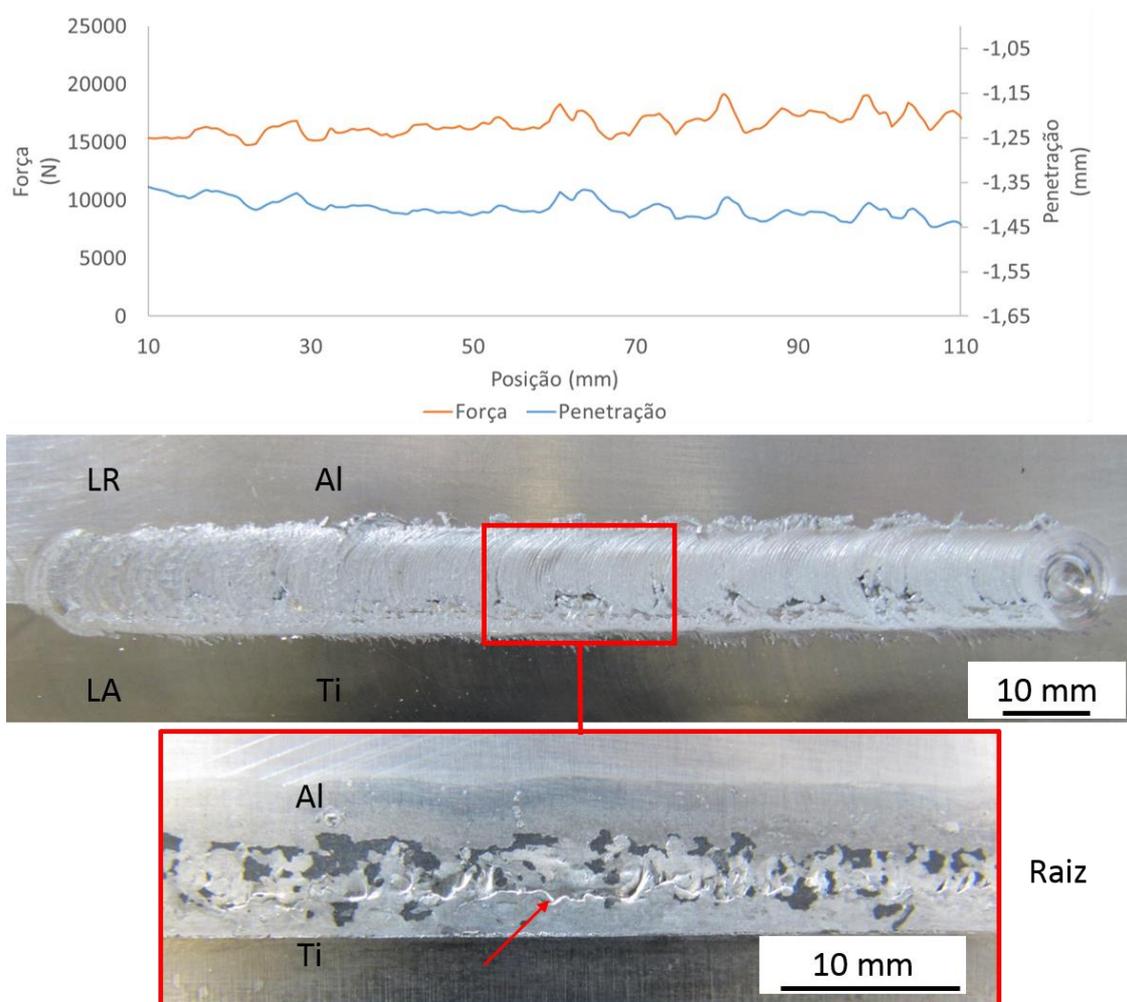


Figura 4.9: Soldagem dissimilar de AA2024-T3 com Ti6Al4V, utilizando o controle de velocidade de rotação por potência, com parâmetros de 2,5 kW de potência do *spindle*, 300 mm/min, 0,5 mm de *offset* e controle de força 15 kN. Detalhe da região com descontinuidade na superfície e na raiz.

Na sequência, os ensaios foram feitos utilizando o controle de posição para estabelecer a penetração da ferramenta na tentativa de se obter soldagens com melhor qualidade. No entanto, como os resultados apresentados a seguir indicam, embora o controle de posição permitir maior estabilidade na penetração, a formação de descontinuidades na soldagem está

mais relacionada ao excesso de penetração da ferramenta, seja pela posição da ferramenta ou da força aplicada.

Ainda de forma exploratória, foram testadas mais 4 combinações de valores de *offset*, penetração da ferramenta e potência do *spindle*. O resultado apresentado na Figura 4.10 é referente ao ensaio realizado com potência de 2,5 kW, *offset* de 0,5 mm e penetração da ferramenta de 1,55 mm no material. Nesse ensaio, a penetração foi corrigida manualmente nos primeiros 60 mm de soldagem para atingir a penetração de 1,55 mm. O gráfico mostra que a penetração de ferramenta está mais estável que no ensaio realizado com o controle de força, mas ainda assim, ocorreu a formação de descontinuidades na superfície e na raiz da soldagem em alguns pontos.

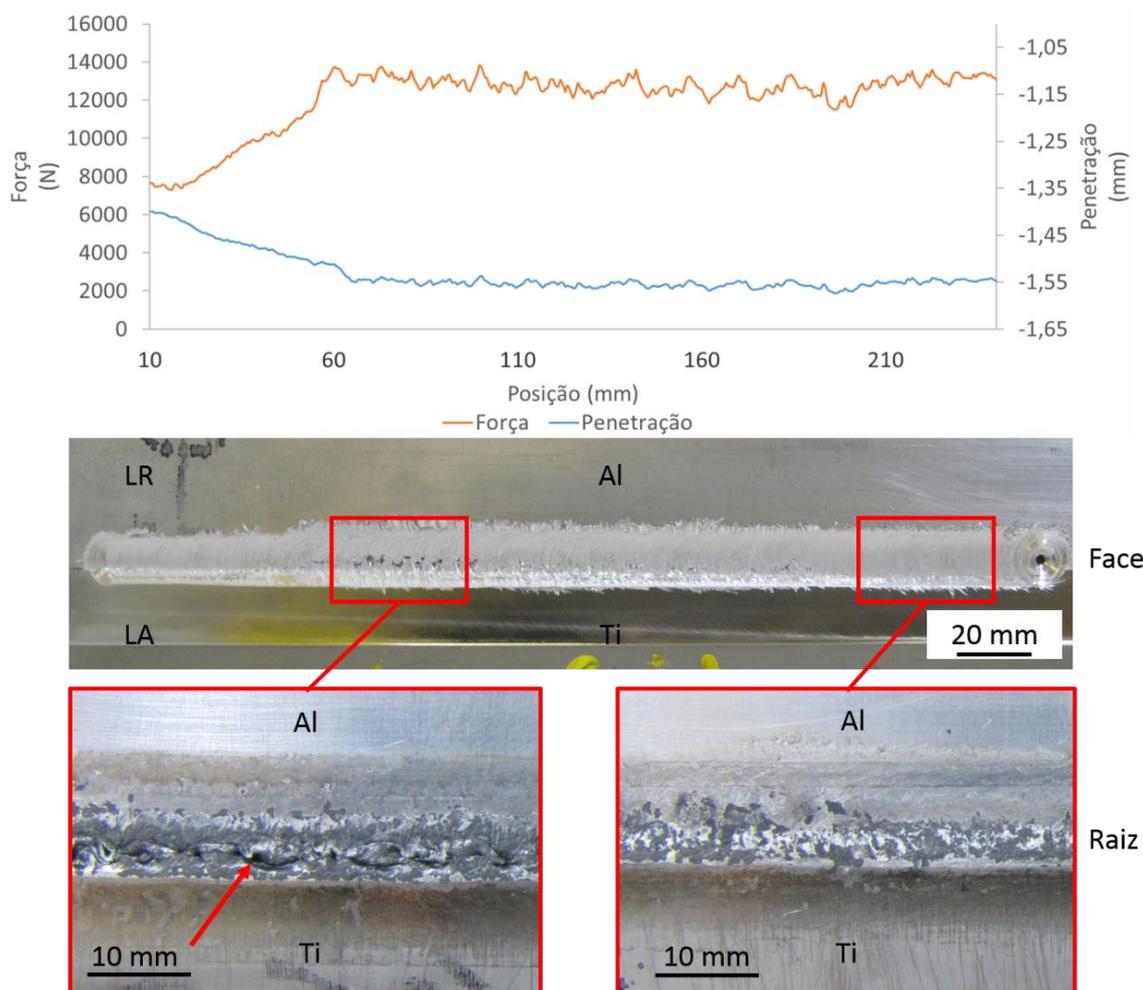


Figura 4.10: Soldagem dissimilar de AA2024-T3 com Ti6Al4V, utilizando controle de velocidade de rotação por potência, com parâmetros de 2,5 kW de potência do *spindle*, 300 mm/min, 0,5 mm de *offset* e controle de posição para penetração de 1,55 mm. Detalhes das

regiões com descontinuidade na superfície e na raiz no início e da região sem descontinuidades próxima ao fim da soldagem.

No teste realizado com os mesmos parâmetros do ensaio anterior, alterando apenas o valor do *offset* para 1,5 mm, aumentando o contato da ferramenta com a chapa de Ti6Al4V, e reduzindo a penetração para 1,4 mm, o resultado foi piorado. Conforme observado na Figura 4.11, ocorreu a formação de um canal na interface dos materiais, ao longo de toda a soldagem.

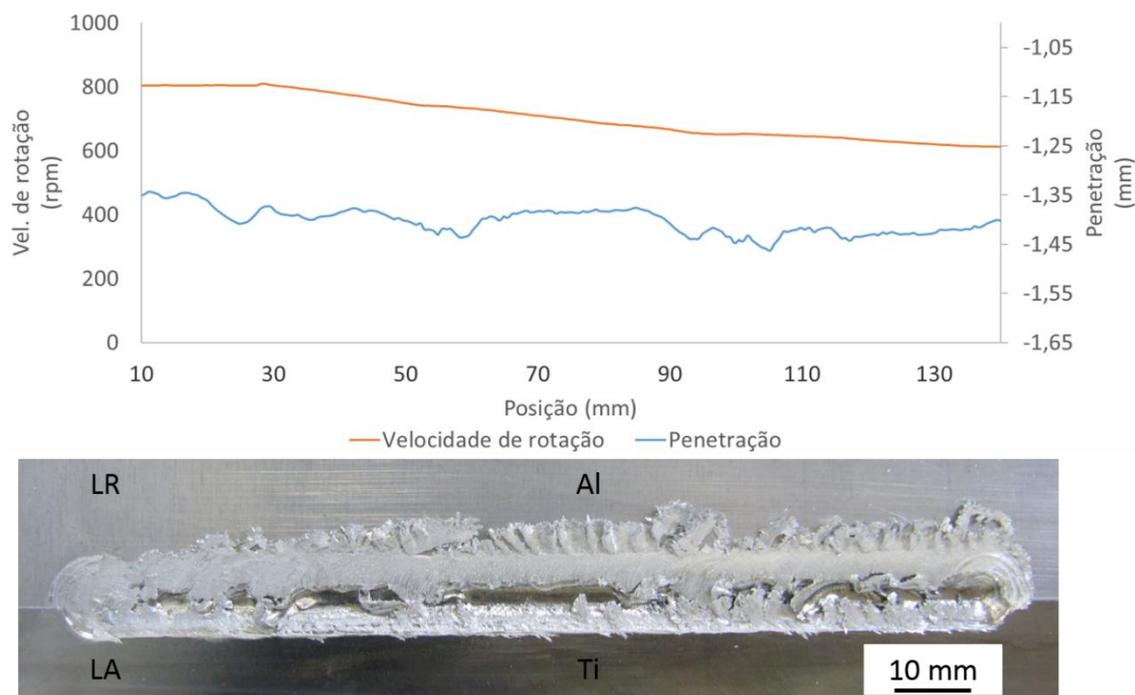


Figura 4.11: Soldagem dissimilar de AA2024-T3 com Ti6 Al 4V, utilizando o controle de velocidade de rotação por potência com parâmetros de 2,5 kW de potência do *spindle*, 300 mm/min, 1,5 mm de *offset* e controle de posição para penetração de 1,4 mm.

Na continuação do desenvolvimento de parâmetros, a condição que apresentou um resultado promissor foi a realizada com penetração reduzida para 1,35 mm, *offset* de 0,5 mm e potência de 3,25 kW. Nessa condição, surgiu uma descontinuidade na superfície na segunda metade do cordão, conforme é possível observar na Figura 4.12.

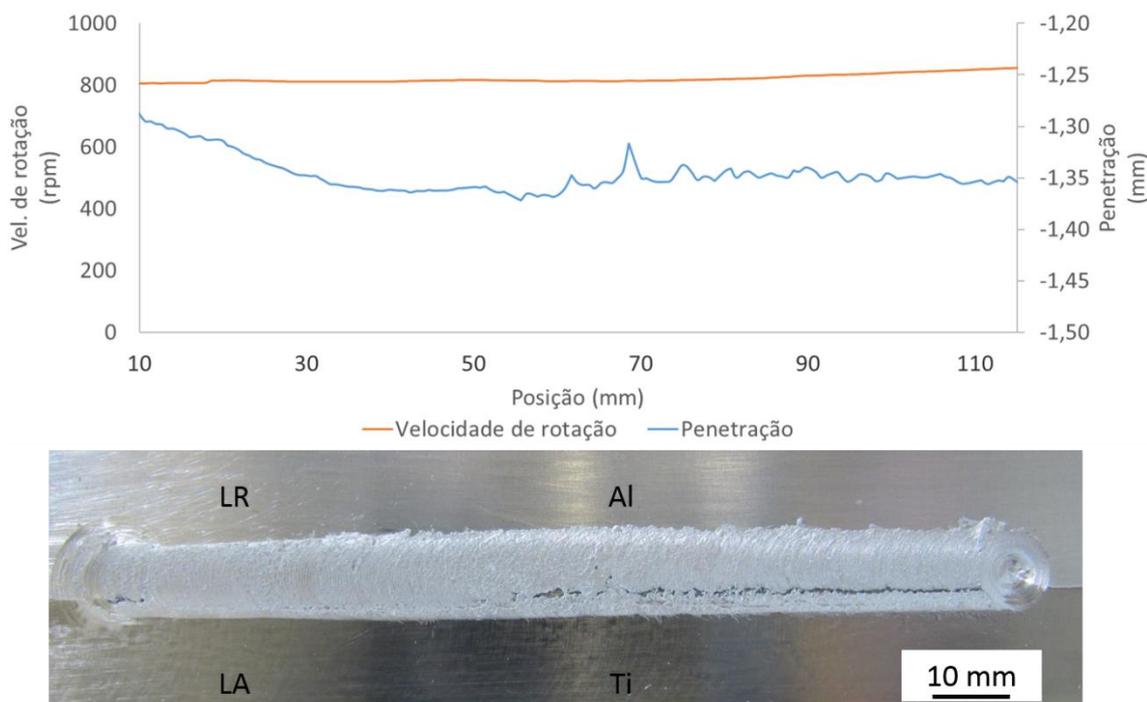


Figura 4.12: Soldagem dissimilar de AA2024-T3 com Ti6Al4V, utilizando controle de velocidade de rotação por potência com parâmetros de 3,25 kW de potência do *spindle*, 300 mm/min, 0,5 mm de *offset* e controle de posição para penetração de 1,4 mm.

Apesar desse ensaio ter sido realizado com uma potência maior em relação aos anteriores, a obtenção da consolidação da soldagem está mais relacionada à redução na penetração. A partir da definição da penetração e *offset* ideais, foi feita uma série de ensaios com variação na potência do *spindle* para verificar o seu efeito no processo de soldagem.

Observando os dados da Tabela 4.3, dos quatro ensaios realizados na sequência, com variação nos valores de potência e com *offset* fixo em 0,5 e penetração em 1,35 mm, é notado a redução proporcional do aporte energético proporcional com a redução da potência utilizada e a redução da velocidade de rotação da ferramenta.

Tabela 4.3: Parâmetros dos ensaios de variação do valor de potência com o melhor valor de penetração da ferramenta e de *offset* para soldagem do par AA2024-T3 e Ti6Al4V com espessura de 1,57 mm.

<b>Potência</b> <b>(kW)</b>	<b>Vel.</b> <b>(mm/min.)</b>	<b>Penet.</b> <b>(mm)</b>	<b>Offset</b> <b>(mm)</b>	<b><math>\omega</math></b> <b>(rpm)</b>	<b>A.E.</b> <b>(kJ/mm)</b>
4,00	300	1,35	0,5	800-1090	0,80
3,25	300	1,35	0,5	800-855	0,65
2,50	300	1,35	0,5	615-655	0,50
1,75	300	1,35	0,5	500-300	0,35

Em relação ao aspecto superficial das soldagens, mostrado na Figura 4.13, o ensaio feito com a potência do *spindle* em 2,5 kW foi o que apresentou o melhor acabamento, sem indícios de descontinuidades. O cordão soldado com 1,75 kW possui aparência de soldagem fria, com a presença de uma região com falta de material no cordão, deslocada ligeiramente para o lado da chapa de alumínio. As soldagens com 3,5 kW e 4,0 kW apresentam descontinuidades na superfície em uma linha deslocada para o lado da chapa de titânio e, principalmente na condição de soldagem com 4,0 kW, há a presença de uma quantidade significativa de rebarbas.

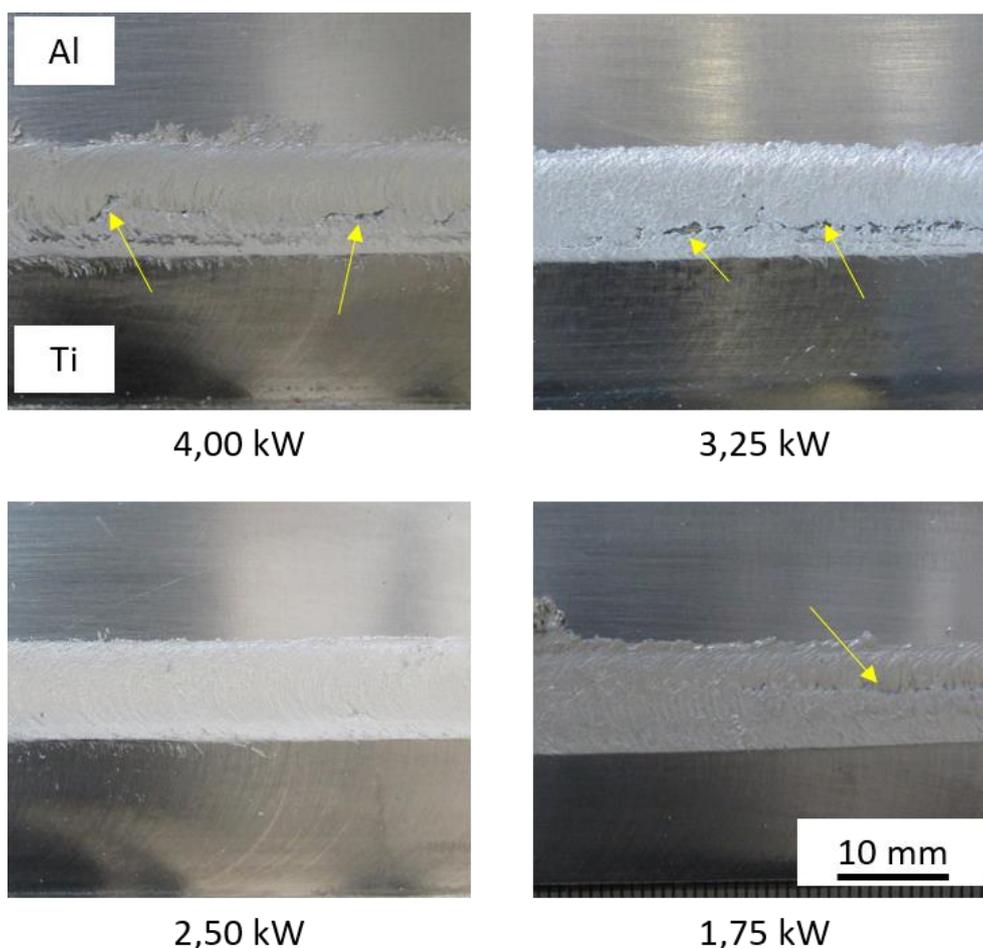


Figura 4.13: Acabamento superficial das soldagens de AA2024-T3 com Ti6Al 4V com variação no parâmetro de potência do *spindle*. O melhor acabamento foi obtido na soldagem com 2,5 kW. As setas indicam a presença de defeitos superficiais.

No comparativo da seção transversal das soldagens, apresentado na Figura 4.14, se observa que nas condições soldadas com 3,25 kW e 2,50 kW não há indícios de vazios na zona misturada. Utilizando a linha vermelha da figura como referência, é possível perceber a deformação ocorrida no processo, deslocando alumínio para o lado do titânio na parte superior das chapas e a formação de uma faixa de titânio na zona mistura na parte inferior. Essa faixa de titânio se fragmenta em algumas partes nas duas condições de potência, porém seus fragmentos permanecem predominantemente na base da soldagem.

Na condição soldada com 4,0 kW há um vazio no centro da amostra e uma perda de material significativa na superfície. Também é possível notar o desprendimento de fragmentos de titânio e sua mistura na zona misturada, até próximo à superfície. O maior aporte energético resultante dos parâmetros utilizados nesta condição pode ter provocado a formação de rebarbas, expulsando material da zona mistura, não permitindo a consolidação completa da soldagem.

Observando a seção transversal da junta soldada com potência de 1,75 kW, se observa a formação significativamente menor da linha de titânio na base da soldagem, em comparação com as outras condições. Já a falta de material na superfície, devido à uma condição oposta da soldagem realizada com 4,00 kW, o aporte energético foi insuficiente para plastificar o material o suficiente para consolidar adequadamente a junta. Por estar frio, esse material é perdido na forma de cavacos e por adesão na ferramenta de soldagem.

