

UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO
EM ENGENHARIA MECÂNICA

ESTUDO DA SOLDABILIDADE DISSIMILAR DAS LIGAS TI-6AL-4V E AA-7075-T6 ATRAVÉS DO PROCESSO GMAW DERIVATIVO.

Eduardo Pereira da Silva

Itajubá, março de 2025.

UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA MECÂNICA

Eduardo Pereira da Silva

ESTUDO DA SOLDABILIDADE DISSIMILAR DAS LIGAS TI-6AL-4V E AA-7075-T6 ATRAVÉS DO PROCESSO GMAW DERIVATIVO.

Tese submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica como parte dos requisitos para obtenção do Título de Doutor em Ciências em Engenharia Mecânica.

Área de Concentração: Projeto, Materiais e Processos

Orientador: Dr. Edmilson Otoni Corrêa

Coorientador: Dr. Carlos Alberto Carvalho Castro

Março de 2025
Itajubá

UNIVERSIDADE FEDERAL DE ITAJUBÁ
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM
ENGENHARIA MECÂNICA

Eduardo Pereira da Silva

ESTUDO DA SOLDABILIDADE DISSIMILAR DAS LIGAS TI-6AL-4V E AA-7075-T6 ATRAVÉS DO PROCESSO GMAW DERIVATIVO.

Tese aprovada por banca examinadora em 07 de março de 2025, conferindo ao autor o título de **Doutor em Ciência em Engenharia Mecânica**.

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Edmilson Otoni Corrêa (Orientador)

Prof. Dr. Carlos Alberto Carvalho Castro (Coorientador)

Prof. Dr. Elisan dos Santos Magalhães (ITA)

Prof. Dr. Rosinei Batista Ribeiro (CEETEPS)

Prof. Dra. Renata Neves Penha (UNIFEI)

Prof. Dr. Guilherme Ferreira Gomes (UNIFEI)

Itajubá
2025

"Dedico este trabalho à minha amada esposa e à nossa filha Lavínia, por sua paciência, por estarem sempre ao meu lado me apoiando e tornando agradável esta jornada. A ternura de vocês tem sido um constante incentivo para que eu siga sempre perseverante."

Eduardo Pereira da Silva

"A ciência não faz mais do que pensar os pensamentos de Deus depois dele."
Johannes Kepler (1571-1630)

"Porque o SENHOR dá a sabedoria, e da sua boca vem o conhecimento e o entendimento."
Provérbios 2:6 (ARC)

Agradecimentos

À Deus nosso Pai celestial, pois “dEle, por Ele e para Ele são todas as coisas. A Ele seja a glória perpetuamente! Amém.” (Rm 11.36).

À meus pais Clésio Henrique Pereira da Silva e Neusa Aparecida da Silva Pereira, que desde tenra idade tens me ensinado o caminho em que devo andar e a importância da educação para a vida.

À minha família pelo apoio e por sempre ser este porto seguro em meio as tempestades, e onde encontro um oásis nos desertos da vida.

Aos professores da Universidade Federal de Itajubá pelo compartilhamento do saber e a dedicação na arte do ensino, especialmente ao professor Dr. Edmilson Otoni Correa, por aceitar o convite de me orientar neste trabalho de relevada importância para minha carreira profissional.

Ao meu coorientador, professor do Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais, Dr. Carlos Alberto Carvalho Castro, que não somente tem me coorientado, mas, me apoiado no decorrer desta jornada e me tem sido um entusiasta para o campo da pesquisa científica.

Ao Laboratório de Materiais do Instituto de Engenharia Mecânica - IEM da UNIFEI.

Ao Laboratório de Soldagem e Inovação Tecnológica - LabSIT e Laboratório de Materiais e Metalografia do CEFET-MG Campus VIII.

Enfim, foram tantos que em algum momento cruzaram o caminho e de alguma forma deixou sua contribuição, que me faltaria espaço para agradecer-los, e mesmo que quisesse certamente me esqueceria de alguém, pois foram muitos. Assim, finalizo agradecendo a todos que direta ou indiretamente tornaram possível a conclusão deste.

Resumo

A soldagem dissimilar das ligas Ti-6Al-4V e Al-7075-T6 foi estudada utilizando um processo GMAW de curto-circuito controlado por meio do módulo STT[®] (*Surface Tension Transfer*), que controla a transferência da gota de metal fundido por meio da tensão superficial. As ligas estudadas são altamente significativas em vários setores industriais, particularmente nos segmentos aeroespacial e automotivo, devido às suas propriedades físicas e mecânicas, especialmente sua excelente relação peso-resistência mecânica. No entanto, sua união por processos de soldagem por fusão apresenta desafios devido às diferenças em suas características físicas, químicas e térmicas. O objetivo deste trabalho foi, portanto, avaliar a interação entre as variáveis corrente de pico, corrente de base e velocidade de alimentação do arame no processo GMAW, utilizando a tecnologia STT[®], associada ao pré-aquecimento da liga de titânio. O intuito foi encontrar uma combinação que permitisse a soldagem dissimilar dessas ligas sem a formação de fases deletérias que comprometessem as propriedades mecânicas da junta soldada. A união foi realizada por soldagem de topo em chanfro meio-V, com abertura de raiz de 0,5 mm. A chapa de titânio foi chanfrada em bisel de 30° e pré-aquecida a 180 °C. O metal de adição utilizado foi o arame metálico ER-4047. A pesquisa resultou na obtenção de uma união bem-sucedida das juntas, com a definição de parâmetros que possibilitam a união das ligas sem a formação de uma camada intermetálica na zona de ligação. A aplicação de pré-aquecimento e a utilização de uma energia de soldagem entre 2,66 e 3,07 kJ/cm² foram determinantes para esse resultado. A combinação otimizada dos parâmetros de soldagem, aliada ao controle da transferência de gotas pelo modo STT[®] e à condição de pré-aquecimento da chapa de titânio, viabilizou a união dissimilar das ligas Al-Ti por difusão, sem a formação de uma camada intermetálica. Esse avanço desafia os postulados de Rathod e Kutsuna, que há duas décadas sugeriram que, devido às diferenças físico-químicas entre essas ligas e aos desafios metalúrgicos associados, sua união não seria viável na prática. O presente estudo representa uma inovação significativa na área, uma vez que a obtenção de interfaces em soldas dissimilares sem a presença de camadas intermetálicas tem sido um dos principais desafios na pesquisa sobre a união dessas ligas. Até o momento, não há registros na literatura de uma união bem-sucedida entre Al-7075 T6 e Ti-6Al-4V empregando um processo de soldagem por fusão, o que ressalta a relevância e o ineditismo desses resultados.

Palavras-chaves:

Soldagem a arco com proteção gasosa, Transferência por tensão superficial, Camada intermetálica, MIG/MAG, GMAW, STT, Ti-6Al-4V, Al-7075 T6, TiAl₃.

Abstract

The dissimilar welding of Ti-6Al-4V and Al-7075 T6 alloys was studied using a controlled short-circuit GMAW process through the STT[®] (Surface Tension Transfer) module, which regulates the transfer of molten metal droplets via surface tension. These alloys hold great significance in various industrial sectors, particularly in the aerospace and automotive industries, due to their physical and mechanical properties, especially their excellent strength-to-weight ratio. However, their joining through fusion welding processes presents challenges due to the differences in their physical, chemical, and thermal properties. Thus, the objective of this study was to evaluate the interaction between peak current, background current, and wire feed speed in the GMAW process using STT[®] technology, combined with the preheating of the titanium alloy. The goal was to identify an optimal parameter combination that would enable the dissimilar welding of these alloys without the formation of deleterious phases that could compromise the mechanical properties of the welded joint. The joint was welded using a single-bevel butt joint with a 0.5 mm root opening. The titanium plate was beveled at 30° and preheated to 180 °C. The filler metal used was ER-4047 wire. The research successfully achieved the welding of the joints, defining parameters that allowed for the fusion of the alloys without forming an intermetallic layer in the bonding zone. The application of preheating and the use of welding energy between 2.66 and 3.07 kJ/cm² were critical for this outcome. The optimized combination of welding parameters, together with the controlled droplet transfer in STT[®] mode and the preheated titanium plate condition, enabled the dissimilar Al-Ti alloy joining by diffusion, without the formation of an intermetallic layer. This breakthrough contradicts the assertions of Rathod and Kutsuna, who two decades ago suggested that, due to the physicochemical differences between these alloys and the associated metallurgical challenges, their practical fusion welding application was not feasible. The present study represents a significant innovation in the field, as the development of dissimilar weld interfaces without intermetallic layer formation has been one of the major challenges in the research on these alloy joints. Until now, no successful reports have been documented in the literature regarding the fusion welding of Al-7075 T6 and Ti-6Al-4V, highlighting the novelty and relevance of these results.

Key-words:

Gas Metal Arc Welding, Surface Tension Transfer, Intermetallic Layer, MIG/MAG, GMAW, STT, Ti-6Al-4V, Al-7075 T6, TiAl₃.

Lista de Figuras

Figura 1 - Variação da microdureza em função da variação da frequência de pulso da corrente	25
Figura 2 - Estrutura cristalina das fases do Ti (a) α – HCP (b) β	30
Figura 3 - Diagrama de fases Ti-Al. Adaptado de (42).	32
Figura 4 - Tipos básicos de diagramas de fase para ligas de titânio. (a) O soluto é Al, O, N, C ou Ga. Os limites da fase pontilhada referem-se especificamente ao sistema titânio-alumínio. (b) Soluto é Mo, V, V ou Ta. A linha pontilhada mostra as temperaturas iniciais da martensita. (c) O soluto é Cu, Mn, Cr, Fe, Ni, Co ou H. A linha pontilhada mostra as temperaturas iniciais da martensita.	33
Figura 5 - Microestruturas de Ti-6Al-4V fundido. (a) Com grãos β . (b) Com grão α e contorno de grão. Ataque: 10 mL HF, 5 mL HNO ₃ , 85 mL H ₂ O.	34
Figura 6 - Micrografia eletrônica de varredura da junta de soldagem de feixe de uma liga Ti-24Al-17Nb, mostrando a microestrutura de fase β metaestável (ordenada) (B2).	34
Figura 7 - Ti-6Al-4V resfriado lentamente. Estrutura trama de cesta de placas Widmanstätten α em uma matriz β . Ataque: 10 mL HF, 5 mL HNO ₃ , 85 mL H ₂ O.	36
Figura 8 - Microestrutura fundida a arco de Ti-6Al-4V. Ataque: 10 mL HF, 5 mL HNO ₃ , 85 mL H ₂ O.	36
Figura 9 - a) potência instantânea com corrente de soldagem em 115A e 155A. b) rendimento médio dos processos de soldagem.	42
Figura 10 - Forças atuantes no metal de transferência do processo GMAW.	43
Figura 11 - Representação esquemática do modo STT.	44
Figura 12 - Imagem representativa que elucida a zona de ligação (ZL).	48
Figura 13 - a) Ilustração da seção transversal da junta dissimilar a ser soldada, b) Ilustração em perspectiva da montagem da junta a ser soldada.	52
Figura 14 - Macrografia do cordão de solda dissimilar Ti-Al, condição 6, energia 2,41 kJ/cm.	57
Figura 15- Gráfico das amplitudes das variáveis Ib e Ip usadas nos testes exploratórios.	58
Figura 16 - Fluxograma ilustrativo do método experimental a ser utilizado.	59
Figura 17 - Representação esquemática do objeto de estudo.	60
Figura 18 - Processo de usinagem dos CP. A Figura (a) apresenta a operação de fresamento de topo adequando a espessura do CP, este processo foi aplicado as duas ligas soldadas, e a Figura (b) apresenta a usinagem do chanfro do CP de Ti-6Al-4V.	61

Figura 19 - Corpos de prova usinados nas dimensões a ser soldados. À esquerda CP de AA-7075-T6, à direita CP de Ti-6Al-4V.....	61
Figura 20 – a) Bancada experimental. (1) cilindro de gás, (2) fonte de soldagem, (3) cabeçote alimentador, (4) computador para aquisição dos sinais, (5) cabo de aquisição dos sinais, (6) computador para programação e controle da bancada responsável pelo deslocamento da tocha de soldagem. b) Bancada experimental controlada por computador com deslocamento em três eixos (x, y e z). (7) cabeçote deslocador da tocha de soldagem, (8) tocha de soldagem, (9) dispositivo de fixação dos Corpos de Prova, (10) Forno elétrico.....	62
Figura 21 - Dispositivo de fixação e ajuste da junta a ser soldada.....	62
Figura 22 – Representação esquemática da bancada e acessórios utilizados para realização das soldas.	63
Figura 23 - Corpos de prova soldados e suas respectivas energias de soldagem.	65
Figura 24 - Tela do software Power Wave Manager de configuração dos parâmetros de soldagem.....	66
Figura 25 - Sinais de corrente e tensão aquisitados durante a soldagem.....	66
Figura 26 - Corpo de prova seccionado para o processo de preparação da amostra para análises.	67
Figura 27 – Amostras das ligas AA-7075 T6 e Ti-6Al-4V soldadas pelo processo GMAW STT, após lixamentos, polimento e ataque químico.....	67
Figura 28 - Macrografias das amostras soldadas e suas respectivas energias de soldagem, reagente e tempo de ataque utilizados.	69
Figura 29 - Representação do local das indentações onde foram coletadas as medidas de microdureza.	71
Figura 30 - Micrografias da amostra soldada na condição 1 com energia de soldagem de 1,72 kJ/cm, sem pré-aquecimento. Ataque Kroll, 30s.....	73
Figura 31 - Micrografia da região da interface de solda MS/Ti da amostra 1 destacando a camada intermediária formada na ZL. Energia de soldagem de 1,72 kJ/cm, sem pré-aquecimento, ataque Kroll, 30s.	73
Figura 32 - Mapa de distribuição dos elementos químicos na região da interface de solda da amostra 1 com energia de soldagem de 1,72 kJ/cm, sem pré-aquecimento.	74
Figura 33 - Micrografia da interface de soldagem da amostra 1 com energia de soldagem de 1,72 kJ/cm, sem pré-aquecimento.	74
Figura 34 - Desenho representativo da forma de obtenção dos corpos de prova e suas dimensões para ensaio de tração.....	75
Figura 35 - Corpo de prova usinado e fixado nas garras, preparados para ensaio de tração....	76

Figura 36 - a) realização de soldagem sobre chapa, b) soldagem concluída e preparada para usinagem, c) chapa usinada pronta para extração dos corpos de prova para ensaio de tração e impacto.	76
Figura 37 - Corpos de prova usinados para ensaio de tração.	77
Figura 38 - Desenho representativo da forma de obtenção dos corpos de prova e suas dimensões para ensaio de impacto (Charpy).	78
Figura 39 - Corpos de prova usinados para ensaio de impacto (Charpy).	78
Figura 40 - Disposição dos pontos de medição da microdureza.	79
Figura 41 - Fluxograma do modelamento estatístico.	81
Figura 42 - Gráfico de densidade das variáveis diluição e índice de convexidade nas condições de soldagem com e sem pré-aquecimento.	83
Figura 43 - Histograma Diluição condições sem pré-aquecimento.	84
Figura 44 – Histograma Índice de Convexidade condições com pré-aquecimento.	84
Figura 45 – Matriz de correlação das variáveis I_p , I_b e V_a com as respostas pré-aquecimento, diluição e índice de convexidade.	86
Figura 46 - Gráfico de resíduos versus ajustes. a) condição sem pré-aquecimento, b) condição com pré-aquecimento.	90
Figura 47 - Gráfico de resíduos normalidade para as condições sem (a) e com (b) pré-aquecimento.	92
Figura 48 - Histograma dos resíduos da energia de soldagem nas condições sem e com pré-aquecimento.	93
Figura 49 - Gráfico de resíduos vs alavancagem para as condições sem e com pré-aquecimento.	93
Figura 50 - Gráficos de superfície de resposta da relação entre a Velocidade de alimentação do Arame (V_a) e Corrente de base (I_b) na resposta Energia de soldagem (E). Gráfico (a) na condição de soldagem sem pré-aquecimento e gráfico (b) com pré-aquecimento.	96
Figura 51 - Gráficos de superfície de resposta da relação entre a Velocidade de alimentação do Arame (V_a) e Corrente de Pico (I_p) na resposta Energia de soldagem (E). Gráfico (a) na condição de soldagem sem pré-aquecimento e gráfico (b) com pré-aquecimento.	98
Figura 52 - Gráficos de superfície de resposta da relação entre a Corrente de Pico (I_p) e Corrente de Base (I_b) na resposta Energia de soldagem (E). Gráfico (a) na condição de soldagem sem pré-aquecimento e gráfico (b) com pré-aquecimento.	99
Figura 53 - Desenho representativo de um corpo de prova em corte transversal com a indicação das dimensões utilizadas para análise do perfil geométrico do cordão de solda.	103

Figura 54 - Gráfico de barras da resposta índice de convexidade para as condições de soldagem sem pré-aquecimento.	105
Figura 55 - Gráfico de barras da resposta índice de convexidade para as condições de soldagem com pré-aquecimento.	105
Figura 56 - Boxplot da resposta índice de convexidade para as condições de soldagem com e sem pré-aquecimento.	106
Figura 57 - Gráfico de barras da resposta diluição para as condições de soldagem sem pré-aquecimento.	108
Figura 58 - Gráfico de barras da resposta diluição para as condições de soldagem com pré-aquecimento.	109
Figura 59 - Boxplot da diluição para as condições de soldagem com e sem pré-aquecimento.	110
Figura 60 - Microestrutura de interface de ligas Al/Ti.	111
Figura 61 - Amostra da condição de soldagem 1, nível I, sem pré-aquecimento, energia de soldagem 1,72 kJ/cm. Amostra da condição de soldagem 7, nível II, sem pré-aquecimento, energia de soldagem 2,65 kJ/cm. Amostra da condição de soldagem 32, nível III, com pré-aquecimento, energia de soldagem 3,07 kJ/cm.	112
Figura 62 - Micrografia da condição de baixa energia. CP 1 com magnificação de 500 x, $I_p = 126$ A, $I_b = 45$ A, $V_a = 5,9$ m/min. a) região da ZL Al-Ti, b) Ti não afetado pelo calor.	113
Figura 63 - Diagrama de fases Ti-6Al-4V (296).	113
Figura 64 – Micrografia da camada intermediária na interface Al-Ti. Energia de soldagem 1.72 kJ/cm. Ataque com reagente Kroll, $t=30$ s. Ampliação 10k.	114
Figura 65 - Tabela dos percentuais atômicos dos elementos químicos da camada intermediária às ligas Ti-Al.	115
Figura 66 - Micrografia CP 1 com ampliação 10000x, $I_p = 126$ A, $I_b = 45$ A, $V_a = 5,9$ m/min., região da ZL Al-Ti.	116
Figura 67 - Gráfico do percentual em massa dos elementos químicos da junta soldada na interface Al-Ti da condição 01.	117
Figura 68 - Percentual em massa dos elementos químicos da junta soldada na interface Al-Ti da condição 01.	117
Figura 69 - Análise química dos elementos das ligas Al-7075 T6 e Ti-6Al-4V soldadas com a condição de soldagem 1 $I_p = 126$ A, $I_b = 45$ A, $V_a = 5,9$ m/min. . Energia de soldagem 1.72 kJ/cm.	118
Figura 70 - Micrografia da ZL Al-Ti da condição de soldagem 01.	119

Figura 71 - Micrografia da condição de soldagem 01, $I_p = 126$ A, $I_b = 45$ A, $V_a = 5,9$ m/min. Energia de soldagem 1,72 kJ/cm.	120
Figura 72 - Micrografia da liga Ti-6Al-4V como recebido, ampliação 500x.	120
Figura 73 – Gráfico da espectroscopia de raio-X por energia dispersiva (EDS) do percentual em massa dos elementos químicos da junta soldada na interface Al-Ti. Condição de soldagem 01. Energia de soldagem 1,72 kJ/cm.	121
Figura 74 - Micrografia de camada intermediária na interface Al-Ti. Energia de soldagem 1,72 kJ/cm. Reagente de Kroll $t=30$ s. Ampliação 10k.	122
Figura 75 - Microestrutura de interface condição de soldagem 32, nível de energia III, com pré-aquecimento, energia de soldagem 3,07 kJ/cm. Ampliação 10k, gravando reagente de Kroll por 30s.....	123
Figura 76 – Análise do mapa dos elementos químicos da amostra 32, cuja micrografia é apresentada na Figura 74. Nível de energia III, com pré-aquecimento, energia de soldagem 3,07 kJ/cm.....	124
Figura 77 - Regiões da solda consideradas para a análise dos poros.	125
Figura 78 - Gráfico de barras da quantificação de poros nas amostras soldadas nas condições com e sem pré-aquecimento.	127
Figura 79 - Boxplot da distribuição dos poros por região da solda nas condições com e sem pré-aquecimento.....	127
Figura 80 - Gráfico de densidade da distribuição dos poros na região do Reforço nas condições com e sem pré-aquecimento.	128
Figura 81 - Gráfico de densidade da distribuição dos poros na região da Solda nas condições com e sem pré-aquecimento.	129
Figura 82 - Distribuição do diâmetro médio dos poros por região da solda.	131
Figura 83 - Representação da divisão vertical considerada para avaliação da distribuição dos poros.	132
Figura 84 - Macrografia das condições de soldagem 9 e 7 para quantificação de poros.	133
Figura 85 - Corpos de prova para ensaio de tração e impacto (Charpy). a) desenho de como foram extraídas as amostras para o ensaio de tração e suas dimensões, b) amostras soldadas e usinadas para ensaio de tração, c) corpos de prova rompidos por tração, d) desenho de como foram extraídas as amostras para o ensaio de impacto e suas dimensões, e) amostras soldadas e usinadas para ensaio de impacto; e) corpos de prova rompidos por impacto.....	134
Figura 86 - Gráfico de resistência a tração (tensão-deformação), condições de solda 1 (nível de energia I), 32 (nível de energia III) e AWS ER-4047 como soldado.	135
Figura 87 - Boxplot de energia absorvida no ensaio Charpy nas condições de soldagem 1 (nível de energia I), 32 (nível de energia III) e AWS ER-4047 como soldado.	137

Figura 88 - Gráfico de microdureza das condições 1 e 32 e as respectivas posições das indentações onde foram realizadas as medições.....139

Figura 89 - Medições para determinação das indentações em cada CP.146

Lista de Tabelas

Tabela 1 - Elementos químicos das ligas de alumínio por série e suas aplicações típicas.	40
Tabela 2 - Composição química da liga de titânio Ti-6Al-4V.	52
Tabela 3 - Propriedades térmicas da liga de titânio Ti-6Al-4V.....	52
Tabela 4 - Propriedades mecânicas da liga de titânio Ti-6Al-4V.....	53
Tabela 5 -Composição química da liga de alumínio 7075-T6.....	53
Tabela 6 - Propriedades térmicas da liga de alumínio 7075-T6.	53
Tabela 7 - Propriedades mecânicas da liga de alumínio 7075-T6.	53
Tabela 8 - Composição química do eletrodo AWS ER 4047	54
Tabela 9 - Propriedades mecânicas do eletrodo AWS ER-4047 como soldado.....	54
Tabela 10 - Composição química do gás de proteção.	54
Tabela 11 - Parâmetros utilizados para testes exploratórios.....	56
Tabela 12 - Parâmetros de entrada para teste exploratório na condição 6.	57
Tabela 13 - Respostas obtidas do teste exploratório na condição 6.	57
Tabela 14 - Dados de entrada e resultado do ensaio de tração da amostra soldada na condição 6.	57
Tabela 15 - Parâmetros obtidos com base nos testes exploratórios.....	58
Tabela 16 - Matriz experimental codificada gerada a partir de um planejamento CCD com três fatores contínuos e um categórico variando em dois níveis e seis pontos centrais.	60
Tabela 18 - Classificação das amostras por nível de energia.	82
Tabela 19 - Coeficiente de variação (CV) da variável diluição nas condições com e sem pré-aquecimento.....	82
Tabela 20 - Coeficiente de variação (CV) da variável, índice de convexidade nas condições com e sem pré-aquecimento.	83
Tabela 21 - Resultado do teste de normalidade Shapiro-Wilk para energia em relação ao pré-aquecimento.....	84
Tabela 22 - Resultado do teste de correlação das variáveis Ip, Ib e Va, e repostas, pré-aquecimento, diluição e índice de convexidade.....	85
Tabela 23 - Resultado da regressão linear da energia de soldagem em relação as variáveis Ip, Ib e Va.	87

Tabela 24 - Análise de variância para resposta Energia.	88
Tabela 25 - Resultado da análise de resíduos de acordo com o teste Shapiro-Wilk para as condições sem pré-aquecimento.	89
Tabela 26 - Resultado da análise de resíduos de acordo com o teste Shapiro-Wilk para as condições com pré-aquecimento.	89
Tabela 27 - Teste Breusch-Pagan padronizado dos resíduos da resposta energia de soldagem para as condições sem e com pré-aquecimento.	95
Tabela 28 – Condições de otimalidade de primeira ordem para a resposta energia de soldagem.	100
Tabela 29 - Classificação da energia de soldagem em níveis.	101
Tabela 30 - Classificação das amostras por nível de energia.	102
Tabela 31 - Condições de soldagem selecionadas para análise com base na classificação por nível de energia de soldagem.	102
Tabela 32 - Matriz experimental gerada a partir de um planejamento CCD com três fatores contínuos e um categórico variando em dois níveis e seis pontos centrais com as respostas índice de convexidade e nível de energia de soldagem.	104
Tabela 33 - Matriz experimental gerada a partir de um planejamento CCD com três fatores contínuos e um categórico variando em dois níveis e seis pontos centrais com as respostas diluição e nível de energia de soldagem.	107
Tabela 34 - Quantificação dos poros das juntas soldadas.	125
Tabela 35 - Diâmetro médio dos poros nas regiões do Reforço superior (Rs), Metal de solda (Ms) e Reforço inferior (Ri) nas condições com e sem pré-aquecimento.	130
Tabela 36 - Mensuração dos poros na região do reforço superior (Rs) do cordão de solda com a quantificação dos poros nos lados dos MB Al e MB Ti.	132
Tabela 37 - Resistência à tração de juntas soldadas e metal de solda (arame eletrodo).	135
Tabela 38 - Energia absorvida no teste de impacto Charpy.	137
Tabela 39 - Medições de microdureza ao longo da seção transversal das juntas soldadas. ...	138

Lista de Abreviaturas e Siglas

Letras Latinas

Å	Angstrom
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
AIQ	Amplitude Interquartil
AWS	<i>American Welding Society</i>
°C	Graus Celsius
CA	Corrente Alternada
CAS	<i>Chemical Abstracts Service</i>
CC	Corrente Contínua
CP	Corpo de Prova
DBCP	Distância entre o bico de contato e a peça
DoE	<i>Design of Experiments</i>
FSW	<i>Friction Stir Welding</i>
GMAW	<i>Gas Metal Arc Welding</i>
GTAW	<i>Gas Tungsten Arc Welding</i>
HC	Hexagonal Compacta
Hg	Mercúrio
IC	Índice de Convexidade
K	Kelvin
Ksi	<i>Kilo square inch</i>
MPa	Mega Pascal
Pa	Pascal
P-GMAW	<i>Gas Metal Arc Welding Pulsed</i>
P-GTAW	<i>Gas Tungsten Arc Welding Pulsed</i>
STT	<i>Surface Tension Transfer</i>
UHF	<i>Ultra Hight Frequency</i>
Vs	Velocidade de soldagem
ZTA	Zona Termicamente Afetada

Letras Gregas

α	Fase 1 titânio
β	Fase 2 titânio
α'	Martensita
α -transus	Temperatura de transformação da fase alfa
β -transus	Temperatura de transformação da fase beta
η	MgZn ₂
η'	MgZn ₂ metaestável

Lista de Símbolos

Al	Alumínio
Ar	Argônio
C	Carbono
CCC	Cúbica de corpo centrada
CFC	Cúbica de face centrada
Cr	Cromo
Cu	Cobre
Fe	Ferro
GB α	Curva α alotríomórfica
GP	Guinier-Preston
HC	Hexagonal compacta
Mg	Magnésio
Mn	Manganês
Mo	Molibdênio
N	Nitrogênio
Ni	Níquel
O	Oxigênio
P	Fósforo
S	Enxofre
Si	Silício
Ti	Titânio
TMP	Processamento termomecânico
TTPS	Tratamento Térmico Pós Soldagem
V	Vanádio
Zn	Zinco