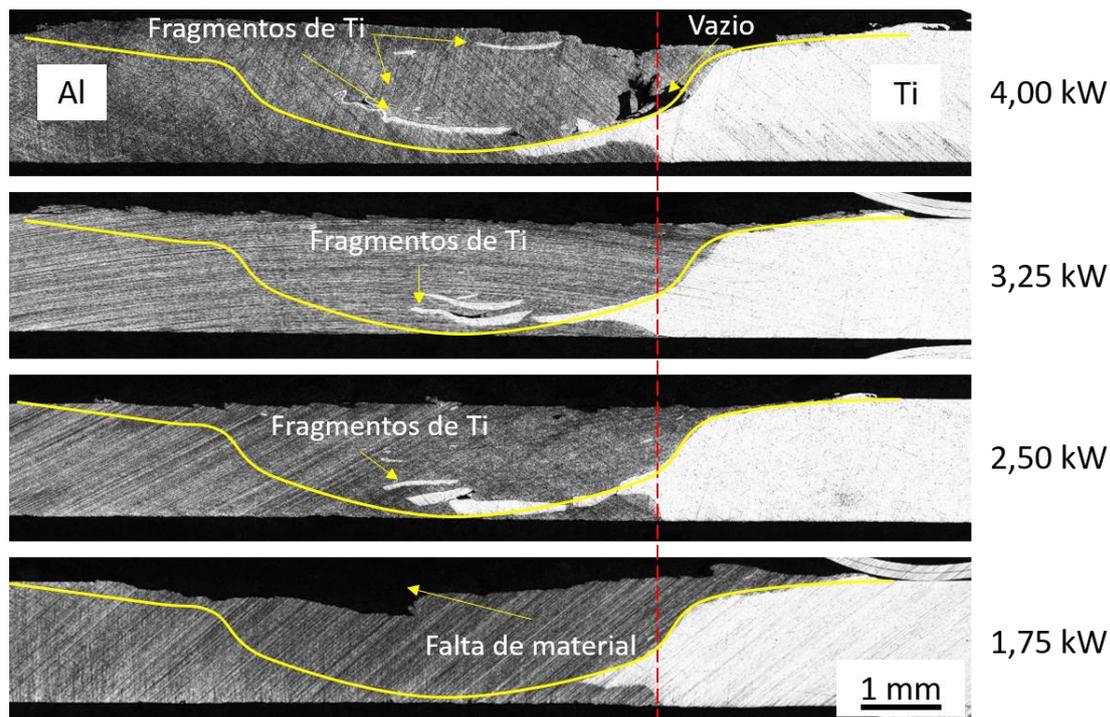


Figura 4.14: Comparativo da seção transversal das juntas de AA2024-T3 e Ti6Al4V com espessura de 1,57 mm e soldadas com diferentes valores de potência do *spindle*. Todas as condições testadas foram soldadas com velocidade de avanço de 300 mm/min., *offset* de 0,5 mm e penetração de 1,35 mm, A linha vermelha indica a interface do material anterior à soldagem e a marcação em amarelo indica a região aproximada de atuação da ferramenta de soldagem.

#### 4.1.2.1. Simulação térmica da soldagem

A soldagem com 2,50 kW foi instrumentada com termopares para o desenvolvimento do modelo de simulação térmica da junta com a finalidade de estimar a máxima temperatura

atingida durante o processo e relacionar estes dados com as mudanças na microestrutura dos materiais.

Conforme a Figura 4.15 mostra, a calibração do modelo está de acordo com as medidas de temperatura obtidas nos termopares instalados tanto na chapa de alumínio quanto na chapa de titânio. A temperatura máxima obtida nos termopares não corresponde à temperatura máxima do processo, já que os termopares estão dispostos à 15 mm do centro da junta no lado do alumínio e à 10 mm do centro da junta no lado do titânio.

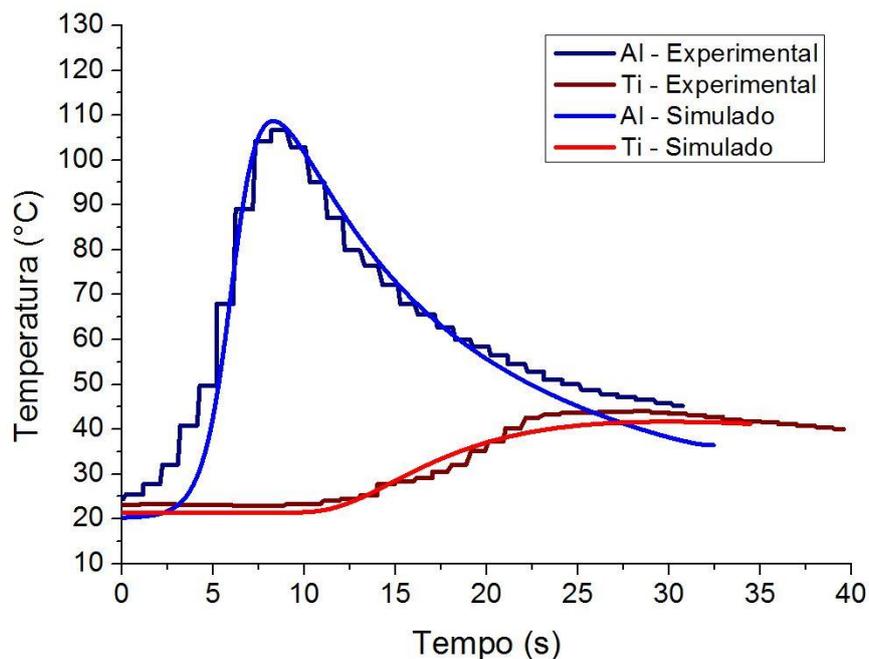


Figura 4.15: Curva de calibração do modelo de simulação térmica obtida com termopares posicionados nas chapas.

Observando a Figura 4.16 nota-se que a temperatura maior foi obtida na liga de titânio, que conforme a simulação mostra, a temperatura máxima estimada foi de 400 °C. No lado da liga de alumínio, a temperatura máxima estimada é de 311 °C e na ferramenta de soldagem foi de 358 °C na região de contato com a chapa da liga de titânio.

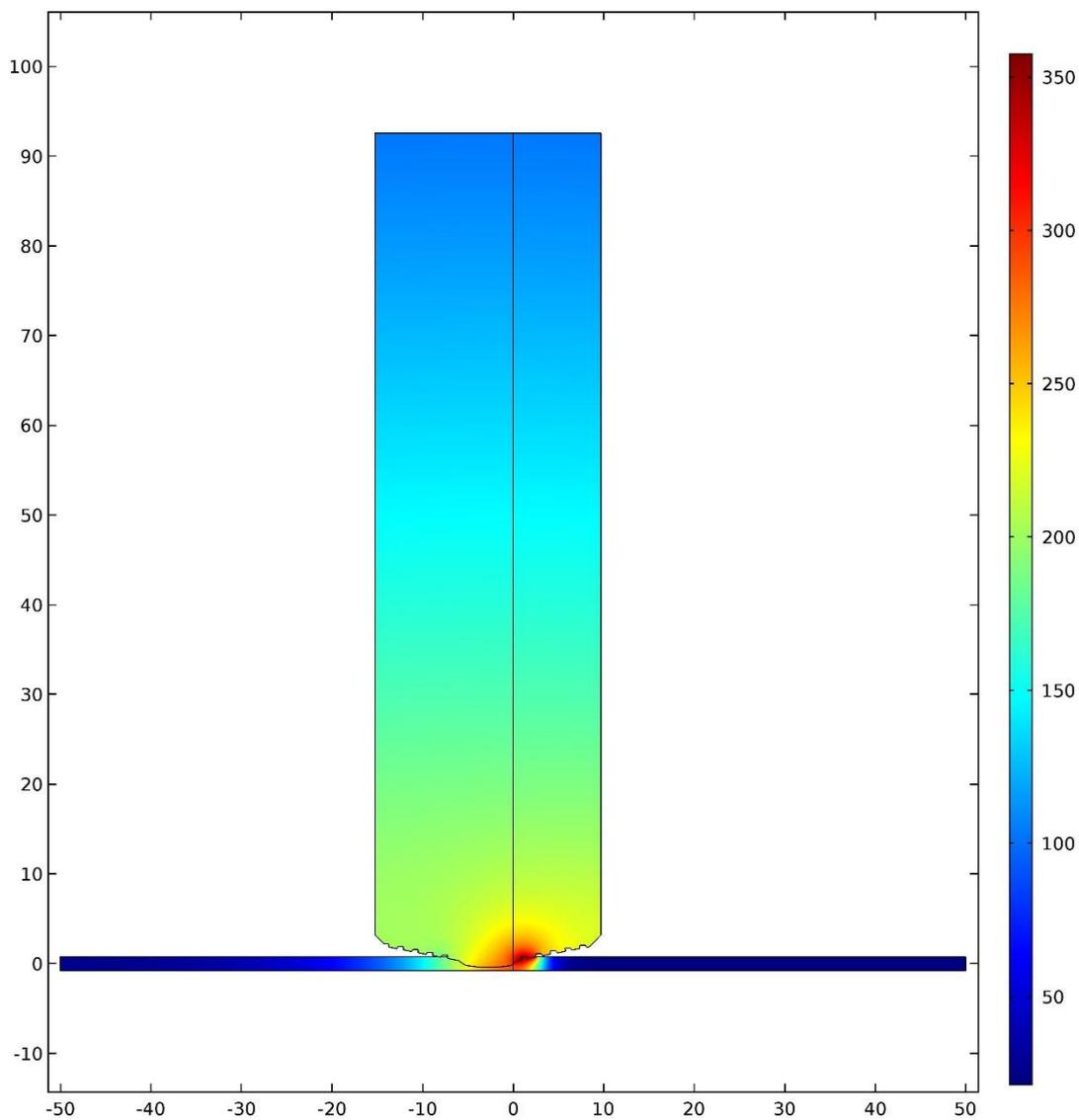


Figura 4.16: Imagem obtida na simulação térmica do processo de soldagem. A chapa de titânio está posicionada à direita.

Os dados obtidos nessa simulação ajudam a entender o comportamento da microestrutura obtida na zona misturada e os mecanismos de interação entre as ligas de alumínio e titânio durante o processo de união.

## 4.2. Soldagem em chapas de maior espessura

### 4.2.1. AA6063-T5 – Ti6Al4V

Assim como foi realizado na condição de chapas finas, o desenvolvimento em chapas grossas iniciou-se com a liga de alumínio AA6063-T5 para avaliação da viabilidade.

O desenvolvimento inicial, realizado com o modelo de ferramenta de ponta reta, foi inicialmente testado somente no alumínio para obtenção de um parâmetro de soldagem com boas características que possibilitassem a aplicação na junta dissimilar para um posterior refinamento de parâmetros.

O primeiro ensaio, com velocidade de rotação de 800 rpm e penetração de 2,8 mm resultou em um processamento com a superfície repleta de defeitos. O ensaio seguinte foi feito com o aumento gradual da penetração e, conforme se observa na Figura 4.17, ao atingir a penetração de 3,0 mm, a superfície do cordão apresentou um bom acabamento e isentas de defeitos, mostrando que a geometria da ferramenta desenvolvida é adequada para o processo. Neste mesmo ensaio, foi possível observar o valor de potência para ser utilizado no ensaio com controle por potência.

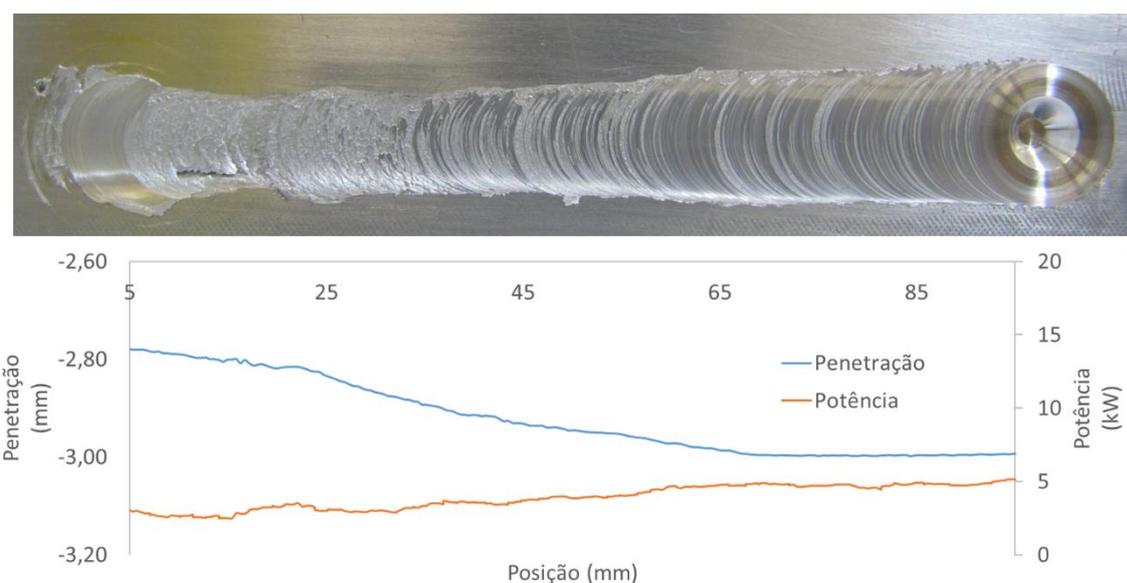


Figura 4.17: Processamento da liga de alumínio AA6063-T5, utilizando velocidade de rotação de 800 rpm, 200 mm/min.

O processamento da liga AA6063-T5, com controle de potência, foi estável, repetindo o resultado feito com o controle convencional, como pode ser observado na Figura 4.18. A partir deste resultado foi feita a tentativa da união dissimilar.

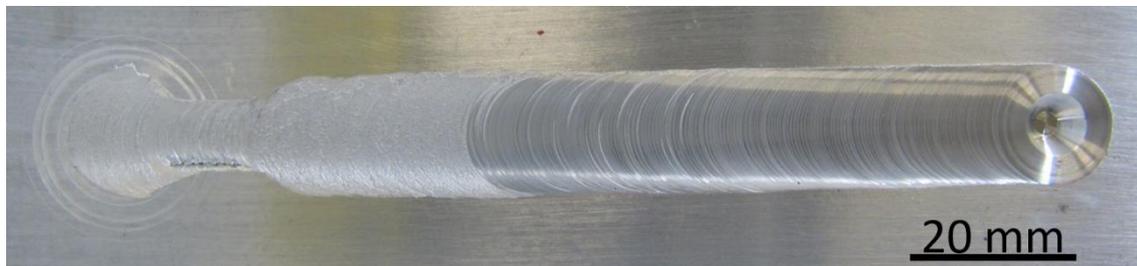


Figura 4.18: Processamento da liga de alumínio AA6063-T5, utilizando potência de 5,2 kW e controle de força.

Nos primeiros ensaios dissimilares entre as ligas AA6063 e Ti6Al4V, foi feita a tentativa de utilizar os controles de penetração por força e de velocidade de rotação por potência simultaneamente. No entanto, não foi possível obter uma soldagem estável com a quantidade de ensaios realizadas, mas o resultado obtido em um trecho com bom acabamento superficial foi utilizado para avaliar a viabilidade do processo.

A Figura 4.19 mostra a superfície da soldagem dissimilar das ligas AA6063-T6 com a liga Ti6Al4V soldada com a potência de 5,2 kW e força de 12,5 kN com um trecho sem a presença de defeitos na superfície, já a Figura 4.20, feita da seção transversal da soldagem, indica a presença de um defeito volumétrico, que pode ser associado à geometria da ponta da ferramenta. Observando a região destacada da imagem do defeito, nota-se que o fluxo da liga de titânio imprimido pela ferramenta não ocorre de forma suave, prejudicando a fluidez adequada do material para consolidação da junta.

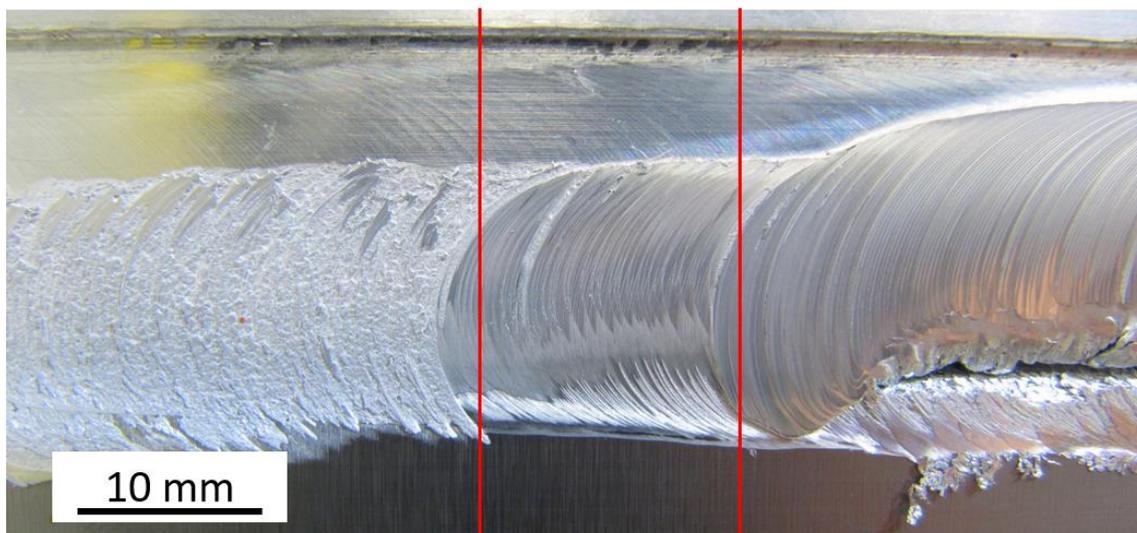


Figura 4.19: Trecho da soldagem dissimilar das ligas AA6063-T5 e Ti6Al4V com controle de potência de 5,2 kW. Destaque para região consolidada de onde foi retirada uma amostra para análise da seção transversal.

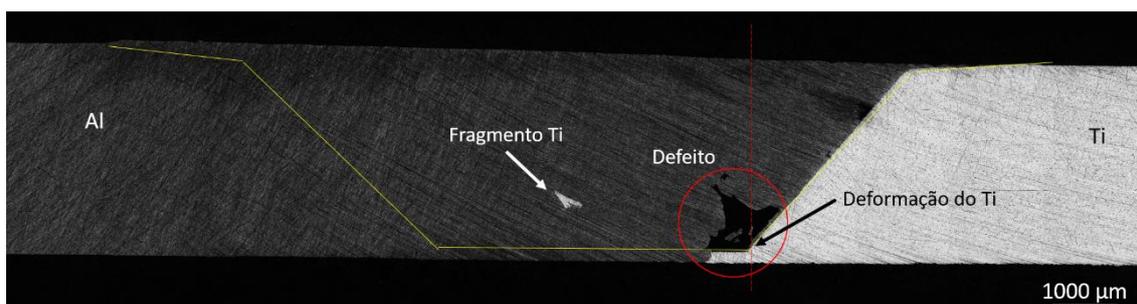


Figura 4.20: Seção transversal da soldagem dissimilar das ligas AA6063-T5 e Ti6Al4V com controle de potência de 5,2 kW feita com a ferramenta de ponta reta. Destaque para presença de defeito volumétrico.

Após a adequação da ferramenta, com a inserção de um raio de 2 mm na aresta da ponta do pino, o teste foi repetido, porém o controle e força foi substituído pelo controle de penetração fixada em 3 mm. O resultado, observado na Figura 4.21, foi a consolidação da junta em toda sua espessura, com a dispersão de um fragmento da liga de titânio na zona misturada e a dispersão de pequenas partículas de titânio misturadas com a liga de alumínio, próximo à interface da junta. Sem a inserção do chanfro nas bordas das chapas, a característica da interface seria uma dispersão grande de fragmentos de liga de titânio na porção superior da chapa devido ao contato excessivo da ferramenta e a possibilidade de não ocorrer a consolidação na raiz devido à distância da extremidade do pino cônico com a interface. Como este resultado indicou

a viabilidade do processo, iniciou-se a adaptação desta condição para o par AA7075 com Ti6Al4V.

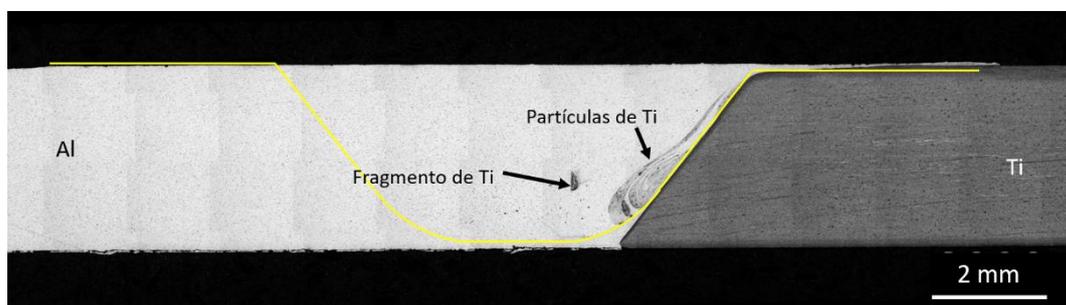


Figura 4.21: Seção transversal da soldagem dissimilar das ligas AA6063-T5 e Ti6Al4V com controle de potência de 5,2 kW feita com a ferramenta de ponta arredondada. Não é notada a presença de defeito volumétrico.

A Tabela 4.4 apresenta os parâmetros utilizados na soldagem com a variação da velocidade de rotação e o aporte energético resultante.

Tabela 4.4: Parâmetros do ensaio de soldagem dissimilar das ligas AA6063-T5 e Ti6Al4V com espessura de 3,15 mm e ferramenta com a ponta arredondada. A velocidade de avanço é de 200 mm/min.

Cont. do <i>spindle</i>	$\omega$ (rpm)	Potência (kW)	Offset (mm)	A.E. (kJ/mm)	Resultado
Potência	920-980	5,2	1,8	1,40	Junta consolidada sem defeitos

#### 4.2.2. AA7075-T6 – Ti6Al4V

Na série de ensaios com a liga AA7075, foram testadas condições com velocidade de rotação variando entre 300 rpm e 1000 rpm, com controles de velocidade de rotação fixo e por potência. O valor do *offset* também sofreu variações até a obtenção de uma junta sem defeitos aparentes na superfície de soldagem.