Sumário

1. INTRODUÇÃO.....	15
1.1 Soldagem Dissimilar Ti/Al.....	15
1.2 Objetivos	18
1.2.1 Objetivo geral.....	18
1.2.2 Objetivos específicos	19
1.3 Justificativa.....	19
1.4 Estrutura do trabalho	21
2. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA.....	23
2.1 Soldagem Dissimilar Ti/Al.....	23
2.2 Mecanismo de ligação na soldagem por fusão	25
2.3 Ligas de Titânio	29
2.3.1 Metalurgia das ligas de titânio	30
2.3.2 Efeitos dos elementos de liga.....	31
2.3.3 Classificação das ligas de titânio.....	33
2.4 Ligas de Alumínio	36
2.4.1 Metalurgia da liga de alumínio AA-7075	37
2.4.2 Efeitos dos elementos de liga.....	38
2.4.3 Classificação das ligas de alumínio.....	38
2.5 Projeto de Experimento	40
3. PROCESSO DE SOLDAGEM GMAW	42
3.1 Processos de soldagem GMAW derivativos	42
3.1.1 Processo de soldagem GMAW modo STT	43
3.2 Aspectos térmicos do processo GMAW na soldagem dissimilar.....	47
3.2.1 Efeito da temperatura na Zona de ligação.....	47
3.2.2 Distribuição da temperatura na Zona de ligação.....	49
3.2.3 Influência das propriedades térmicas na soldagem dissimilar Al/Ti	50
4. MATERIAIS E MÉTODOS	51
4.1 Materiais.....	51
4.1.1 Metal Base.....	52
4.1.2 Metal de Adição	54
4.1.3 Gás de Proteção.....	54
4.2 Métodos	55
4.2.1 Determinação dos limites das variáveis	55
4.2.2 Método Experimental.....	58
4.2.3 Projeto dos Experimentos	59

4.2.4	Preparação dos Corpos de Prova.....	61
4.2.5	Bancada Experimental	61
4.2.6	Realização das Soldas	63
4.2.7	Aquisição dos sinais de soldagem.....	66
4.2.8	Preparação das amostras	67
4.2.9	Análise Microestrutural.....	67
4.2.10	Análise Mecânica.....	75
5.	RESULTADOS E DISCUSSÃO	80
5.1	Tratamento estatístico.....	80
5.1.1	Coeficiente de variação	82
5.1.2	Teste de normalidade	83
5.1.3	Teste de correlação.....	84
5.1.4	Modelo de regressão de superfície de resposta de segunda ordem.....	86
5.1.5	Análise de variância	88
5.1.6	Análise de resíduos	89
5.1.7	Superfície de Resposta	95
5.1.8	Otimização	100
5.2	Análise Macrográfica	101
5.2.1	Análise do perfil geométrico dos cordões de solda.....	101
5.2.2	Análise do acabamento dos cordões de solda	103
5.2.3	Análise da convexidade dos cordões de solda	103
5.2.4	Análise da diluição nos cordões de solda.....	106
5.3	Análise Micrográfica	110
5.3.1	Análise da microestrutura da interface Al/Ti	110
5.3.2	Influência do pré-aquecimento na microestrutura do cordão de solda	112
5.3.3	Análise microscopia eletrônica de varredura (MEV) e espectroscopia de raios-X por energia dispersiva (EDS).....	115
5.3.4	Análise das condições de energia níveis I e II	119
5.3.5	Análise da condição de energia nível III.....	122
5.3.6	Análise dos poros	125
5.4	Ensaio Mecânicos	134
5.4.1	Ensaio de Tração	135
5.4.2	Ensaio de Impacto	136
5.4.3	Ensaio de Microdureza.....	138
6.	CONCLUSÃO	140
7.	TRABALHOS FUTUROS	142
	APÊNDICE A – ALGORÍTMOS	143

APÊNDICE B – POSIÇÕES ONDE FORAM INDENTADAS AS MEDIÇÕES DE MICRODUREZA.....	146
REFERÊNCIAS	147

1. INTRODUÇÃO

Esta pesquisa foi realizada em parceria com o Centro Federal de Educação Tecnológica de Minas Gerais (CEFET-MG), por meio de colaboração técnico-científica que envolveu o uso de infraestrutura do Laboratório de Soldagem e Inovação Tecnológica (LabSIT), suporte analítico e troca de conhecimentos entre os pesquisadores. A contribuição do CEFET-MG foi fundamental para a condução dos experimentos e análises, assegurando a qualidade dos dados obtidos e fortalecendo a integração entre instituições de ensino e pesquisa na busca por avanços científicos e tecnológicos na área de materiais.

Vale ressaltar que a etapa experimental foi interrompida pela pandemia de COVID-19, que impôs desafios significativos e impactaram diretamente o desenvolvimento do estudo. Restrições sanitárias, adoção de protocolos rígidos de biossegurança e medidas de distanciamento social, tornam os laboratórios inoperantes por 24 meses consecutivos, impedindo o acesso a equipamentos e insumos essenciais para a condução dos experimentos, que acarretou em atrasos na coleta e análise de dados, comprometendo a continuidade dos ensaios e exigindo readequações metodológicas.

Além disso, a escassez de materiais devido a interrupções na cadeia de suprimentos também representou um obstáculo, tornando moroso o processo de aquisição de materiais. Portanto, a pesquisa foi desenvolvida sob circunstâncias atípicas, demandando flexibilidade e capacidade de adaptação para assegurar a qualidade dos resultados. Apesar dessas adversidades, o estudo foi conduzido com rigor científico, adotando estratégias para mitigar os impactos das limitações e assegurar a fidedignidade dos dados obtidos.

1.1 Soldagem Dissimilar Ti/Al

O desenvolvimento de novas tecnologias voltadas para o setor aeroespacial tem exigido cada vez mais materiais, procedimentos e processos de soldagem que possam suprir de forma economicamente viável os requisitos de engenharia, segurança e ambientais, na confecção e aplicação de diversos componentes. Ademais, com o avanço nos combustíveis e dispositivos de propulsão das aeronaves impelindo-as a velocidades cada vez maiores, seus componentes são cada vez mais solicitados à esforços mecânicos.

A capacidade de soldar com sucesso as ligas Ti-6Al-4V e Al-7075 apresenta benefícios significativos sociais e ambientais, especialmente em indústrias como aeroespacial, automotiva e engenharia biomédica. Socialmente, esse avanço possibilita o desenvolvimento de sistemas de transporte mais leves, resistentes e eficientes em termos de consumo de combustível, reduzindo os custos operacionais e aumentando a segurança (1).

A melhoria na soldabilidade dessas ligas também amplia o acesso a materiais de alto desempenho para aplicações críticas, promovendo a inovação tecnológica e o crescimento econômico. Do ponto de vista ambiental, a capacidade de unir essas ligas de forma eficiente pode levar à redução do desperdício de material, permitindo processos de fabricação e reparo mais eficazes, o que prolonga a vida útil dos componentes e diminui a necessidade de extração de matérias-primas (2).

Além disso, a redução de peso alcançada por meio dessas técnicas avançadas de união contribui para a diminuição do consumo de combustível e das emissões de gases de efeito estufa, especialmente nos setores de aviação e automotivo, apoiando os esforços globais de

sustentabilidade. Dessa forma, a soldagem das ligas Ti-6Al-4V e Al-7075 tem o potencial de impulsionar tanto o progresso tecnológico quanto a responsabilidade ambiental, tornando-se uma área fundamental de pesquisa para soluções de engenharia sustentáveis (3).

Neste contexto, pesquisas têm sido direcionadas à busca de processos alternativos, que possam fornecer aos componentes as melhores características das diversas ligas de materiais comerciais. Visando preencher esta lacuna, a união de materiais dissimilares tem sido muito explorada, na busca de aliar as melhores propriedades de cada material.

Segundo Dursun (4), o avanço da tecnologia na indústria aeronáutica depende de dois fatores, peso e durabilidade das peças empregadas nas aeronaves, pois impactam diretamente na vida útil, consumo de combustível e tempo de reparo, além de reduzir a emissão de gases nocivos à atmosfera.

Diante disso, o desenvolvimento de novas técnicas de soldagem que possam minimizar a utilização de material adicional, tais como, a sobreposição de chapas e uso de rebites tem sido amplamente estudadas. Esses meios alternativos ao processo tradicional de rebiteagem têm sido estudados desde o final do século passado, com a aplicação da soldagem em detrimento ao uso de rebites, especialistas estimam uma redução de 15% no peso total da aeronave (5).

O titânio e suas ligas são amplamente utilizados na indústria aeronáutica, na indústria astronáutica, na engenharia de veículos e em outros campos devido a sua plasticidade, tenacidade, baixa densidade, alta relação resistência-peso, propriedades de soldagem desejáveis, resistência à corrosão e resistência à fadiga (6).

Já o alumínio se destaca dentre a família dos metais leves, e vem sendo vastamente empregado nas estruturas aeronáuticas e automotivas devido às suas características, como baixa densidade, excelente relação peso/resistência, considerável resistência à corrosão e custo relativamente baixo em relação aos materiais compósitos (7,8,9).

A liga de alumínio Al-7075, possui elevada resistência mecânica, sendo frequentemente aplicada nas indústrias de aviação, marítima e automotiva, pelas suas propriedades de leveza e resistência (10,11).

Devido à alta relação de propriedades mecânicas, tanto o titânio (Ti) como o alumínio (Al) têm sido amplamente utilizados em estruturas híbridas de Ti/Al pelas vantagens em comparação com o material único para requisitos de alta resistência e baixa densidade (12).

Gupta (13) ressalta que devido às diferenças nas propriedades físico-químicas, a soldagem por fusão de titânio com ligas de alumínio apresenta dois principais desafios metalúrgicos. Um desafio é evitar a formação de intermediários frágeis que são desfavoráveis às propriedades da junta. Outra é a existência de tensão residual resultante de diferenças na condutividade térmica e coeficiente de expansão linear entre titânio e alumínio.

Raghavan (14) corrobora com Gupta (13) ao dizer que a junta dissimilar de ligas de alumínio e titânio em estruturas híbridas de baixo peso, torna-se relevante para aplicação em indústrias de transporte e aeronaves. No entanto, continua sendo uma tarefa difícil devido às incompatibilidades significativas nas propriedades físicas, solubilidade mútua limitada e formação de fases intermetálicas frágeis do sistema de alumínio-titânio (Ti-Al).

Tomashchuk *et al.* (15) salientam que a união bem-sucedida de alumínio com titânio exige a prevenção do acúmulo local de fases intermetálicas, especialmente de $TiAl_3$.

Chen, Chen e Li (16) verificaram que o aporte de energia do processo soldagem exerce influência significativa na microestrutura e nas propriedades mecânicas da junta de Ti/Al

durante a soldagem, o que confirma o relato de Baeslack e Banas (17) ao afirmarem que altas taxas de aporte de energia na soldagem da liga Ti-6Al-4V pelo processo GTAW geram grãos mais grosseiros no metal de solda gerando baixa ductilidade nesta região. Este comportamento é atribuído a tamanhos maiores de grãos β e grandes insumos de calor, que são cruciais para o tamanho de grão.

Donachie (18) observou que um alto aporte de energia durante a soldagem da liga Ti-6Al-4V resultaria em um aumento significativo dos grãos na zona termicamente afetada (ZTA), que está diretamente adjacente ao plano de fusão da solda, onde os picos de temperatura variaram entre a fase sólida e a transição da fase β .

Yan *et al.* (19), também observaram fenômenos semelhantes como efeito do alto aportes de energia na soldagem da liga Al-7075, tais como, redução de resistência e diminuição da dureza provocados pelo crescimento de grão. As mudanças metalúrgicas ocorrem durante e após o processo de soldagem; foi observado ainda que ciclos térmicos potencializam a formação de grãos grosseiros que promovem comprometendo as propriedades do material (20,21).

Já Yang *et al.* (22) constataram que a zona fundida da solda nas ligas de titânio $\alpha + \beta$ é conhecida por ter pouca ductilidade devido à distribuição acicular de martensita (α') na microestrutura intragranular e grãos grosseiros da fase β , causado por soldagem convencional a arco de corrente contínua.

Alatorre *et al.* (23), também observaram efeitos deletérios da temperatura elevada na liga Al-7075, em que os precipitados se comportam de forma diferente do habitual, podendo ser observados através de fenômenos tais como, dissolução, engrossamento do grão, transformação de fase ou nucleação de novas partículas. Podem ocorrer, dependendo da variação de temperatura e da taxa de aporte de calor a dissolução de fases, que é típica das ligas da série 7000 e ocorre nas faixas de 50–150 °C para zonas GP (Guinier-Preston), 200–250 °C para η' precipitados e 300–350 °C para precipitados η (24,25,20).

A liga Ti-6Al-4V, que ocupa mais de 50% das aplicações no campo, em comparação a outras ligas, esta, quando submetida ao processo de soldagem apresenta uma microestrutura mista α e β , fornecendo maior resistência e microdureza da região soldada similar à do metal na afetado pelo calor. Normalmente deseja-se a fase α quando se necessita de resistência à fluência e a fase β para aplicações em que são necessárias boa resistência mecânica e à fadiga. Já a liga $\alpha+\beta$, mais popular dentre as ligas de titânio, combina as melhores características de ambas as fases (26).

Para Yang *et al.* (22) o controle do tamanho de grão ou a morfologia da microestrutura é a chave para melhorar a qualidade das soldas. Sendo que o parâmetro mais importante da microestrutura é o tamanho da colônia de grãos para as ligas de titânio + β , que determina o comprimento máximo de deslizamento das discordâncias.

Peters e Lutjering (27) observaram que ao diminuir o tamanho da colônia de grãos com o processamento termomecânico, a resistência à deformação, a ductilidade e a resistência à nucleação de trinca por fadiga foram melhoradas. Já Qi *et al.* (28) observou que tamanho do grão melhorou a dureza, a resistência e a ductilidade na condição de soldagem por corrente pulsada.

Para Simpson (29), a ductilidade não pode ser melhorada sob as condições usuais de soldagem simplesmente alterando a entrada de calor, e o tratamento térmico pós-soldagem torna-se necessário para melhorar a ductilidade do metal de solda a um nível aceitável. Keshava

e Sundaresan (30) corroboram com Simpson, pois seus estudos indicaram que o tratamento térmico pós-soldagem a uma temperatura abaixo do β -transus é frequentemente necessário.

Resultados experimentais mostraram que o aporte de energia da soldagem pode ser reduzido utilizando alta frequência de pulso do processo *Gas Tungsten Arc Welding* de alta frequência (UHF-GTAW), enquanto por um lado melhora a solda, por outro fornece um pré-aquecimento ao metal base (22).

Wei *et al.* (31) observam que o processo de soldagem P-GMAW (gas metal arc welding pulsed) tem a característica de controlar com precisão o aporte de calor da soldagem e produz uma proporção entre profundidade e largura da solda superior à do processo GMAW convencional.

Balasubramanian, Jayabalan e Balasubramanian (32), destacam que esta característica também se aplica ao processo P-GTAW, que em contraste com o GTAW convencional, a energia térmica necessária para fundir o material de base é fornecida somente durante pulsos de corrente de pico por breves intervalos de tempo, permitindo que o calor se dissipe no material de base levando a uma ZTA mais estreita.

Becker, Adam (33,34) indicaram que uma corrente pulsada em baixas frequências para um processo GTAW de ligas de titânio não resultaria em refinamento de grãos mensuráveis. No entanto, Babu e Raman (35) mostraram que a energia térmica necessária para fundir o metal de base era suprida apenas durante a corrente pulsada de pico por breves intervalos; em seguida, dissipou-se no metal base durante a corrente de pico fora do pico por meio do processo GTAW de corrente pulsada, o que poderia resultar em uma ZTA mais estreita (36).

Os resultados experimentais mostraram que a soldagem por corrente pulsada poderia aumentar as forças convectivas na poça de fusão, impactando no refinamento da estrutura do grão β (22).

Zhi, Huan e Ge (37), bem como Balasubramanian, Jayabalan e Balasubramanian (32) inferiram que a frequência da fonte de energia de soldagem do inversor teve um impacto significativo no refinamento do grão de solda. A frequência de pulso maior, o melhor efeito no refinamento de grãos. Também segundo Simpson (29) e Kishore *et al.* (38), houve outros resultados confirmando que o processo GTAW de corrente pulsada refinava a microestrutura da zona fundida influenciando a solidificação da poça de solda.

Pesquisas atuais tem sido dedicada ao controle da microestrutura na zona de ligação, bem como, a precipitação de fases secundárias nesta região; além de buscar um refinamento dos grãos na ZTA e redução de poros no metal de solda. Este trabalho busca estudar a interação das variáveis I_p , I_b e V_a do processo GMAW, utilizando o controle da forma de onda proporcionado pelo módulo STT, com a aplicação de pré-aquecimento na liga de titânio. O propósito é combinar o controle de energia e a transferência da gota metálica do módulo STT, para reduzir o gradiente de resfriamento e melhorar as características geométricas e microestruturais do cordão na soldagem dissimilar das ligas Ti-6Al-4V e AA-7075 T6, visando obter uma junta soldada que atendam os requisitos de processo e de aplicação prática da junta.

1.2 Objetivos

1.2.1 Objetivo geral

Este estudo tem como objetivo avaliar a interação entre as variáveis do processo de soldagem GMAW, no modo de curto-circuito controlado pelo módulo STT[®] e suas influências sobre as

propriedades da junta soldada, considerando condições com e sem pré-aquecimento. Além disso, busca identificar parâmetros que possibilitem a soldagem dissimilar das ligas Ti-6Al-4V e AA-7075 T6, visando a obtenção de uma microestrutura refinada, caracterizada por grãos mais homogêneos, a redução de tensões residuais e, conseqüentemente, a minimização a incidência de trincas. O estudo também se propõe a mitigar a formação de poros no metal de solda e a precipitação de fases intermetálicas na zona de ligação, de modo a evitar a fragilização da junta soldada e a preservação das propriedades mecânicas do material.

1.2.2 Objetivos específicos

Apresentar os diferentes tipos de microestrutura resultantes da aplicação de variadas condições de soldagem, por meio de uma análise microestrutural e estatística. Essa abordagem permitirá identificar e minimizar os defeitos de soldagem oriundos dos processos estudados, além de determinar os limites máximos e mínimos da influência dos parâmetros de soldagem na qualidade da junta soldada.

Além disso, será analisada a formação microestrutural em função da variação dos parâmetros de entrada, com foco na identificação do tamanho de grão e na distribuição de defeitos que impactam as propriedades mecânicas da solda. Dessa forma, será possível compreender a relação entre os parâmetros de soldagem e o desempenho mecânico da junta, garantindo maior previsibilidade e controle do processo.

Por fim, será aplicado o método *steepest ascent* (subida mais íngreme) para otimizar a energia de soldagem, considerando a interação entre os fatores do processo em seus diferentes níveis de energia, cujo objetivo é obter uma microestrutura mais homogênea, reduzindo tensões residuais e garantindo que os requisitos de qualidade e resistência mecânica sejam atendidos. Esse aprimoramento busca eliminar a necessidade de tratamento térmico pós-soldagem, contribuindo diretamente para a redução do tempo e do custo de fabricação.

1.3 Justificativa

A soldagem de metais dissimilares pode fornecer propriedades físicas e microestruturais necessárias em diferentes pontos de um produto sem o uso de um fixador adicional ou adesivo químico. Essas soldas podem produzir juntas onde material ou peso adicional é eliminado enquanto a eficiência funcional é mantida.

A maioria das ligas de titânio, 80 a 90% da liga produzida, é usada para estruturas críticas e componentes de motor nas indústrias aeroespaciais, como disco e pás dos compressores e turbinas, fixadores, suportes, partes do trem de pouso, dentre outros (18). Juntas dissimilares têm sido amplamente utilizadas em estruturas híbridas de Ti/Al pelas vantagens em comparação com o material único. Essa combinação permite uma boa relação, pois a liga à base de titânio estudada possui aproximadamente a metade do peso do aço e o dobro da resistência mecânica, enquanto a liga de alumínio se destaca pelo peso, mas não oferece um desempenho satisfatório quando submetido a alta exigência mecânica.

No entanto, continua sendo uma tarefa difícil devido às incompatibilidades significativas nas propriedades físicas, solubilidade mútua limitada e formação de fases intermetálicas frágeis do sistema de titânio-alumínio. Compostos intermetálicos, fragilização e difusão de elementos podem causar propriedades físicas não desejáveis em uma junta soldada.

McAndrew *et al.* (39) afirmam que uma das limitações fundamentais destas ligas é sua baixa soldabilidade, especialmente por processos de soldagem a arco. Em outras palavras, a soldagem desta liga por processos de soldagem a arco apresenta sérios problemas metalúrgicos na soldagem. Defeitos como porosidade do metal de solda, presença de trincas e rápida redução de resistência nessa região são bastante comuns.

Outro problema encontrado na soldagem da liga de alumínio da série 7000 é a ocorrência de trincas de solidificação. Também é essencial observar que a ocorrência de porosidade do metal de solda é um dos problemas encontrados na soldagem por processo pulsado (40). Diante das limitações, esforços contínuos têm sido dedicados à adaptação e aprimoramento dos processos de soldagem existentes, visando atender aos rigorosos requisitos de qualidade das juntas soldadas.

Zhan *et al.* (41) observaram que a soldagem a LASER (LBW), oferece alta densidade de energia e precisão, sendo adequado para materiais sensíveis ao calor. Contudo, ao soldar Ti-6Al-4V, é necessário um controle rigoroso da atmosfera para evitar contaminação por oxigênio e nitrogênio, que podem fragilizar a junta. Itaf, Barka e Dehghan (42) destacam que a fragilidade da solda é um dos entraves para o uso da liga em algumas aplicações de engenharia. Além disso, a diferença significativa na condutividade térmica e nos coeficientes de expansão térmica entre Ti-6Al-4V e AA-7075 T6 pode resultar em tensões residuais elevadas e formação de intermetálicos frágeis na interface, comprometendo a integridade da junta.

Österreicher *et al.* (43) constataram que a soldagem por fricção e mistura mecânica (*Friction Stir Welding – FSW*) é eficaz na união de ligas de alumínio, proporcionando juntas de alta qualidade. Entretanto, ao aplicar o FSW entre Ti-6Al-4V e AA-7075 T6, surgem desafios relacionados ao desgaste da ferramenta devido à alta dureza do titânio. Além disso, a diferença nos pontos de fusão das ligas pode levar à formação de fases intermetálicas indesejadas na interface, resultando em propriedades mecânicas inferiores.

A soldagem a arco com gás tungstênio (TIG) é amplamente utilizada para ligas de titânio devido ao controle da atmosfera proporcionado pelo gás de proteção. Kumar *et al.* (44) investigaram o comportamento mecânico da liga Ti-6Al-4V submetida ao processo de soldagem TIG e ressaltou a necessidade de proteção eficaz contra contaminação atmosférica. Ao tentar unir Ti-6Al-4V e AA-7075 T6 pelo processo TIG, as diferenças nos pontos de fusão e nas propriedades térmicas das ligas podem resultar em fusão incompleta, formação de porosidade e defeitos na junta.

Liao, Tian e Xue (45) afirmou que a soldagem por difusão envolve a aplicação de pressão e temperatura elevadas para promover a difusão atômica entre as superfícies a serem unidas. Embora possa minimizar a formação de fases intermetálicas, a necessidade de condições rigorosas de temperatura e pressão, aliada à diferença nos coeficientes de expansão térmica entre Ti-6Al-4V e AA-7075 T6, pode gerar tensões residuais significativas e deformações na junta.

Em suma, a soldagem direta entre Ti-6Al-4V e AA-7075 T6 enfrenta limitações significativas devido às diferenças intrínsecas entre as ligas. A formação de fases intermetálicas frágeis, tensões residuais elevadas e a necessidade de controle rigoroso da atmosfera de soldagem são desafios comuns nos processos avaliados. Abordagens alternativas, como o uso de materiais de enchimento compatíveis ou técnicas de junção híbrida, podem ser exploradas para mitigar essas limitações e viabilizar a união eficaz dessas ligas em aplicações industriais.

Diante das limitações para união dissimilar das ligas estudadas por meio dos principais processos de soldagem, observa-se que o controle da energia de soldagem constitui-se uma variável fundamental para superar ou mitigar os defeitos de soldagem. Portanto, visando preencher esta lacuna, a escolha do processo de soldagem utilizado no presente trabalho, foi o GMAW curto-circuito controlado, com controle derivativo da transferência da gota pelo módulo STT.

Esse processo permite um controle preciso das componentes das ondas de corrente e tensão elétrica, viabilizando um rigoroso gerenciamento da energia de entrada. Isso influencia diretamente o aporte térmico, pois possibilita a determinação do momento exato em que a gota metálica é transferida para a poça de fusão. Além disso, foi aplicado pré-aquecimento na liga Ti-6Al-4V, visando reduzir a energia de entrada necessária e atenuar o gradiente de resfriamento.

Para compreender a influência das variáveis do processo de soldagem, especialmente em relação ao uso do pré-aquecimento, nas características geométricas do cordão de solda e nas propriedades macro, microestruturais e mecânicas da junta soldada, foi conduzido um planejamento experimental baseado no método do CCD. A partir desse estudo, obteve-se a equação de regressão e aplicou-se a metodologia de superfície de resposta para analisar os efeitos lineares, de interação e quadráticos. Esses elementos são essenciais para estimar a variabilidade dentro do espaço experimental e para otimizar as respostas do processo.

1.4 Estrutura do trabalho

A introdução apresenta as ligas de titânio e alumínio, bem como suas características que viabilizam sua aplicação na indústria, principalmente em campos onde se deseja alta resistência com baixo peso. Neste tópico também é abordado as diferenças físico/químicas das ligas e os desafios encontrados na união permanente caracterizada por juntas dissimilares das mesmas, que se dá devido a formação de compostos intermetálicos que fragilizam a junta soldada limitando seu uso.

O motivo da formação de tais compostos, são as altas taxas de energia empregadas no processo de soldagem, que resultam no aumento do tamanho dos grãos principalmente na zona de ligação e ZTA. Contudo, foi observado que o tamanho dos grãos e quantidade de compostos intermetálicos podem ser controlados através do aporte de energia durante a soldagem, e o processo GMAW-STT dispõe de um controle mais refinado de seus parâmetros que possibilitam um melhor controle da microestrutura na zona de ligação, ZTA e suas adjacências.

O Capítulo 2 está dividido em três seções, na primeira é apresentada uma revisão bibliográfica da literatura sobre soldagem dissimilar das ligas de Ti/Al. Na segunda seção é apresentado o mecanismo de ligação na soldagem por fusão e classificação das ligas de titânio e alumínio. A terceira seção apresenta os princípios gerais de funcionamento dos processos de soldagem GMAW no modo derivativo, e finaliza com a exposição do modo STT.

No Capítulo 3 é apresentado os procedimentos experimentais utilizados na realização das soldas subdividindo-se em materiais e metodologia empregada. Na seção de materiais é apresentado os metais base o metal de adição e gás de proteção, bem como suas propriedades físicas, químicas e térmicas. Na segunda seção é apresentado o método experimental detalhando cada uma de suas fases; o modo de preparação dos corpos de prova a serem soldados; as partes que compõem a bancada experimental e sistema de aquisição dos sinais durante o processo de soldagem.

O Capítulo 4 ocupa-se com os resultados obtidos e a discussão dos mesmos. Inicialmente foi realizada a modelagem estatística, baseado tanto em valores encontrados na literatura, como obtidos em teste exploratórios. A partir de tais valores foi realizado o projeto dos experimentos e se obteve a matriz experimental. Após a coletas dos resultados, foi realizado alguns testes a fim de avaliar a qualidade dos dados e validar o modelo estatístico proposto. Com sendo, a determinação do coeficiente de variação, o teste de normalidade, o teste de correlação, a regressão linear e análise dos resíduos. Tendo validado o método estatístico proposto e os dados obtidos a partir do mesmo, será analisada as macros e micrografias de cada condição soldada a fim de caracterizar o material e verificar as mudanças promovidas pela soldagem e avaliar seu impacto nas propriedades mecânicas da junta soldada.

No Capítulo 5 serão apresentadas as conclusões buscando trazer soluções ao problema de pesquisa e sugestões de trabalhos futuros que possibilitem o avanço da ciência subordinado ao tema em estudo.

2. FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

2.1 Soldagem Dissimilar Ti/Al

A união dissimilar de metais tem sido utilizada nas indústrias automotivas e aeronáutica a fim de reduzir o peso e o consumo de combustível, fornecendo projetos de peças estruturais leves que têm uma alta exigência mecânica (46,47). Nandagopal e Kailasanathan (48) afirmam que pesquisas têm sido realizadas visando o desenvolvimento de técnicas de soldagem para união destas ligas a fim de produzir componentes que atendam as necessidades críticas nestes setores.

Nandagopal e Kailasanathan (48) classificam o titânio como um dos metais não ferrosos mais importantes. Em seu estudo a soldagem a arco elétrico da liga Ti-6Al-4V por meio da técnica de corrente pulsada foi considerada superior ao processo de corrente contínua convencional em termos de refinamento de grãos na zona de fusão. Kumar, Chennaiah e Rao (49) corroboram este posicionamento, tendo estudado o efeito dos parâmetros de soldagem GTAW da corrente pulsada nas características de solda da liga de titânio, como tamanho de grão e dureza.

De acordo com Bailey (50), quando um material não ferroso como o alumínio é submetido ao processo de soldagem, fases intermetálicas frágeis se formam frequentemente na interface de solda. Este é um fenômeno muito comum em soldas dissimilares com alumínio como um dos materiais de base, não apenas na soldagem por fusão e independentemente da entrada de energia, seja global como na soldagem a arco ou local como na soldagem a ponto por resistência (51,52), mas também na soldagem de estado sólido, por exemplo em soldas por fricção (53) e por fricção e mistura mecânica (54,55). Lee *et al.* (56) afirmam que esses processos de soldagem em estado sólido não são capazes de produzir juntas de boa qualidade quando o titânio é combinado com outros elementos como alumínio, aço inoxidável, magnésio, *etc.*

O alumínio possui boa condutividade elétrica e a liga de titânio tem as vantagens de alta resistência e boas propriedades mecânicas, soldando-os pode obter um desempenho mais abrangente unindo qualidade de ambas as ligas. A estrutura híbrida de titânio/alumínio pode atender aos requisitos de projetos que exijam baixo peso e tem sido amplamente utilizada no campo aeroespacial (57). Kreimayer, Wagner e Vollertsen (12) reiteram a importância das estruturas híbridas de Ti/Al, destacando suas vantagens em comparação a um único material para requisitos de resistência e leveza.

No entanto, a união das ligas de alumínio e titânio é um desafio devido suas diferenças nas propriedades físicas e químicas, devido a facilidade de formar compostos intermetálicos na interface durante a soldagem (58,57), sendo que tais compostos promovem uma redução significativa nas propriedades mecânicas da junta soldada (59).

De acordo com Michal, Florian e Frank (60) diversos processos tem sido estudados no esforço de produzir soldas que ofereçam boas propriedades mecânicas às juntas soldadas de Ti-Al. Nesta busca, três classes de processos de soldagem tem ganhado atenção especial, os processos no estado sólido, principalmente os que são por difusão e fricção (61,62,63,64), os processos por fusão, destacando-se GTAW e GMAW convencional e pulsado e processos mais recentes tais como, *laser* e feixe de elétrons.

Poucos estudos investigaram a soldagem a laser de ligas de titânio com ligas de alumínio da série 7000, embora muitos trabalhos relatem soldagem a laser de ligas de titânio com ligas de alumínio das séries 1000, 2000, 5000 e 6000 (65,66). Segundo Chaturvedi, Xu e Richards (67) e Havlík *et al.* (68) os processos de soldagem por feixe de elétrons e soldagem a *laser* fornecem resultados de alta resistência mecânica devido à diferença de temperatura, mas pode haver enorme formação de intermetálicos resultando na degradação das propriedades mecânicas das amostras unidas.

Lv *et al.* (69) afirmam que outra vantagem destes processos é a precisão no controle da energia de entrada e a concentração de calor. Chen *et al.* (70) usaram uma fonte de energia a *laser* para realizar a união entre a liga de titânio e a liga de alumínio 5052 e observaram que quanto maior a potência do *laser*, mais respingos eram gerados.

Anawa, Olabi e Elshukri (71) também usando o processo de soldagem a *laser* na união das ligas de alumínio 5125 e titânio, notaram que a resistência à tração da junta é afetada principalmente pelos parâmetros do processo de soldagem. Já a entrada de calor durante o processo de soldagem e a mistura da fase líquida dos dois metais formam uma grande quantidade de compostos intermetálicos frágeis, de modo que o desempenho da junta é reduzido (72,73). Foi relatado também, em juntas de titânio- alumínio soldadas a feixe de *LASER*, defeitos como trincas, porosidade (74,16) e morfologia do cordão de solda não uniforme, (75,76).

Havlík *et al.* (68) estudaram a soldabilidade das ligas Ti-6Al-4V e AA6061-T651 por meio da soldagem por feixe de elétrons no modo buraco de fechadura, e observaram que o ciclo térmico rápido e a alta velocidade de resfriamento evitam a mistura substancial dos metais de base da junta soldada, comprometendo a fusão de ambos os materiais, uma vez que a fusão ocorreu somente na parte superior próximo a superfície da solda. Foi constatado ainda, que a quantidade de alumínio no volume das fases promoveu um aumento na dureza e sensibilidade a trincas.

Emamiam *et al.* (77) constataram que uma questão crítica do processo *Friction Stir Welding* (FSW) é o desgaste acentuado da ferramenta. Para Dressler, Biallas e Mercado (78) a soldagem por fricção e agitação de Ti-6Al-4V com uma liga de Al pode ser atraente, mas é muito dependente da geometria da junta, o que geralmente torna-se inviável sua aplicação. Além disso, as altas temperaturas de pico produzidas na linha de adesão durante a soldagem por fricção dissimilar Ti-5083, promove a formação de camadas intermetálicas quebradiças nesta região reduzindo a resistência a tração da junta (79). Kumar, Chennaiah e Rao (49) afirmam que para aumentar a resistência das propriedades mecânicas a espessura do composto intermetálico deve ser minimizada.

Diante das limitações e desafios encontrados nos processos supracitados, a soldagem por fusão especialmente os processos GTAW e GMAW pulsado tem sido objeto de pesquisas recentes no intuito de prover juntas com melhores propriedades mecânicas. Huang *et al.* (80) destacam que algo fundamental para a realização de boas juntas de metais diferentes é minimizar a influência do desempenho relativo da junta no processo de soldagem.

Nandagopal e Kailasanathan (48) estudaram a união de Ti-6Al-4V e Al pelo processo GTAW pulsado e obtiveram um maior refinamento de grãos na zona de fusão para o modo pulsado do que no modo de corrente contínua. Kumar, Chennaiah e Rao (49) estudaram o efeito da frequência do pulso da corrente na dureza da junta soldada de alumínio AA6061, os resultados mostraram que o efeito é determinado pela duração do pulso e corrente de pico. Foi

observado ainda que a frequência do pulso tem um resultado significativo na dureza das principais regiões da solda, conforme os gráficos apresentados na Figura 1.

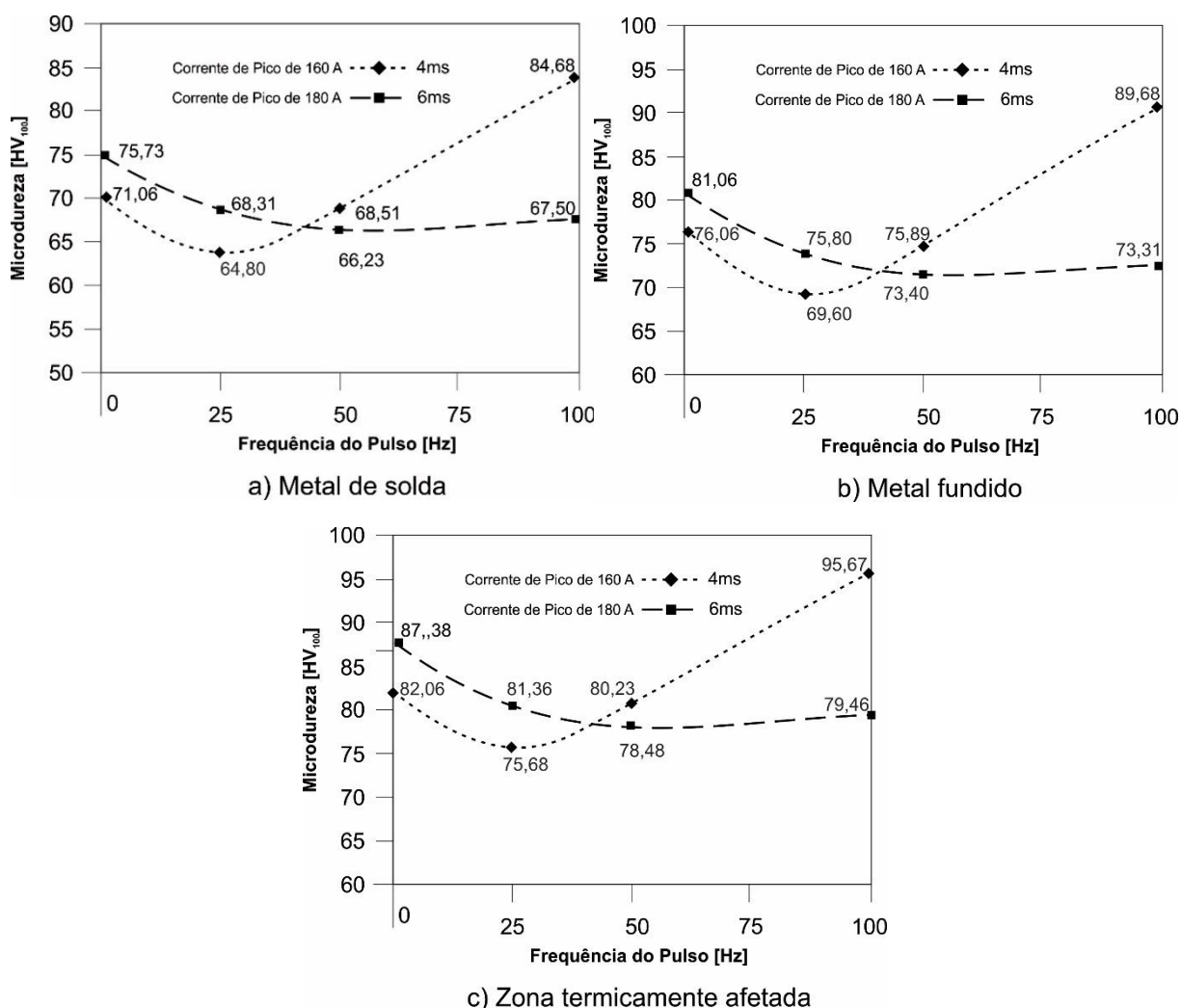


Figura 1 - Variação da microdureza em função da variação da frequência de pulso da corrente
Fonte: Adaptado de (49)

2.2 Mecanismo de ligação na soldagem por fusão

A soldagem de metais diferentes com sucesso já é um desafio devido às diferenças nas propriedades físicas, químicas e metalúrgicas dos materiais de base a serem utilizados, e encontrar a janela de parâmetro de processo ideal continua a ser o pré-requisito básico (81,82). As interfaces de soldagem já estão associadas a mudanças bruscas nas propriedades (50). Devido às fases formadas, a zona de ligação (83) ou sua vizinhança ou ambas podem se tornar suscetíveis a trincas sob carga de tração, como encontrado em soldas de fusão alumínio-titânio (76).

Um dos grandes desafios na soldagem da liga AA-7075 é que as ligas de alumínio como as séries 2000, 6000 e 7000 são propensas a trincas por liquação e solidificação durante o processo de soldagem (84,73). Outro desafio está na diferença das propriedades físicas térmicas entre o titânio e as ligas de alumínio. O ponto de fusão do Ti (1668 °C) é muito maior que o do

Al (660 °C). A fusão da liga de Ti pode levar à vaporização da liga de Al e formação de porosidade. A vaporização de elementos voláteis como Zn e Mg na liga de Al da série 7000 pode agravar a questão da formação de porosidade. Não há um nível de concentrações estabelecido de oxigênio, nitrogênio e hidrogênio, dada a alta afinidade desses elementos com ligas de titânio em altas temperaturas, que foram descritas por outros autores em diferentes tecnologias de aditivos (85).

Muitos estudos têm sido realizados para analisar e controlar a porosidade na soldagem de ligas de alumínio. Miyagi *et al.* (86) aplicaram o método de contraste de fase de raios-x para analisar a formação de porosidade dinâmica na soldagem a laser de alumínio puro. Eles observaram que as bolhas foram geradas na parte inferior ou na parte inferior do buraco da fechadura devido à evaporação excessiva. As bolhas então se moveram junto com o fluxo convectivo da poça de fusão antes da rápida solidificação (aproximadamente 20 ms para formação e expansão de bolhas) para formar os poros.

Zhao, White e Debroy (87) afirmaram que o problema das trincas é mais grave quando há alta taxa de resfriamento, enquanto Zhang, Weckman e Zhou (88) também demonstraram que a trinca a quente pode ser evitada utilizando o método de modulação de pulso da solda. Além disso, a seleção do metal de adição adequado para alterar a composição do metal de solda também pode reduzir a suscetibilidade a trincas na soldagem de ligas de Al (89).

Quando as fases formadas também são frágeis, o desempenho da interface pode ser degradado em combinação com defeitos de solda. Algumas consequências típicas em soldas dissimilares podem ser redução da vida em fadiga (90), aumento da propagação de trincas por fadiga (91) e diminuição da tenacidade à fratura (92).

A massa específica do Al (2,70 g/cm³) é inferior à do Ti (4,51 g/cm³). Consequentemente, o Al fundido tende a flutuar sobre o Ti na poça de fusão. Além disso, a diferença na condutividade térmica de Al (247 W/(mK)) e Ti (11 W/(mK)), resulta em volume fundido diferente de ambas as ligas na zona de fusão. A dificuldade vem da formação de compostos intermetálicos na interface entre as ligas Al e Ti. Tais compostos geralmente deterioram as propriedades dos materiais dissimilares soldados e devem ser eliminados ou mitigados. Sugere-se que a espessura de compostos intermetálicos seja inferior a 10 µm para obter uma boa resistência de união (12). Isso é possível restringindo a entrada de energia localizada e aumentando a velocidade de soldagem (93,86).

Outro fator importante a se considerar é que se o Ti-6Al-4V e a liga de alumínio AA-7075 T6 forem soldados diretamente sem o uso de uma camada intermediária, trincas a quente ao longo da solda seriam geradas devido à formação de camadas intermetálicas frágeis, grande tensão residual e falta de fusão (94). Para evitar trincas, a liga de alumínio ER -4047 pode ser usada como material de camada intermediária, pois o elemento Si pode enfraquecer a dissolução da liga de Ti e suprimir o crescimento da camada camadas intermetálicas (95).

As juntas de solda podem ser divididas em três áreas: zona de metal base (MB), zona termicamente afetada (ZTA) e zona fundida (ZF). A zona de MB não foi afetada pelo processo de soldagem e a microestrutura não sofreu alterações. O grão na ZTA cresce geralmente de forma equiaxial. Quanto mais próximo da ZF, mais grosseiro é o grão. A ZF é formada a partir da solidificação da poça fundida que é composta pelo metal de solda fundido e o metal base fundido. O grão na zona fundida é colunar, sendo o maior na junta (96).

O titânio puro tem duas formas alotrópicas: a fase α , de baixa temperatura e estrutura cristalina hexagonal compacta (HC) e de temperatura elevada fase β , estrutura cristalina cúbica

de corpo centrado (CCC). As ligas de titânio são geralmente classificadas como α , $\alpha + \beta$, β metastável e β , sua estabilização se dá por meio de diversos elementos de liga, sendo que cada elemento tende a estabilizar preferencialmente uma ou outra dessas fases (97).

As ligas α não são tratáveis pelo calor (isto é, um aumento significativo na resistência e tenacidade não pode ser obtido pelo tratamento térmico) e possuem a menor resistência das quatro famílias de ligas de titânio. Curiosamente, essas ligas são consideradas como tendo excelente soldabilidade. Isso significa que os ciclos térmicos da soldagem não degradam significativamente as propriedades da solda e da ZTA. Além disso, a transformação $\beta \leftrightarrow \alpha$ na solda e nas adjacências da ZTA incide em uma quantidade menor de grãos grosseiros nessa região em comparação com materiais monofásicos nos quais nenhuma transformação de fase ocorre com aquecimento ou resfriamento, como por exemplo no caso do alumínio puro (98).

Nas ligas $\alpha + \beta$, obtém-se uma maior resistência com uma fração volumétrica maior da fase β , que por sua vez é obtida com um maior teor de liga estabilizadora de β . Como no caso dos aços, é visto que a transformação $\beta \leftrightarrow \alpha$ pode ocorrer por nucleação e crescimento em taxas de resfriamento mais lentas ou martensiticamente a taxas de resfriamento mais altas. O produto martensítico nas ligas $\alpha + \beta$ pobres possui uma estrutura cristalina HC (designada como α') ou uma estrutura ortorrômbica (designada como α'') nas ligas $\alpha + \beta$ estabilizadas.

A curva C para a transformação $\beta \leftrightarrow \alpha$ intergranular é deslocada para a direita para ligas com maior teor de liga estabilizadora β , enquanto a curva α alotriomórfica (mais comumente referida como GB α) é relativamente insensível à concentração da liga (99). Como resultado, as ligas que são razoavelmente ricas em adições estabilizadoras de β exibem uma tendência mais forte para formar uma rede contínua de GB α do que as ligas $\alpha + \beta$ mais pobres.

A morfologia das fases α e β nos materiais de base $\alpha + \beta$ é fortemente dependente do processamento termomecânico (TMP) e do tratamento térmico, que são realizados no campo da fase β ou no campo da fase $\alpha + \beta$. Quando o TMP é feito no campo da fase $\alpha + \beta$, o α que se forma no resfriamento é continuamente deformado. Após a recristalização, uma estrutura α quase equiaxial é obtida após este processamento $\alpha + \beta$.

Muito pouco GB α é formado porque a deformação introduz locais de nucleação heterogêneos alternativos suficientes na forma de discordâncias. Por outro lado, se o TMP for feito acima da temperatura β -*transus* (processamento β) e resfriado, α se forma nos limites dos grãos (dando GB α) e no interior dos grãos como uma estrutura *Widmanstätten* (também referida como uma estrutura acicular, lenticular ou estrutura *basketweave*). A microestrutura na solda e próximo à ZTA é mais próxima daquela obtida após o processamento β .

O efeito do processamento $\alpha + \beta$ e processamento β na resistência e tenacidade de ligas $\alpha + \beta$ com o aumento do teor de liga estabilizadora β . Nos níveis de resistência mais baixos obtidos com um menor teor de liga de estabilização β (por causa de uma fração volumétrica menor da fase β presente), a estrutura *Widmanstätten* mais fina obtida após o processamento β , tem uma tenacidade maior do que a estrutura mais grosseira obtida por processamento $\alpha + \beta$. Em níveis de resistência mais altos, a tendência se inverte com a estrutura processada $\alpha + \beta$ tendo uma tenacidade mais alta. Este resultado pode ser entendido em termos das diferenças de resistência entre GB α e o interior dos grãos β anteriores.

Em forças mais baixas, quando o interior dos grãos é relativamente fraco, a zona plástica da ponta da trinca é distribuída entre o GB α e os interiores dos grãos. No entanto, como os precipitados da fase α são refinados por temperaturas de envelhecimento mais baixas, como no caso das ligas β metaestáveis, os interiores dos grãos são consideravelmente reforçados. Sob

tais circunstâncias, as trincas são essencialmente estranguladas a seguir a camada GB α . Isso resulta em uma contração da zona plástica, uma redução na discordância da abertura da ponta da trinca para a extensão da trinca e uma queda concomitante na tenacidade.

A liga Ti-6Al-4V tem duas fases, ou seja, fase α e fase β . A transformação de fase ocorrerá se a temperatura de processamento do Ti-6Al-4V acima de 975 °C (100). Esta transformação de fase pode ser alterada pela presença de elementos de liga e contaminação. O elemento de liga (alumínio, estanho, vanádio e cromo, etc.) e os elementos de contaminação (oxigênio, hidrogênio e nitrogênio) também têm impacto na estabilização de fase em Ti-6Al-4V (101). Por exemplo, a presença de hidrogênio influencia fortemente a temperatura de transformação de fase de Ti-6Al-4V. Aumentar o teor de hidrogênio na liga Ti-6Al-4V reduz a temperatura de transformação de fase, especialmente a temperatura de transformação β . Isso pode alterar consideravelmente a resistência e o desempenho da liga (100).

A temperatura de transformação de β (ou seja, conclusão da transformação para β no aquecimento) é fortemente determinada pelas partes de abertura número atômico 8, nitrogênio e carbono (estabilizadores α), que aumentam a temperatura de transformação. O elemento químico pode ser um estabilizador β e diminuir a temperatura de transformação (102,103).

As microestruturas no metal de solda e próximo ao ZTA (a região onde o pico de temperatura excede a temperatura β -transus) se assemelham às obtidas após o processamento β . Isso significa que é mais fácil obter uma tenacidade correspondente no metal de solda nos níveis de resistência mais baixos. Mesmo isso é dificultado pelo tamanho de grão β mais grosseiro na solda e ZTA. A formação de grãos grosseiros na ZTA induz a formação de grãos β grossos na solda também, porque a solidificação no metal de solda ocorre pelo crescimento epitaxial da ZTA. A extensão do engrossamento do grão é tal que não é incomum encontrar um único grão β colunar atravessando toda a espessura em soldas a arco de gás-tungstênio em chapa fina (104).

Isso ocorre principalmente devido ao efeito do tratamento térmico causado pelo processo de soldagem, pois nas zonas termicamente afetadas, a temperatura é maior, mas não igual ou superior à temperatura de transformação de fase. Assim, dependendo da taxa de resfriamento, apareceu o engrossamento do grão. No centro da solda, a temperatura foi maior que a transformação de fase β , então a transformação de fase ocorre. Mais tarde, esta fase β pode se transferir para a fase α novamente. Mas a orientação, tamanho e forma desta fase α transformada serão diferentes da fase α inicial presente na matriz. Esta fase α transformada pode alterar o comportamento do Ti-6Al-4V (105,106).

Se processos de soldagem de alta densidade de energia forem usados (por exemplo, soldagem por feixe de elétrons ou soldagem por raio *laser*), é possível limitar a extensão do engrossamento do grão β . No entanto, as altas taxas de resfriamento na solda e ZTA resultarão em uma estrutura martensítica.

Para obter ductilidade e tenacidade adequadas, o tratamento térmico pós soldagem (TTPS) deverá ser realizado em temperaturas próximas à temperatura β -transus. Isso pode ser um problema porque a baixa resistência a essas temperaturas pode causar flacidez em grandes estruturas soldadas, e acessórios complexos serão necessários para manter as tolerâncias dimensionais. Também pode ser caro, porque a proteção do gás inerte é necessária durante quase todo o tempo de TTPS (assume-se na presente discussão que o cuidado adequado é tomado para manter a proteção adequada durante a soldagem). Além disso, pode ser difícil aumentar a ductilidade no metal de solda e ZTA a um nível igual ao de um material de base processado $\alpha + \beta$.

As tendências podem ser entendidas observando que a nucleação de trincas é mais difícil em uma estrutura equacionada (porque os efeitos da concentração de tensões são menores) e que os tamanhos das zonas plásticas são maiores. Isso resulta em uma maior ductilidade à tração. No entanto, como a propagação da trinca segue um caminho menos tortuoso, a tenacidade é menor. O inverso é verdadeiro para uma estrutura *Widmanstätten*. Uma observação interessante é que em ligas de titânio uma estrutura com alta resistência e tenacidade não é necessariamente aquela com alta ductilidade à tração. A implicação disso para soldagens é que para muitas aplicações pode ser mais importante otimizar a soldagem e o procedimento TTPS com respeito à tenacidade do que com respeito à ductilidade (97).

As propriedades das ligas de titânio podem ser fortemente afetadas pelas fases presentes na microestrutura, que são amplamente controladas pela composição do metal de solda. A composição pode ser expressa como uma razão elétron/átomo (e/a), o que permite que os efeitos de estabilização de fase de diferentes elementos sejam combinados. Os valores de alumínio medidos são um pouco mais baixos do que os cálculos preveem, talvez devido a alguma perda de alumínio durante o processo de soldagem. O mais interessante é que as razões e/a medidas e calculadas são de 3,96 a 3,98. Esta faixa de composição indica que a microestrutura do metal de solda deve ser α' , uma estrutura de martensita hexagonal associada a boas propriedades mecânicas (107).

Com base na análise da composição, resultados de difração e análise microestrutural, o metal de solda pode ser caracterizado como martensita hexagonal α' . Em comparação com o metal de base Ti-6Al-4V e o metal de solda, foi determinado que o metal de solda poderia ser tratado como uma variável ligeiramente mais fortemente estabilizada do Ti-6Al-4V. Essa análise permitiu que suas propriedades e desempenho fossem razoavelmente previstos.

Testes mecânicos transversais de microdureza e testes de tensão de metal de solda também foram realizados. As medidas foram coletadas de duas regiões, uma na zona de ligação e outra no meio da solda. Ambos os traços são muito semelhantes e a dureza é bastante constante em toda a zona de fusão. A dureza da zona de fusão é ligeiramente superior à do metal de base, como seria de esperar por causa da estrutura martensítica e do teor de estabilizador β ligeiramente superior. O teste de tração confirmou ainda que o metal de solda pode ser considerado uma variante mais fortemente estabilizada do Ti-6Al-4V. Porém, as diferenças não foram tão grandes quanto no ensaio de microdureza, pois no caso dos ensaios de tração, ambas as estruturas foram α' martensita.

2.3 Ligas de Titânio

O titânio é um dos metais estruturais mais abundantes na natureza, uma vez que seus minérios - ilmenita (FeTiO_3) e rutilo (TiO_2), representam 0,6% da crosta terrestre (108). Apesar de abundante, o Ti é de 3 a 4 vezes mais caro que o Al, Mg e outras ligas comumente utilizadas (109). O alto custo do Ti se deve aos custos envolvidos na manutenção de uma atmosfera inerte, manuseio de gás tóxico como o cloro, alto custo do Mg, longos tempos de processamento, baixa produtividade e alto consumo de energia durante sua extração de minérios (110).

Durante seu processamento a atmosfera inerte é necessária para impedir que o Ti reaja com elementos intersticiais, tais como oxigênio e nitrogênio, o que resultaria em fragilização, (111,112,113). Atualmente, a redução de Ti de seus minérios é realizada usando tetracloreto (TiCl_4) nas etapas intermediárias, esta é a forma mais econômica (114).

Kolli e Devaraj (114) e Boyer, Welsch e Collings (115) afirmam que apesar de seu custo mais elevado, o Ti começou a ganhar atenção após o desenvolvimento das ligas $\alpha+\beta$ Ti como Ti-6Al-4V em 1954, que ainda é a liga de Ti mais amplamente utilizada (116,117). Várias outras ligas de Ti, incluindo Ti-4Al-4Mo-2Sn-0.5Si e Ti-13V-11Cr-3Al foram desenvolvidas posteriormente para melhorar ainda mais a resistência à fluência e conformabilidade, respectivamente.

Além do peso específico, a resistência à corrosão é uma das principais características do Ti, pois apesar de não estar entre os metais nobres, oferece excelente resistência à corrosão como resultado de um filme de óxido (TiO_2) protetor e estável, semelhante ao Al_2O_3 no alumínio e ao Cr_2O_3 nos aços inoxidáveis austeníticos. A camada protetora de TiO_2 é altamente eficaz na proteção do substrato, o que permite que o Ti seja usado em muitas soluções salinas, incluindo soluções de cloreto, sulfato, sulfeto, nítrico e ácido crômico (118).

2.3.1 Metalurgia das ligas de titânio

Em condições de equilíbrio, o Ti existe em duas estruturas cristalinas diferentes a depender da temperatura, conforme mostrado na Figura 2. Pode se observar nas ligas de Ti a transição de fase alotrópica α - β de uma estrutura hexagonal compacta (HC) para uma estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), que ocorre a 882°C para o Ti puro (119). Essa transformação que ocorre no estado sólido é semelhante à transformação de fase α - γ de CCC para estrutura cúbica de face centrada (CFC) em aços na temperatura crítica mais baixa (A1) no resfriamento de equilíbrio.