A soldagem realizada com o valor de *offset* de 1,8 mm e o controle da velocidade de rotação da ferramenta feita por potência fixada em 3,9 kW, resultou em uma junta com um

defeito na interface que se estendeu por quase todo o comprimento da junta, conforme observado na Figura 4.22. Apenas no trecho final a superfície parece consolidada. Nesta região a velocidade de rotação da ferramenta subiu de cerca de 350 rpm para 600 rpm, com a potência de aproximadamente 5 kW. Essa mudança ocorreu devido à um alarme utilizado na programação da soldagem que altera o tipo de controle da máquina quando a velocidade de rotação atinge limites previamente programados, para evitar qualquer avaria na ferramenta. Apesar da mudança na condição de soldagem, os resultados obtidos nesse experimento serviram para indicar que a faixa de velocidade de rotação da ferramenta utilizada não é adequada.

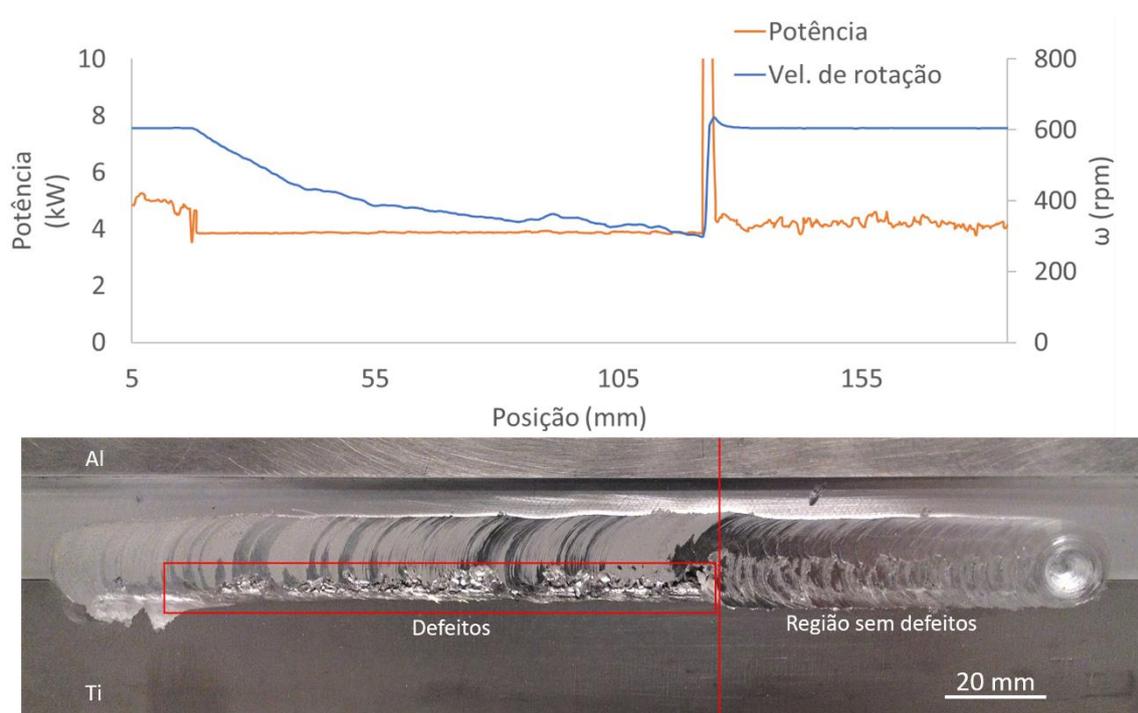


Figura 4.22: Soldagem das ligas AA7075-T6 com Ti6Al4V. Trecho inicial soldado com controle de potência em 3,9 kW com defeitos na superfície e trecho final soldado com velocidade de rotação constante de 600 rpm sem defeitos na superfície.

A seção transversal da soldagem observada em uma amostra retirada na região soldada com a velocidade de rotação de 600 rpm combinado com o *offset* de 1,8 mm, mostrada na Figura 4.23, apresenta a zona misturada repleta de defeitos volumétricos causados principalmente pelo escoamento inadequado do material na zona misturada.

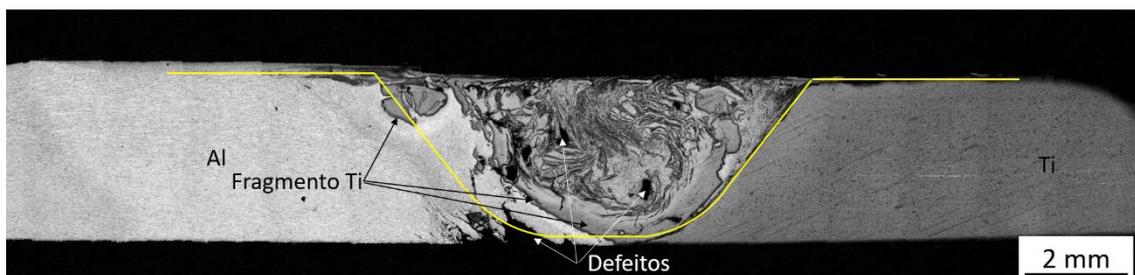


Figura 4.23: Seção transversal da região sem defeito na superfície soldada com velocidade de rotação constante de 600 rpm. Destaque para grande quantidade de fragmentos da liga de titânio na zona misturada e defeitos volumétricos na zona misturada e na raiz da junta.

Outros ensaios realizados com o aumento da potência, e conseqüentemente a velocidade de rotação, e a manutenção do *offset* em 1,8 mm não permitiram a obtenção de soldagens com boas características. A melhor condição de soldagem foi obtida somente com a redução do *offset* para 1,3 mm, reduzindo assim o contato da ferramenta com a liga de titânio e o aumento da velocidade de rotação da ferramenta para 1000 rpm. A Figura 4.24 mostra a superfície da soldagem sem defeitos e a Figura 4.25 apresenta a seção transversal da junta, também sem a presença de defeitos e com a raiz da soldagem consolidada. Apesar da redução do valor de *offset* ainda ocorreu uma significativa fragmentação da liga de titânio, que se mistura com a liga de alumínio na zona misturada, mas a maior velocidade de rotação empregada permitiu o fluxo adequado do material para evitar a formação de defeitos volumétricos.



Figura 4.24: Soldagem das ligas AA7075-T6 e Ti6Al4V em chapas com chanfros. Velocidade de rotação de 1000 rpm, velocidade de avanço de 200 mm/min., *offset* de 1,3 mm e penetração de 3,0 mm.

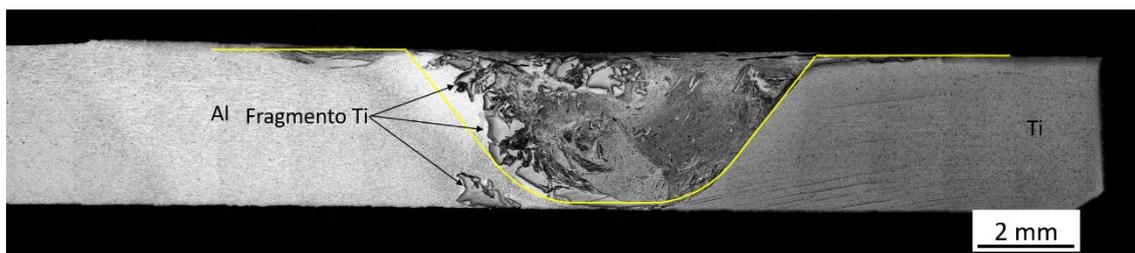


Figura 4.25: Seção transversal da soldagem das ligas AA7075-T6 e Ti6Al4V com velocidade de rotação de 1000 rpm, velocidade de avanço de 200 mm/min., *offset* de 1,3 mm e penetração de 3,0 mm. Sem indícios de defeitos.

Devido à grande quantidade de fragmentos da liga de titânio na zona misturada, que pode acarretar no desgaste prematuro da ferramenta de soldagem, foi realizado outro ensaio com modificação do *offset* para 0,5 mm, mantendo os parâmetros de soldagem e tipos de controle. O resultado, no entanto, foi a formação de defeitos na região da interface, como pode-se observar na Figura 4.26.



Figura 4.26: Soldagem das ligas AA7075-T6 e Ti6Al4V em chapas com chanfros. Velocidade de rotação de 1000 rpm, velocidade de avanço de 200 mm/min., *offset* de 0,5 mm e penetração de 3,0 mm. Formação de defeito na interface.

Após a série de ensaios, notou-se que a melhor condição utilizada foi a de velocidade de rotação fixa em 1000 rpm, com *offset* de 1,3 mm. Velocidades de rotação inferiores não proporcionaram aquecimento suficiente para promover o escoamento ideal do alumínio para consolidação da junta. Ao utilizar *offset* de 0,5 mm, mesmo com a velocidade de rotação em 1000 rpm, não foi possível consolidar a junta. A Tabela 4.5 apresenta um resumo dos resultados obtidos de acordo com os parâmetros utilizados nos ensaios.

Em relação à utilização do controle de velocidade de rotação por potência, não foi possível a obtenção de uma junta com comportamento estável ao longo do seu comprimento com os parâmetros utilizados. Como o foco desta etapa o trabalho foi avaliar somente a

utilização do chanfro na interface, não foram realizados novos testes que poderiam confirmar o potencial do uso do controle de potência, assim como foi utilizado na soldagem do par AA2024-Ti6Al4V.

Tabela 4.5: Resultados obtidos nos ensaios de soldagem dissimilar entre as ligas AA7075-T6 e a liga Ti6Al4V com espessura de 3,15 mm e chanfro na interface.

<b>Cont. do spindle</b>	<b><math>\omega</math> (rpm)</b>	<b>Potência (kW)</b>	<b>Offset (mm)</b>	<b>A.E. (kJ/mm)</b>	<b>Resultado</b>
Potência	600-300	3,9	1,8	1,05-1,14	Instabilidade do processo e formação de defeitos
Potência	600-420	4,2	1,8	1,05	Formação de defeito na interface
Vel. Constante	500	4,1	1,8	1,12	Formação de defeito na interface
Vel. Constante	1000	5,2	1,3	1,40	Junta consolidada, sem a presença de defeitos
Vel. Constante	1000	5,6	0,5	1,53	Formação de defeito na interface

### 4.3. Caracterização microestrutural

#### 4.3.1. Materiais de base

As ligas metálicas utilizadas neste trabalho foram caracterizadas através de microscopia de luz visível e microscopia eletrônica de varredura para efeito de comparação com os mesmos materiais apresentados na literatura. Com esses resultados, também é possível notar o efeito do processo de FSW na deformação, redução do tamanho de grãos e na modificação da distribuição de precipitados nas ligas.

#### 4.3.1.1. Ti6Al4V

Observando a Figura 4.27 é possível notar a presença da fase  $\alpha$  e  $\beta$  na liga, típica estrutura encontrada na liga Ti6Al4V. Devido ao tratamento de recozimento e laminação, nota-se a presença de fase  $\beta$  deformada devido ao processo mecânico e uma matriz  $\alpha$  equiaxial, similar ao reportado por DONACHIE (2000).

A Figura 4.27(a) mostra a microestrutura observada por microscopia de luz visível, a Figura 4.27(b) a uma imagem similar, mas obtida pelo MEV. Em ambas as imagens é observado o efeito da laminação no formato da fase  $\beta$ . Na imagem obtida por MLV a fase  $\beta$  aparece como estruturas mais escuras enquanto nas imagens obtidas por MEV a mesma estrutura aparece mais claras.

A Figura 4.27(c) observa-se com mais nitidez a fase  $\alpha$  equiaxial e a fase  $\beta$  dispersa, enquanto a Figura 4.27(d) destaca presença de pequenos particulados da fase  $\beta$  dispersa na matriz.

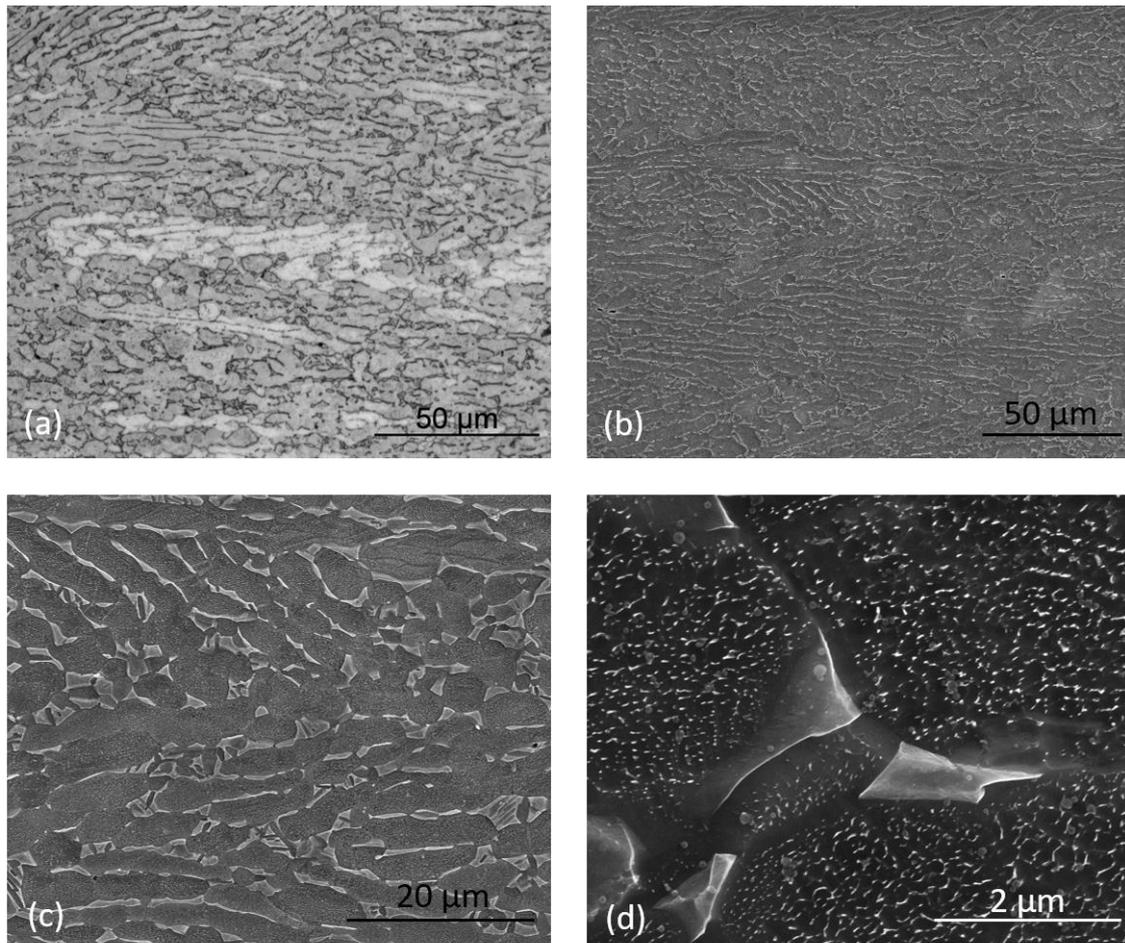


Figura 4.27: Microestrutura da liga Ti6Al4V. (a) Imagem de MLV, sendo  $\alpha$  nas regiões claras e  $\beta$  nas regiões escuras. (b) Imagem de MEV, sendo  $\alpha$  nas regiões escuras e  $\beta$  nas regiões claras. (c) Imagem de MEV com maior detalhamento da fase  $\beta$ . (d) Imagem de MEV na qual é possível pequenas partículas de fase  $\beta$  dispersa na matriz  $\alpha$ .

#### 4.3.1.2. AA6063-T5

A imagem da microestrutura da liga AA6063-T5 obtida através de MEV mostra apenas os precipitados da liga em formato de bastões dispersos na matriz em diversos tamanhos. Segundo SATO (1999) essa precipitado é a fase  $\beta$ -Mg<sub>2</sub>Si.

Essa liga é de difícil caracterização por MLV, não sendo possível observar os contornos de grãos do material.

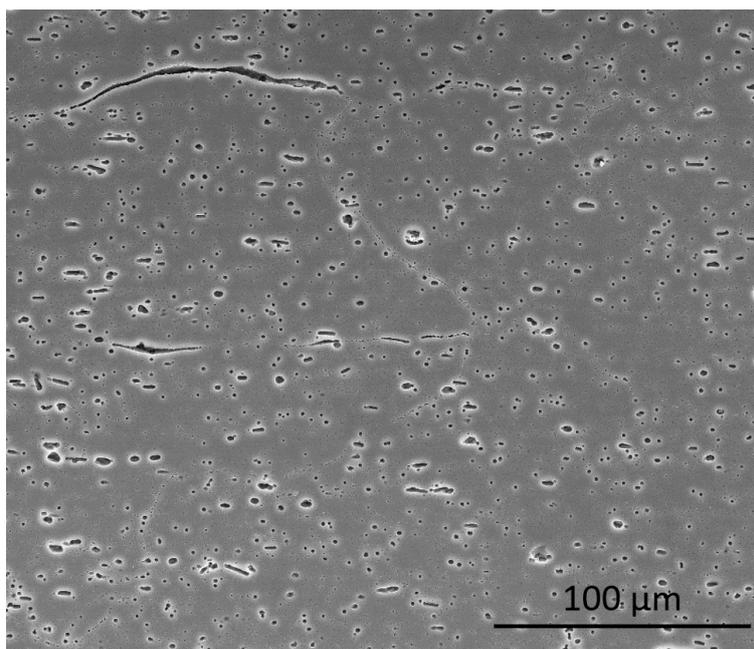


Figura 4.28: Imagem de MEV do material de base da liga AA 6063-T5.

#### 4.3.1.3. AA2024-T3

Observando a imagem obtida por microscopia de luz visível do material de base da liga AA2024-T3 (Figura 4.29a) nota-se a os grãos alongados, resultado do processo de laminação da chapa. Na Figura 4.29b, obtida por MEV, é observada a fase S ( $Al_2Cu$ ) como uma estrutura alongada e mais clara em relação à matriz. Essa fase, segundo BUCHHEIT (1997) representa cerca de 60 % dos precipitados dessa liga.

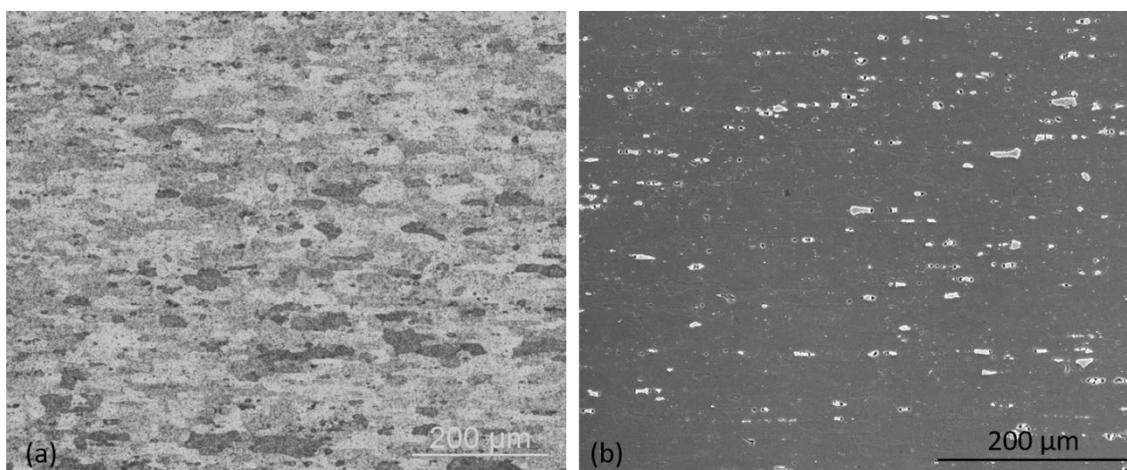


Figura 4.29: Microestrutura do material de base da liga 2024-T4. (a) MLV. (b) MEV.

#### 4.3.1.4. AA7075-T6

A caracterização microestrutural da liga AA7075-T6 revelou os grãos, tanto por microscopia de luz visível (Figura 4.30(a)) quanto por MEV (Figura 4.30b). O tamanho de grão de aproximadamente 200  $\mu\text{m}$  são consideravelmente maiores quando comparados com os grãos da liga AA2024-T3.

Observando o interior dos grãos mais claros da Figura 4.30(c) nota-se a presença de precipitados micrométricos, conforme mostra a Figura 4.30(d). A confirmação da composição dessa microestrutura necessitaria de uma análise mais detalhada por técnicas de microscopia de transmissão.