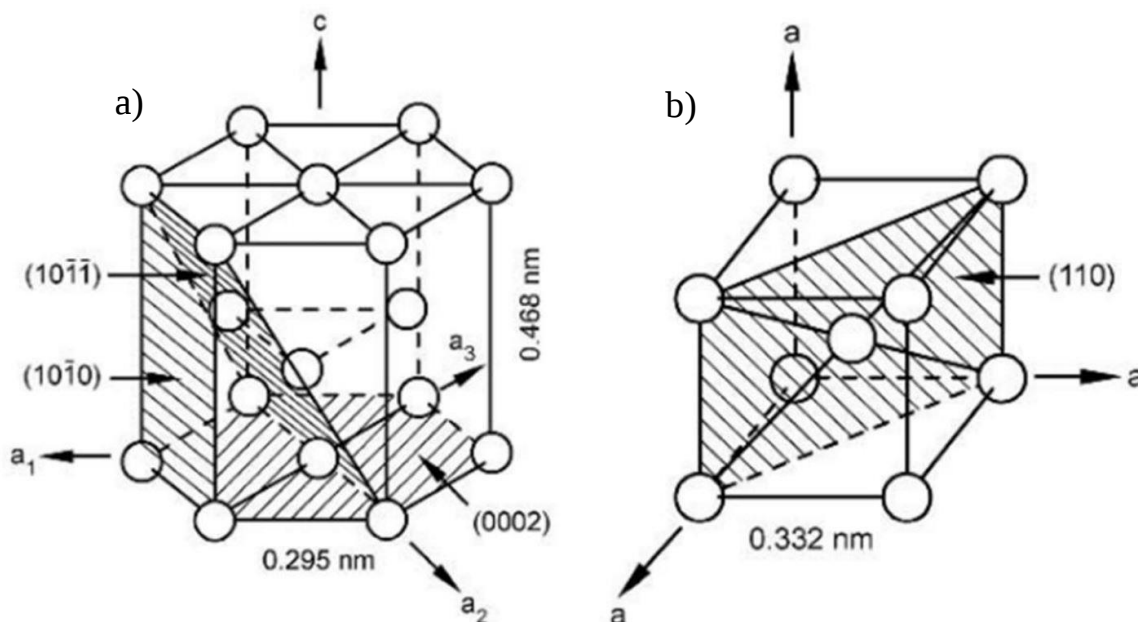


Figura 2 - Estrutura cristalina das fases do Ti (a) α - HCP (b) β .
Fonte: (27)

Uma vez que um sistema de liga sofre transição alotrópica, muitas vezes pode ser submetido a uma variedade de tratamentos térmicos (120). Por meio de diferentes combinações de tratamentos térmicos, a distribuição e o tamanho das partículas da segunda fase podem variar

e, subsequentemente, as propriedades podem ser alteradas em uma ampla faixa para atender a requisitos específicos (121,122). Uma situação análoga é encontrada nos aços, o que explica o uso generalizado de aços carbono e de baixa liga em aplicações de engenharia. Como o Ti também responde a transformações de fase semelhantes, eles são mais adequados para substituir ligas ferrosas, especialmente em aplicações críticas que exigem alta performance (123).

2.3.2 Efeitos dos elementos de liga

Como as transformações alotrópicas ocorrem nas ligas de Ti, a temperatura de transição limita a temperatura de serviço do α -Ti, embora o valor da temperatura de transição varie com a química da liga, conforme mostrado na Figura 3. Pela adição de estabilizadores β à química da liga, a fase β de alta temperatura pode ser mantida à temperatura ambiente.

As principais adições de liga que influenciam essas transformações podem ser classificadas nas seguintes categorias, conforme apresentado no Quadro 1.

Quadro 1 - Principais elementos estabilizadores de fase do Ti (124)

α – Estabilizadores	β – Isomorfos	β – Eutetóide	Neutro
Alumínio	Vanádio	Cobre	Zircônio
Gálio	Nióbio	Prata	Háfnio
Germânio	Tântalo	Ouro	Estanho
Lantânio	Molibdênio	Índio	
Cério	Rênio	Chumbo	
Oxigênio		Bismuto	
Nitrogênio		Cromo	
Carbono		Tungstênio	
		Manganês	
		Ferro	
		Cobalto	
		Níquel	
		hidrogênio	
		Silício	

Estabilizadores alfa

São elementos solúveis na fase α – e aumentam a temperatura β -transus. Por exemplo: conforme observado na Figura 3, com a adição de Al, a temperatura de transformação aumenta de 882°C para 1285°C. Em outras palavras, o Al estabiliza a fase α . Gálio (Ga), Germânio (Ge) e elementos intersticiais (oxigênio, nitrogênio e carbono) também podem estabilizar a fase α (118).

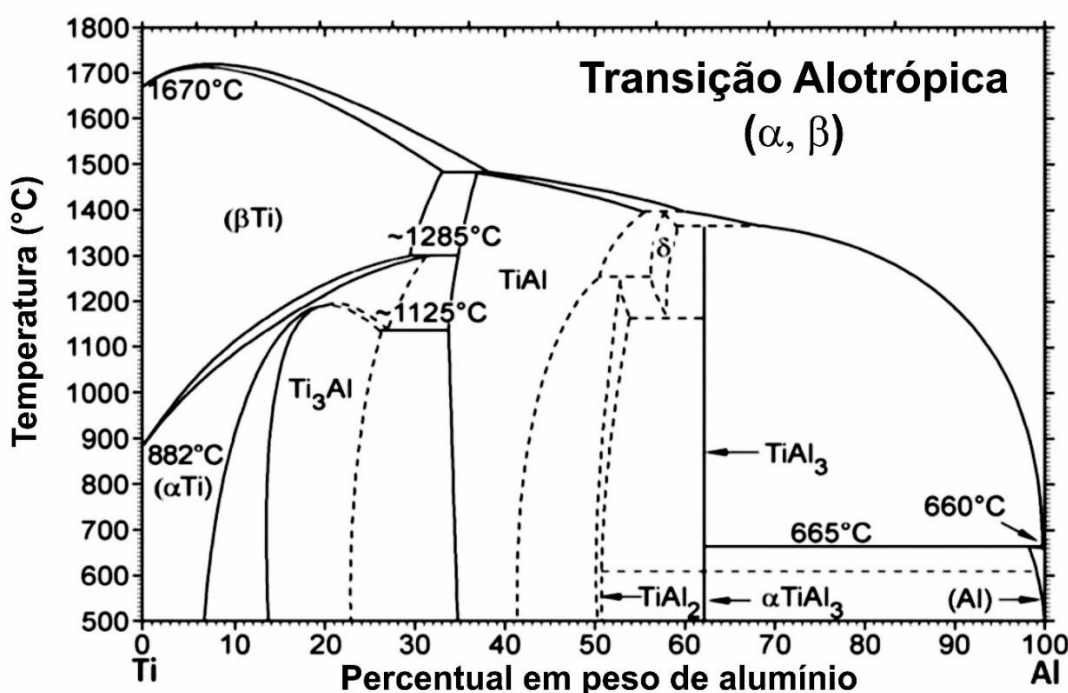


Figura 3 - Diagrama de fases Ti-Al. Adaptado de (42).

Estabilizadores β

Estes são principalmente elementos CCC solúveis na fase β – e diminuem a temperatura β -transus. Eles são ainda classificados como β -isomorfos ou β -eutetóides. A fase β de alta temperatura pode ser retida à temperatura ambiente pela adição de Vanádio (V), Molibdênio (Mb), Nióbio (Nb), Tântalo (Ta), Cromo (Cr), Ferro (Fe) e muitos outros elementos CCC (125).

Adições neutras

Elementos como Zircônio (Zr) e Háfio (Hf) que são completamente solúveis em Ti, não influenciam na estabilização de nenhuma fase em particular, mas ainda adicionados como agente de reforço ou para retardar a cinética da reação.

A equivalência de alumínio (Al-E) e a equivalência de molibdênio (Mo-E) são parâmetros (semelhantes à equivalência de carbono em ligas de aço) para quantificar as estabilidades de fase α e β , respectivamente, de uma liga de Ti. O parâmetro é um efeito combinado de α , β e estabilizadores neutros para a estabilidade β . Al e Mo são usados como elementos de linha de base arbitrários e a concentração (em peso%) de outros elementos é normalizada conforme a Equação 1 (126,114):

$$\text{Al-E} = \text{Al} + 0.17 \text{ Zr} + 0.33 \text{ Sn} + 100 \quad (\text{Eq. 1})$$

$$\text{Mo-E} = 1 \text{ Mo} + 0.67 \text{ V} + 0.44 \text{ W} + 0.28 \text{ Nb} + 0.22 \text{ Ta} + 2.9 \text{ Fe} + 1.6 \text{ Cr} + 1.25 \text{ Ni} + 1.7 \text{ Mn} + 1.7 \text{ Co} - 1 \text{ Al}$$

Al é um estabilizador α forte e, portanto, é subtraído em Mo-E. Com o aumento de Mo-E, a temperatura transus (T_β) diminui. Aproximadamente, um Mo-E de 10 é necessário para reter a fase β durante a têmpera.

2.3.3 Classificação das ligas de titânio

As seções ricas em titânio dos sistemas pseudobinários permitem que sejam classificados em três tipos simples, conforme mostrado na Figura 4. Elementos que se dissolvem preferencialmente na fase α expandem este campo (estabilizadores α), elevando assim o transus α/β (Figura 4a). Os elementos que comprimem o transus α/β e estabilizam a fase β (estabilizadores β) podem ser classificados em dois grupos: tipo β isomorfo que forma sistemas binários (Figura 4b) e aqueles que favorecem a formação de um β eutetóide (Figura 4c). No entanto, as reações eutetóide em várias ligas são muito lentas, de modo que, na prática, as ligas tendem a se comportar como se essa reação não tivesse ocorrido.

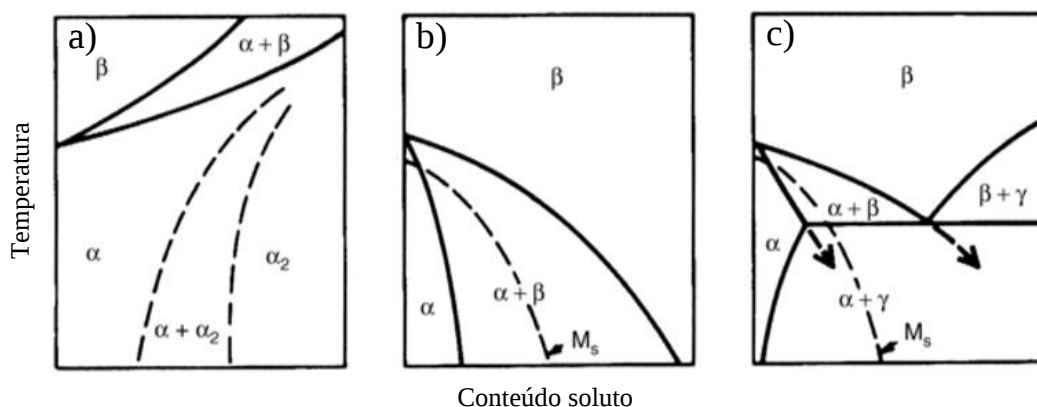


Figura 4 - Tipos básicos de diagramas de fase para ligas de titânio. (a) O soluto é Al, O, N, C ou Ga. Os limites da fase pontilhada referem-se especificamente ao sistema titânio-alumínio. (b) Soluto é Mo, V, Nb ou Ta. A linha pontilhada mostra as temperaturas iniciais da martensita. (c) O soluto é Cu, Mn, Cr, Fe, Ni, Co ou H. A linha pontilhada mostra as temperaturas iniciais da martensita.

Fonte: (127)

As ligas totalmente α comumente usadas são os vários graus de titânio puro comercial, que são, na verdade, ligas de titânio-oxigênio, ligas de titânio-cobre e a composição ternária TiAlSn. A maioria das ligas α - β contém elementos para estabilizar e fortalecer a fase α , juntamente com 4 a 6% de elementos de estabilização β , que permitem que quantidades substanciais desta fase sejam retidas após a têmpera dos campos de fase β ou $\alpha + \beta$. Essas ligas podem conter entre 10 e 50% da fase β à temperatura ambiente (128). As ligas α - β têm a maior importância comercial com uma composição, Ti-6Al-4V, respondendo por mais da metade das vendas de ligas de titânio tanto na Europa quanto nos Estados Unidos. Uma microestrutura típica fundida de Ti-6Al-4V é mostrada na Figura 5.

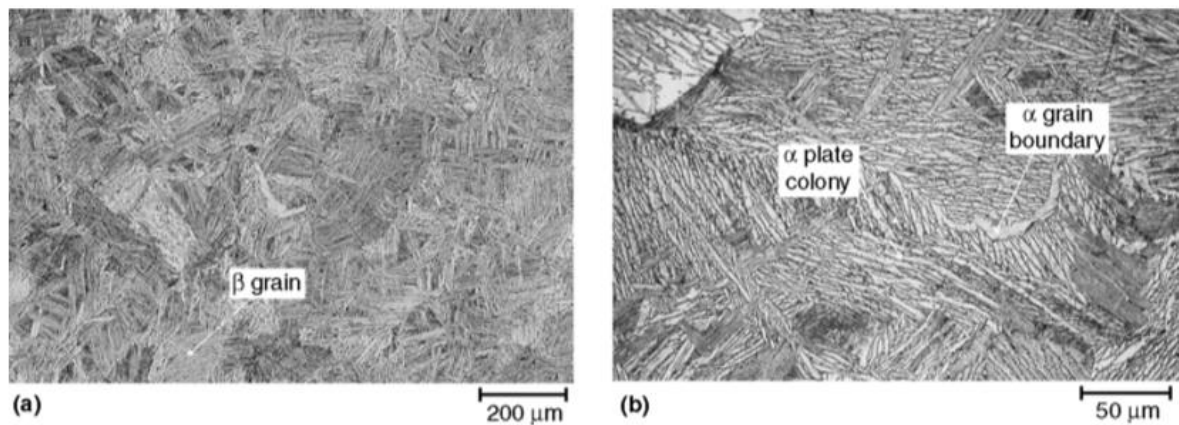


Figura 5 - Microestruturas de Ti-6Al-4V fundido. (a) Com grãos β . (b) Com grão α e contorno de grão. Ataque: 10 mL HF, 5 mL HNO₃, 85 mL H₂O.

Fonte: (127)

A primeira liga a ser usada comercialmente foi a composição Ti-13V-11Cr-3Al com resistência à tração de até 1300 MPa (190 Ksi). Outra liga β relativamente antiga foi o Ti-15Mo de resistência média com aplicação na indústria química. Mais recentemente, outras ligas β foram desenvolvidas com níveis mais elevados de reforço: Ti8Mo-8V-2Fe-3Al, Ti-15V-3Sn-3Cr-3Al e Ti-11.5Mo-6Zr-4.5Sn. Um exemplo de microestrutura de fase β metaestável, obtida por soldagem de feixe de liga Ti-24Al-17Nb, é dado na Figura 6.

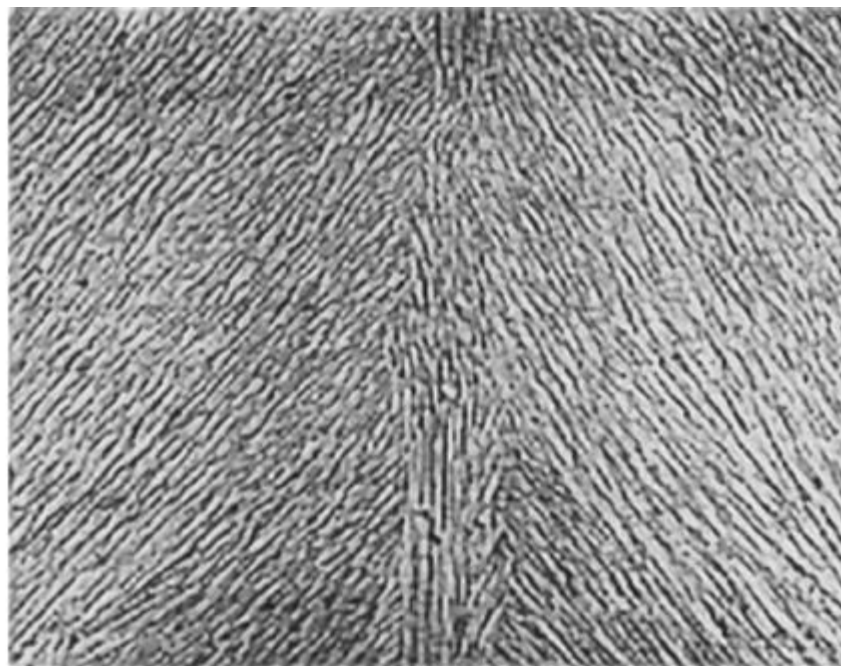


Figura 6 - Micrografia eletrônica de varredura da junta de soldagem de feixe de uma liga Ti-24Al-17Nb, mostrando a microestrutura de fase β metaestável (ordenada) (B2).

Fonte: (129)

O desenvolvimento de ligas à base de titânio resistentes ao calor e sua classificação em várias categorias de microestrutura é baseado em seus mecanismos de endurecimento (130).

- Classe 1: soluções sólidas de fase α multicomponentes simples;
- Classe 2: sistemas bifásicos $\alpha + \alpha_2$ simples;
- Classe 3: sistemas simples $\alpha + \alpha_2 + \beta + \text{siliceto}$;
- Classe 4: sistemas complexos $\alpha + \alpha_2 + \beta + \text{compostos intermetálicos}$;
- Classe 5: sistemas α_2 ;
- Classe 6: sistemas $\alpha_2 + \text{compostos intermetálicos}$;
- Classe 7: sistemas β (estáveis em todas as temperaturas);
- Classe 8: sistemas $\beta + \text{compostos intermetálicos}$.

Os mecanismos de endurecimento incluem: endurecimento de solução sólida comum, endurecimento de solução sólida aumentado por efeitos de ordem de curto alcance, endurecimento de solução sólida aumentado por efeitos de partícula ordenada de HC (α_2) e endurecimento de solução sólida mais endurecimento de α_2 mais siliceto ou outro precipitado intermetálico composto dentro dos componentes β de ligas $\alpha + \beta$ (128). A este respeito, ligas intermetálicas de titânio-alumínio leves foram extensivamente estudadas como materiais potenciais de alta temperatura para aplicações estruturais (131,132,133,134), na indústria de turbinas a gás, motores aeronáuticos e motores automotivos (133,134,135,136,137), turbocompressores de motores diesel (137,138,139) e assim por diante.

Essas ligas intermetálicas à base de titânio-alumínio ordenadas representam a categoria de microestrutura mais eficaz, uma vez que oferecem uma boa combinação de baixa densidade (cerca de 4g/cm^3) e propriedades mecânicas úteis (resistência final de até 1000 MPa, alta rigidez) a temperaturas mais altas do que as possíveis em ligas de titânio convencionais (700 °C). No entanto, a ductilidade e tenacidade à fratura (140) das ligas intermetálicas de titânio-alumínio convencionais tem espaço para melhorias por meio de liga, solidificação rápida e tratamento térmico ou controle e projeto de microestrutura (133,141).

O tamanho de grão β , normalmente variando de 50 a 500 μm , e se desenvolve durante o resfriamento através do campo de fase β , com taxas de resfriamento lentas resultando em grãos β maiores (142). As placas α se desenvolvem ao longo dos limites dos grãos β durante o resfriamento através da região da fase $\alpha + \beta$. Finalmente, colônias de placas α se formam dentro dos grãos β ao resfriar abaixo da temperatura de β -*transus*. Quando o resfriamento é lento, como nas fundições, essas placas são dispostas em colônias ou pacotes, que são alinhados de forma semelhante e têm uma orientação cristalográfica comum.

A faixa de espessura da placa α é de 1 a 3 μm , a faixa de tamanho da colônia é normalmente de 50 a 500 μm (142). Como regra geral, o resfriamento mais lento através da região da fase $\alpha + \beta$ leva a colônias maiores e placas α mais espessas. Em certas condições, o Ti-6Al-4V resfriado lentamente da fase β forma uma estrutura de "trama de cesta" (Figura 7) de placas *Widmanstätten* α na matriz β . Em amostras resfriadas mais rapidamente, a microestrutura do Ti-6Al-4V ainda retém os dendritos α primários (fase de alta temperatura), como mostrado na Figura 8.

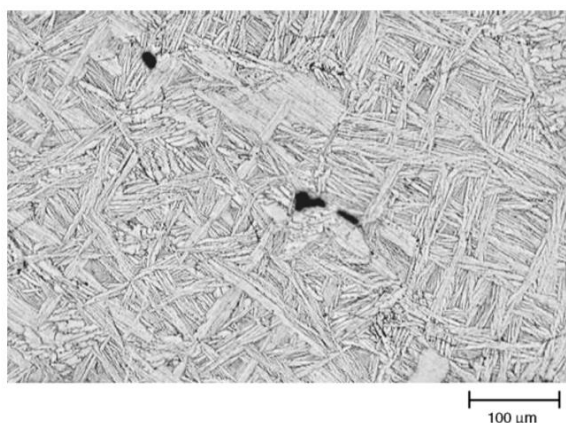


Figura 7 - Ti-6Al-4V resfriado lentamente. Estrutura trama de cesta de placas Widmanstätten α em uma matriz β . Ataque: 10 mL HF, 5 mL HNO₃, 85 mL H₂O.

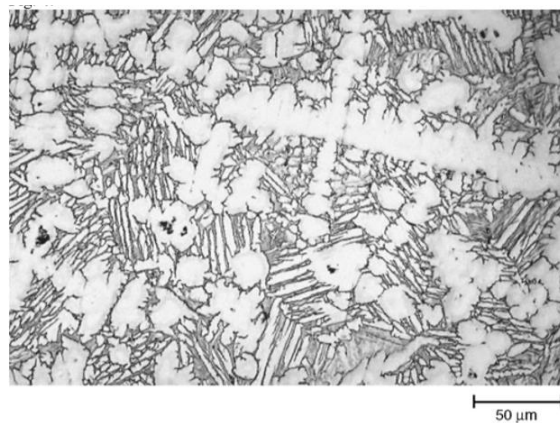


Figura 8 - Microestrutura fundida a arco de Ti-6Al-4V. Ataque: 10 mL HF, 5 mL HNO₃, 85 mL H₂O.

Davari, Rostami e Abbasi (143) observaram que o tamanho das placas de α -Widmanstätten aumentou enquanto a resistência à tração diminuiu com a redução das taxas de resfriamento. Entre as várias variáveis de tratamento térmico, a taxa de resfriamento é geralmente considerada um parâmetro crítico que determina de forma eficaz o mecanismo de transformação $\beta \rightarrow \alpha$ (difusivo ou discordante) e as morfologias microestruturais, e, por isso, já atraiu ampla atenção da comunidade científica (144,145,146).

2.4 Ligas de Alumínio

O alumínio, na forma primária de bauxita é o segundo metal mais abundante na natureza. Como elemento químico, é o terceiro mais abundante no planeta, atrás somente do oxigênio e silício (147). Foi descoberto em 1809 por Sir Humphrey Davy e isolado pela primeira vez por H.C. Oersted em 1825 (148). Em 1886, os cientistas Charles Martin Hall (EUA) e Paul Héroult (França) desenvolveram o procedimento eletrolítico para a redução do alumínio a partir da alumina, surgindo o processo Hall-Héroult.

Atualmente o alumínio é o metal mais fabricado e utilizado entre os metais não ferrosos, sendo assim superado apenas pelo aço (149). É um material de baixo custo e de acessível obtenção e fabricação, sendo de domínio de diversos países. Possui baixa densidade, moderada resistência mecânica, alta condutividade elétrica e térmica, é um material não magnético e que fornece alta resistência à corrosão (150).

A necessidade de adequação às regulamentações ambientais e suas diretivas pró-ecológicas, incluindo, por exemplo, a redução das emissões de CO₂ (150), e de outros contaminantes (HC, NO_x, PM e partículas) provenientes de a combustão de combustíveis em motores a gasolina e diesel (151), tem conduzido no âmbito global, as indústrias automobilística, marítima e aeronáutica à uma crescente tendência à aplicação das ligas de alumínio na construção de estruturas e mecanismos. A redução do peso total de veículos usando ligas metálicas leves para sua construção, é um dos principais fatores que têm impacto direto na redução das emissões de gases poluentes (152).

Contudo, substituir componentes de aços de alta resistência, por ligas metálicas leves que forneça propriedades mecânicas equivalentes é um grande desafio tecnológico. A liga de alumínio AA-7075 por exemplo, tem sido utilizada na substituição de componentes de aço

devido a sua alta performance, tal aplicação, no entanto, encontra dificuldades consideráveis na tecnologia de montagem, especialmente por métodos de soldagem, pois esta liga possui soldabilidade muito limitada por processos de soldagem convencionais (153).

A soldabilidade das ligas de alumínio da série 7xxx é limitada pelo aditivo de liga de Cu em uma quantidade superior a 1% em peso, causa trincas a quente no cordão de soldas ou zonas afetadas pelo calor (ZTA) como resultado da fusão do metal e da mistura com o metal de adição durante o processo de soldagem, quando realizados pelos processos GMAW e GTAW convencionais (154,155). Esses métodos são realizados com alta energia linear, o que afeta o grau relativamente alto de mistura dos metais, aumentando assim o risco de trincas a quente. Além disso os ciclos térmicos de alta energia do processo causam a formação de uma estrutura dendrítica na ZTA fragilizando a junta soldada.

2.4.1 Metalurgia da liga de alumínio AA-7075

A metalurgia do alumínio envolve a produção, processamento e aplicação de ligas de alumínio, que podem ser reforçadas por vários mecanismos. Ligas tratáveis termicamente, como aquelas que contêm cobre, magnésio, silício e zinco, podem ser reforçadas por tratamento de solução, têmpera e endurecimento por envelhecimento (156). A microestrutura e as propriedades das ligas de alumínio são influenciadas por elementos de liga, trabalho mecânico e tratamento térmico (157). Os principais mecanismos de endurecimento incluem endurecimento de solução sólida, endurecimento por trabalho e endurecimento por precipitação (158).

A soldagem por fusão de ligas de alumínio em geral, apresenta desafios devido à sua alta condutividade térmica, contração de solidificação e formação de óxido (159). Métodos comuns de soldagem por fusão para alumínio incluem soldagem a arco metálico a gás (GMAW) e soldagem a arco de tungstênio a gás (GTAW) (160). Ligas de alumínio de alta resistência são particularmente suscetíveis a trincas por liquefação na zona afetada pelo calor durante a soldagem por fusão (161). Para resolver esses problemas, várias técnicas foram desenvolvidas, como pulsação da corrente, tratamento térmico pós-soldagem e otimização da composição do gás de proteção (159).

Quando aplicada a soldagem por fusão à liga AA-7075, os desafios concernem principalmente a suscetibilidade a trincas a quente e propriedades mecânicas reduzidas após a soldagem (162,163), além da perda de ductilidade induzida por liquefação (164). A soldagem pelo processo GMAW com gás inerte (MIG), no modo convencional, pode resultar em defeitos dependendo dos parâmetros de soldagem e da seleção do metal de adição (165).

Esta liga, constitui-se uma liga ternária de alumínio-zinco-magnésio, cujas propriedades são influenciadas por uma alta solubilidade sólida dos elementos. As fases em equilíbrio com a matriz de alumínio em ligas comerciais são: $MgZn_2$ (fase-M), $Mg_3Zn_3Al_2$ (fase-T), e Mg_5Al_3 (fase- β). A fase-M pode variar em composição de $MgZn_2$ à Mg_4Zn_7Al . A fase-T apresenta uma maior faixa de variação, o teor zinco e magnésio pode variar entre 14% e 16% a 20% e 31% respectivamente. A fase- β apenas aparece quando o teor de magnésio é superior ao de zinco (166).

A distribuição de fases secundárias na junta não é uniforme, devido às transições de fase das ligas Al-Cu-Mg durante o rápido aquecimento e resfriamento do processo de soldagem. Estas transições, irão influenciar suas propriedades térmicas, tais como, capacidade de calor específico, difusividade térmica e condutividade térmica (167). Portanto, a soldagem da liga

AA-7075 por processos tradicionais de fusão, frequentemente compromete as propriedades mecânicas da liga. No entanto, avanços recentes oferecem soluções potenciais por meio do controle do aporte de energia (163).