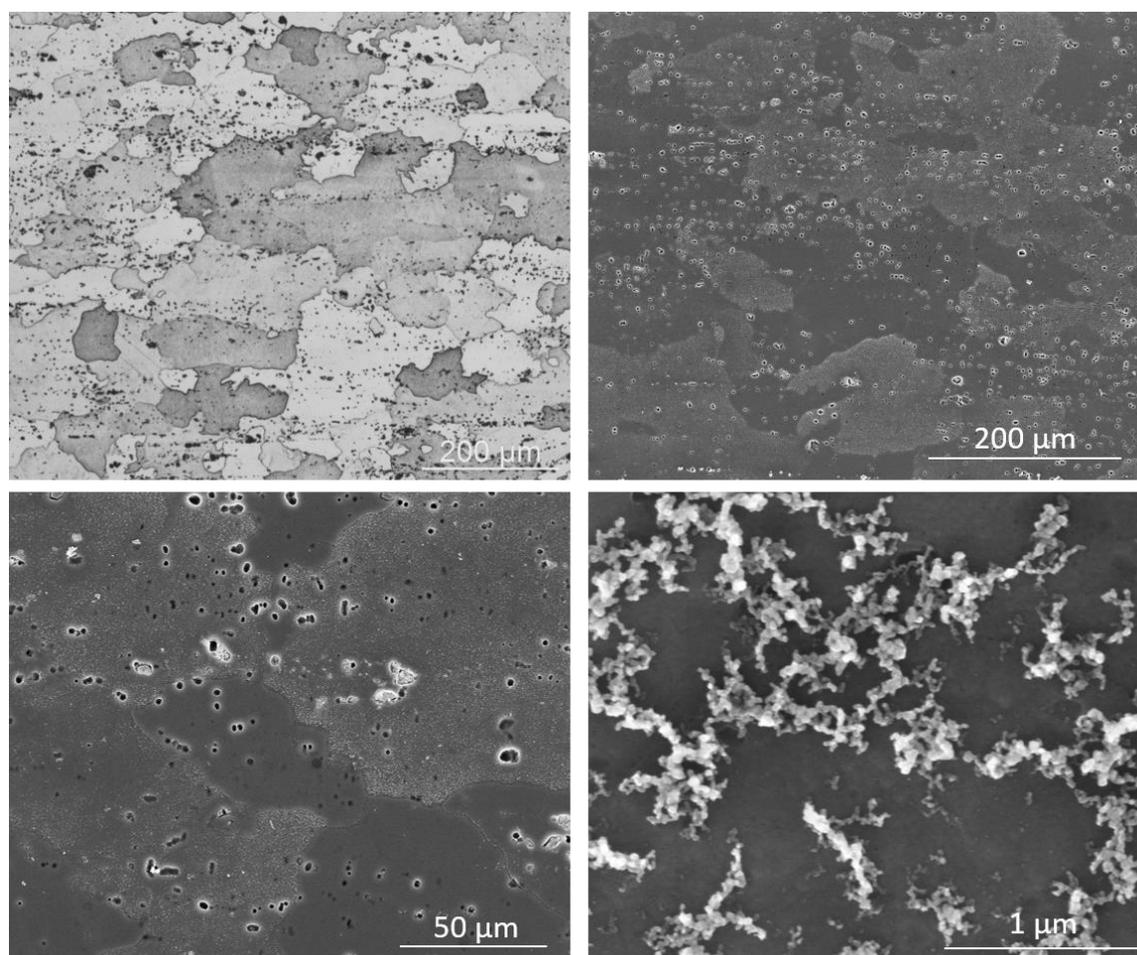


Figura 4.30: Microestrutura do metal de base da liga AA7075-T6. (a) Imagem de MLV. (b), (c) e (d) imagens de MEV.

### 4.3.2. Análise da microestrutura AA6063-T5 com Ti6Al4V

Para diferenciar as duas condições de soldagem nas quais foram utilizadas a liga AA6063-T5, nos capítulos posteriores há a divisão entre “chapas finas” e chapas grossas”.

O termo “chapas finas” é utilizado para referenciar a condição na qual a liga AA6063-T5 foi soldada como prévia à soldagem da liga AA2024-T3, utilizando a ferramenta de pino menor.

Já o termo “chapas grossas” é utilizado para referenciar a condição na qual a liga AA6063-T5 foi soldada como prévia à soldagem da liga AA7075-T6, utilizando a ferramenta de pino maior.

#### 4.3.2.1. Soldagem de “chapas finas”

A melhor condição de soldagem encontrada na série de ensaios do par AA6063-T5 com Ti6Al4V, soldada com a ferramenta com 1,1 mm de comprimento de pino, para avaliação de viabilidade do processo foi selecionada para análise. O parâmetro utilizado na junta soldada selecionada foi de 300 rpm de velocidade de rotação e 0,5 mm de *offset* da ferramenta.

A junta foi analisada por microscopia de luz visível e microscopia eletrônica de varredura para verificar as alterações na microestrutura dos materiais durante o processo de soldagem. Para uma visão geral das mudanças nos materiais, a Figura 4.31 apresenta as imagens de microscopia de luz visível de diversas regiões da junta.

A Figura 4.31(a) mostra o metal de base da liga de alumínio, onde se observa alguns contornos de grãos que não aparecem na mesma magnificação na Figura 4.31(b), localizada no centro da zona misturada, devido ao refinamento da microestrutura provocado pela ferramenta de soldagem.

A Figura 4.31(c), feita na região de interface dos materiais, próxima a superfície das chapas, não indica a presença de descontinuidades nessa região indicando a consolidação da soldagem. A mesma indicação de consolidação é dada na Figura 4.31(d), também feita na região de interface dos materiais, porém, próxima à raiz da soldagem.

A Figura 4.31(e) representa a região da liga de titânio deformada pela ação da ferramenta de soldagem. Como a ferramenta não atuou diretamente, misturando a liga de

titânio, ocorreu uma deformação menos severa em comparação a zona misturada da liga de alumínio, provocando um alinhamento dos grãos na direção do fluxo provocado pelo processo de soldagem, mas sem alterar significativamente seu tamanho em relação ao metal de base, mostrado na Figura 4.31(f).

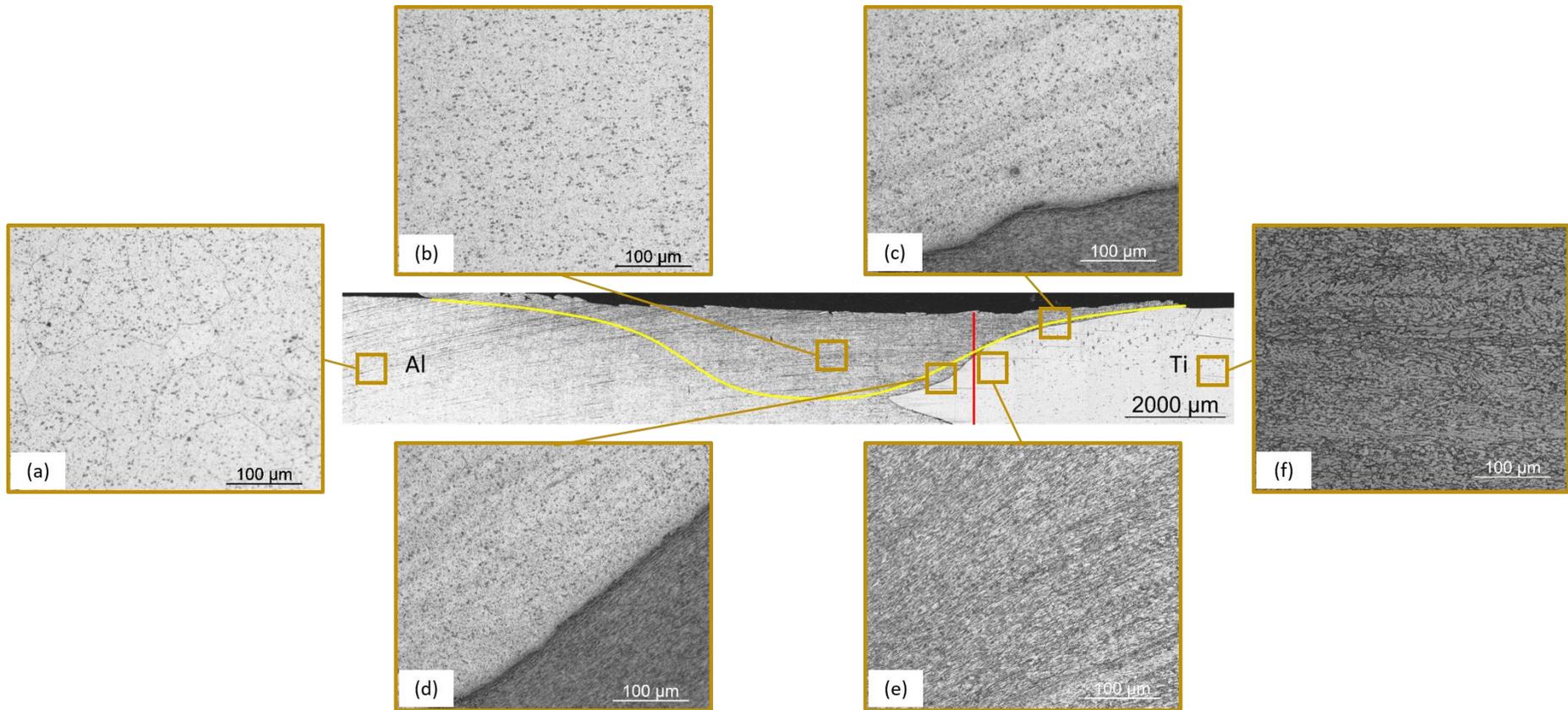


Figura 4.31: Análise das regiões da seção transversal da junta AA6063-T5 e Ti6Al4V, soldada com os parâmetros de 300 rpm e 0,5 mm de *offset*. (a) Liga de alumínio metal base; (b) zona misturada; (c) interface próxima à superfície; (d) interface próxima à raiz; (e) região deformada da liga de titânio; (f) liga de titânio metal base. A linha amarela representa a região aproximada da atuação da ferramenta e a linha vermelha representa a interface antes da soldagem.

Para entender o mecanismo de união dos materiais foram feitas imagens de microscopia eletrônica de varredura na amostra soldada com 300 rpm e 1,5 mm de *offset* e análise de composição química por EDS na amostra soldada com velocidade de rotação da ferramenta de 450 rpm e *offset* de 0,5 mm.

A Figura 4.32 mostra a interface entre o a liga de alumínio e a liga de titânio após a soldagem. Não é visível nenhuma deformação severa nesta região que induza um travamento mecânico muito significativo, há apenas uma ligeira fragmentação da liga de titânio que se mistura com a liga de alumínio na zona misturada. Também não é observado indícios de formação de uma camada de compostos intermetálicos em escala micrométrica na interface.

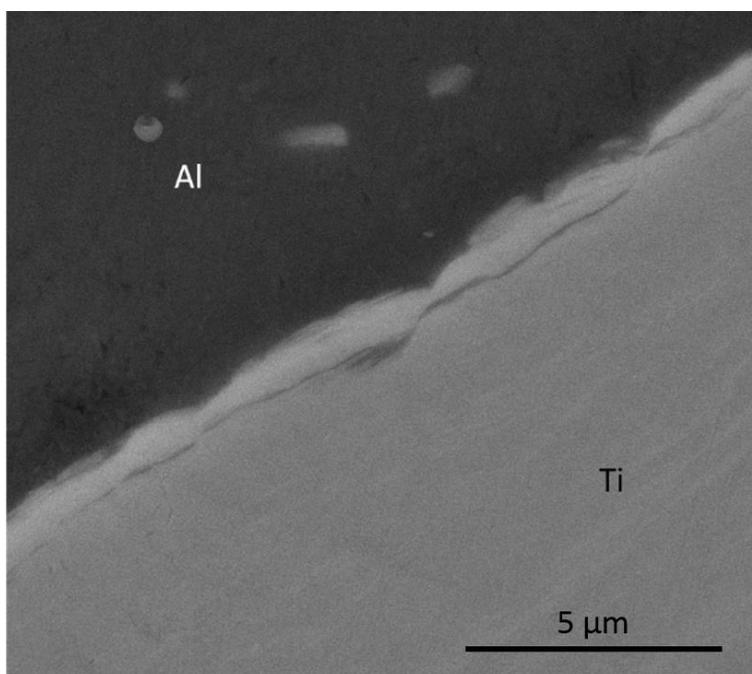


Figura 4.32: Imagem de MEV com elétrons retroespalhados na interface da junta soldada com os parâmetros de 300 rpm e 1,5 mm de *offset*.

As análises de EDS feitas na região superior da soldagem, mais próxima da ação do ombro da ferramenta (Figura 4.33) e na região mais próxima à raiz (Figura 4.34), também não mostraram indícios de formação de compostos intermetálicos na interface da junta soldada. O elemento V da liga de titânio foi suprimido da análise buscando evidenciar a presença de compostos de natureza Al-Ti. As regiões dos gráficos que mostram as curvas de queda da contagem de alumínio e o aumento da contagem de titânio podem sugerir alguma interação entre os dois materiais, no entanto, o comprimento menor que 2 µm está dentro da faixa correspondente ao volume de interação do feixe com a amostra.

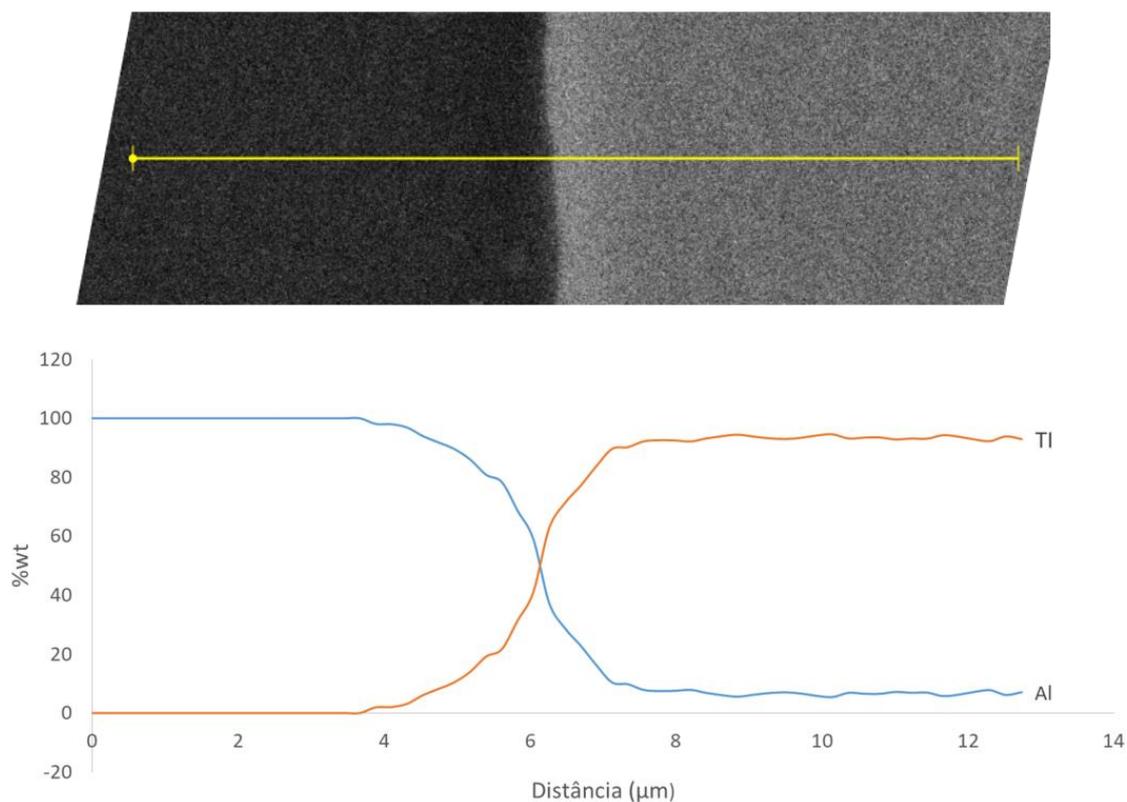


Figura 4.33: Análise de EDS da interface da junta soldada com os parâmetros de 450 rpm e 0,5 mm de *offset*, na região próxima à superfície das chapas (% wt – em peso).

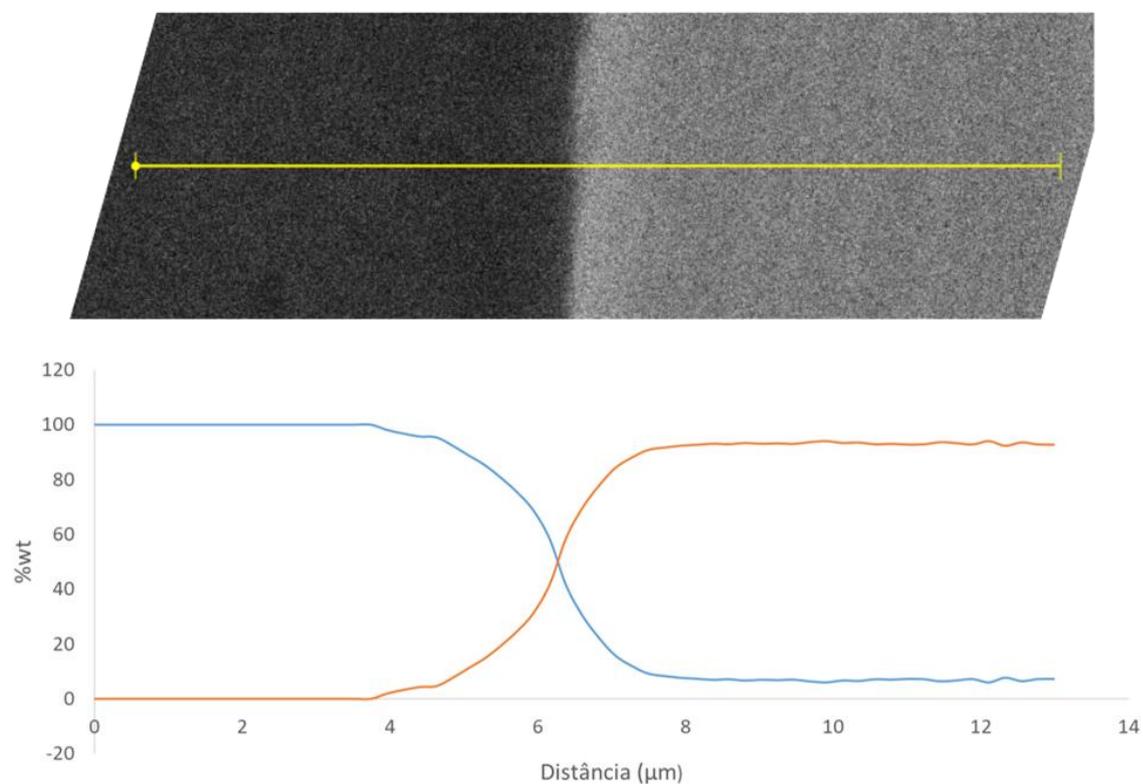


Figura 4.34: Análise de EDS da interface da junta soldada com os parâmetros de 450 rpm e 0,5 mm de *offset*, na região próxima à raiz da soldagem (% wt – em peso).

#### 4.3.2.2. Soldagem de “chapas grossas”

A análise microestrutural da junta feita na condição de “chapas grossas”, utilizando a ferramenta com pino de 3,5 mm de comprimento. O resultado observado através de microscopia de luz visível indica uma grande dispersão de pequenos fragmentos de titânio no alumínio da zona misturada, além de fragmentos maiores, resultado da ação da ferramenta de soldagem em contato com a chapa de titânio.

Na Figura 4.35(a) obtida a meia altura da amostra, observa-se a dispersão uma nuvem de pequenas partículas da liga de titânio dispersas no alumínio em um formato de espiral, no fluxo característico do processo. A Figura 4.35(b), obtida na porção inferior da interface, mostra fragmentos de titânio um pouco maiores, observados em um tom mais escuro que a liga de alumínio. A Figura 4.35(c), feita na raiz da soldagem, indica a formação de um pequeno defeito volumétrico, com cerca de 100  $\mu\text{m}$ , resultado de uma pequena restrição no fluxo de material feito pelo pino da ferramenta. A Figura 4.35(d), que foi uma magnificação maior da interface, destaca que a chapa da liga de titânio não apresentou sinais de recristalização, sofrendo apenas deformação severa na interface. Devido às baixas temperaturas atingidas, a ferramenta promoveu somente a fragmentação do titânio e não permitiu sua mistura, como ocorre na liga de alumínio.

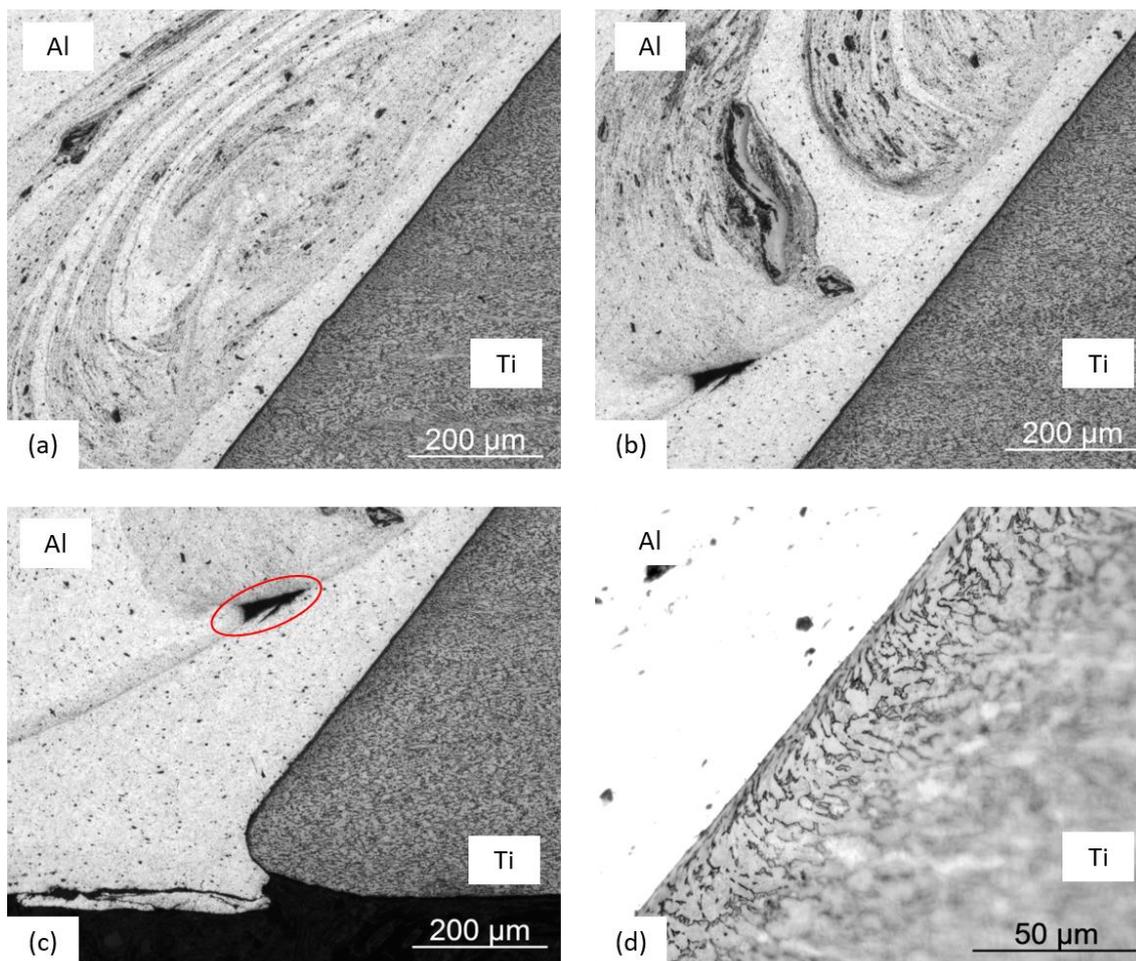


Figura 4.35: Interface da junta soldada AA6063-Ti6Al4V. (a) Interface à meia altura da chapa. (b) Interface na porção inferior da chapa. (c) Pequeno defeito próximo à raiz. (d) Deformação da microestrutura do titânio na interface.

#### 4.3.3. Análise da microestrutura AA2024-T3 com Ti6Al4V

O estudo da interface realizado na condição de soldagem de chapas finas entre as ligas de alumínio AA2024-T3 e Ti6Al4V com espessura de 1,57 mm foi feito primeiramente por microscopia de luz visível na amostra retirada da soldagem realizada com controle de velocidade de rotação convencional, em 800 rpm. Apesar da diferença na velocidade de rotação e na potência em relação aos ensaios subsequentes com a velocidade de rotação do *spindle* controlado através da potência, as estruturas encontradas nas diversas regiões são bem similares em todas as condições de soldagem.

A Figura 4.36(a) mostra o metal de base da liga de alumínio 2024-T3 com a presença de precipitados alongados, com aproximadamente 100  $\mu\text{m}$  dispersos na matriz. A Figura 4.36(b) representa a região termomecanicamente afetada, no lado de retrocesso da soldagem. Essa região abrange somente a liga de alumínio e mostra um gradiente de transformação na microestrutura da liga, partindo dos precipitados alongados do metal de base para uma microestrutura arredondada em uma região de transição e, quando entra na zona misturada, um completo refinamento dos grãos.

A Figura 4.36(c) foi feita na zona misturada, próxima à superfície. Nesta região há um completo refinamento dos grãos da liga de alumínio e uma possível dissolução dos precipitados.

Observando a região da raiz da soldagem, a Figura 4.36(d) mostra a porção da liga de titânio deformada pelo processo de soldagem, que se desloca na parte inferior da soldagem. Acima desta faixa de titânio é observado a liga de alumínio com a microestrutura refinada por estar na zona misturada e abaixo a liga de alumínio com a mesma aparência da microestrutura encontrada na zona termomecanicamente afetada, com alguns grãos com formato mais arredondado. Já na Figura 4.36(e) é possível perceber que não foi possível a consolidação da junta na raiz, onde é observado um pequeno trecho onde não há união dos materiais.

Na Figura 4.36(f) é mostrada a interface entre as duas ligas próxima a superfície das chapas. Nesta região há consolidação da junta e ainda se observa alguns fragmentos da liga de titânio que se desprenderam e foram deslocados para zona misturada.

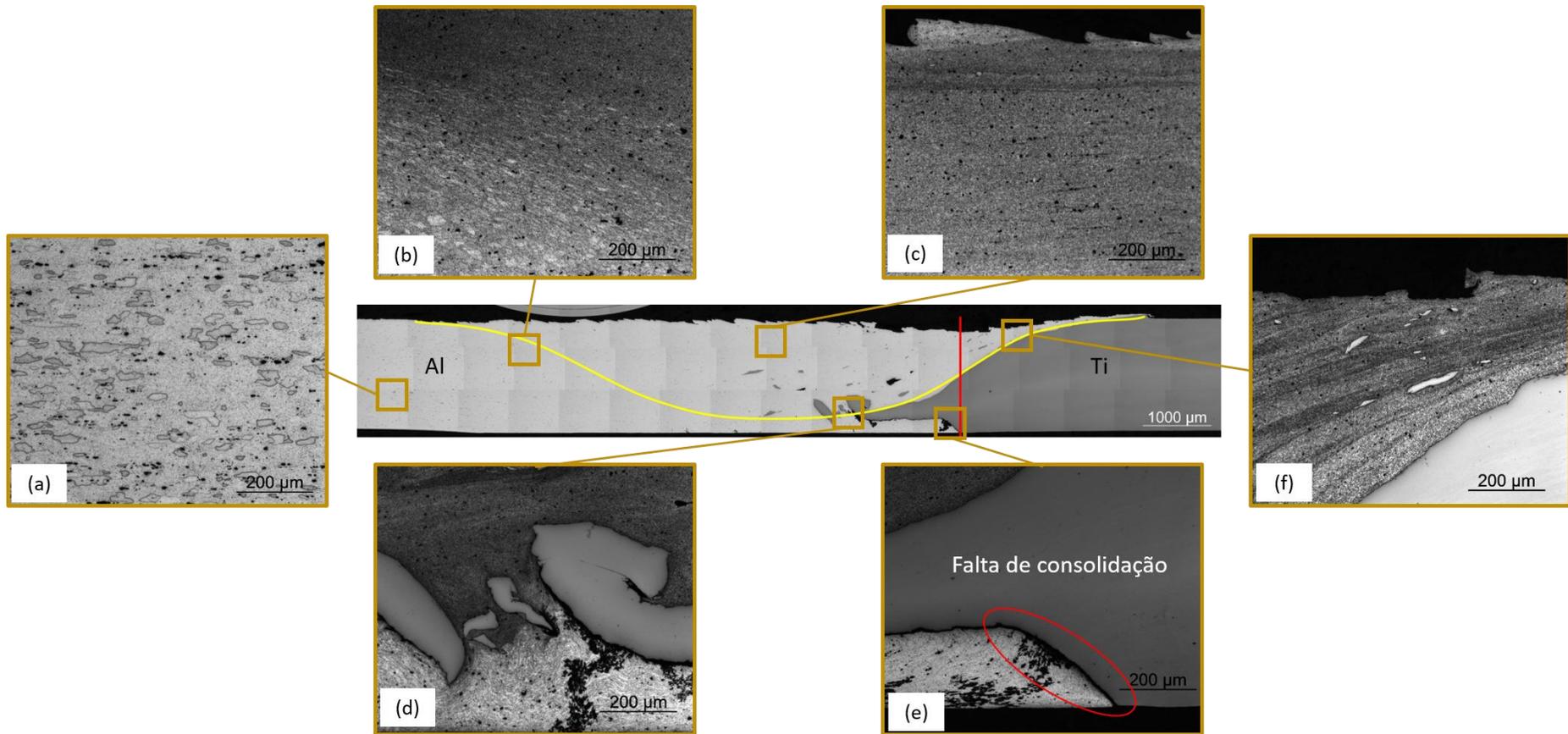


Figura 4.36: Análise das regiões da seção transversal da junta AA2024-T3 e Ti Al 4V, soldada com os parâmetros de 800 rpm e 0,5 mm de *offset*. (a) Liga de alumínio metal base; (b) zona termomecanicamente afetada (c) zona misturada; (d) interface na extremidade da região de atuação do pino; (e) raiz da junta com falta de consolidação; (f) interface próximo à superfície das chapas. A linha amarela representa a região aproximada da atuação da ferramenta e a linha vermelha representa a interface antes da soldagem.

Para uma análise mais detalhada da interface entre os materiais, primeiramente a amostra foi observada por MEV, possibilitando observar que em certas regiões da interface ocorreu a formação de estruturas parecidas com pequenos vórtices, com largura aproximada de 5  $\mu\text{m}$  que podem ser uma região onde ocorre difusão entre o titânio e o alumínio. A linha mais escura da Figura 4.37, destacada por uma seta amarela, parece ser o princípio do rompimento de uma lamela da liga de titânio, que na evolução do processo, se fragmenta e espalha na zona misturada, como observado no ponto 1, formando um acoplamento mecânico entre as partes. Já nos pontos 2, 3 e 4, ocorre a difusão entre os elementos das ligas, que pode ser explicado com a quantidade similar de titânio e alumínio apresentados na tabela inserida na figura e ao mapa composicional.

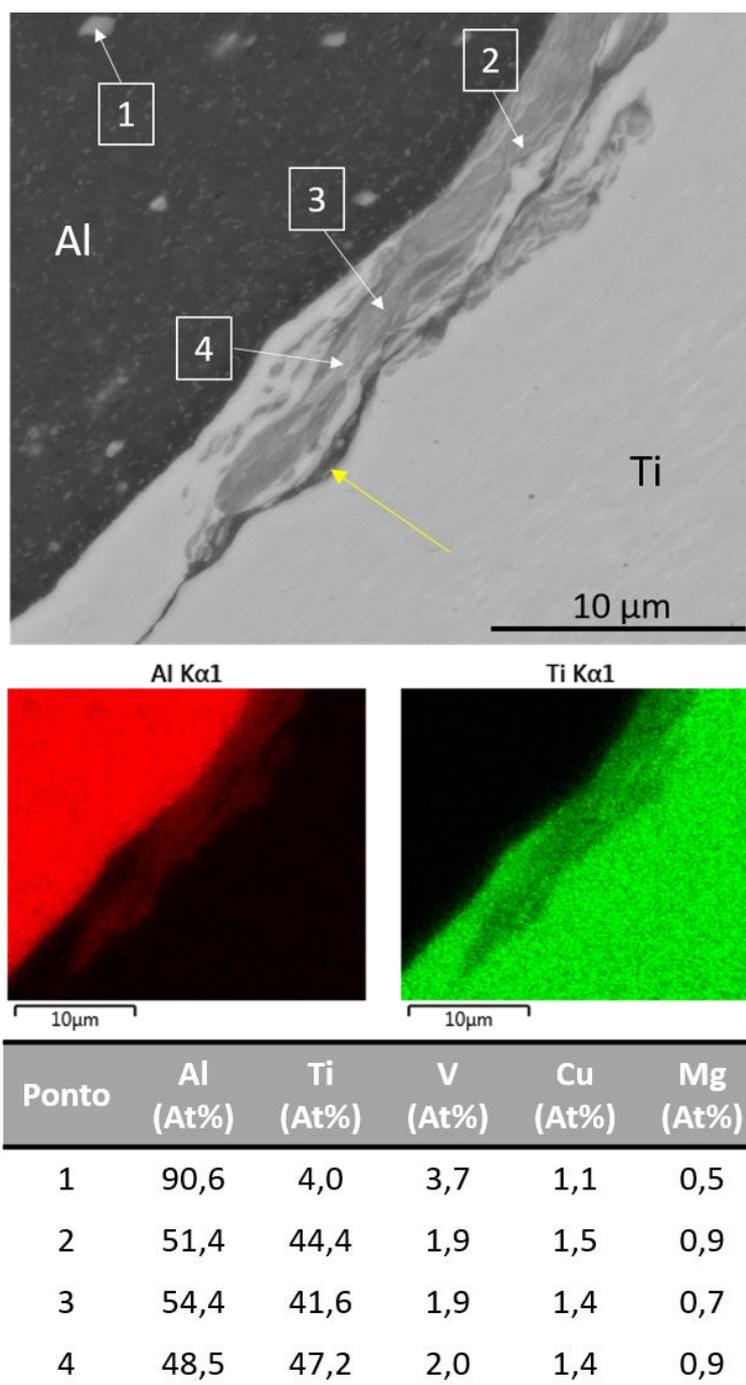


Figura 4.37: Análise por MEV e EDS da região da interface onde ocorre a formação de vórtices. Seta amarela indica região de rompimento da lamela de titânio.

Em outras regiões onde não há a formação dessas estruturas não é possível estabelecer uma conclusão do mecanismo de união pelas imagens obtidas por MEV e por análises de EDS na resolução do MEV. Como se observa na Figura 4.38(b), não é possível visualizar se a deformação do material na interface provocou alguma forma de acoplamento mecânico entre as chapas e, a análise por EDS realizada mostrada no gráfico da Figura 4.38(c), mostra uma

transição abrupta do alumínio para o titânio, tendo somente uma suavização do gráfico devido à resolução obtida na configuração utilizada no equipamento. A Figura 4.38(d) (LI et al., 2014) mostra o sinal característico de EDS quando ocorre a presença de  $TiAl_3$  nesta configuração de junta e a Figura 4.38(e) (AONUMA; NAKATA, 2011) apresenta o padrão da curva de composição química do titânio e o do alumínio na interface quando há a presença do composto intermetálico.

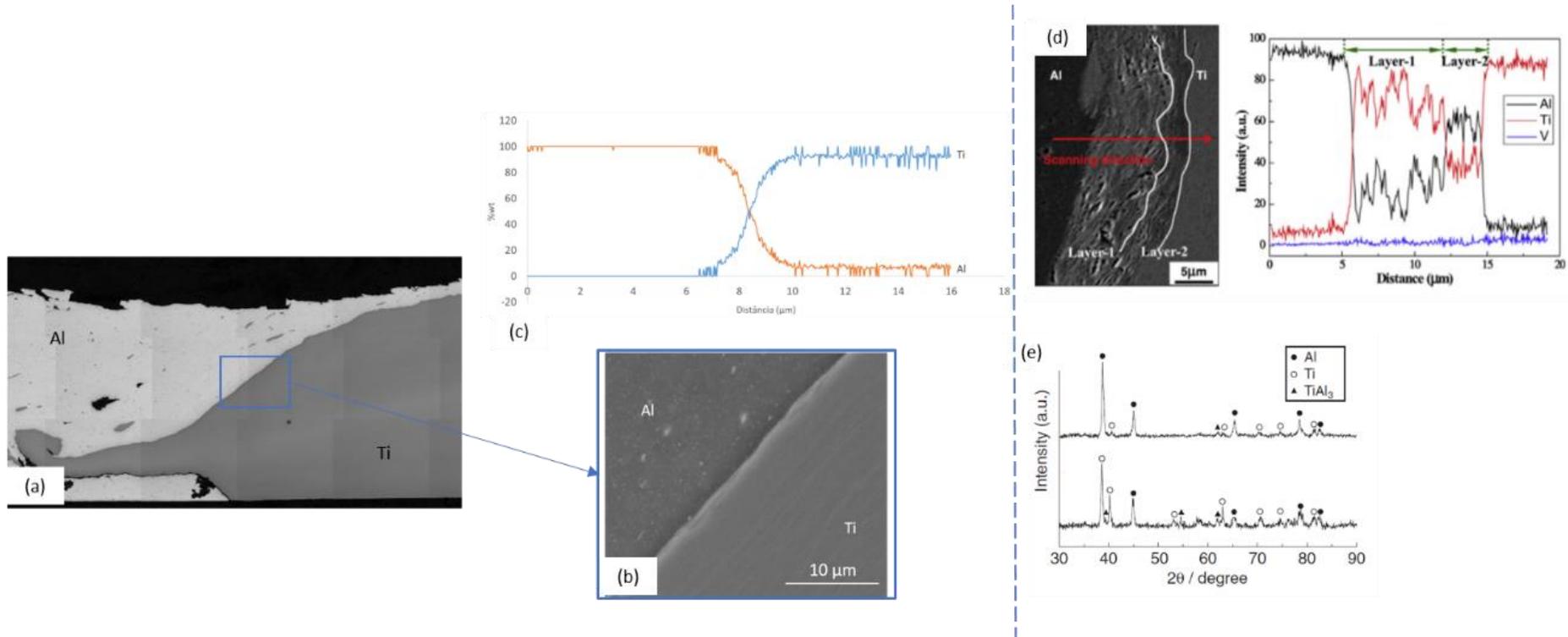


Figura 4.38: Análise da interface por imagens de MEV e análise composicional por EDS da junta AA2024-T3 e Ti6Al4V, soldada com os parâmetros de 800 rpm e 0,5 mm de *offset*. (a), (b) e (c) são dados obtidos na análise, (d) padrão do EDS na presença de intermetálico, adaptado de (LI et al., 2014). (e) padrão de difração de raios-X do TiAl<sub>3</sub>, adaptado de (AONUMA; NAKATA, 2011).

Pela impossibilidade de se concluir o mecanismo de união dos materiais, nas regiões onde não há a formação de vórtices, somente pela utilização de microscopia eletrônica de varredura convencional, foi realizada a avaliação da interface através de análise no modo de transmissão da amostra com soldagem realizada com 2,5 kW de potência. A lamela preparada por FIB (feixes de íons) para observação, mostrada na Figura 4.39, inclui parte da zona misturada e a interface entre os materiais.

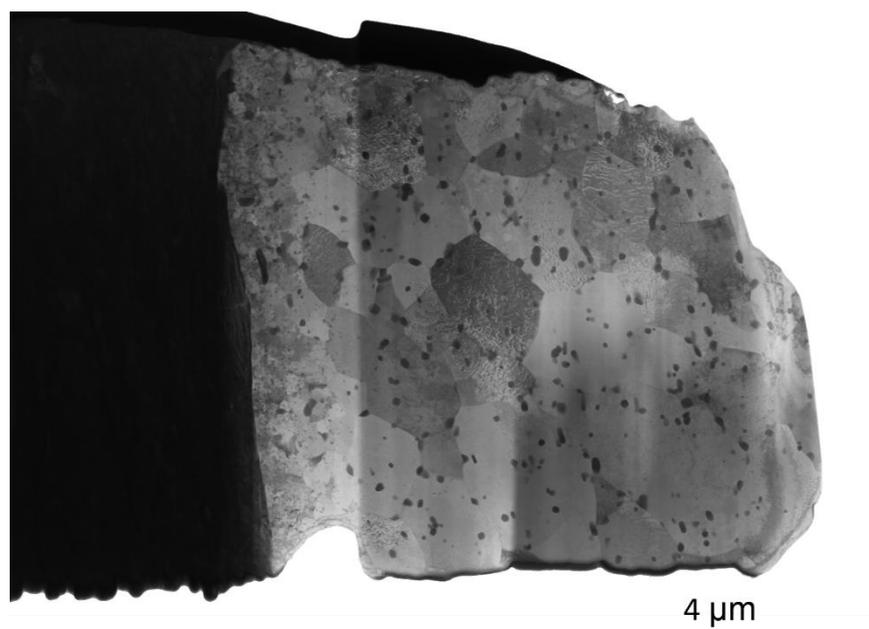


Figura 4.39: Amostra (lamina fina) da retirada da interface entre os materiais na amostra através de feixes de íons (FIB).

A Figura 4.40 mostra resultados de microscopia eletrônica de varredura com a região da interface com um aparente mecanismo de acoplamento mecânico na interface da junta, causado pelo desprendimento de fragmentos da liga de titânio na interface. O mapa de composição química confirma a presença desses fragmentos presentes na zona misturada, intercalados com o alumínio, consolidando o travamento entre os dois materiais, com um mecanismo similar ao proposto por Bang (2011). A linha de composição química mostra uma região onde há uma quantidade similar de alumínio e titânio indica que ocorreu difusão, assim como observado por Kar (2018) e Ma (2018). Em relação à identificação de uma possível camada de compostos intermetálico de titânio e alumínio na interface, a análise não indica este tipo de formação.

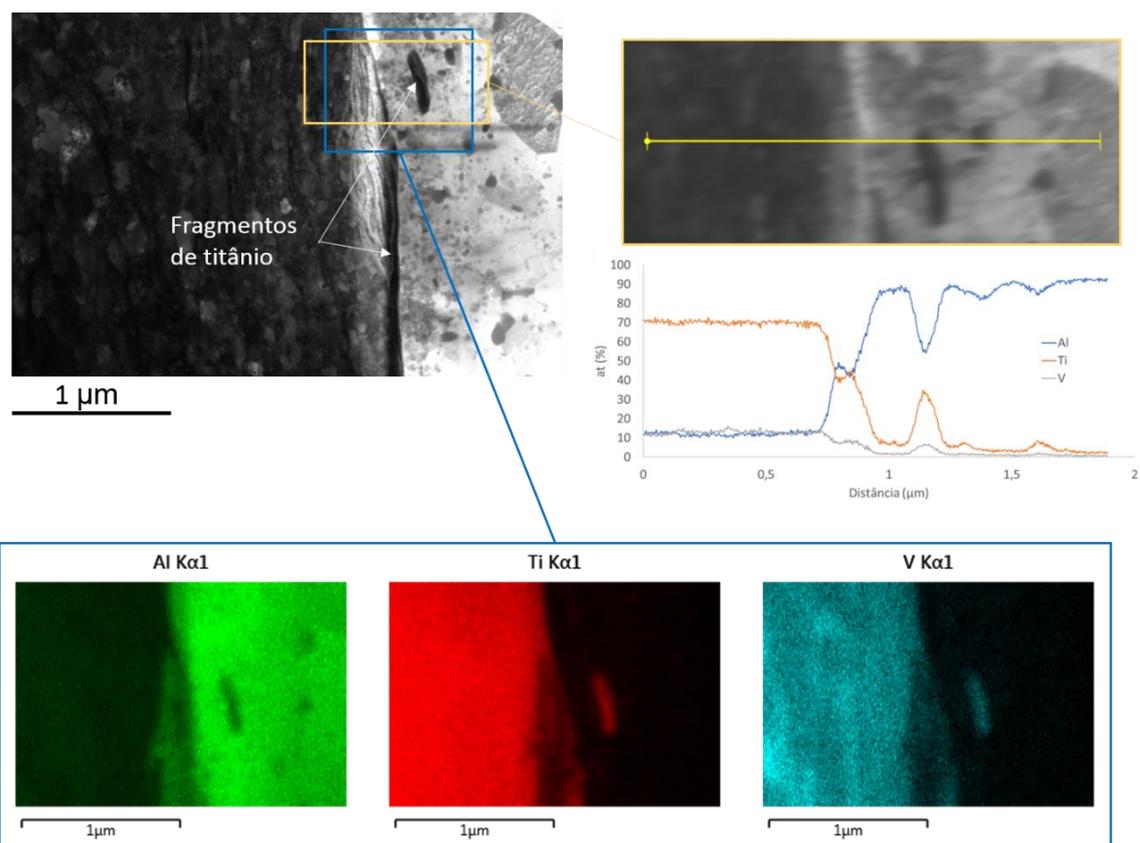


Figura 4.40: Análise de MEV em modo transmissão da interface da junta Ti6Al4V com AA2024-T3.

Quanto às alterações microestruturais próximas à interface, a Figura 4.41 mostra a formação de precipitados nanométricos próximos à chapa de titânio, que podem ser a nucleação de compostos intermetálicos Al-Ti.