2.4.2 Efeitos dos elementos de liga

Dentre os elementos de ligas mais utilizados pela indústria para modificar as propriedades físicas e mecânicas do alumínio, podemos citar o Cr, Cu, Fe, Mg, Mn, Si, Ti, Zn, além de outros (168).

Cromo: elemento comumente adicionado em ligas de alumínio com concentração inferior a 0,35%. Apresenta baixa taxa de difusão e forma uma fase fina e dispersa que inibe a nucleação e o crescimento de grãos. Sendo muito aplicado para controlar a estrutura dos grãos durante trabalhos a quente e tratamentos térmicos.

Cobre: a adição de cobre no alumínio permite tratá-lo termicamente com a finalidade de melhorar a resistência mecânica e a dureza da liga, contudo o nível de influência sobre as propriedades da liga varia com a adição de outros elementos.

Ferro: é a impureza mais comum nas ligas de alumínio, costuma aparecer como uma segunda fase intermetálica combinada com o alumínio ou outro elemento de liga. Em condutores elétricos é aplicado para aumentar a resistência e a fluência em temperaturas moderadamente elevadas, já em produtos forjados é adicionado para reduzir o tamanho de grão.

Magnésio: aumenta a resistência do alumínio sem prejudicar a ductilidade e proporciona boa resistência à corrosão e a soldagem.

Manganês: é um aditivo comum nas ligas de alumínio, aumenta a resistência em soluções sólidas ou como precipitados finamente dispersos, sem afetar a resistência à corrosão. Permite controlar a estrutura dos grãos, aumenta a temperatura de recristalização e promove a formação de uma estrutura fibrosa em uma liga trabalhada a quente. Também é aplicado para corrigir a estrutura acicular e a fragilização gerada pelo ferro.

Silício: depois do ferro é a impureza mais comum no alumínio, melhora fluidez, usinabilidade, resistência à corrosão e aumenta resistência ao desgaste (169,170).

Titânio: adicionado para refinar os grãos das ligas de alumínio é aplicado para evitar aparecimentos de trincas na estrutura.

Zinco: somente o zinco adicionado ao alumínio traz pouco benefício à liga, apenas aumenta o seu potencial de solução, contudo quando aplicado juntamente com outros elementos de liga melhora os efeitos de tratamentos térmicos das ligas.

A liga estudada neste trabalho pertence a série 7XXX – Ligas de alumínio com zinco, magnésio e cobre como elementos de liga principais; dentre as ligas de alumínio, são as que apresentam as maiores propriedades mecânicas, são tratáveis termicamente e envelhecidas por precipitação. São aplicadas na indústria aeronáutica e em componentes onde são requeridos altos desempenhos.

2.4.3 Classificação das ligas de alumínio

As ligas de alumínio são classificadas em diferentes séries com base em seus principais elementos de liga e propriedades, variando quanto a pureza, características específicas de

resistência, soldabilidade, usabilidade, etc. A seguir, são apresentadas as oito séries de ligas de alumínio, cada uma com características e aplicações específicas.

A série 1xxx é composta por ligas de alumínio com uma pureza superior a 99%, sendo amplamente utilizada em aplicações que exigem alta condutividade elétrica e térmica. Essas ligas possuem baixa resistência mecânica, mas excelente conformabilidade e resistência à corrosão. São comuns em fios elétricos, equipamentos químicos e embalagens, como alumínio para embalagens de alimentos e bebidas (171). De acordo com a literatura, a principal característica dessas ligas é a baixa presença de elementos de liga, o que resulta em uma composição predominantemente de alumínio puro (166).

A série 3xxx inclui ligas de alumínio que têm o manganês como principal elemento de liga, geralmente entre 1% e 1,5%. Elas apresentam uma boa resistência à corrosão e moderada resistência mecânica, sendo indicadas para aplicações em que a conformabilidade e a soldabilidade são essenciais, como em produtos de construção, recipientes para bebidas e utensílios domésticos. Essas ligas são usadas principalmente em peças de construção, como telhados e fachadas de edifícios, além de sistemas de transporte de líquidos (166).

A série 4xxx, composta por ligas de alumínio e silício, é caracterizada por sua excelente soldabilidade e resistência à corrosão, tornando-a ideal para aplicações em que o calor e a abrasão são fatores importantes. O silício, presente em concentrações entre 4,5% e 6%, aumenta a resistência dessas ligas. São comuns em aplicações de soldagem, como fios de solda, e também em componentes que requerem alta resistência ao desgaste, como pistões de motores (171).

A série 5xxx é composta por ligas de alumínio e magnésio, com a principal vantagem de alta resistência à corrosão, especialmente em ambientes marinhos. Essas ligas são frequentemente utilizadas em aplicações industriais exigentes, como construção naval, plataformas de petróleo e veículos automotores. A série 5xxx se destaca por sua excelente resistência à corrosão e alta resistência à fadiga, sendo amplamente usada em ambientes marinhos e industriais pesados (172).

A série 6xxx é composta principalmente por magnésio e silício, oferecendo boas propriedades de resistência e conformabilidade. É uma das mais usadas em construção de estruturas e componentes arquitetônicos, além de aplicações em transportes e fabricação de dispositivos. Essas ligas possuem boa resistência à corrosão e podem ser tratadas termicamente para melhorar suas propriedades mecânicas. Sua versatilidade a torna a mais utilizada em diversas indústrias (166).

A série 7xxx é notável pela presença de zinco como principal elemento de liga, o que confere alta resistência mecânica às ligas dessa série. É utilizada principalmente em indústrias aeronáuticas e militares devido à sua alta resistência à tração e características de resistência à fadiga, mesmo sob condições severas. Essas ligas são ideais para aplicações que requerem alta resistência estrutural, como na construção de aeronaves e veículos militares (172).

A série 8xxx é uma série de ligas de alumínio que inclui elementos como o lítio e o estanho, com uma variedade de aplicações em indústrias como a nuclear, embalagens e até mesmo componentes eletrônicos. As ligas 8xxx são frequentemente utilizadas em condições exigentes, como em instalações nucleares e indústrias que requerem materiais leves e com boas propriedades mecânicas e térmicas (171). A Tabela 1 apresenta a composição química das ligas de alumínio por série, bem como, suas principais aplicações na indústria.

Tabela 1 - Elementos químicos das ligas de alumínio por série e suas aplicações típicas.

Série	Elementos Principais	Aplicações Típicas
1xxx	Al ($\geq 99\%$)	Aplicações elétricas e químicas.
2xxx	Al-Cu	Indústria aeroespacial.
3xxx	Al-Mn	Transporte e recipientes.
4xxx	Al-Si	Soldagem e componentes automotivos.
5xxx	Al-Mg	Construção e ambientes marinhos.
6xxx	Al-Mg-Si	Estruturas e construção civil.
7xxx	Al-Zn	Aviação e esportes de alta performance.
8xxx	Al com elementos especiais (ex.: Li)	Aplicações aeroespaciais.

Essa classificação permite a escolha da liga de alumínio ideal para diferentes aplicações industriais e de consumo, com cada série oferecendo uma combinação específica de propriedades mecânicas e de resistência à corrosão (173).

2.5 Projeto de Experimento

O projeto de experimentos (DoE - *Design of Experiments*) pode ser definido como uma abordagem sistemática e rigorosa para resolução de problemas de engenharia que se aplica princípios e técnicas para recolher dados, de modo a assegurar a validade da produção, defensável, e suportáveis conclusões de engenharia (174).

Segundo Neto, Scarminio e Bruns (175) é fundamental no projeto de um novo processo, no estudo e determinação de condições operacionais e no melhoramento contínuo da qualidade de um produto ou de um processo e vêm sendo utilizado como uma ferramenta para verificar o funcionamento de sistemas ou processos podendo ainda identificar as causas mais prováveis de um determinado problema e testá-las em menor tempo e custos reduzidos, mantendo-se o nível de confiança pré-estabelecida por meio da realização de experimentos estatisticamente planejados.

De acordo com Montgomery (174), o planejamento experimental é extremamente importante para engenheiros e cientistas melhorarem o desempenho de um processo de fabricação. Essa ferramenta representa um conjunto de critérios estabelecidos com fundamentos científicos e estatísticos, objetivando determinar a influência de diversas variáveis nos resultados de um processo. O projeto de experimentos ajuda a definir o menor número de experimentos necessários para a obtenção de um determinado resultado com a confiabilidade requerida.

Dentre os diversos tipos de planejamento de experimento existente, o planejamento composto central (CCD) tem se mostrado eficiente quando há necessidade de relacionar diversas variáveis. De acordo com Ali *et al.* (176), o CCD é um método experimental utilizado para otimizar variáveis e processos em diversos campos, como sistemas de mistura, métodos de tratamento e propriedades de materiais.

O planejamento CCD é composto por pontos fatoriais, pontos axiais e pontos centrais (177). Segundo Runger (178) a adição de pontos centrais na matriz experimental evita a necessidade de réplicas mantendo a consistência dos resultados. A análise comumente aplicada ao CCD é metodologia de superfície de resposta (MSR).

A MSR é uma combinação de ferramentas computacionais e científicas usadas para investigar a interação de diversas variáveis independentes e variáveis de resposta de um sistema físico (179). Na MSR, o CCD constrói modelos quadráticos das variáveis de resposta sem um planejamento experimental fatorial completo de três níveis. Após a realização dos experimentos planejados, a regressão linear é utilizada para construção do modelo estatístico. A MSR é amplamente utilizada por pesquisadores para projetar, modelar e otimizar experimentos (180,181).

Para otimização o método *steepest ascent* (da subida mais íngreme) é frequentemente utilizado em combinação com o CCD como estratégia eficaz para a otimização de processos, pois permite uma busca direcionada e eficiente da região ótima. Inicialmente, o CCD fornece um modelo de primeira ordem, adequado para identificar a direção de maior incremento na resposta (182).

A partir desse modelo, o método da subida mais íngreme é empregado para mover-se sequencialmente nessa direção, conduzindo o experimento de forma sistemática até que não haja mais melhoria significativa. Ao atingir uma região onde a curvatura se torna evidente, o CCD permite o ajuste de um modelo de segunda ordem, refinando a análise e possibilitando a determinação precisa do ponto ótimo. Essa abordagem combinada garante eficiência experimental, reduzindo o número de ensaios necessários e proporcionando um processo de otimização mais preciso e robusto (183).

A trajetória de subida mais íngreme é determinada a partir do ponto central da região de interesse, e o tamanho dos passos experimentais é definido com base no conhecimento prévio do processo ou em considerações práticas. Quando necessário, um novo modelo de primeira ordem é ajustado, um novo caminho da subida mais íngreme é identificado, e o procedimento é reiterado. Eventualmente, o experimentador atingirá a vizinhança do ótimo, momento em que um modelo de segunda ordem geralmente apresenta um ajuste superior ao modelo de primeira ordem, proporcionando uma descrição mais precisa da resposta do sistema (184).

3. PROCESSO DE SOLDAGEM GMAW

3.1 Processos de soldagem GMAW derivativos

Os processos GMAW derivativos podem ser divididos em dois grupos: um que utiliza transferência controlada por curto-circuito e outro que utiliza transferência controlada por voo livre (185). Existem, atualmente três fabricantes de fontes de soldagem que tem apostado neste recurso como diferencial tecnológico para o processo GMAW utilizando a transferência por curto-circuito controlado, tais equipamentos dispõem de um módulo de controle da onda acoplado a fonte de soldagem, como sendo, *Cold Metal Transfer*[®] (CMT, Fronius GmbH), *Regulated Metal Deposition*[®] (RMD, Miller Electric) e *Surface Tension Transfer*[®] (STT, Lincoln Electric) (186). Já os equipamentos que fornecem transferência controlada por voo livre (cujos principais são, GMAW pulsado e GMAW polaridade variável) são encontrados mais facilmente.

Vilarinho e Arevalo (185) estudaram o transferência de calor dos dois grupos de processos derivativos, e constataram que apesar dos processos de transferência controlada por voo livre (GMAW pulsado e GMAW polaridade variável) fornecerem maior energia de soldagem à peça, o rendimento térmico é menor do que os processos de transferência controlada por curto circuito (CMT, RMD e STT), conforme apresenta a Figura 9.

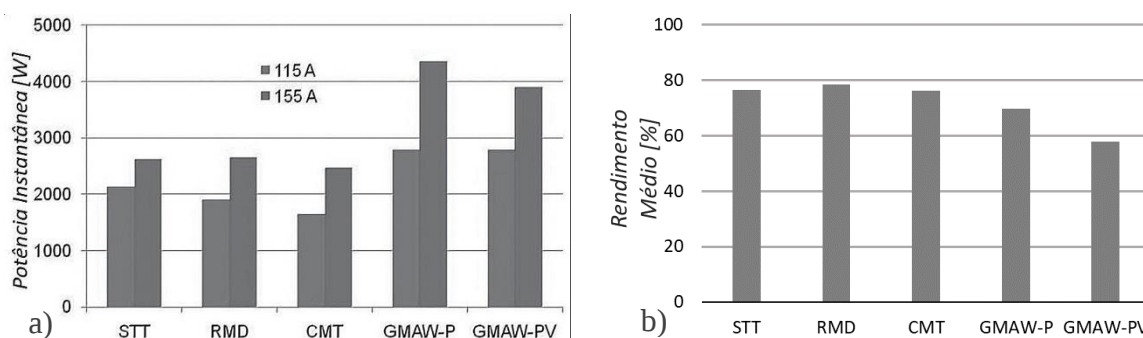


Figura 9 - a) potência instantânea com corrente de soldagem em 115A e 155A. b) rendimento médio dos processos de soldagem.

Fonte: Adaptado de (185)

Este modo de controle das componentes da onda, apesar de novo, seu princípio de funcionamento está fundamentado no conceito de derivadas, que surgiu com Pierre Fermat no século XVII (187). A derivada de uma função no cálculo de padrões variáveis, está relacionada a sensibilidade para alterar o valor de saída com relação a uma mudança em seu valor de entrada.

Tal conceito recentemente tem sido empregado na indústria fabricante de fontes de soldagem, aplicando o conceito derivativo para melhor controle das componentes da onda, e consequentemente do arco voltaico. Os derivativos de curto-circuito do processo GMAW são definidos pelo controle eletrônico e/ou mecânico da intensidade da corrente durante a transferência metálica, ajustando a forma de onda da corrente em resposta às oscilações do processo, e agregando as vantagens do processo convencional de curto-circuito com atenuação

de algumas de suas limitações como geração de respingos ou irregularidade de transferência de metal (186).

3.1.1 Processo de soldagem GMAW modo STT

Conceito.

O processo *Surface Tension Transfer*[®] recebeu esse nome devido à maneira como essa tecnologia monitora e controla a tensão superficial da gota de solda conforme ela adere à poça de fusão. Isso é realizado por meio de um inversor de alta velocidade que ajusta com precisão a forma de onda da corrente de saída durante todo o ciclo de curto. Esta tecnologia exclusiva de inversor de alta frequência é conhecida como *Waveform Control Technology*[™] (188).

Este processo é baseado na transferência de metal de arco curto, e a separação da gota é realizada por transferência de tensão superficial (189). O grande diferencial da tecnologia STT está em sua capacidade de controlar a corrente independente da velocidade de alimentação do arame. Isso significa que pode-se usar mais ou menos corrente sem adicionar mais fio (190).

A tensão superficial é uma importante força no controle da transferência da gota de metal fundido, pois a maioria das transferências de metal ocorre quando gotas maiores caem do eletrodo, pois seu peso excede a tensão superficial e outras forças ascendentes (191), conforme apresentado na Figura 10.

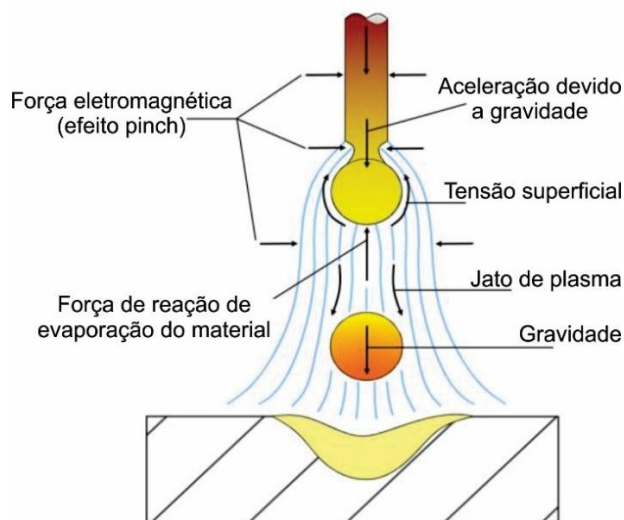


Figura 10 - Forças atuantes no metal de transferência do processo GMAW.
Fonte: Adaptado de (191).

A gravidade e a tensão superficial são as forças que atuam em direções opostas formando um sistema de equilíbrio para a transferência da gota (192). De acordo com Titinan (191) a gota de metal fica retida na ponta do arame durante seu crescimento pela força da tensão superficial somada a força de reação do jato de vapor de metal; ressalta-se ainda, que a composição do gás de proteção também afeta a tensão superficial do metal, levando a mudanças na força de *pinch* de Lorentz tanto no plasma quanto no eletrodo.

Tecnologia de controle da forma da onda.

Kvasov (193) e Deruntz (194) apresentam o princípio de funcionamento do modo derivativo STT, que se dá pelo controle de forças envolvidas no arco voltaico, conforme apresentado na Figura 11.

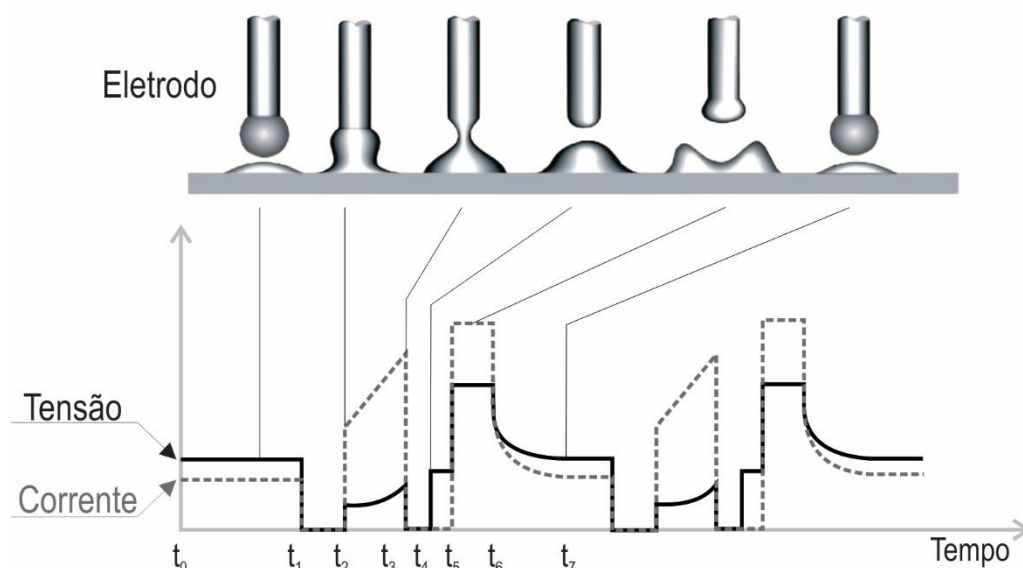


Figura 11 - Representação esquemática do modo STT.

Fonte: Adaptado de (194).

a) Período inicial de curto-circuito (t_1 - t_2)

No momento t_1 , a gota entra em curto-circuito com a poça de fusão. Se a corrente de soldagem for 150-200 A, como no processo convencional, a gota é imediatamente separada, geralmente se desintegra e projeta-se para todos os lados causando respingos. Além disso, na passagem da corrente por uma ponte estreita formada entre a gota e a poça de fusão pode gerar respingos.

No modo STT, o contato ocorre com uma corrente de soldagem (básica) consideravelmente mais baixa, evitando esse fenômeno. A gota adere suavemente à poça de fusão e forma um ponto de contato. O sensor do circuito de realimentação da fonte, fornece no momento t_1 , um sinal ao microprocessador sobre a formação de um curto-circuito (a tensão diminui para o valor próximo de zero). A fonte diminui a corrente do nível básico para 10 A por um período de 0,75 mseg durante o qual, o ponto de contato se desenvolve e a gota cresce na poça de fusão, formando uma ponte entre a poça e o fio do eletrodo.

b) Período do efeito *pinch* (t_2 - t_3)

O efeito *pinch* refere-se à formação de forças compressivas centrípetas ao redor do condutor elétrico. Essas forças são proporcionais ao quadrado da corrente fluindo no condutor. A rigor, este efeito está presente no circuito de soldagem sempre que a corrente de soldagem difere de zero. No entanto, apenas na etapa examinada o efeito do efeito *pinch* no processo de transferência do metal depositado para a poça de fusão tem importância.

No intervalo de tempo t_2 - t_3 , a solução da Equação 1 considerando a tensão no domínio do tempo, indica o momento antes que o fio se desconecte completamente. É o primeiro cálculo derivado da taxa de variação da tensão do eletrodo em curto circuito em função do tempo.

Quando o resultado desse cálculo indica que um valor dv/dt específico foi atingido, indicando que a separação da gota está prestes a ocorrer, a corrente é reduzida novamente para 50 amperes em alguns microssegundos. Após o período inicial de curto-circuito (0,75 mseg, momento t_2), o microprocessador aumenta rapidamente a corrente de soldagem. Este curto primeiro estágio é seguido pelo rápido aumento das forças eletromagnéticas de compressão axissimétrica da ponte líquida e pela formação de um pescoço na ponte.

No segundo estágio do período do efeito *pinch* o aumento da corrente de soldagem é mais suave. A fonte está se preparando para romper o pescoço e separar a gota do fio do eletrodo. Deve-se observar que, durante o curto-circuito, a tensão entre o eletrodo e a poça de fusão não é igual a zero, pois no ponto de fusão (aproximadamente 1550 °C) o metal apresenta alta resistência elétrica.

A formação do pescoço está associada a uma diminuição da seção transversal da ponte e a um aumento constante da resistência elétrica desta seção. Nesta etapa, o circuito de retorno volta a operar e transfere a informação da tensão de soldagem para o microprocessador. A taxa de variação da resistência é determinada indiretamente por medições consecutivas da mudança de tensão por unidade de tempo.

Quando essa taxa atinge um valor específico, a fonte recebe um sinal do sensor de tensão do arco indicando que o pescoço está pronto para se romper (momento t_3). Neste momento, a fonte interrompe o aumento suave da corrente e diminui rapidamente a corrente para 5 A. A separação da gota (momento t_4), ocorre sem respingos. Forças de tensão superficial das gotículas já fundidas e a poça de fusão atraem a gotícula para a parte interna, formando o cordão de solda.

c) Crescimento da gota (t_5 - t_6)

Um nível de corrente de pico previamente definido atua durante todo o estágio. Após a separação da gota do fio do eletrodo, a coluna do arco é restaurada e a tensão aumenta rapidamente. Para continuar o processo, é necessário formar rapidamente uma nova gota na ponta do eletrodo. Para tanto, a fonte de alimentação, ao receber um sinal de restauração do arco, aumenta instantaneamente a corrente até o nível de pico ocorrendo o crescimento da coluna de plasma.

O valor da corrente de pico é determinado pela taxa de crescimento do plasma e pela taxa de aumento do tamanho do intervalo do arco. Uma gota fundida se forma na ponta do eletrodo. Ao mesmo tempo, a pressão do arco na poça de fusão aumenta, o que causa sua constrição e alongamento ainda maior do arco. A redução da espessura da camada intermediária líquida abaixo do arco aumenta a profundidade de penetração.

A duração ideal do efeito da corrente de pico é definida pelo processador no intervalo de 1-2 mseg. A ação durante um período mais longo pode resultar em um grande aumento do grau de respingo como resultado do grande volume da gota resultante. Assim, a corrente de pico afeta diretamente o comprimento do arco e garante a profundidade de penetração necessária.

d) Transição para a corrente de base (t_6 - t_7)

Após completar a ação da corrente de pico resultando na formação de uma gota com o volume necessário, a fonte diminui a corrente do nível de plasma até o nível da corrente de

base, nesse período de queda, ocorre o segundo derivativo. Uma rápida diminuição da corrente, neste caso, não é aceitável porque pode resultar na formação de perturbações.

O modo STT oferece um ajuste da taxa de diminuição da corrente nesta etapa por meio de um recurso especial chamado *Tailout*, resultando na maior estabilidade do processo de soldagem e no formato mais adequado do cordão de solda. Além disso, uma redução da taxa de diminuição da corrente aumenta a entrada de calor na poça de fusão sem alterar o comprimento do arco. Isso é importante ao soldar aços de alta liga e resistentes à corrosão.

O aumento da entrada de calor melhora a fusão com o metal base torna possível aumentar a velocidade de soldagem. Com a transição da corrente para o nível de base, a gota recém-formada começa a adquirir uma forma esférica regular e o ciclo então se repete, com o tempo necessário para uma forma de onda levando entre 25-35 milissegundos.

e) Eficiência

Segundo Kvasov (193) a maior eficiência do processo STT é obtida quando se usa 100% de dióxido de carbono como gás de proteção. Quanto ao valor desta eficiência porém, existe uma divergência entre os autores que varia em média de 76,4% a 85%. Hsu e Soltis (195) e Pepe *et al.* (196) apresentam a eficiência como sendo 85%, Vilarinho e Arevalo (185) observou que o rendimento térmico variam entre 74,0% e 78,7% quando a corrente varia de 115 A para 155 A obtendo um valor médio de 76,4%, já o fabricante, atribui o valor de 98%.

f) Vantagens e limitações

O modo STT oferece muitas vantagens, principalmente sobre os meios de transferência de metal do arco curto. As maiores vantagens são as melhores qualidades de solda, custos operacionais reduzidos e melhores condições de operação. A espinha dorsal desse modo de soldagem é a revolucionária tecnologia de forma de onda que controla a corrente com precisão e independentemente da velocidade de alimentação do arame durante todo o ciclo de soldagem.

A descrição dos processos e a comparação técnica do STT com as formas de onda convencionais do arco curto fornecem uma compreensão importante das semelhanças e diferenças entre os dois métodos.

Vantagens

- *Qualidade da solda* - A melhor qualidade de solda pode ser alcançada em todas as posições de soldagem por meio de uma melhor fusão em áreas de baixo ajuste, menor entrada de calor e menor oxidação.
- *Fusão* - Melhor fusão é possível por meio do controle preciso da corrente durante todo o ciclo de solda.
- *Maior controle da gota* - O controle preciso da corrente elimina a explosão volátil de metal fundido quando o arco é curto, depositando assim mais do eletrodo consumível e concentrando o arco no metal base.
- *Melhor controle do arco* - A capacidade de concentrar o arco também ajuda na eliminação de defeitos de falta de fusão nas juntas de raiz para tubos e vasos de pressão.
- *Menor entrada de calor* - A menor entrada de calor fornece a vantagem de menor distorção e queima do material, fornecendo apenas a quantidade necessária de calor para produzir a solda, mesmo em materiais sensíveis como o aço inoxidável e aços de alta liga.

- *Redução dos custos com consumíveis* - Uma redução nos custos de operação é obtida por meio do uso de eletrodos de menor diâmetro, mais baratos, gás de proteção de CO₂ mais barato e menos respingos. O uso de um eletrodo de maior diâmetro reduzirá o tempo real de solda e melhorará a eficiência.
- *Redução de respingos* - A redução de respingos traduz-se em economias de custo significativas devido a menor limpeza exigida da junta e da área da superfície de solda antes da preparação final da superfície, e também porque mais do eletrodo permanece na junta de solda, resultando em menor consumo de eletrodo.
- *Redução de limpeza do bico e bocal da tocha de soldagem* - O intervalo entre as limpezas dos respingos acumulados no bico da pistola é ampliado, aumentando o tempo de soldagem.
- *Melhoria das condições para o operador* - As condições operacionais também são aprimoradas para soldadores que se sentirão mais confortáveis com a diminuição de respingos, diminuição dos níveis de fumaça e redução da radiação do arco elétrico na transferência de arco curto. Criar um ambiente mais seguro aumentará o conforto, a concentração e a confiança do operador para produzir uma solda com variação mínima.
- *Menor habilidade requerida do operador* - Devido suas características superiores de arco, a soldagem no modo STT requer menor habilidade do operador no manuseio da tocha, minimizando assim o treinamento.

Limitações

Embora o STT ofereça muitos benefícios, também é muito importante entender suas desvantagens e limitações em comparação ao processo convencional de curto-circuito.