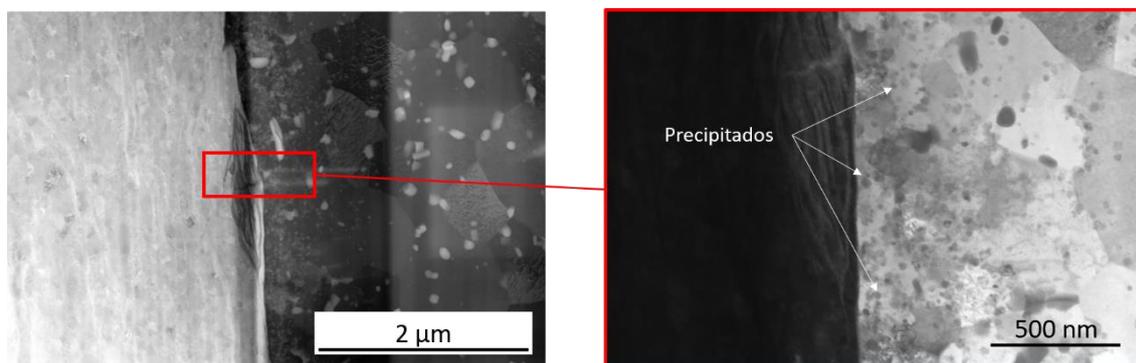


Figura 4.41: Imagem de MEV no modo transmissão mostrando a formação de precipitados nanométricos na zona misturada, próximo à interface dos materiais.

Em um comparativo da microestrutura entre a interface e a zona misturada composta somente pela liga AA2024, observa-se que os precipitados da interface são diferentes dos precipitados da zona misturada que são compostos por Mg ou Mn. As dimensões dos precipitados na interface estão entre 25 nm e 50 nm e na zona misturada eles possuem cerca de 170 nm, como pode ser observado na Figura 4.42.

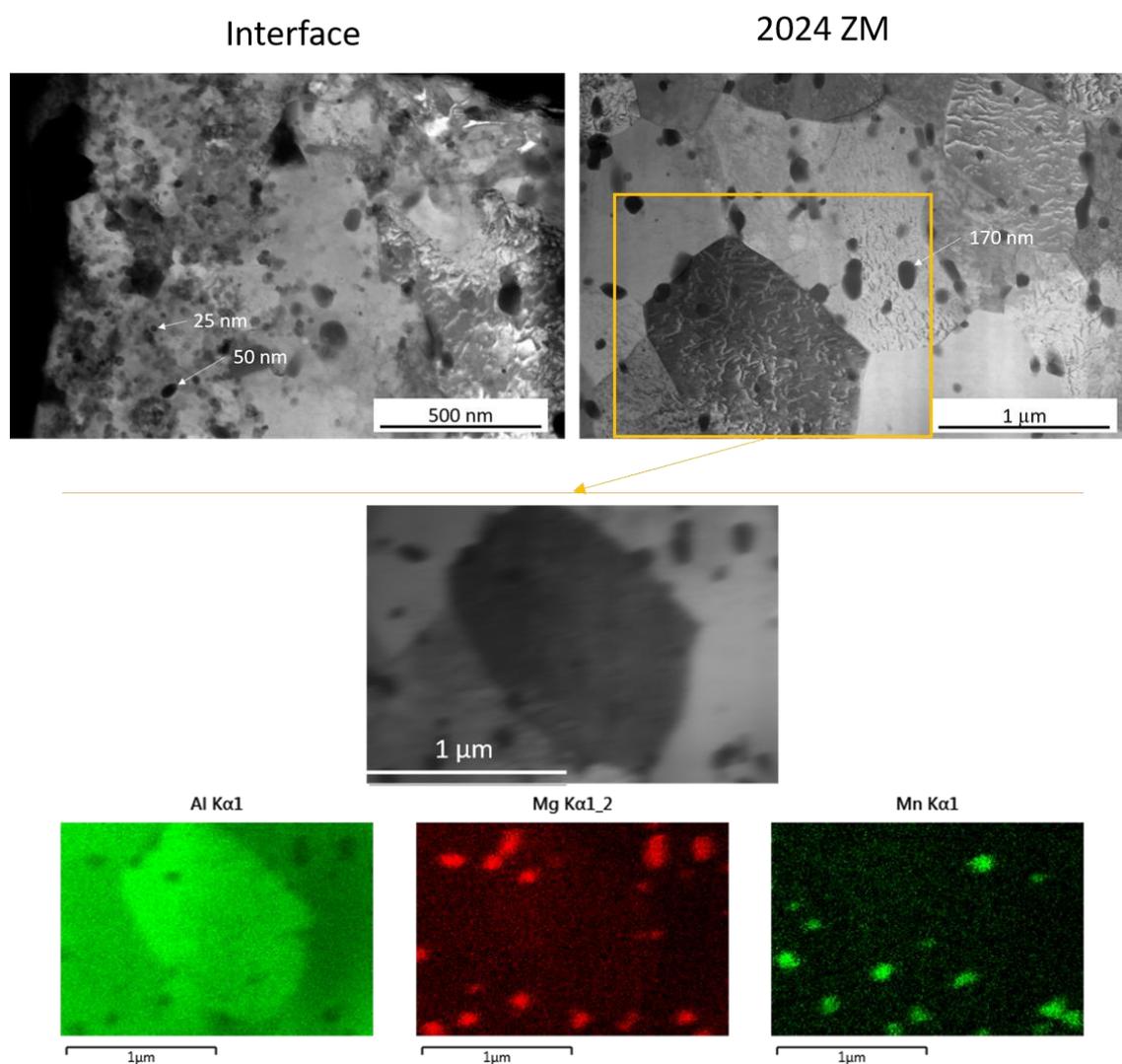


Figura 4.42: Comparativo da microestrutura da junta soldada AA2024-T3 e Ti6Al4V entre a interface e a zona misturada.

A formação de intermetálicos do tipo  $TiAl_3$ , por reação química, ocorre em temperaturas acima de 550 °C segundo (KHOSHHAL; SOLTANIEH; MIRJALILI, 2010). No entanto, mesmo com o processo de FSW ocorrendo em temperaturas menores, conforme as registras na simulação térmica da soldagem, seria possível a formação destes intermetálicos devido à deformação plástica causada na região de interface.

Os resultados obtidos através de MET na interface da junta soldada mostram a mistura entre o titânio e o alumínio e a possível formação de nanoparticulados do intermetálico  $\text{TiAl}_3$ . A Figura 4.43(a) mostra a imagem da difração obtida com os padrões de indexação, a Figura 4.43(b) representa o mapa de orientação dos grãos na região da interface da soldagem, a Figura 4.43(c) indica a qualidade da indexação dos dados da imagem, sendo as regiões mais claras onde há um melhor índice, já a Figura 4.43(d) mostra a localização das regiões predominantes de titânio (vermelho), alumínio (azul) e magenta ( $\text{TiAl}_3$ ). Observa-se que o composto intermetálico está disperso com orientação aleatória em partículas inferiores a 100 nm em uma faixa da interface, sem a formação de uma camada contínua, dimensões bem inferiores aos 5  $\mu\text{m}$  é associado à fragilização da junta por alguns autores (KIM; FUJI, 2002). Essa distribuição do intermetálico  $\text{TiAl}_3$  na interface pode aumentar a resistência da junta soldada da mesma forma que foi observado por Kar(2018).

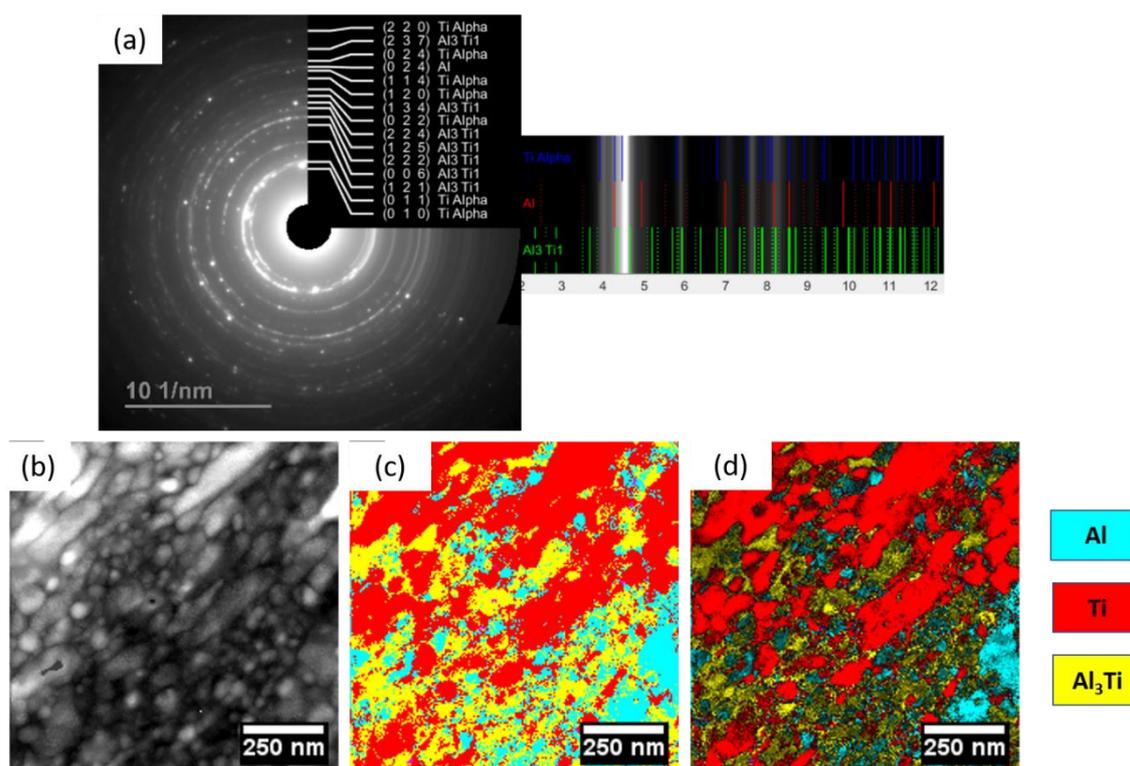


Figura 4.43: Imagem da interface da junta soldada AA2024-T3 – Ti6Al4V obtidas por MET/ASTAR. (a) Imagem da difração de elétrons. (b) Orientação dos grãos. (c) Qualidade da indexação. (d) Distribuição das fases cristalográficas na interface.

#### **4.3.4. Caracterização da microestrutura AA7075-T6 com Ti6Al4V**

A caracterização microestrutural na interface realizada na amostra soldada com 1000 rpm de velocidade de rotação mostra a formação de uma região com uma intensa mistura entre as ligas de titânio e alumínio, formando uma região onde há a uma mistura mecânica entre as duas ligas e difusão entre os materiais.

A imagem da Figura 4.44, obtida na interface próxima a superfície, mostra uma região com grande interação mecânica entre as ligas e os mapas de EDS confirmam a mistura dos materiais.

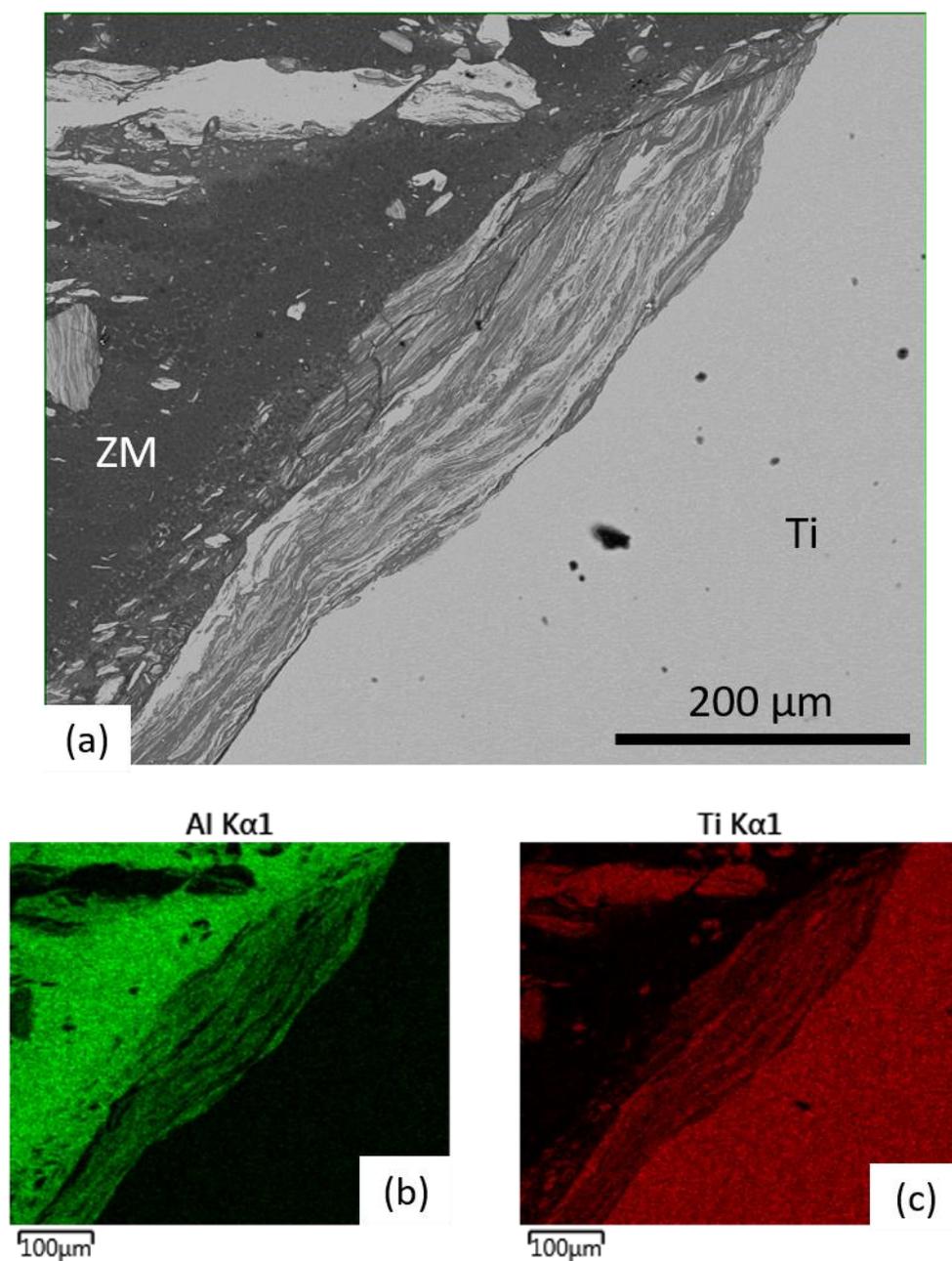


Figura 4.44: (a) Imagem de MEV da região da interface da soldagem dissimilar das ligas AA7075-T6 e Ti6Al4V próximo à superfície. (b) Mapa de EDS de alumínio. (c) Mapa de EDS de titânio.

Já a Figura 4.45 mostra que o contato da ferramenta com a chapa da liga de titânio ocasionou a liberação de partículas da ferramenta na região de mistura da soldagem, comprovado com a análise de EDS de uma partícula rica em tungstênio. Na mesma imagem, a linha de EDS indica a difusão de alumínio e titânio ao redor dos fragmentos de titânio da interface de junta soldada, onde é possível observar um tom intermediário de cinza.

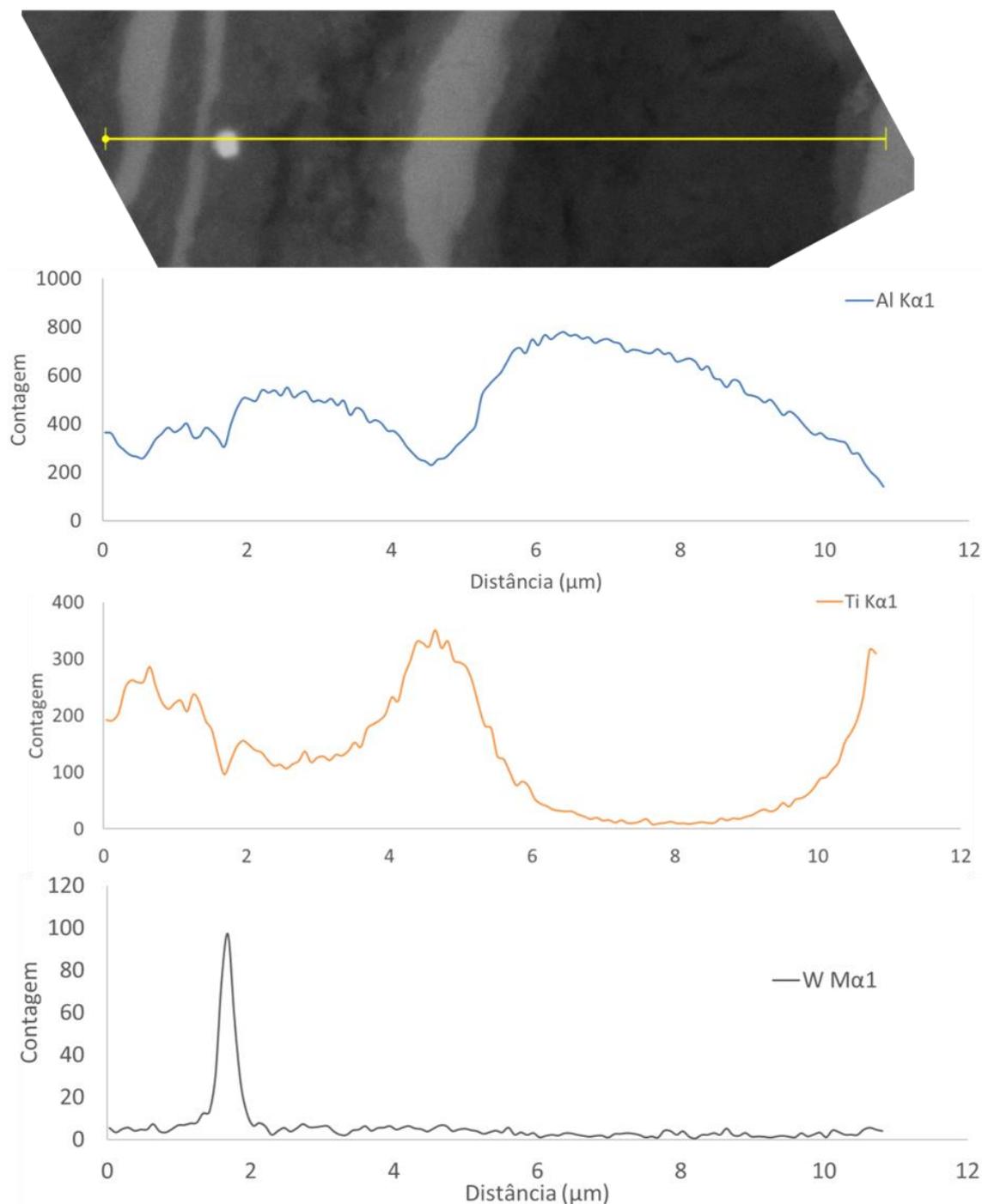


Figura 4.45: EDS em linha na região da zona misturada com detecção de fragmento da ferramenta de soldagem.

Baseado nas observações feitas na análise das juntas de AA2024-T3 e Ti6Al4V, é possível relacionar os mesmos mecanismos de união da junta. Além da mistura mecânica causada pela deformação plástica dos materiais, ocorre uma região de difusão na interface e uma possível formação de intermetálicos de forma não contínua tanto na interface das chapas

quanto ao redor dos fragmentos da liga de titânio dispersos na zona misturada da liga de alumínio.

#### 4.4. Caracterização Mecânica

##### 4.4.1. Análise de dureza do par AA6063-T5 – Ti6Al4V “chapas finas”

A linha com indentações de dureza Vickers realizada na seção transversal das juntas soldadas e apresentada na Figura 4.46 indica uma sensível redução na dureza na região da zona misturada da soldagem na liga de alumínio e um pequeno aumento na dureza do titânio próximo à interface, conforme os valores apresentados na Tabela 4.6, referente a amostra soldada com os parâmetros de 450 rpm e 0,5 mm de *offset*.

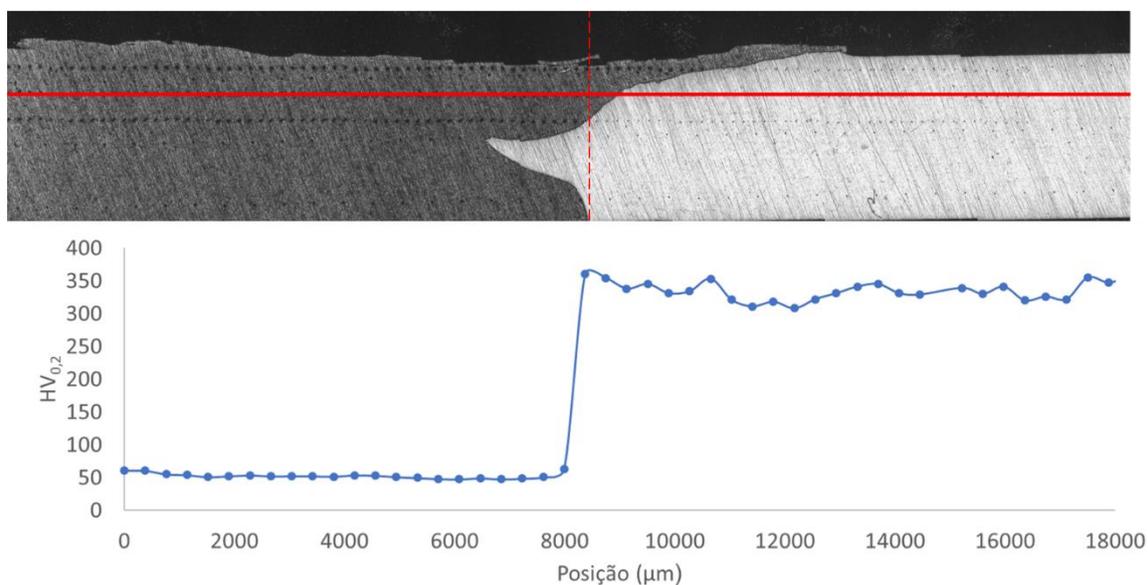


Figura 4.46: Análise de dureza Vickers na amostra soldada com 450 rpm e 0,5 mm de *offset*. A linha contínua da imagem da seção transversal da amostra indica a localização aproximada da linha de indentação e a linha tracejada indica a interface entre os materiais presente antes da união.

Tabela 4.6: Dureza Vickers em diversas regiões da amostra soldada com 450 rpm e 0,5 mm de *offset*.

<b>Região</b>	<b>Al MB</b>	<b>Ti MB</b>	<b>Al ZM</b>	<b>Al Interface</b>	<b>Ti Interface</b>
<b>Dureza Vickers (0,2/15s)</b>	65	340	50	50	360

A redução na dureza da liga de alumínio, mesmo com a redução do tamanho de grão, pode ser associada ao fato da dissolução de compostos intermetálicos durante o processo de soldagem, já que a liga 6063-T5 é endurecida por precipitação. Já o aumento da dureza da liga de titânio na região da interface pode estar relacionado à deformação e orientação dos grãos ocorridas durante o processo de soldagem.

#### **4.4.2. AA2024-T3 – Ti6Al4V**

##### **4.4.2.1. Análise de dureza**

Foram realizadas medidas de dureza Vickers nas condições de soldagem com potências de 1,75 kW, 2,5 kW, 3,25 kW e 4,0 kW. Por se tratar da melhor condição de soldagem, na amostra soldada com 2,5 kW foi produzido um mapa de dureza gerado através de uma matriz de pontos de indentações, cujo valor da dureza é apresentado em uma escala de cores, facilitando a compreensão da variação da dureza em diferentes regiões da amostra. Já para outras 3 condições de soldagem, foram feitas linhas de dureza devido às descontinuidades presentes nas amostras que dificultam a confecção do mapa.

Os gráficos da Figura 4.47, Figura 4.48 e Figura 4.49 indicam um ligeiro aumento da dureza na região correspondente à região de transição entre o metal de base e a zona misturada da liga de alumínio, possivelmente relacionado com a deformação dos grãos dessa região em comparação com o metal de base.

Ao passar para zona misturada, a dureza fica abaixo do encontrado no metal de base, mesmo com o refinamento dos grãos nesta região. Essa condição pode estar relacionada a

dissolução ou redução do tamanho dos precipitados presentes na liga, formados durante o tratamento inicial do material.

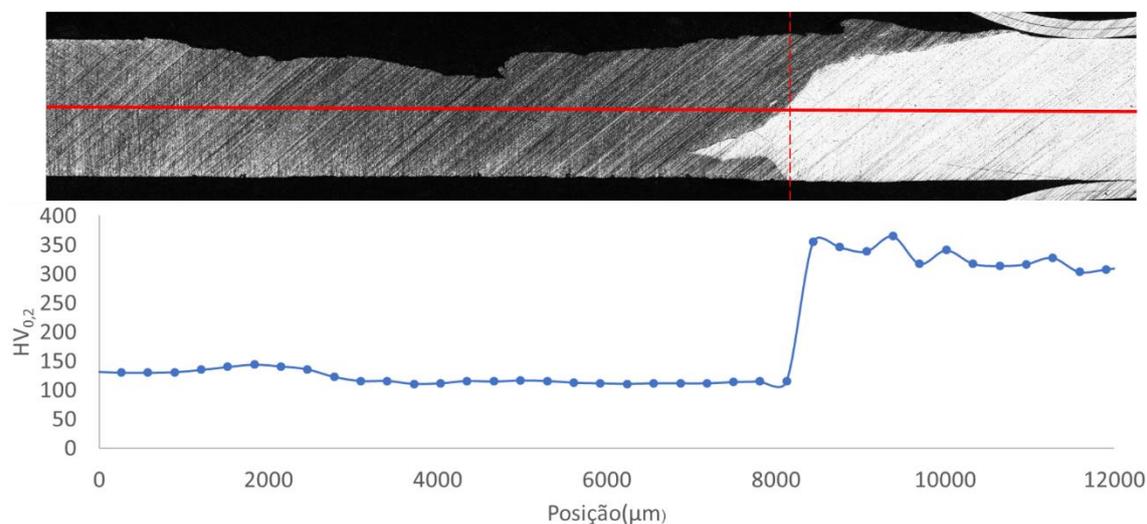


Figura 4.47: Análise de dureza Vickers na amostra soldada com potência de 1,75 kW. A linha contínua da imagem da seção transversal da amostra indica a localização aproximada da linha de indentação e a linha tracejada indica a interface entre os materiais presente antes da união.

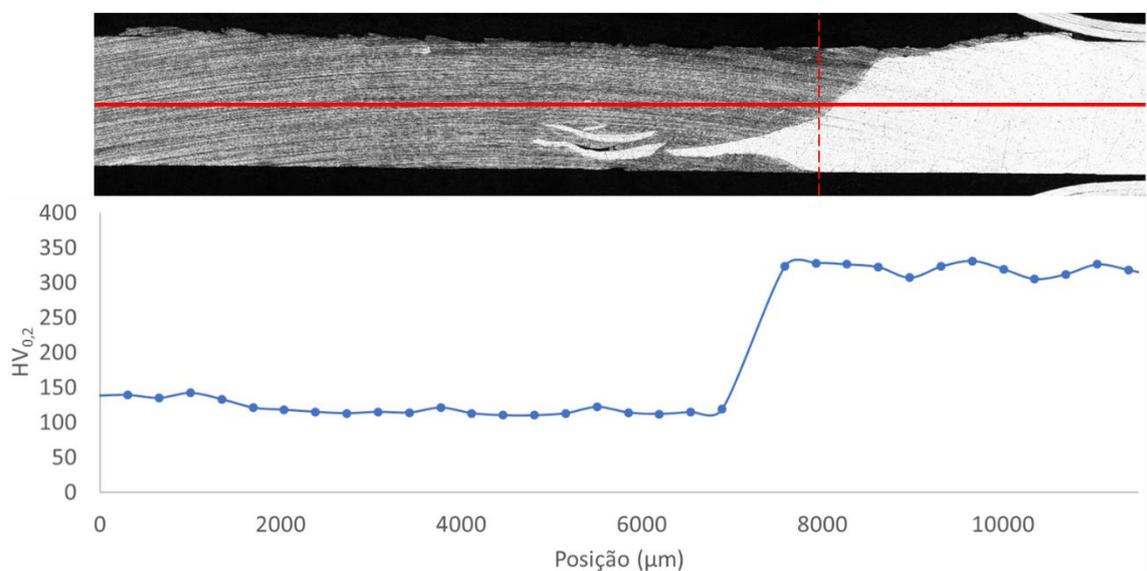


Figura 4.48: Análise de dureza Vickers na amostra soldada com potência de 3,25 kW. A linha contínua da imagem da seção transversal da amostra indica a localização aproximada da linha de indentação e a linha tracejada indica a interface entre os materiais presente antes da união.

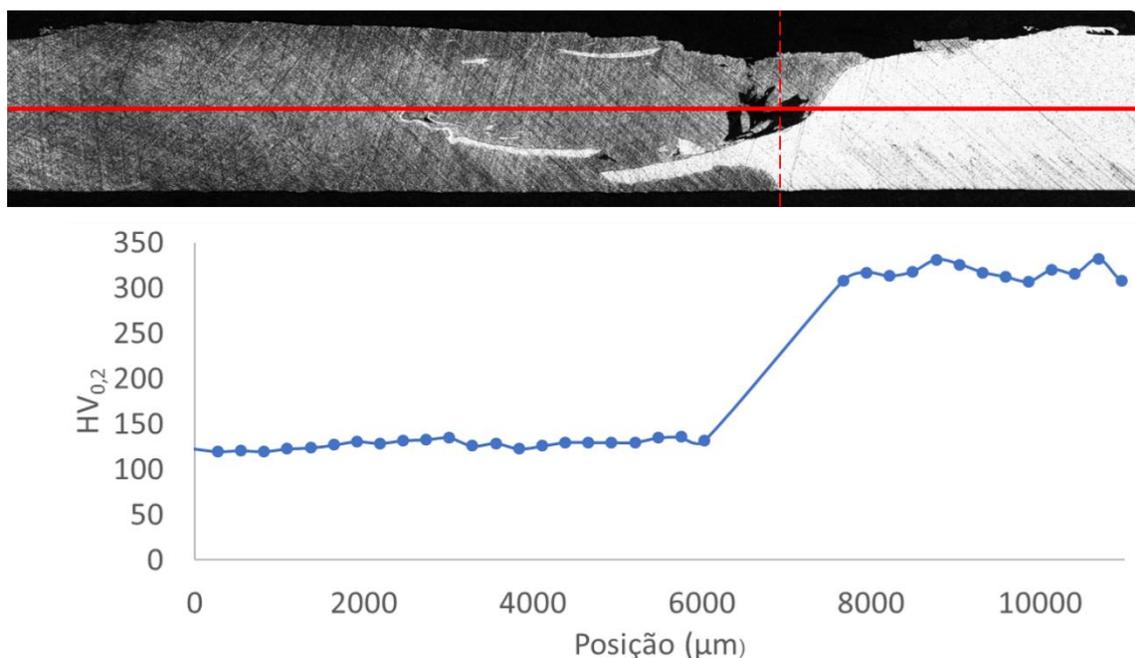


Figura 4.49: Análise de dureza Vickers na amostra soldada com potência de 4,0 kW. A linha contínua da imagem da seção transversal da amostra indica a localização aproximada da linha de indentação e a linha tracejada indica a interface entre os materiais presente antes da união.

O resultado da análise de dureza Vickers da amostra soldada com 2,5 kW de potência apresentou resultados similares aos observados nas linhas de dureza das outras condições de soldagem. O mapa apresentado na Figura 4.50 mostra o alumínio da zona mistura com dureza inferior ao medido na região do metal de base. Neste mapa, a escala utilizada de dureza foi ajustada para enfatizar as variações de dureza na liga de alumínio, que não seriam visualmente relevantes caso a escala fosse ajustada de acordo com o limite máximo de dureza da liga de titânio. O valor da dureza da liga de titânio é de aproximadamente 350 HV.

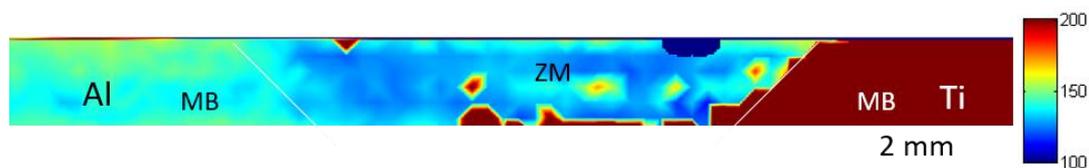


Figura 4.50: Mapa de dureza Vickers na amostra soldada com potência de 2,5 kW. As linhas brancas indicam aproximadamente o limite da zona misturada da amostra.

As medidas de dureza Vickers realizadas nas juntas soldadas com as potências de 1,75 kW, 2,5 kW e 3,25 kW não apresentaram diferenças significativas na comparação da zona misturada, a exceção na série foi a condição soldada com 4,0 kW. Nas 3 condições de soldagem

onde foi empregada uma potência menor que 4 kW, a dureza encontrada nesta região foi de aproximadamente 115 HV<sub>0,2</sub>, abaixo da dureza da liga de alumínio que é de aproximadamente 130 HV<sub>0,2</sub>. A zona misturada da condição de soldagem com 4,0 kW de potência apresentou uma dureza de aproximadamente 130 HV<sub>0,2</sub>, pouco acima das outras amostras, possivelmente devido à influência de fragmentos de liga de titânio que se dispersaram na zona misturada em quantidade muito superior às outras soldagens.

#### 4.4.2.2. Ensaios de Tração

A avaliação da resistência mecânica da junta foi feita apenas na condição de soldagem com 2,5 kW de potência por ser a combinação de parâmetros de soldagem que possui a melhor consolidação dentre as condições avaliadas. Devido à retirada dos corpos de prova na direção normal ao sentido da soldagem, somente foi possível avaliar o limite de resistência da junta e comparar o resultado com os valores dos corpos de prova retirados do metal de base.

Nos três corpos de prova retirados da junta soldada, a ruptura ocorreu na zona misturada, conforme é mostrado na Figura 4.51. A Tabela 4.7 apresenta os valores de tensão de ruptura do metal de base e a Tabela 4.8 apresenta os valores de tensão de ruptura da junta soldada.

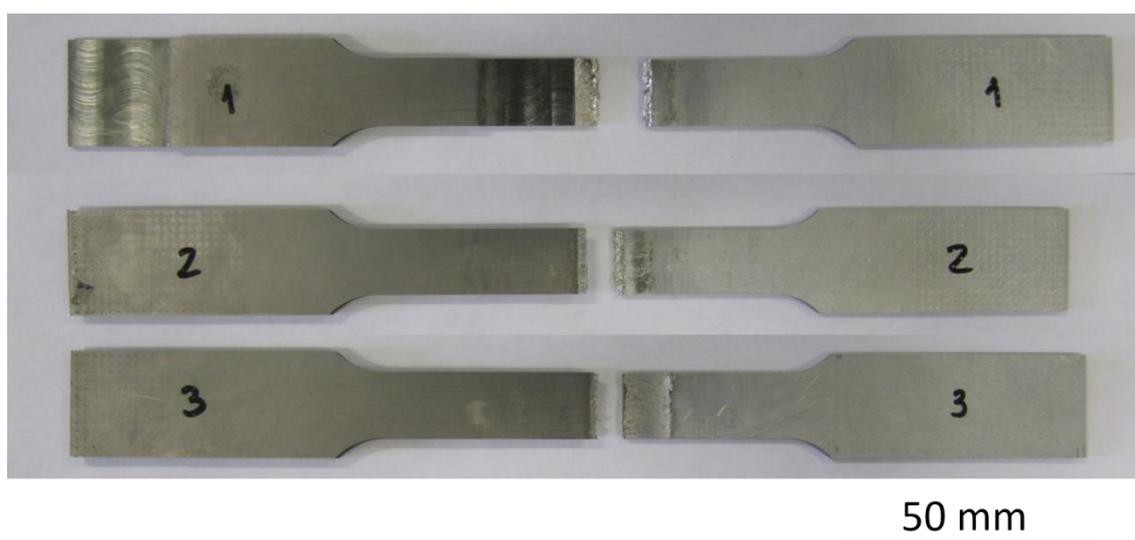


Figura 4.51: Corpos de prova de tração retirados da região soldada com 2,5 kW, rompidos após o ensaio

Tabela 4.7: Tensão de ruptura da chapa da liga de alumínio AA2024-T3.

<b>CP1</b>	<b>CP2</b>	<b>CP3</b>	<b>CP4</b>	<b>CP5</b>	<b>Média</b>	<b>Desvio</b>
<b>(MPa)</b>	<b>(MPa)</b>	<b>(MPa)</b>	<b>(MPa)</b>	<b>(MPa)</b>	<b>(MPa)</b>	<b>Padrão</b>
482	466	471	466	466	470	7

Tabela 4.8: Tensão de ruptura dos corpos de prova da soldagem da liga de alumínio AA2024-T3 e a liga Ti6Al4V, soldadas com potência de 2,5 kW.

<b>CP1</b>	<b>CP2</b>	<b>CP3</b>	<b>Média</b>	<b>Desvio Padrão</b>
<b>(MPa)</b>	<b>(MPa)</b>	<b>(MPa)</b>	<b>(MPa)</b>	
166	168	280	205	65

O comparativo entre a média da tensão de ruptura do metal de base, mostrada na com a média obtida nas amostras soldadas, indica uma eficiência de apenas 44% da junta abaixo dos valores reportados na literatura, entre 62% (SONG et al., 2014) e 91% (BANG et al., 2011), no entanto, esses valores foram obtidos em soldagens dissimilar com a liga de alumínio AA6061. Esse valor baixo pode ser atribuído principalmente à falta de consolidação na raiz e parcialmente à redução dos precipitados na zona misturada. Outra observação é na diferença de resistência obtida do CP3 em comparação aos outros dois corpos de prova.

Ao observar a Figura 4.52, referente ao CP1 e a Figura 4.53, referente ao CP3, é notável a diferença do caminho realizado pela trinca. Em ambos os casos a ruptura se iniciou na região não consolidada da raiz, no entanto no CP1 a trinca se propagou próxima à interface enquanto no CP3 a trinca se propagou mais próxima ao centro da zona misturada. No entanto, a interface entre os materiais permaneceu íntegra, indicando uma boa resistência nesta região.

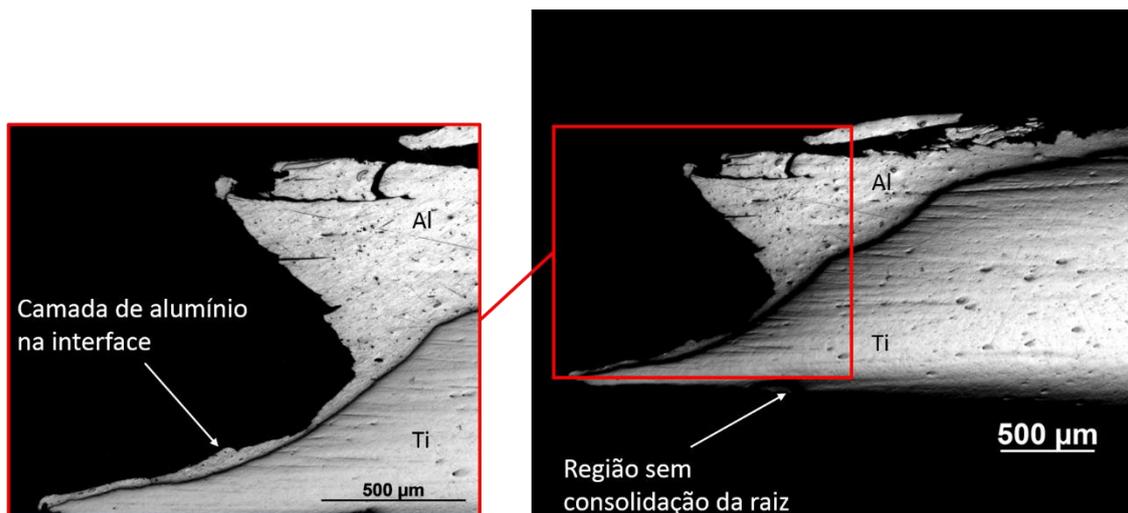


Figura 4.52: Fratura do corpo de prova de tração retirado da região soldada com 2,5 kW, com 166 MPa de resistência à ruptura (CP1). Destaque para a propagação da fratura a partir da raiz não consolidada e para camada de alumínio presente na interface.

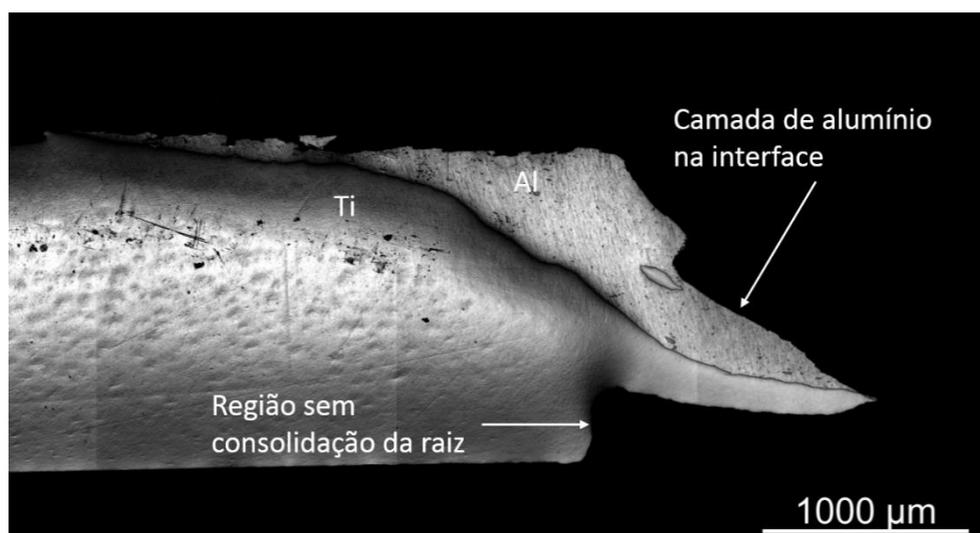


Figura 4.53: Fratura do corpo de prova de tração retirado da região soldada com 2,5 kW, com 280 MPa de resistência à ruptura (CP3).

Devido à falta de consolidação da soldagem na raiz, os valores obtidos na primeira série de ensaios de tração não foram conclusivos quanto à resistência da junta, já que essa região atua como concentrador de tensão, reduzindo a resistência mecânica. No entanto, apesar deste problema encontrado, a fratura ocorreu somente na zona mistura, mantendo a interface intacta. Baseado nessa avaliação, é possível afirmar que ocorreu uma boa consolidação na interface dos materiais.

Já na segunda série de ensaios de tração da junta soldada, os corpos de prova foram fabricados utilizando o formato *sub-size*, nos quais, a espessura foi reduzida para 1,00 mm, eliminando a região onde há falta de consolidação, evitando a formação de um concentrador de tensão. A média da resistência à tração obtida na segunda série de ensaios foi de 323 MPa, ou seja, 69% da resistência do material base. A Figura 4.54 apresenta os corpos de prova após os ensaios e a Tabela 4.9 mostra os valores das tensões de rupturas obtidas.

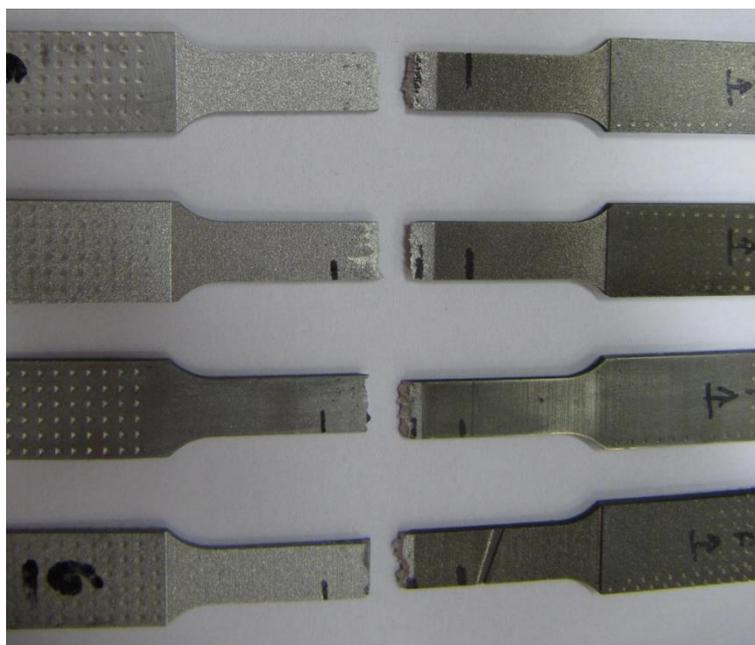


Figura 4.54: Corpos de prova de tração *sub-size* retirados da região soldada com 2,5 kW, rompidos após o ensaio.