- *Maior custo inicial com a fonte de soldagem* - A fonte de energia do STT é inicialmente mais cara do que uma fonte de energia de tensão constante. Isso pode ser explicado pelo uso de uma tecnologia protegida por patentes e pela redução de custos que são percebidos por seus benefícios.
- *Menores taxas de deposição* - As taxas de deposição são mais baixas que as de pulverização globular, arco de pulverização e pulso, mas são iguais às da soldagem por curto-circuito.
- *Pode exigir treinamento adicional ao operador* - Como na soldagem por pulverização pulsada, a configuração dos parâmetros de soldagem para STT é bastante diferente das configurações normalmente usadas e pode exigir treinamento adicional.
- *Ajuste fino dos parâmetros* - Diferente dos processos convencionais de GMAW, onde o operador pode ajustar apenas a tensão e a velocidade de alimentação do arame, no STT é necessário compreender e ajustar variáveis adicionais, como controle de corrente de pico e base, *tailout*, etc.

3.2 Aspectos térmicos do processo GMAW na soldagem dissimilar

3.2.1 Efeito da temperatura na Zona de ligação

A zona de ligação está situada no limite entre a zona fundida e a zona que não sofreu processo de fusão, no caso aqui estudado ela está entre o metal de solda e chapa de Ti-Al-4V, conforme indicado na Figura 12.

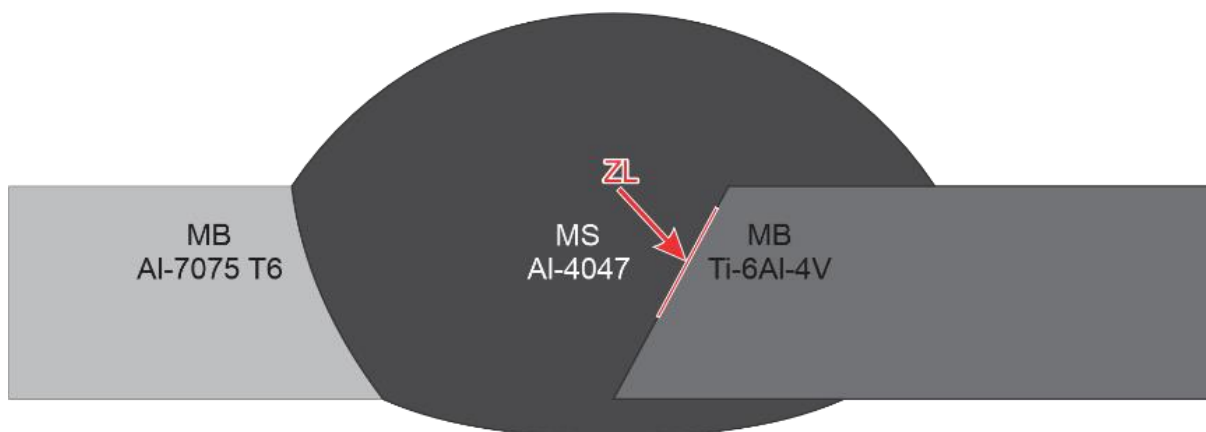


Figura 12 - Imagem representativa que elucida a zona de ligação (ZL).

Estudos sugerem que a energia de soldagem tem um efeito significativo na zona de ligação em juntas Ti-Al no processo de soldagem por fusão, sendo que esta, influencia o modo da difusão do atômica de Ti, podendo ocorrer a variação do paramagnetismo orbital induzida pela expansão da rede e as reações de discordâncias entre o metal de solda e o alumínio.

Outro fenômeno importante observado nesta região é formação do composto intermetálico. Assari e Eghbali (197) analisaram as características de ligação por difusão na interface de Ti e Al, e constatou que a espessura do composto intermetálico $TiAl_3$ aumentou à medida que a temperatura na interface aumenta e o gradiente de resfriamento diminui.

De acordo com Xu *et al.* (198), a cinética de baixa temperatura é dominada pela difusão de átomos de Ti ao longo dos contornos de grão das camadas de $TiAl_3$, enquanto a reação nas interfaces $TiAl_3/Al$ no regime de alta temperatura, é controlada pela difusão de átomos de Ti em camadas de Al como resultado do aumento da solubilidade do Ti no A, provocada pelo aumento da temperatura.

Collins e Gehlen (199) sugeriram que a suscetibilidade a formação de intermetálicos em ligas de Ti e Ti-Al é dependente da temperatura e da variação do paramagnetismo orbital induzida pela expansão da rede. Kurt (200) e Zhu *et al.* (201) corroboram com este argumento ao dizer que a temperatura na zona de ligação afeta a difusão e controla a microestrutura da interface, atribuindo à resistência de ligação interfacial Ti-Al à resistência de alta temperatura da liga Ti-6Al-4V.

Wei *et al.* (26) observou que a entrada de calor na soldagem tem uma grande influência na microestrutura da interface Ti/Al, com uma baixa entrada de calor formando intermetálicos $TiAl_3$ como uma camada de reação serrilhada próxima à interface Ti/Al, e uma maior entrada de calor formando multicamadas camadas de reação interfaciais, que consistem em camadas de $TiAl_3$, $Ti_7Al_5Si_{12}$ e α -Ti.

Lee *et al.* (202) sugere que a característica da microestrutura na zona de ligação afeta diretamente as propriedades mecânicas da junta, afirmando que a resistência a tração de juntas de Ti-Al foi influenciada pelas características interfaciais, e a maior resistência de união foi alcançada com tratamento térmico a 400°C. Gu *et al.* (203) observou que o pré-aquecimento pode alterar o tamanho, fração de volume e distribuição de fases na zona de ligação do Ti-6Al-4V, afetando a taxa de resfriamento.

Zhao, Li e Zhang (204) descobriu que a resistência da junta aumentou inicialmente com a energia de soldagem e atingiu seu máximo em 1000 J, depois caiu significativamente, e que

várias microestruturas com diferentes morfologias e propriedades foram observadas na região interfacial. Shouzheng *et al.* (205) descobriu que a corrente pulsada na soldagem a arco de tungstênio a gás pode controlar a espessura de camadas intermetálicas contínuas de Ti-Al na zona de fusão em um grau baixo e diminuir a sensibilidade à trinca da zona de solda perto da interface Ti/Al.

Jiangwei, Yajiang e Tao (206) e Gurusami *et al.* (207) observaram que a formação de intermetálicos na zona de ligação Ti/Al tem um tempo de retardo, e por meio do controle dos parâmetros do processo, pode-se controlar a ligação por difusão e reduzir a formação de intermetálicos e que a qualidade da junta baseia-se nos parâmetros do processo como tempo, temperatura e pressão. Em geral, os autores sugerem que a temperatura desempenha um papel crucial na zona de ligação em Ti-Al, e por meio do controle dos parâmetros do processo pode controlar a microestrutura nesta região beneficiando as propriedades da junta soldada.

3.2.2 Distribuição da temperatura na Zona de ligação

A distribuição de temperatura na zona de ligação pelo processo GMAW é influenciada por vários fatores, que podem impactar significativamente o desempenho e as características das juntas soldadas, tais como:

- *trajetória de soldagem*: pode afetar a distribuição da temperatura na peça de trabalho, em casos de trajetórias de *loop* por exemplo, resulta em temperaturas mais altas e maiores distorções em comparação com trajetórias paralelas (208).
- *entrada de calor*: é um fator crítico que influencia a distribuição de temperatura, geometria do cordão de solda, tensões térmicas, tensões residuais e a dureza. Uma entrada de calor mais alta geralmente aumenta a temperatura e afeta as propriedades microestruturais da junta soldada (209,210,211).
- *velocidade de soldagem*: pode reduzir ou aumentar a concentração de tensões residuais na junta soldada, afetando assim a distribuição de temperatura e as tensões térmicas resultantes (212).
- *forma e a distribuição da fonte de calor*: como uma combinação de formas semiesféricas e semi-ovais promovida pela poça de fusão, desempenham um papel significativo na determinação do campo de temperatura no processo GMAW (209).
- *ciclo térmico e taxa de resfriamento*: influenciam o tamanho do grão e as transformações microestruturais na zona afetada pelo calor (ZTA). O resfriamento rápido pode impedir o crescimento do grão e levar ao refinamento do grão, enquanto taxas de resfriamento mais lentas podem aumentar o tamanho do grão (210,211).
- *processos de soldagem híbridos*: em que há a combinação do processo GMAW com outras técnicas, como soldagem a laser por exemplo, a distribuição de temperatura é afetada pelas entradas de calor combinadas de ambas as fontes. Isso pode levar a diferentes distribuições de tensão residual e campos de temperatura em comparação com o GMAW convencional (212,213).

Esses fatores determinam coletivamente as propriedades térmicas e mecânicas das juntas soldadas, afetando seu desempenho e integridade estrutural.

3.2.3 Influência das propriedades térmicas na soldagem dissimilar Al/Ti

A soldagem de juntas dissimilares entre alumínio e titânio pelo processo GMAW apresenta desafios significativos, não apenas devido às distintas propriedades físicas e químicas desses metais, mas também pelas diferenças nas propriedades térmicas envolvidas (214). O alumínio possui alta condutividade térmica e ponto de fusão relativamente baixo (cerca de 660 °C), enquanto o titânio tem condutividade térmica inferior e ponto de fusão mais elevado (aproximadamente 1668 °C). Essas diferenças resultam em comportamentos térmicos distintos durante a soldagem, influenciando diretamente o ciclo térmico e a microestrutura da junta soldada (215)(216) .

O ciclo térmico na soldagem refere-se à variação de temperatura que cada ponto da peça sofre em função do tempo durante o processo (217). Fatores como aporte térmico, velocidade de soldagem e propriedades térmicas dos materiais influenciam esse ciclo, afetando a formação da zona fundida (ZF) e da zona termicamente afetada (ZTA) (218,219). No caso de juntas alumínio/titânio, o controle preciso do aporte térmico é crucial para evitar defeitos como porosidade, trincas e formação de fases intermetálicas frágeis, que podem comprometer a integridade da solda (220,221,222,223,224,225,226).

Liu *et al.* (227) observou que a formação de poros está diretamente relacionada ao uso de alto aporte térmico, resultando em uma taxa de resfriamento elevada, o que impede a liberação adequada de gases da poça de fusão. Além disso, a diferença na condutividade térmica entre alumínio e titânio pode levar a uma distribuição desigual de calor, causando tensões residuais e possíveis distorções na junta soldada (228,229,230)

Para mitigar esses desafios, segundo Anbalagan *et al.*, (231) e Aravind *et al.*, (232) é essencial otimizar os parâmetros de soldagem, como corrente, tensão e velocidade de avanço, além de considerar o pré-aquecimento das peças para reduzir gradientes térmicos acentuados. A escolha adequada do gás de proteção também é fundamental, sendo recomendada a utilização de gases inertes, como o argônio, para prevenir a oxidação dos metais durante o processo de soldagem (233,234,235,236)

A alta resistividade elétrica do titânio demanda níveis de corrente menores para manter a fusão em comparação aos aços, inclusive os inoxidáveis. Isso implica na necessidade de ajustes específicos nos parâmetros de soldagem para garantir a estabilidade do processo e o gradiente térmico adequado (48,237)

A análise térmica do processo de soldagem TIG de amostras metálicas, embora focada em outro processo de soldagem, destaca a importância do controle do aporte de calor e da compreensão do comportamento térmico dos materiais durante a soldagem, aspectos igualmente relevantes para o processo GMAW em juntas de alumínio e titânio (238,239)

Em resumo, o sucesso na soldagem de juntas alumínio/titânio pelo processo GMAW exige um controle rigoroso dos parâmetros de processo, como corrente, tensão, velocidade de avanço, composição do gás de proteção e técnicas de pré-aquecimento, sendo fundamental considerar as particularidades térmicas e metalúrgicas de ambos os materiais para garantir a qualidade e a integridade da solda.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo são apresentados os materiais utilizados para realização do trabalho, sendo os metais de base, de adição, o gás de proteção, e o método aplicado a cada condição de experimentação. Também é apresentado os modelos estatísticos experimentais utilizados no tratamento das respostas. Na Seção 4.1 apresenta-se os materiais utilizados para a formação e soldagem da junta, destacando suas características geométricas e químicas. Na Seção 4.2 é apresentada o método experimental utilizado para a realização da soldagem, preparação das amostras, aquisição e análise dos resultados.

4.1 Materiais

Os metais base utilizados foram as ligas de titânio (Ti-6Al-4V) e de alumínio (7075-T6) em forma de chapa, com 3,00 mm de espessura. As soldas foram realizadas utilizando-se o arame eletrodo ER-4047 pelo processo GMAW acoplado ao módulo STT em uma fonte de soldagem *Power Wave 350* do fabricante Lincoln Electric em juntas de topo com chanfro em V de 60° sem abertura de raiz. Os corpos de prova soldados serão preparados posteriormente para os ensaios de tração mecânica, impacto (charpy) e microdureza da região soldada e adjacências. Para a análise, as amostras foram preparadas utilizando-se técnicas metalográficas, sendo submetidas a microscopia ótica (MO) e será submetida também a microscopia eletrônica de varredura (MEV) para análise das principais regiões da solda, bem como, a interface Ti/Al e suas constituintes.

Foi realizado o projeto dos experimentos utilizando um planejamento composto central na forma 2^k para três variáveis, sendo k , corrente de pico (I_p), corrente de base (I_b), velocidade de alimentação do eletrodo (V_a) e condição de pré-aquecimento, por meio do qual se fará a análise dos resultados, avaliando a influência de cada variável do processo e suas interações nas respostas de interesse. Posteriormente será aplicado uma técnica de otimização multiobjetivo, onde será utilizado a Metodologia de Superfície de Resposta (MSR) para encontrar a região de confiança, que atenda aos critérios de otimalidade do processo aplicado a junta soldada em estudo.

Para a realização das soldas, será utilizado o processo de soldagem GMAW-STT em corrente contínua, utilizando como metal de solda uma liga de alumínio e argônio puro para proteção da solda. As soldas serão realizadas de forma semiautomatizada, de modo a garantir tanto a velocidade de soldagem (V_s), como a distância entre o bico de contato e a peça (DBCP) constantes durante a soldagem.

Os materiais soldados são as ligas, Ti-6Al-4V (titânio) e AA-7075-T6 (alumínio), formando uma junta de topo dissimilar que será soldada na posição plana no sentido longitudinal da junta, em que a tocha de soldagem se desloca perpendicularmente à face a ser soldada. Para caracterização dos efeitos da soldagem nos materiais, foi realizado inicialmente uma matriz exploratória onde a soldagem foi realizada na posição sobre a chapa (*bead on plate*) para obter valores iniciais dos parâmetros de soldagem. Posteriormente, para um refinamento dos parâmetros foi realizada em junta de topo, conforme proposto para este trabalho. A junta a ser soldada é composta por uma chapa de titânio chanfrada a 30° e uma chapa de alumínio sem chanfro, conforme apresentado na Figura 13a.

4.1.1 Metal Base

A junta a ser soldada foi composta por materiais dissimilares sendo formada por uma chapa de titânio e uma de alumínio com as dimensões de 66 x 16 x 3 mm, soldadas de topo, conforme apresenta a ilustração da Figura 13.

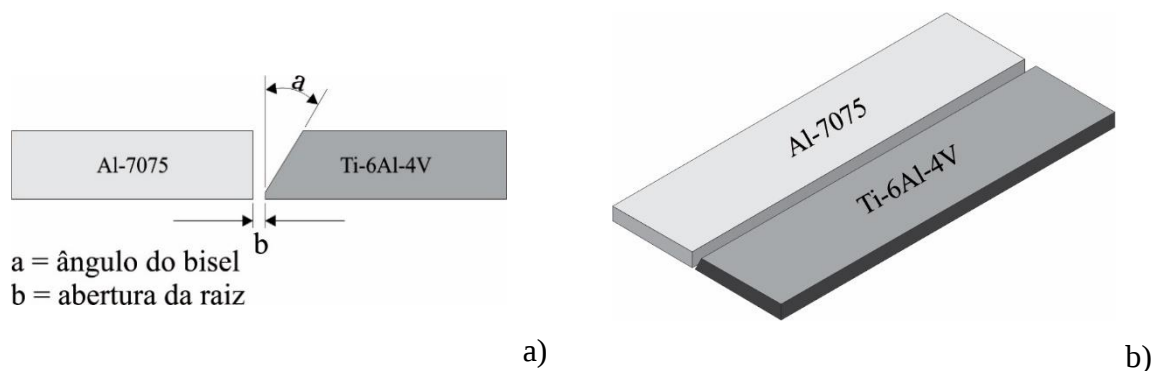


Figura 13 - a) Ilustração da seção transversal da junta dissimilar a ser soldada, b) Ilustração em perspectiva da montagem da junta a ser soldada.

As Tabelas de Tabela 2 a Tabela 4 apresentam a composição química, propriedades térmicas e propriedades mecânicas da liga de titânio e as Tabelas de Tabela 5 a Tabela 7 da liga de alumínio utilizadas como metal base.

Tabela 2 - Composição química da liga de titânio Ti-6Al-4V.

Elemento	Al	C	H	Fe	N	Outros unit.	Outros total	O	Ti	V
%	5,5 – 6,75	Máx. 0,080	Máx. 0,015	Máx. 0,40	Máx. 0,030	Máx. 0,050	Máx. 0,300	Máx. 0,200	87,725 - 91	3,5 – 4,5

Tabela 3 - Propriedades térmicas da liga de titânio Ti-6Al-4V.

Capacidade de calor específico	Condutividade térmica	Ponto de fusão	Solidus	Liquidus	β Transus
0.5263 J/g-Â°C	6.70 W/m-K	1604 - 1660 Â°C	1604 Â°C	1660 Â°C	985 Â°C

Tabela 4 - Propriedades mecânicas da liga de titânio Ti-6Al-4V.

Dureza Vickers	Limite de resistência à tração	Limite de escoamento em tração	Alongamento até a ruptura
349	950 MPa	880 MPa	14%
Módulo de elasticidade longitudinal	Módulo de elasticidade transversal	Limite de escoamento em compressão	Energia de Impacto Charpy
113,8 GPa	42,1 GPa	970 MPa	17,0 J

Tabela 5 - Composição química da liga de alumínio 7075-T6.

Elem.	Al	Cr	Cu	Fe	Mg	Mn	Outros unit.	Outros total	Si	Ti	Zn
%	87,1–91,4	0,18–0,28	1,2 – 2,0	Máx. 0,50	2,1 – 2,9	Máx. 0,30	Máx. 0,05	Máx. 0,15	Máx. 0,40	Máx. 0,20	5,1–6,1

Tabela 6 - Propriedades térmicas da liga de alumínio 7075-T6.

Capacidade de calor específico	Condutividade térmica	Ponto de fusão	<i>Solidus</i>	<i>Liquidus</i>
0.960 J/g-Â°C	130 W/m-K	477 – 635 Â°C	477 Â°C	635 Â°C

Tabela 7 - Propriedades mecânicas da liga de alumínio 7075-T6.

Dureza Vickers	Limite de resistência à tração	Limite de escoamento em tração	Alongamento até a ruptura
175	572 MPa	503 MPa	9%
Módulo de elasticidade longitudinal	Módulo de elasticidade longitudinal	Limite de escoamento em compressão	Energia de Impacto Charpy
71,7 GPa	-	2% maior que a resistência a tração.	-

4.1.2 Metal de Adição

O metal de adição utilizado foi o eletrodo AWS ER 4047 (240) com 1,0 mm de diâmetro, indicado para soldagem de ligas de alumínio. A Tabela 8 fornece sua composição química e Tabela 9 as propriedades mecânicas.

Tabela 8 - Composição química do eletrodo AWS ER 4047

Elemento	Al	Cu	Zn	Mg	Si	Mn	Fe
%	Balanço	0,30 máx.	0,20 máx.	0,10 máx.	11,00 – 13,00	0,15 máx	0,80 máx.

Tabela 9 - Propriedades mecânicas do eletrodo AWS ER-4047 como soldado.

Alongamento	Limite de escoamento	Resistência a tração
12%	55 Mpa	124 MPa

4.1.3 Gás de Proteção

O titânio é um material que em alta temperatura apresenta alta reatividade com elementos atmosféricos. Por esta razão, durante a soldagem, é necessário um gás para proteger a poça de fusão e ZTA da oxidação até que tenha ocorrido resfriamento suficiente (241,242). A proteção promovida pelo gás é de importância crucial para evitar a fragilização da região soldada e consequentes perdas de ductilidade, além de melhorar o acoplamento do arco elétrico (243).

Krysiak e Bhadha (244) destacam a importância da pureza do gás de proteção no processo de soldagem para garantir que o próprio gás não se torne uma fonte de impureza para o processo, podendo em alguns casos exigir pureza certificada ou o uso de filtros de gás e purificadores. Para proteção da poça de fusão evitando a oxidação dos materiais e demais reações com elementos atmosféricos durante a soldagem, foi utilizado o gás inerte argônio puro¹, conforme Tabela 10.

Tabela 10 - Composição química do gás de proteção.

Argônio	Fórm. molecular	Peso molecular	Ponto de fusão	Pres. vapor 25°C
CAS 7440-37-1	Ar	39.948	-189°C	343000 mmHg

¹ O gás argônio considerado puro utilizado para soldagem (nº CAS - Chemical Abstracts Service) 7440-37-1, deve possuir acima de 99,5% de argônio.

No entanto, assim como o gás de proteção protege o material fundido da oxidação, quando mal dimensionado pode causar defeitos de soldagem como porosidade e trincas. A principal razão da porosidade no processo de soldagem são as bolhas de gás no material fundido que não podem escapar antes da solidificação (245).

Shouzheng *et al.* (216) e Wei *et al.* (26) recomenda para soldagem dissimilar Ti/Al uma vazão entre 14 e 18 L/min. Com base nos resultados obtidos em testes preliminares foi adotado a vazão de 15 L/min.

4.2 Métodos

4.2.1 Determinação dos limites das variáveis

Inicialmente para determinação dos limites das variáveis que comporiam a região experimental a ser trabalhada foi realizado um estudo exploratório em duas fases. Na primeira fase buscou-se encontrar os limites dos parâmetros com base na literatura. Segundo Shouzheng *et al.* (216) e Wei *et al.* (26) para que haja uma proteção eficaz para a liga de titânio a vazão do gás de proteção deve ser entre 14 e 18 l/min., observando quanto à liga de alumínio, que uma vazão excessiva de gás inerte na poça de fusão pode aumentar a porosidade pelo resfriamento rápido da poça de fusão, não permitindo que as bolhas de gás escapem.

Shibo *et al.* (246) observou que na soldagem de ligas de alumínio a quantidade de poros diminui com a redução da velocidade de soldagem mantendo a distância entre o bico de contato e a peça entre 12 e 15mm. Shouzheng *et al.* (216) e Wei *et al.* (26) concordam que a energia de soldagem ideal para que haja menor quantidade de precipitados na liga de titânio é entre 1,82 e 2,14 kJ/cm., pois a energia quando abaixo desta faixa incorre no defeito de falta de fusão e acima, na formação de fases intermetálicas.

A segunda fase consistiu em testar estas faixas de valores extraídos da literatura, para tanto foram realizados 14 testes utilizando como metal de solda o eletrodo de alumínio ER 4043, e gás de proteção argônio. A Tabela 11 apresenta os níveis que os parâmetros foram testados, atendendo os limites recomendados na literatura e uma breve descrição do resultado.

Tabela 11 - Parâmetros utilizados para testes exploratórios.

Cond	Ib [A]	Ip [A]	Va m/min	Vs cm/min	Observações
1	140	180	3,6	manual	Energia de soldagem muito alta a ponto de fundir o bico de contato, modo de transferência spray.
2	140	180	5	manual	Energia de soldagem muito alta a ponto de fundir o bico de contato, modo de transferência spray.
3	120	160	3,6	manual	Houve um decréscimo na energia de soldagem, mas ainda continuou alta a ponto de fundir o bico de contato, modo de transferência spray.
4	80	120	3,6	manual	A energia de soldagem reduziu um pouco mais, mas ainda continuou alta a ponto de fundir o bico de contato, modo de transferência spray.
5	40	120	3,6	manual	A energia de soldagem reduziu um pouco mais, possibilitando a formação do cordão de solda, mas ainda continuou alta, modo de transferência curto circuito.
6	40	120	4,1	manual	A energia de soldagem ficou em um nível bom, possibilitando a formação do cordão de solda, modo de transferência curto circuito.
7	100	120	3,6	manual	Energia de soldagem muito alta a ponto de fundir o bico de contato, modo de transferência spray.
8	100	200	3,6	manual	Energia de soldagem muito alta a ponto de fundir o bico de contato, modo de transferência spray.
9	100	200	5,0	manual	Houve redução da energia de soldagem, mas ainda continuou alta, modo de transferência spray.
10	100	150	5,0	manual	Houve redução da energia de soldagem, mas ainda continuou alta, modo de transferência spray.
11	100	125	5,0	manual	Não houve alteração significativa da energia de soldagem, modo de transferência spray.
12	80	125	5,0	manual	Não houve alteração significativa da energia de soldagem, modo de transferência spray.
13	80	125	7,0	manual	Houve redução significativa da energia de soldagem possibilitando a realização do cordão, modo de transferência curto-circuito.
14	80	125	7,0	30,0	Cordão com bom aspecto visual, porém mais largo que o normal. Penetração total, transferência curto-circuito com som dos pulsos levemente espaçados.

Os testes foram realizados em duas etapas, na primeira as condições de 1 a 6 e na segunda de 7 a 14. A melhor condição da primeira etapa foi 6, portanto, esta foi preparada para ensaio de tração a fim de verificar se as propriedades mecânicas da junta soldada eram satisfatórias. As Tabelas de Tabela 12 a Tabela 14 apresentam os parâmetros de entrada a respostas coletadas e o resultado do ensaio de tração da condição 6.

Tabela 12 - Parâmetros de entrada para teste exploratório na condição 6.

I_b	I_p	V_a	Vazão	DBCP	V_s
[A]	[A]	[m/min]	[l/min]	[mm]	[mm/min]
40	120	4,1	15	12	300

Tabela 13 - Respostas obtidas do teste exploratório na condição 6.

I	V	E
[A]	[V]	[kJ/cm]
44	16,1	2,41

Tabela 14 - Dados de entrada e resultado do ensaio de tração da amostra soldada na condição 6.

Largura	Espessura	Área	Força máxima	Limite de resistência a tração
[mm]	[mm]	[mm ²]	[N]	[MPa]
19,0	3,0	57,0	9302,3	163,2

Como a solda da condição 6 foi realizada manualmente, a velocidade de soldagem foi obtida por meio de medição cronométrica. O aporte de energia foi 2,41 kJ/cm, ou seja, acima do valor recomendado na literatura (máx. 2,14 kJ/cm), contudo, constatou-se que a energia foi baixa, pois em relação a geometria do reforço do cordão, observou-se o efeito cogumelo, conforme Figura 14, e quanto a penetração observou-se que não houve penetração total.

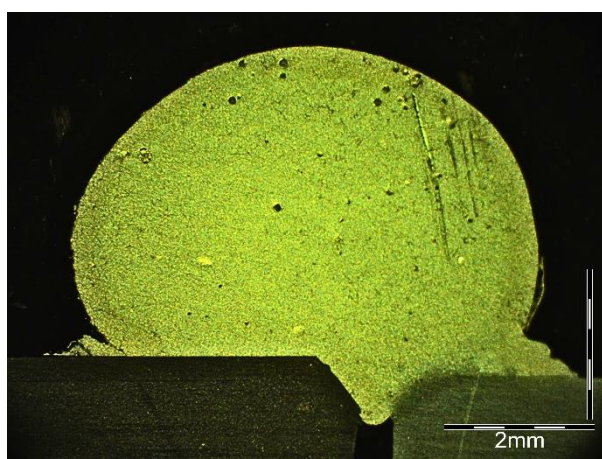


Figura 14 - Macrografia do cordão de solda dissimilar Ti-Al, condição 6, energia 2,41 kJ/cm.

O valor da resistência à tração desta condição ficou acima da média encontrada na literatura e catálogos de fabricantes, que é em torno de 120 a 150 MPa, porém, os limites dos

parâmetros recomendados na literatura não produziram resultados satisfatórios quanto a geometria do cordão e penetração, então, passou-se a testar uma nova faixa de parâmetros testando-se as condições de 7 a 14 da Tabela 11. Nesta etapa também foi substituído o metal de solda pelo ER 4047, que possui maior adição de Si, visando melhorar a penetração e a molhabilidade do cordão de solda.

Os níveis testados para as variáveis I_p e I_b variaram respectivamente entre 40-120 e 120-200. A Figura 15, apresenta a amplitude da variação dos parâmetros I_b e I_p para cada condição testada.

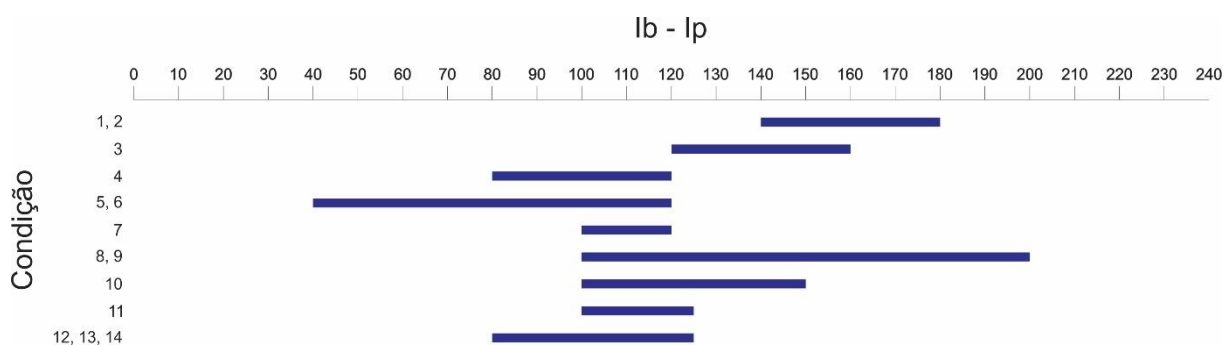


Figura 15- Gráfico das amplitudes das variáveis I_b e I_p usadas nos testes exploratórios.

Tendo obtido resultados satisfatórios a partir dos novos limites testados, chegou-se aos parâmetros apresentados na Tabela 15, que foram adotados como limites das variáveis para o planejamento CCD, apresentado no item 4.2.3.

Tabela 15 - Parâmetros obtidos com base nos testes exploratórios.

Parâmetros fixos			Parâmetros variáveis				
Vazão do gás de proteção [l/min.]	DBCP [mm]	Velocidade de soldagem [mm/min.]	I_b [A]		I_p [A]		V_a [m/min.]
15,0	12,0	300,0	(-1)	(+1)	(-1)	(+1)	(-1) (+1)
			45	75	126	159	5,9 – 7,2

4.2.2 Método Experimental

O método experimental compreende quatro fases distintas, conforme apresentado no fluxograma da Figura 16.

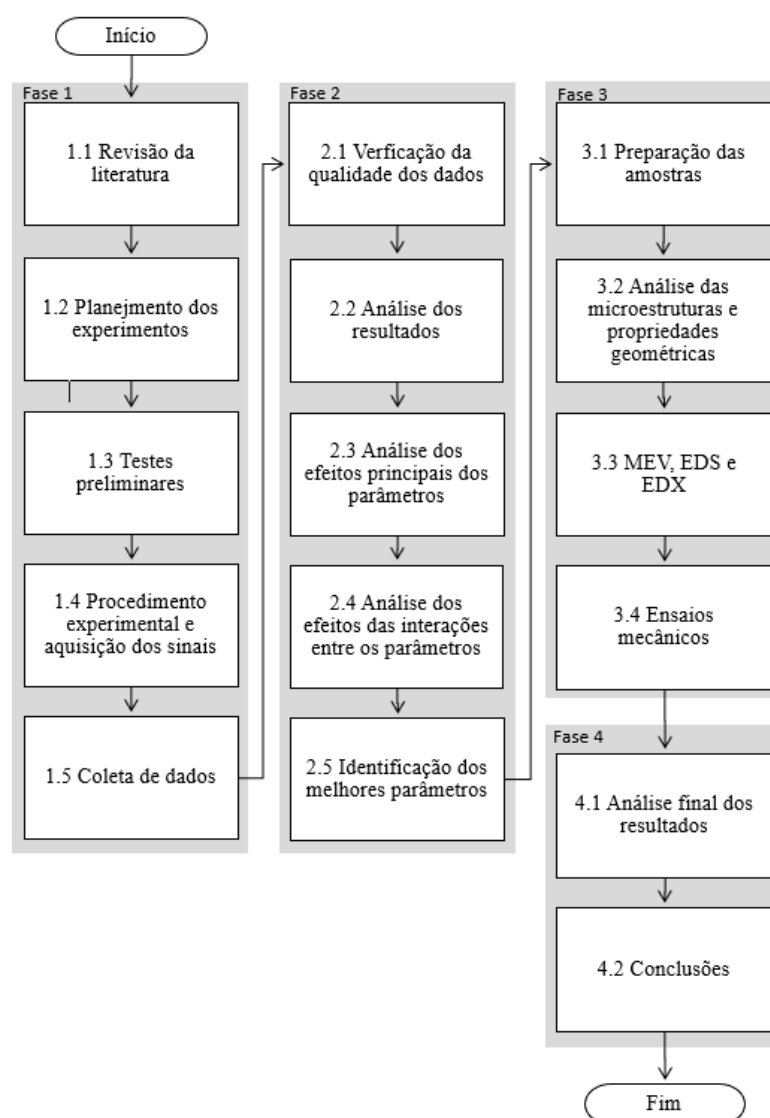


Figura 16 - Fluxograma ilustrativo do método experimental a ser utilizado.

4.2.3 Projeto dos Experimentos

Para determinar as condições de soldagem, foi feito um planejamento composto central (CCD), com três fatores contínuos, corrente de pico (I_p), corrente de fundo (I_b) e velocidade de alimentação do arame (V_a); e um categórico, pré-aquecimento, resultando em quarenta condições de soldagem, vinte com e vinte sem pré-aquecimento, conforme apresentado de forma codificada na matriz experimental na Tabela 16.

As variáveis estudadas foram testadas em dois níveis, sendo -1 o menor nível e 1 o maior, o valor ponto central é grafado como 0, ou seja, o valor médio entre -1 e 1, e os valores dos pontos axiais são -1,68 e 1,68.

Tabela 16 - Matriz experimental codificada gerada a partir de um planejamento CCD com três fatores contínuos e um categórico variando em dois níveis e seis pontos centrais.

CP nº	Ip [A]	Ib [A]	Va [m/min]	Pré-aquec. Condição	CP nº	Ip [A]	Ib [A]	Va [m/min]	Pré-aquec. Condição
1	-1	-1	-1	sem	21	-1	-1	-1	com
2	1	-1	-1	sem	22	1	-1	-1	com
3	-1	1	-1	sem	23	-1	1	-1	com
4	1	1	-1	sem	24	1	1	-1	com
5	-1	-1	1	sem	25	-1	-1	1	com
6	1	-1	1	sem	26	1	-1	1	com
7	-1	1	1	sem	27	-1	1	1	com
8	1	1	1	sem	28	1	1	1	com
9	-1,68	0	0	sem	29	-1,68	0	0	com
10	1,68	0	0	sem	30	1,68	0	0	com
11	0	-1,68	0	sem	31	0	-1,68	0	com
12	0	1,68	0	sem	32	0	1,68	0	com
13	0	0	-1,68	sem	33	0	0	-1,68	com
14	0	0	1,68	sem	34	0	0	1,68	com
15	0	0	0	sem	35	0	0	0	com
16	0	0	0	sem	36	0	0	0	com
17	0	0	0	sem	37	0	0	0	com
18	0	0	0	sem	38	0	0	0	com
19	0	0	0	sem	39	0	0	0	com
20	0	0	0	sem	40	0	0	0	com

A Figura 17 sintetiza o escopo do projeto relacionando as variáveis de entrada e as respostas a serem analisadas.

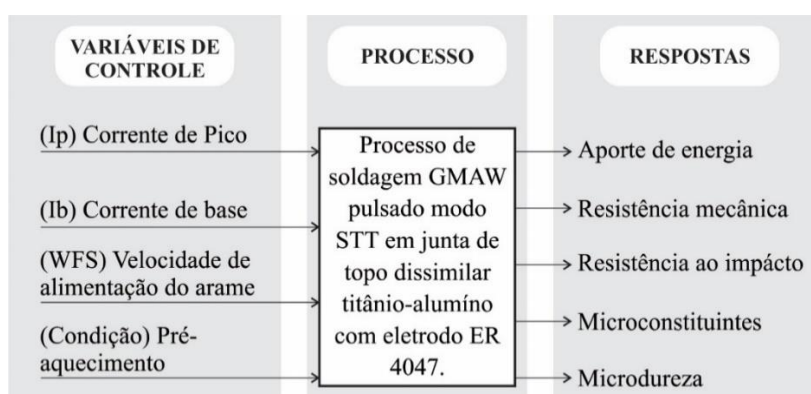


Figura 17 - Representação esquemática do objeto de estudo.

4.2.4 Preparação dos Corpos de Prova

Os copos de prova foram cortados e usinados (Figura 18a) nas dimensões de 66 x 16,5 x 3 mm. Os CP de titânio foram chanfrados com ângulo de 30°, conforme apresentado na Figura 18b.



(a)



(b)

Figura 18 - Processo de usinagem dos CP. A Figura (a) apresenta a operação de fresamento de topo adequando a espessura do CP, este processo foi aplicado as duas ligas soldadas, e a Figura (b) apresenta a usinagem do chanfro do CP de Ti-6Al-4V.



Figura 19 - Corpos de prova usinados nas dimensões a ser soldados. À esquerda CP de AA-7075-T6, à direita CP de Ti-6Al-4V.

4.2.5 Bancada Experimental

Uma bancada experimental foi preparada para a realização dos experimentos com o objetivo de padroniza-los e garantir sua repetibilidade. Figura 20a bancada bem como seus componentes.



Figura 20 – a) Bancada experimental. (1) cilindro de gás, (2) fonte de soldagem, (3) cabeçote alimentador, (4) computador para aquisição dos sinais, (5) cabo de aquisição dos sinais, (6) computador para programação e controle da bancada responsável pelo deslocamento da tocha de soldagem. b) Bancada experimental controlada por computador com deslocamento em três eixos (x, y e z). (7) cabeçote deslocador da tocha de soldagem, (8) tocha de soldagem, (9) dispositivo de fixação dos Corpos de Prova, (10) Forno elétrico.

Para a fixação das amostras e melhor ajuste da junta a ser soldada, foi criado um dispositivo (Figura 20, item 9) que permite prender os corpos de prova de modo a realizar o alinhamento da junta sem que estes se tivessem contato físico, para que nas condições em que os corpos de prova de titânio fossem pré-aquecidos, não transferisse calor para o de alumínio por condução. A Figura 21 apresenta o dispositivo e suas partes.

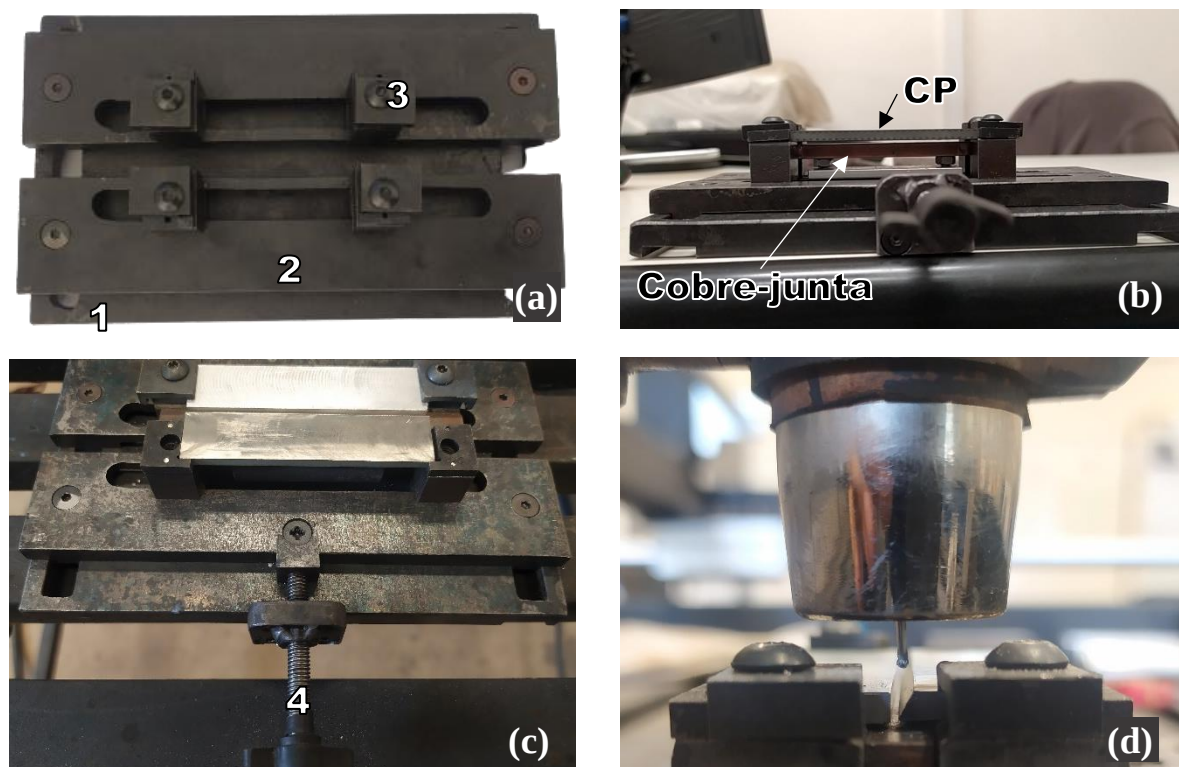


Figura 21 - Dispositivo de fixação e ajuste da junta a ser soldada.

Na Figura 21a é apresentado o dispositivo na vista superior composto por, uma base fixa (1), duas bases móveis (2) que permite deslocar no sentido de aproximação ou distanciamento entre os CPs, quatro bases fixadoras (3) sendo duas em cada base móvel, estas, são responsáveis pela fixação dos CPs e pode se deslocar ajustando-se ao tamanho dos CPs. Na Figura 21b pode-se observar a folga entre a junta a ser soldada e o cobre-junta, a distância entre eles é de 0,5 mm.

A Figura 21c apresenta o manípulo (4) de ajuste da distância entre os CPs, e uma vista dos CPs montados, onde o CP na parte superior da imagem está preso e o CP da parte inferior está somente alocado no alojamento, permitindo observar os detalhes de apoio. Na Figura 21d pode-se observar uma vista transversal da montagem com a tocha posicionada pronta para iniciar a soldagem.

4.2.6 Realização das Soldas

Concluídas as etapas de obtenção do método experimental, planejamento dos experimentos, preparação das amostras, montagem e calibração da bancada experimental, foi realizada a soldagem dos CP de acordo com sua respectiva condição, conforme Tabela 16.

As juntas foram soldadas no modo GMAW STT no eixo transversal, com arame de adição AA-4047 com diâmetro de 1 mm, e o deslocamento da tocha de solda foi perpendicular às chapas (Figura 22) em todas as condições. A velocidade de deslocamento da tocha, a distância entre o bico de contato à peça (DBCP) e a vazão do gás de proteção permaneceram constantes, com 300 mm/min., 12 mm e 15 L/min. respectivamente. Uma bancada experimental de soldagem foi montada para garantir a precisão na padronização e repetibilidade da solda, conforme mostrado na Figura 22.

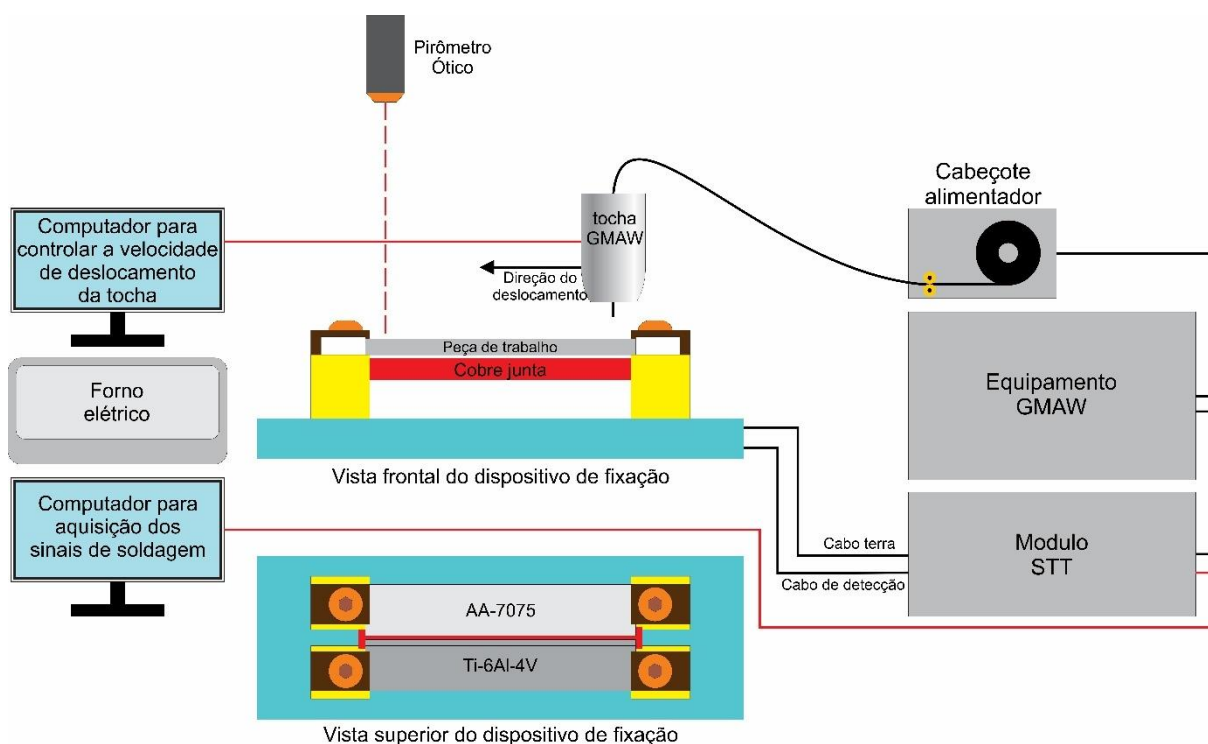


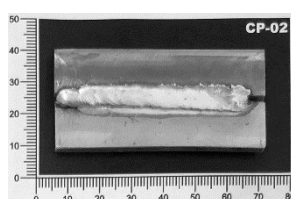
Figura 22 – Representação esquemática da bancada e acessórios utilizados para realização das soldas.

Os corpos de prova foram fixados pelas extremidades em um dispositivo que fornece condições para ajuste preciso. Eles foram fixados pelas extremidades do modo que a região a ser soldada ficou suspensa, sem contato com o dispositivo. Entre as chapas de titânio e alumínio, houve uma abertura de raiz de 0,5 mm e um cobre junta foi posicionado 0,5 mm abaixo da junta de solda, permanecendo sem contato inicial, como mostrado nas Figura 21b, Figura 21d e Figura 22. A temperatura de pré-aquecimento foi controlada por um pirômetro óptico, fixado paralelamente à face da amostra a ser soldada (Figura 22).

Os corpos de prova foram aquecidos a 210 °C em um forno elétrico posicionado próximo à bancada de soldagem (Figura 21b). Após o tempo de encharque, o CP foi rapidamente removido do forno e fixado ao dispositivo de fixação (Figura 21b, Figura 21d e Figura 22). Neste momento, o pirômetro óptico foi ativado, o qual leu a temperatura na face da chapa de titânio, e sua temperatura foi monitorada até atingir 180 °C, quando foi iniciada a soldagem. Dois computadores (Figura 22) foram usados, um para controlar o comprimento do curso de deslocamento da tocha, a DBCP e a velocidade de deslocamento da tocha, e o outro, para adquirir os sinais de soldagem, tais como, tensão elétrica do arco elétrico, corrente elétrica do arco e dados de controle de onda. A Figura 23 apresenta a imagem de cada condição soldada e sua respectiva energia de soldagem.



CP-01 energia de soldagem de 1,72 kJ/cm.



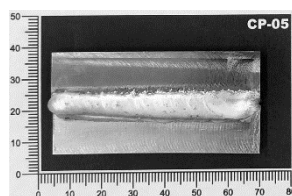
CP-02 energia de soldagem de 1,75 kJ/cm.



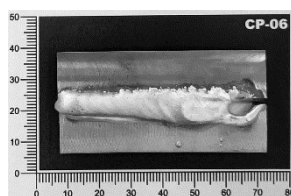
CP-03 energia de soldagem de 2,66 kJ/cm.



CP-04 energia de soldagem de 2,74 kJ/cm.



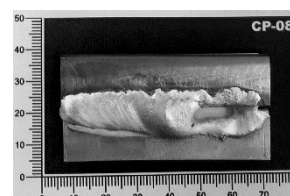
CP-05 energia de soldagem de 1,97 kJ/cm.



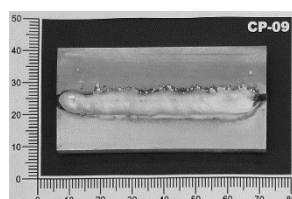
CP-06 energia de soldagem de 2,05 kJ/cm.



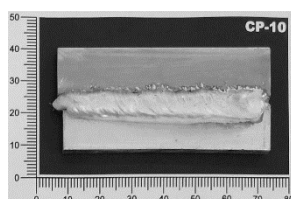
CP-07 energia de soldagem de 2,65 kJ/cm.



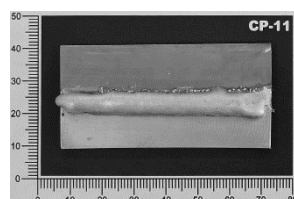
CP-08 energia de soldagem de 2,67 kJ/cm.



CP-09 energia de soldagem de 2,04 kJ/cm.



CP-10 energia de soldagem de 2,10 kJ/cm.



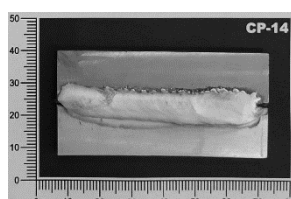
CP-11 energia de soldagem de 1,80 kJ/cm.



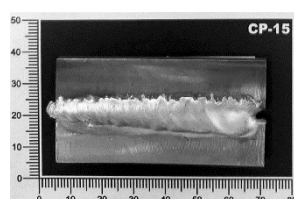
CP-12 energia de soldagem de 3,16 kJ/cm.



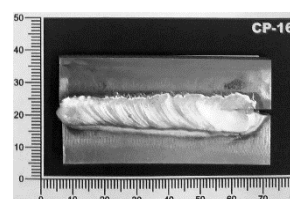
CP-13 energia de soldagem de 2,01 kJ/cm



CP-14 energia de soldagem de 2,32 kJ/cm.



CP-15 energia de soldagem de 2,07 kJ/cm.



CP-16 energia de soldagem de 2,08 kJ/cm.

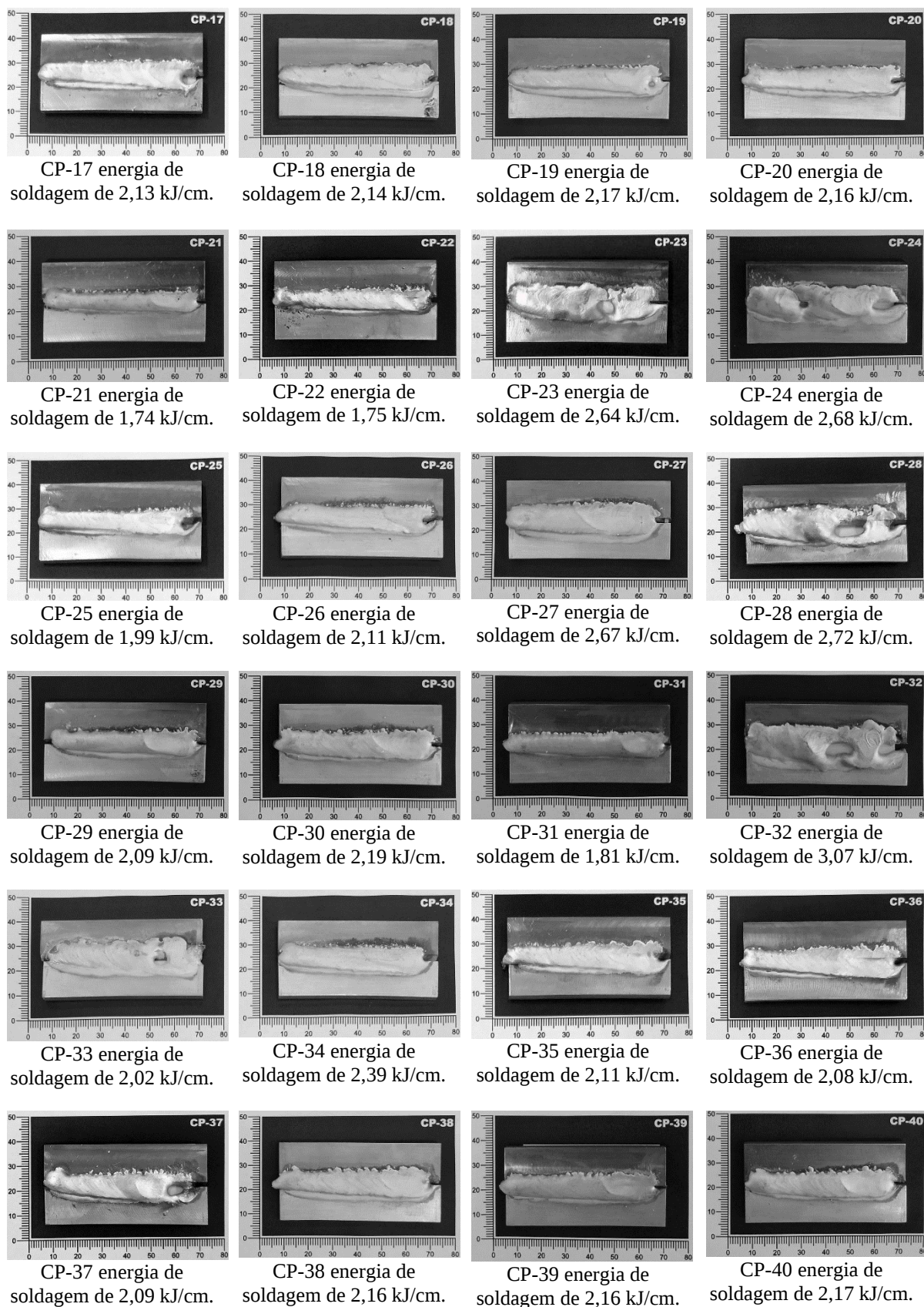


Figura 23 - Corpos de prova soldados e suas respectivas energias de soldagem.

4.2.7 Aquisição dos sinais de soldagem

Para a aquisição dos sinais foi conectado um computador à fonte de soldagem por um cabo de rede UTP, e utilizado o *software* Power Wave Manager. A Figura 24 apresenta a tela do *software* com suas possíveis configurações.

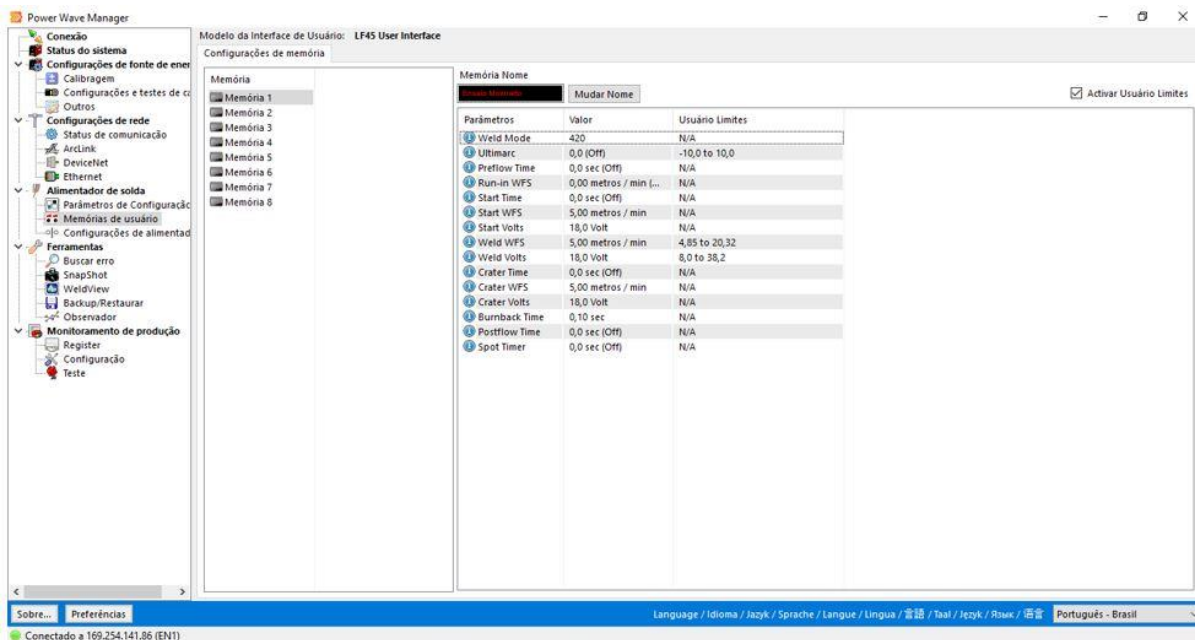


Figura 24 - Tela do *software* Power Wave Manager de configuração dos parâmetros de soldagem.