Tabela 4.9: Tensão de ruptura dos corpos de prova *sub-size* da soldagem da liga de alumínio AA2024-T3 e a liga Ti6Al4V, soldadas com potência de 2,5 kW.

CP1 (MPa)	CP2 (MPa)	CP3 (MPa)	CP4 (MPa)	Média (MPa)	Desvio Padrão
343	345	302	302	323	24

## 5. CONCLUSÕES

Para uma melhor apresentação das conclusões obtidas neste trabalho, o texto está separado nas diferentes seções que foram abordadas. Essas seções estão relacionadas aos

parâmetros utilizados nas juntas, utilização de controles de processo avançados, técnica para soldagem dissimilar em materiais com maior espessura e entendimento do mecanismo de união da junta dissimilar.

### **Desenvolvimento de parâmetros de soldagem**

O desenvolvimento de parâmetros de soldagem possibilitou a consolidação das juntas para todas as configurações testadas.

A junta AA6063-T5 com a liga Ti6Al4V foi utilizada como condição preliminar às soldagens com as ligas AA2024-T4 e AA7075-T6, dessa forma, não foram caracterizadas de forma mais acentuada. No entanto, foram observados uma excelente consolidação da junta com os parâmetros mais otimizados com a utilização dos dois modelos de ferramentas abordados no estudo. Em relação ao estudo da dureza do material, ocorreu uma pequena queda nos valores observados na liga AA6063-T5, na região da zona misturada, em comparação ao material de base, sendo esse comportamento atribuído à redução do tamanho dos precipitados e a dissolução de parte deles na zona misturada da junta.

O par AA2024-T3 com a liga Ti6Al4V foi consolidado sem a presença de defeitos na espessura utilizando o controle de velocidade de rotação da ferramenta por potência, na faixa de 2,5 kW. Apesar do sucesso na produção da junta, a utilização de uma ferramenta com o comprimento de pino ligeiramente menor possibilitaria um melhor acabamento superficial e maior versatilidade na composição dos parâmetros de soldagem. O pino de 1,1 mm, utilizado nessa etapa do trabalho, impediu o contato mais adequado do ombro da ferramenta com a superfície da chapa, limitando o processo à uma faixa mais restrita de parâmetros.

A dureza observada na zona misturada da liga AA2024-T3 sofreu uma redução mais acentuada em relação ao material de base em comparação à liga AA6063-T5, possivelmente devido à perda do tratamento de envelhecimento do material após o processo de soldagem. Em relação à resistência mecânica, a interface da junta se mostrou mais resistente que a zona misturada e os ensaios realizados nos corpos de prova que tiveram a região da raiz sem consolidação removida, atingiram uma eficiência média de 69% em relação à liga de alumínio AA2024-T3 sem soldagem.

A união da liga AA7075-T6 com a liga Ti6Al4V, assim como exemplo das outras juntas, também foi consolidada sem a presença de defeitos. A inserção de um raio para suavizar a borda

da extremidade do pino da ferramenta, facilitou o fluxo de material durante o processo, evitando a formação do defeito volumétrico presente no modelo inicial. Apesar da junta ter sido consolidada, há margem para otimização de parâmetros, principalmente em relação ao *offset* da ferramenta.

### **Controles avançados**

O uso do controle por potência foi eficiente quando empregado na junta AA2024 – Ti6Al4V. As análises dos dados obtidos na soldagem mostraram o aporte térmico constante e que ocorreu a correção da velocidade de rotação da ferramenta para manter a potência constante durante o processo, conforme as condições térmicas evoluíram. O uso deste método de controle permite trabalhar com mais eficiência a formação de precipitados na interface da junta e pode garantir mais estabilidade ao processo em soldagens de componentes. O uso deste tipo de controle aliado ao controle por força, não foi eficiente e necessita de um desenvolvimento de parâmetros mais aprimorado.

### **Soldagem de chapas de maior espessura**

A utilização da técnica de produção de um chanfro nas bordas das chapas que acompanham a mesma inclinação do pino da ferramenta de soldagem permitiu a soldagem de chapas com 3,15 mm de espessura, tanto da liga AA6063-T5 quanto da AA7075-T6 com a liga Ti6Al4V. Como nessa união de materiais dissimilares, a maior porção da ferramenta fica em contato com a liga de alumínio, a geometria empregada na borda da chapa permitiu que a interação do pino da ferramenta com a liga de titânio fosse similar desde próximo à superfície até a raiz da junta. Quando as bordas das chapas não possuem chanfro, o pino cônico da ferramenta penetra excessivamente próximo à superfície e não possibilita a consolidação da raiz, dificultando mais a consolidação da junta conforme o aumento da espessura do material.

Além de aumentar a área consolidada na junta, a utilização do chanfro nas bordas das chapas pode otimizar a vida útil da ferramenta devido ao menor contato da ferramenta com o material de maior resistência na porção superior da junta.

### **Mecanismos de união**

Durante a caracterização realizada na interface dos materiais na junta AA2024-T3 – Ti6Al4V soldada com o parâmetro otimizado, foram identificados a influência da difusão do titânio na liga de alumínio ao longo de toda interface e a ocorrência de estruturas onde há um forte acoplamento mecânico entre os materiais, sendo em algumas regiões a presença desta formação em escala micrométrica e em outras em escala sub micrométrica. A possível formação de  $TiAl_3$ , na forma de grãos aleatórios em escala nanométrica e não de um filme contínuo na interface, pode ter acarretado no aumento da resistência mecânica nesta região, deixando-a mais resistente que a zona misturada.

## **SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS**

- Avaliação das propriedades mecânicas e caracterização microestrutural das soldagens com chapas de maior espessura;
- Otimização da velocidade de soldagem
- Estudo sistemático de parâmetros de soldagem para controle da formação de compostos intermetálicos na interface da junta dissimilar Al-Ti;
- Utilização do controle de velocidade de rotação da ferramenta em função da temperatura do processo;
- Avaliação dos efeitos de fadiga na junta dissimilar Al-Ti;

## Referências

ABDOLLAH-ZADEH, A.; SAEID, T.; SAZGARI, B. Microstructural and mechanical properties of friction stir welded aluminum/copper lap joints. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 460, n. 1–2, p. 535–538, 2008.

ALCOA. **ALCOA 6063 DATASHEET**. Disponível em: <alcoa.com>. Acesso em: 14 dez. 2018.

ALCOA. **ALCOA 2024 DATASHEET**. Disponível em: <www.elmaterial.com.cn>. Acesso em: 14 dez. 2018.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials ASTM-E8**. ASTM International, 2009.

AONUMA, M.; NAKATA, K. Dissimilar Metal Joining of 2024 and 7075 Aluminium Alloys to Titanium Alloys by Friction Stir Welding. **Materials Transactions**, v. 52, n. 5, p. 948–952, 2011.

ASM. **Aluminum 2024-T3**. Disponível em: <<http://asm.matweb.com/search/SpecificMaterial.asp?bassnum=ma2024t3>>. Acesso em 14 dez 2018.

ASM. Aluminum 7075-T6. 2001b. Acesso em 14 dez 2018.

BANG, H. S. 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 and Design**, v. 51, p. 544–551, 2013.

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**, v. 52, n. 5, p. 974–978, 2011.

BOAG, A. et al. How complex is the microstructure of AA2024-T3? **Corrosion Science**, v. 51, n. 8, p. 1565–1568, 2009.

BUCHHEIT, R. G. Local Dissolution Phenomena Associated with S Phase (Al<sub>2</sub>CuMg) Particles in Aluminum Alloy 2024-T3. **Journal of The Electrochemical Society**, v. 144, n. 8,

p. 2621, 1997.

CALLISTER, W. D. **Ciência e Engenharia de Materiais. Uma Introdução**. 8<sup>o</sup> ed. Rio de Janeiro: LTC, 2012.

CAVALIERE, P. et al. Mechanical and microstructural behaviour of 2024-7075 aluminium alloy sheets joined by friction stir welding. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 46, n. 6, p. 588–594, 2006.

CEDERQVIST, L.; HÄGGLUND, T.; ROBERTSSON, A. Cascade control of friction stir welding process to seal canisters for spend nuclear fuel. **Control Engineering Practice**, v. 20, p. 35–48, 2012.

CHEN, C. M.; KOVACEVIC, R. Joining of Al 6061 alloy to AISI 1018 steel by combined effects of fusion and solid state welding. **International Journal of Machine Tools and Manufacture**, v. 44, n. 11, p. 1205–1214, 2004.

CHEN, Y. Study on the Joining of Titanium and Aluminum Dissimilar Alloys by Friction Stir Welding. **The Open Materials Science Journal**, v. 5, n. 1, p. 256–261, 2011.

CHEN, Y. C.; NAKATA, K. Microstructural characterization and mechanical properties in friction stir welding of aluminum and titanium dissimilar alloys. **Materials and Design**, v. 30, n. 3, p. 469–474, 2009.

CHEN, Z. W.; YAZDANIAN, S. Microstructures in interface region and mechanical behaviours of friction stir lap Al6060 to Ti-6Al-4V welds. **Materials Science and Engineering A**, v. 634, p. 37–45, 2015.

COLEGROVE P A., PAINTER M, M. T. **3 dimensional flow and thermal modeling of the friction stir welding process**. 2nd Int Symp on Friction Stir Welding. **Anais...Gothenburg, Sweden: The Welding Institute, 2000.**

DARWINS, A. K.; SATHEESH, M.; RAMANAN, G. ALLOYS AA7075 AND MG ZE42 USING BUTT JOINT GEOMETRY. v. 8, n. 1, p. 505–512, 2018.

DAVIS, J. R. (ED.). **Aluminum and Aluminum Alloys**. Materials Park:1993.

DAVIS, T. A.; NGO, P. D.; SHIN, Y. C. Multi-level fuzzy control of friction stir welding power. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 59, n. 5–8, p.

559–567, 2012.

DEHGHANI, M.; AMADEH, A.; AKBARI MOUSAVI, S. A. A. Investigations on the effects of friction stir welding parameters on intermetallic and defect formation in joining aluminum alloy to mild steel. **Materials and Design**, v. 49, p. 433–441, 2013.

DELIJAICOV, S. et al. Characterization of the surface and mechanical properties of the friction stir welding in tri-dissimilar joints with aluminum alloys and titanium alloy. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 95, n. 1–4, p. 1339–1355, 2018.

DONACHIE, M. J. J. **Titanium: A Technical Guide**. 2nd. ed. Metals Park: ASM International, 2000.

ELREFAEY, A. et al. Characterization of aluminum/steel lap joint by friction stir welding. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 14, n. 1, p. 10–17, 2005.

FEHRENBACHER, A. et al. **Temperature Measurement and Closed-Loop Control in Friction Stir Welding**. 8th International Friction Stir Welding Symposium. **Anais...**Timmendorfer Strand, Germany: 2010

FEI, X. et al. Special welding parameters study on Cu/Al joint in laser-heated friction stir welding. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 256, p. 160–171, 2018.

FONSECA, E. B. **Simulação física do processo de soldagem por atrito com pino não consumível do aço inoxidável duplex UNS S32205 67**. [s.l.] Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2013.

GAO, M.; FENG, C. R.; WEI, R. P. 1998\_Gao+Feng\_An Analytical Electron Microscopy Study of Constituent particles in commercial 7075-T6 and 2024-T3 alloys - Bemerkungen.pdf. v. 29, n. April, p. 1145–1151, 1998.

GIBSON, B. T. et al. Friction stir welding: Process, automation, and control. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 16, n. 1, p. 56–73, 2014.

GRANT, G.; CATALINI, D.; ROSS, K. **Novel manufacturing technologies for high power induction and permanent magnet electric motors**. 2016.

HERMENEGILDO, T. F. DA C. **Evolução Microestrutural Durante a Soldagem por Atrito com Pino não Consumível do Aço de Alta Resistência ISO 3183 X80M**. Universidade

Estadual de Campinas, Campinas, 2009.

KAR, A. et al. Effect of niobium interlayer in dissimilar friction stir welding of aluminum to titanium. **Materials Characterization**, v. 145, n. August, p. 402–412, 2018.

KAR, A.; SUWAS, S.; KAILAS, S. V. Two-pass friction stir welding of aluminum alloy to titanium alloy: A simultaneous improvement in mechanical properties. **Materials Science and Engineering A**, v. 733, n. April, p. 199–210, 2018.

KAUFMAN, J. G. **Introduction to Aluminum Alloys and Tempers**. Materials Park: 2000.

KHOSHHAL, R.; SOLTANIEH, M.; MIRJALILI, M. Formation and growth of titanium aluminide layer at the surface of titanium sheets immersed in molten aluminum. **Iranian Journal of Materials Science and Engineering**, v. 7, n. 1, p. 24–31, 2010.

KIM, Y.-C.; FUJI, A. Factors dominating joint characteristics in Ti – Al friction welds. **Science and Technology of Welding & Joining**, v. 7, n. 3, p. 149–154, 2002.

KIMAPONG, K.; WATANABE, T. Effect of Welding Process Parameters on Mechanical Property of FSW Lap Joint between Aluminum Alloy and Steel. **Materials Transactions**, v. 46, n. 10, p. 2211–2217, 2005.

KUMAR, N.; YUAN, W.; MISHRA, R. S. Introduction. In: **Friction Stir Welding of Dissimilar Alloys and Materials**. p. 1–13. 2015

KUMAR, N.; YUAN, W.; MISHRA, R. S. **Friction Stir Welding of Dissimilar Materials**. . 2015

KUMAR, N.; YUAN, W.; MISHRA, R. S. A Framework for Friction Stir Welding of Dissimilar Alloys and Materials. In: **Friction Stir Welding of Dissimilar Alloys and Materials** Elsevier, 2015c. p. 15–33.

LEYENS, C.; PETERS, M. (ED.). **Titanium and Titanium Alloys – Fundamentals and Applications**. Köln: WileyVCH, 2003.

LI, B. et al. Dissimilar friction stir welding of Ti-6Al-4V alloy and aluminum alloy employing a modified butt joint configuration: Influences of process variables on the weld interfaces and tensile properties. In: **Materials and Design**. v. 53p. 838–848. 2014

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

LONGHURST, W. R. et al. Torque control of friction stir welding for manufacturing and automation. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 51, n. 9–12, p. 905–913, 2010a.

LONGHURST, W. R. et al. Investigation of force-controlled friction stir welding for manufacturing and automation. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture**, v. 224, n. 6, p. 937–949, 2010b.

LÜTJERING, G.; WILLIAMS, J. C. **Titanium**. Verlag: 2007.

MA, Z. et al. A general strategy for the reliable joining of Al/Ti dissimilar alloys via ultrasonic assisted friction stir welding. **Journal of Materials Science and Technology**, v. 35, n. 1, p. 94–99, 2018.

MAYFIELD, D. W.; SORENSEN, C. **An Improved Control Algorithm for Friction Stir Processing**. 8th International Friction Stir Welding Symposium. **Anais...**Timmendorfer Strand, Germany: 2010.

MISHRA, R. S.; MAHONEY, M. W. Friction Stir Welding and Processing. **ASM International**, p. 368, 2007.

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

RAJAKUMAR, S.; MURALIDHARAN, C.; BALASUBRAMANIAN, V. Influence of friction stir welding process and tool parameters on strength properties of AA7075-T6 aluminium alloy joints. **Materials and Design**, v. 32, n. 2, p. 535–549, 2011.

REZA-E-RABBY, M. et al. Joining thick section aluminum to steel with suppressed FeAl intermetallic formation via friction stir dovetailing. **Scripta Materialia**, v. 148, p. 63–67, 2018.  
RODRIGUEZ, J. F. **Caracterização microestrutural de juntas de aço ASTM A516 - liga de Ni 625 soldadas por atrito com pino não consumível**. Universidade Estadual de Campinas (UNICAMP), 2013a.

RODRIGUEZ, J. F. Caracterização microestrutural de juntas de aço ASTM A516 - liga de Ni 625 soldadas por atrito com pino não consumível. p. 183, 2013b.

RODRIGUEZ, J.; RAMIREZ, A. J. Friction stir welding of mild steel to alloy 625 – development of welding parameters. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 19, n. 4, p. 343–349, 2014.

ROSS, K. et al. **Simultaneous Independent Control of Tool Axial Force and Temperature in Friction Stir Processing**. Friction Stir Welding and Processing IX. **Anais...**San Diego, USA: 2017a.

ROSS, K. et al. **Development of Friction Stir Processing for Repair of Nuclear Dry Cask Storage System Canisters**. Friction Stir Welding and Processing IX. **Anais...**San Diego, USA: 2017b

ROSS, K. A. **Investigation and Implementation of a Robust Temperature Control Algorithm for Friction Stir Welding**. [s.l.] Brigham Young University, 2012.

ROSS, K.; SORENSEN, C. **Advances in Temperature Control for FSP**. Friction Stir Welding and Processing VII. **Anais...**San Antonio, USA: 2013.

ROSTAMI, H.; NOUROUZI, S.; JAMSHIDI AVAL, H. Analysis of welding parameters effects on microstructural and mechanical properties of Ti6Al4V and AA5052 dissimilar joint. **Journal of Mechanical Science and Technology**, v. 32, n. 7, p. 3371–3377, 2018.

SANTOS, T. F. A.; IDAGAWA, H. S.; RAMIREZ, A. J. Thermal history in UNS S32205 duplex stainless steel friction stir welds. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 19, n. 2, p. 150–156, 2014.

SATO, Y. S. et al. Microstructural evolution of 6063 aluminum during friction-stir welding. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 30, n. 9, p. 2429–2437, 1999.

SATO, Y. S. et al. Constitutional liquation during dissimilar friction stir welding of Al and Mg alloys. **Scripta Materialia**, v. 50, n. 9, p. 1233–1236, 2004.

SCHMIDT, H.; HATTEL, J. Modelling heat flow around tool probe in friction stir welding. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 10, n. 2, p. 176–186, 2005.

**Scopus.** Disponível em: <[www.scopus.com](http://www.scopus.com)>. Acesso em: 30 abr. 2018.

SHIGEMATSU, I. et al. Joining of 5083 and 6061 aluminum alloys by friction stir welding. **Journal of Materials Science Letters**, p. 353–356, 2003.

SHOUZHENG, W. et al. Microstructure and joining mechanism of Ti/Al dissimilar joint by pulsed gas metal arc welding. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 70, n. 5–8, p. 1137–1142, 2014.

SMITH, C. B. Robots and Machines for Friction Stir Welding/Processing. In: MISHRA, R. S.; MAHONEY, M. W. (Eds.). . **Friction Stir Welding and Processing**. 1. ed. ASM International, 2007. p. 220–233.2007

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 and Design**, v. 57, p. 269–278, 2014.

THEODORO, M. C. **Soldagem por atrito com pino não consumível em juntas de aços inoxidáveis austenítico ABNT 316L e superduplex UNS S32750**. Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2013.

THOMAS, W. M. et al. **Friction welding**, 1991. Disponível em: <<https://patents.google.com/patent/US5460317>>

THOMAS, W. M. et al. Friction Stir Welding Tools and Developments. **Welding in the World**, v. 47, n. 11–12, p. 10–17, 2003.

TIMET. **Titanium Alloys**. Disponível em: <<http://www.timet.com/assets/local/documents/technicalmanuals/TiAlloys.pdf>>. Acesso em: 28 dez. 2018.

TIMET. **Properties and processing of Timetal 6-4**DallasTitanium Metals Corporation, , 1998.  
TORRES, E. A. L. **Soldagem por atrito com pino não consumível de chapas finas do aço 1020 e da liga de alumínio 6063-T5**. Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2012.

UEMATSU, Y. et al. Fatigue behaviour of dissimilar friction stir welds between wrought and cast aluminium alloys. **Science and Technology of Welding & Joining**, v. 23, p. 219–226, 2018.

VACCHI, G. S. et al. Effect of friction spot welding (FSpW) on the surface corrosion behavior of overlapping AA6181-T4/Ti-6Al-4V joints. **Materials and Design**, v. 131, n. June, p. 127–134, 2017.

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**, v. 45, n. 22, p. 6242–6254, 2010.

VEIGA, C.; DAVIM, J. P. PROPERTIES AND APPLICATIONS OF TITANIUM ALLOYS : A BRIEF REVIEW. **REVIEWS ON ADVANCED MATERIALS SCIENCE**, v. 32, p. 133–148, 2012.

WATANABE, T.; TAKAYAMA, H.; YANAGISAWA, A. Joining of aluminum alloy to steel by friction stir welding. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 178, n. 1–3, p. 342–349, 2006.

WEI, L.; NELSON, T. W. Correlation of Microstructures and Process Variables in FSW HSLA-65 Steel. **Welding Journal**, v. 90, n. May, p. 95–101, 2011.

WU, A. et al. Interface and properties of the friction stir welded joints of titanium alloy Ti6Al4V with aluminum alloy 6061. **Materials and Design**, v. 71, p. 85–92, 2015.

YAN, Y. et al. Dissimilar friction stir welding between 5052 aluminum alloy and AZ31 magnesium alloy. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China (English Edition)**, v. 20, n. SUPPL. 2, p. s619–s623, 2010.

YUQING, M. et al. Investigations on temperature distribution, microstructure evolution, and property variations along thickness in friction stir welded joints for thick AA7075-T6 plates. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 86, n. 1–4, p. 141–154, 2016.

ZHANG, Y. et al. Influence of welding parameters on the IMCs and the mechanical properties of Ti/Al butt joints welded by MIG/TIG double-sided arc welding-brazing. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 747, p. 764–771, 2018.