Antes de cada solda são configurados no *software* os parâmetros da condição a ser utilizada. Após a realização da configuração, o *software* é colocado no modo de monitoramento aguardando a realização da solda. Enquanto a solda é realizada o *software* aquisita os dados de corrente elétrica, tensão elétrica, status do arco, etc., a uma taxa de amostragem pré configurada, podendo variar de 10^{-3} a 10^{-6} s.

Ao final da solda é possível obter os gráficos que expressam a forma da onda fornecendo importantes informações sobre o comportamento do arco elétrico, bem como formação e transferência da gota de metal. A Figura 25 apresenta o gráfico da tensão e corrente elétrica aquisitado durante a soldagem.

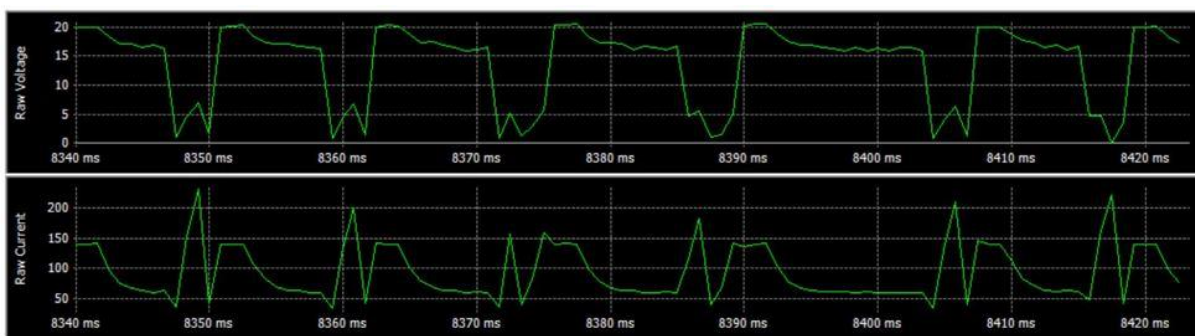


Figura 25 - Sinais de corrente e tensão aquisitados durante a soldagem.

4.2.8 Preparação das amostras

Após a realização das soldas, os CP foram seccionados extraindo-se uma amostra da região central do cordão para as análises de microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura e microdureza. A Figura 26 apresenta o seccionamento de um corpo de prova e a amostra extraída.

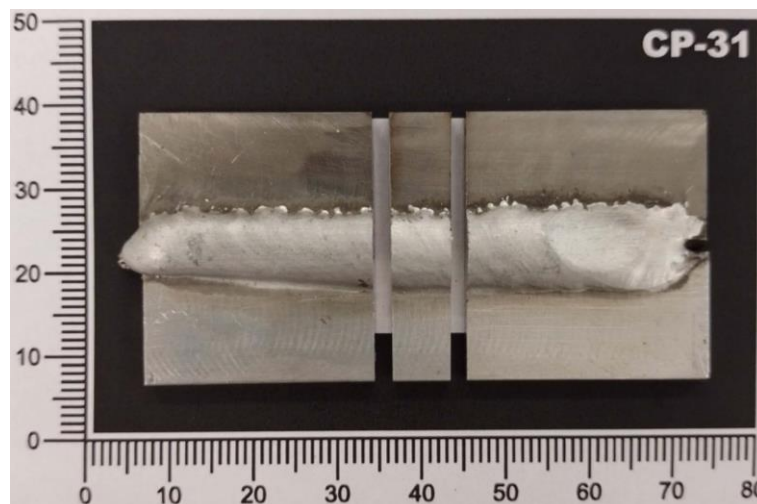


Figura 26 - Corpo de prova seccionado para o processo de preparação da amostra para análises.

O processo de preparação das amostras extraídas consistiu nas seguintes etapas, embutimento em baquelite, lixamento a partir da lixa com granulometria 400 até a 1200, polimento com alumina em suspensão de $3\mu\text{m}$ e ataque químico com reagente Kroll para revelar a microestrutura. A Figura 27 apresenta algumas amostras após a preparação.

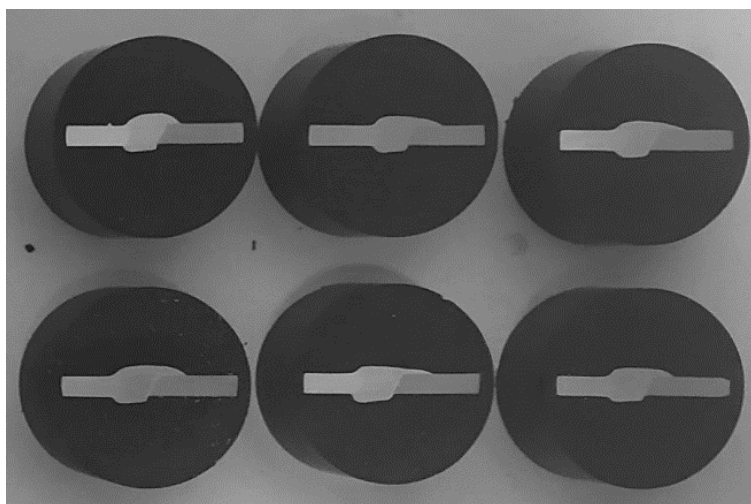


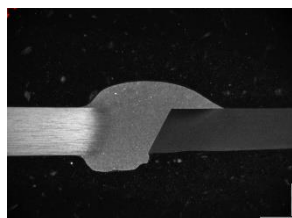
Figura 27 – Amostras das ligas AA-7075 T6 e Ti-6Al-4V soldadas pelo processo GMAW STT, após lixamentos, polimento e ataque químico.

4.2.9 Análise Microestrutural

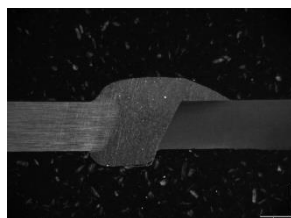
Neste tópico são apresentadas as macros e micrografias para avaliação das propriedades geométricas, de qualidade e microestruturais do cordão de solda.

Macromorfologia

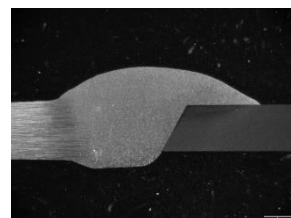
A aquisição das macrografias foi realizada por meio de um estereoscópio Olympus SZ-61 com câmera acoplada, para a análise das amostras foi utilizado o *software* Analysis do mesmo fabricante. A Figura 28 apresenta as macrografias das amostras e suas respectivas energia de soldagem, reagente utilizado e tempo de ataque.



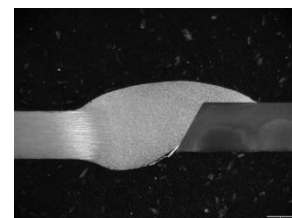
CP-01 energia de soldagem de 1,72 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s.



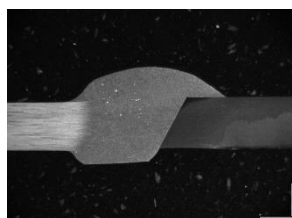
CP-02 energia de soldagem de 1,75 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s.



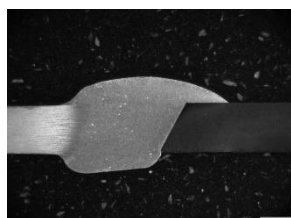
CP-03 energia de soldagem de 2,66 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s.



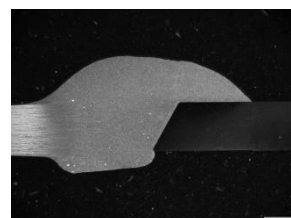
CP-04 energia de soldagem de 2,74 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s.



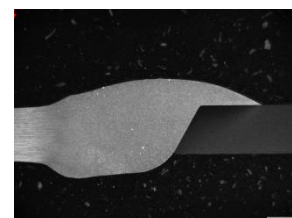
CP-05 energia de soldagem de 1,97 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s.



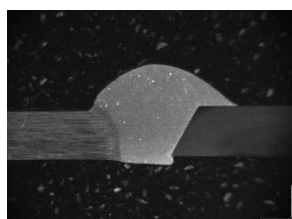
CP-06 energia de soldagem de 2,05 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s.



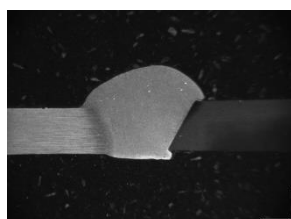
CP-07 energia de soldagem de 2,65 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s.



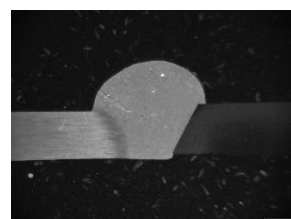
CP-08 energia de soldagem de 2,67 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s.



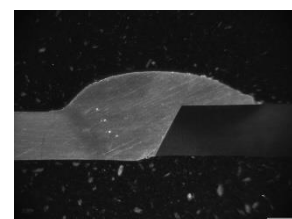
CP-09 energia de soldagem de 2,04 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s.



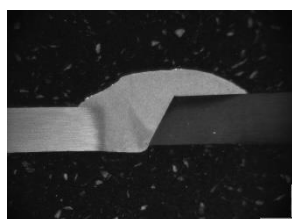
CP-10 energia de soldagem de 2,10 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s.



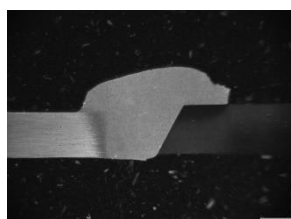
CP-11 energia de soldagem de 1,80 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s.



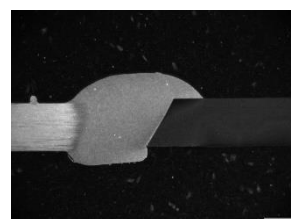
CP-12 energia de soldagem de 3,16 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s.



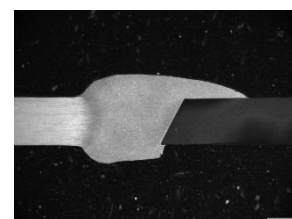
CP-13 energia de soldagem de 2,01 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s.



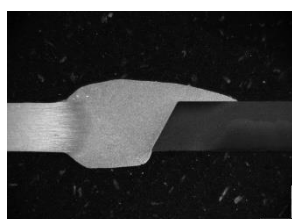
CP-14 energia de soldagem de 2,32 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s.



CP-15 energia de soldagem de 2,07 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s.



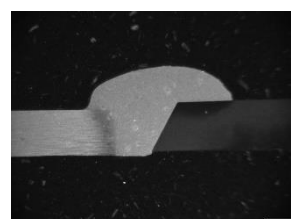
CP-16 energia de soldagem de 2,08 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s.



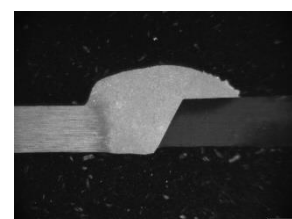
CP-17 energia de soldagem de 2,13 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s.



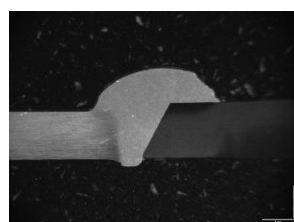
CP-18 energia de soldagem de 2,14 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s.



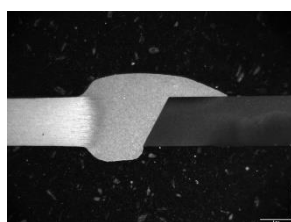
CP-19 energia de soldagem de 2,17 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s.



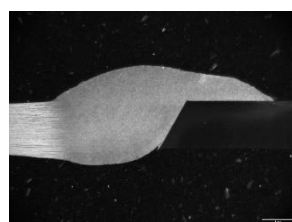
CP-20 energia de soldagem de 2,16 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s.



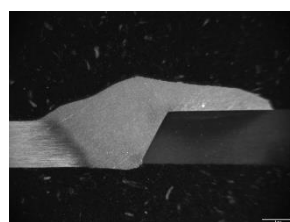
CP-21 energia de soldagem de 1,74 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s.



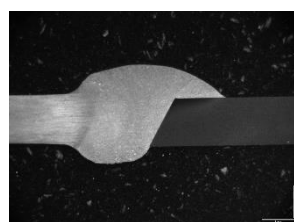
CP-22 energia de soldagem de 1,75 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s.



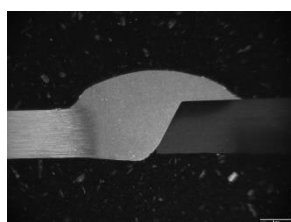
CP-23 energia de soldagem de 2,64 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s.



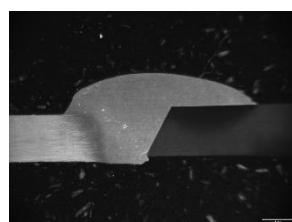
CP-24 energia de soldagem de 2,68 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s.



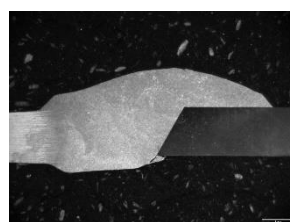
CP-25 energia de soldagem de 1,99 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s.



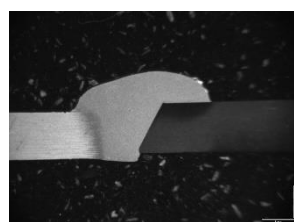
CP-26 energia de soldagem de 2,11 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s.



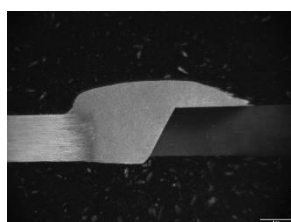
CP-27 energia de soldagem de 2,67 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s.



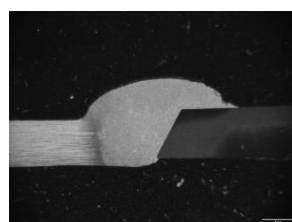
CP-28 energia de soldagem de 2,72 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s.



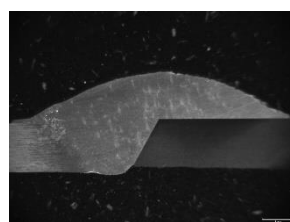
CP-29 energia de soldagem de 2,09 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s.



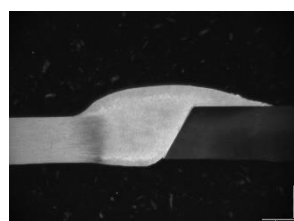
CP-30 energia de soldagem de 2,19 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s.



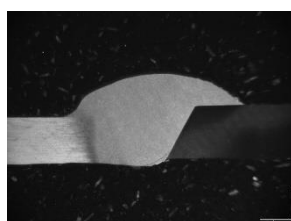
CP-31 energia de soldagem de 1,81 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s.



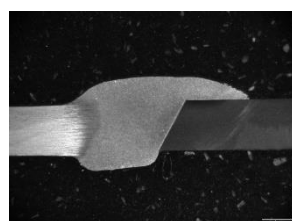
CP-32 energia de soldagem de 3,07 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s.



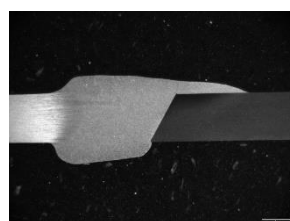
CP-33 energia de soldagem de 2,02 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s.



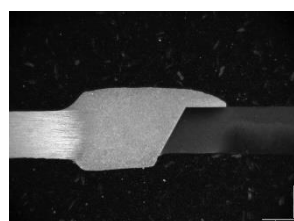
CP-34 energia de soldagem de 2,39 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s.



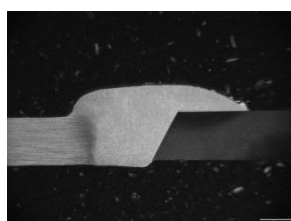
CP-35 energia de soldagem de 2,11 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s.



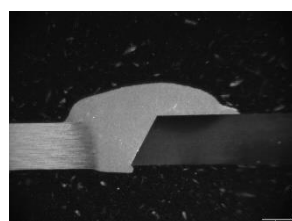
CP-36 energia de soldagem de 2,08 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s.



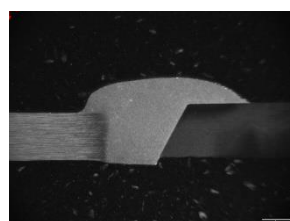
CP-37 energia de soldagem de 2,09 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s.



CP-38 energia de soldagem de 2,16 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s.



CP-39 energia de soldagem de 2,16 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s.



CP-40 energia de soldagem de 2,17 kJ/cm. Ataque Kroll, 30s.

Figura 28 - Macrografias das amostras soldadas e suas respectivas energias de soldagem, reagente e tempo de ataque utilizados.

A análise das macrografias obtidas permite avaliar a influência da energia de soldagem e do pré-aquecimento na formação dos cordões e na qualidade da junta soldada. As macrografias das amostras CP-01 a CP-20, representa as soldas realizadas sem pré-aquecimento; e de CP-21 a CP-40, as soldas executadas com pré-aquecimento. Dessa forma, é possível compreender como o pré-aquecimento impacta a penetração, o formato do cordão e as características geométricas do cordão de solda.

Nas condições sem pré-aquecimento, observa-se que a energia de soldagem tem um impacto direto na qualidade da fusão e na distribuição do calor. As amostras com menor energia de soldagem, situadas na faixa de aproximadamente 1,72 a 2,05 kJ/cm, apresentam cordões mais estreitos e de menor penetração. Esse comportamento pode aumentar o risco de falta de fusão, além de favorecer a formação de tensões residuais devido ao resfriamento abrupto da junta, o que pode levar ao surgimento de trincas.

Quando a energia de soldagem atinge valores médios, entre 2,06 e 2,39 kJ/cm, percebe-se um equilíbrio entre fusão e penetração, resultando em cordões mais homogêneos. Já para energias acima de 2,64 kJ/cm, os cordões apresentam maior largura e profundidade de penetração. Contudo, sem o pré-aquecimento, essa condição pode gerar tensões térmicas elevadas, contribuindo para distorções geométricas e possíveis defeitos internos.

Nas condições com pré-aquecimento, verifica-se características geométricas mais homogêneas, provavelmente devido a uma distribuição térmica mais uniforme, o que influencia diretamente a qualidade da junta. Para energias de soldagem mais baixas (entre 1,72 e 2,05 kJ/cm), o pré-aquecimento auxilia na fusão e reduz a formação de tensões residuais, minimizando riscos de falta de fusão e fragilização da solda.

Nas amostras com energia moderada, situadas entre 2,06 e 2,39 kJ/cm, observa-se uma melhor estabilidade no formato do cordão e uma penetração adequada. Para as amostras com o nível mais alto de energia de soldagem (acima de 2,64 kJ/cm), percebe-se que a combinação de pré-aquecimento e alta energia pode aumentar a largura da ZTA, exigindo um controle rigoroso do processo para evitar a formação de grãos excessivamente grandes.

Fica evidente que o pré-aquecimento favorece a uniformidade térmica do processo, reduzindo a presença de defeitos e proporcionando uma melhor qualidade metalúrgica. Na condição sem pré-aquecimento, há maior risco de falta de fusão e formação de microestruturas frágeis, especialmente nas soldagens com menor energia. Já na condição com pré-aquecimento, a penetração e largura do cordão de solda são mais estáveis.

Diante dos resultados observados, pode-se concluir que o pré-aquecimento é eficaz para otimizar a qualidade da junta soldada, principalmente ao minimizar defeitos e melhorar as propriedades geométricas do cordão de solda. A escolha da energia de soldagem deve ser feita de forma equilibrada, considerando a relação entre penetração, propriedades mecânicas e estabilidade térmica. Enquanto energias muito baixas podem comprometer a fusão, energias excessivamente altas podem causar crescimento indesejado de grãos. Assim, a combinação de uma energia de soldagem moderada com o uso do pré-aquecimento tende a apresentar os melhores resultados, garantindo uma soldagem mais eficiente e de maior qualidade.

Microscopia Ótica

As micrografias das amostras foram obtidas por meio de um microscópio Olympus BX41M-LED equipado com uma câmera acoplada. A aquisição e mensuração das mesmas,

foram realizadas utilizando o *software* Analysis, desenvolvido pelo mesmo fabricante. As micrografias foram coletadas nas regiões indicadas na Figura 29.

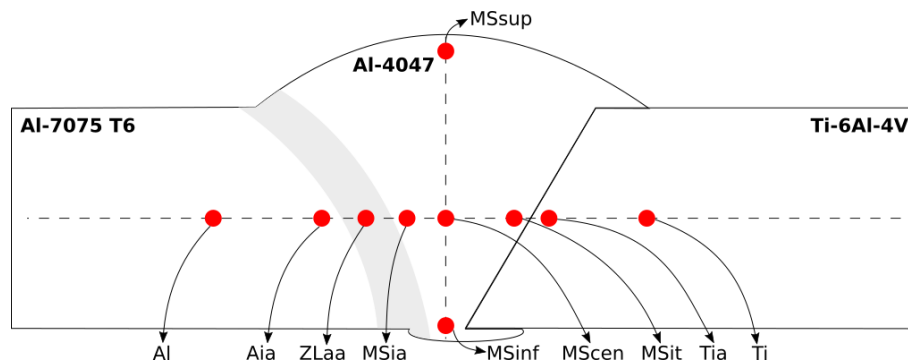
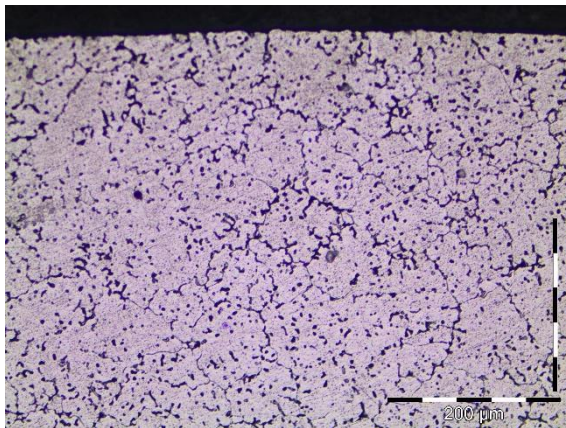


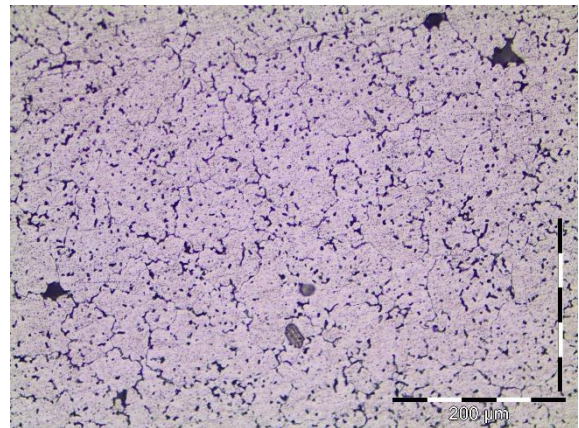
Figura 29 - Representação do local das indentações onde foram coletadas as medidas de microdureza.

- Al = Al 7075 não afetado pelo calor.
 Aia = Interface AA-7075 / ER-4047 lado do AA-7075.
 ZLaa = Zona de ligação AA-7075 / ER-4047.
 MSia = interface AA-7075 / ER-4047 lado do ER-4047.
 MSsup = Metal de solda próximo a superfície do cordão.
 MScen = Metal de solda região central do cordão.
 MSinf = Metal de solda próximo a base do cordão.
 MSit = Interface metal de solda ER-4047 / Ti-6Al-4V lado do Al.
 Tia = Interface metal de solda ER-4047 / Ti-6Al-4V lado do Ti.
 Ti = Ti-6Al-4V não afetado pelo calor.

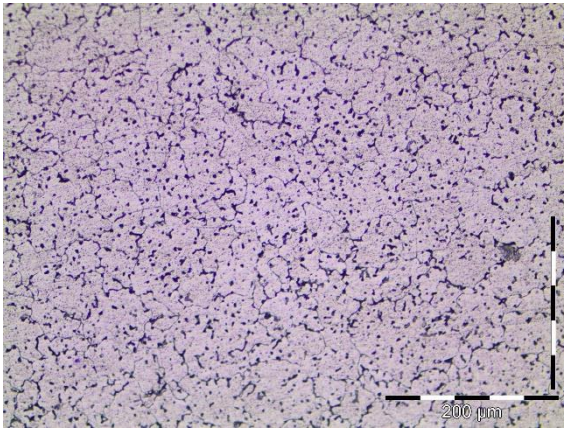
Na Figura 30, são apresentadas micrografias da amostra soldada na condição 1, com energia 1,72 kJ/cm, em suas respectivas posições conforme indicadas.



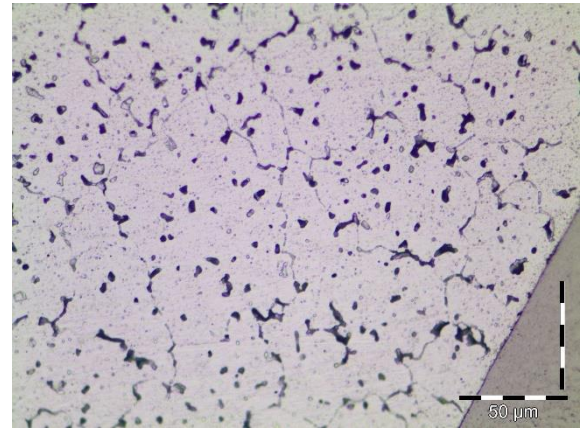
Micrografia do CP com a condição de soldagem 1, região MSsup, ampliação 200x.



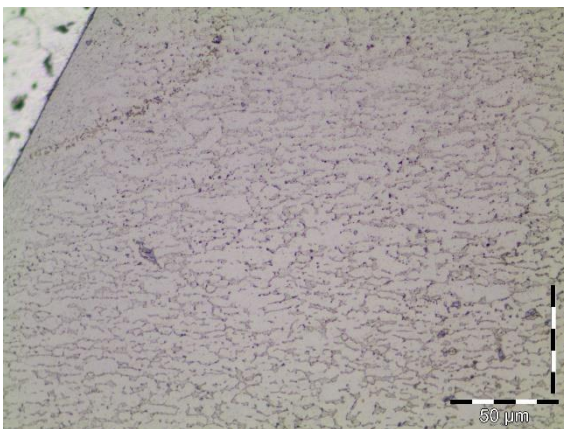
Micrografia do CP com a condição de soldagem 1, região MScen, ampliação 200x.



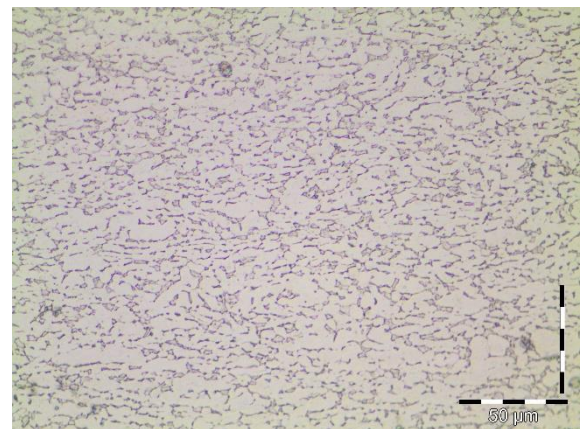
Micrografia do CP com a condição de soldagem 1, região MSinf, ampliação 200x.



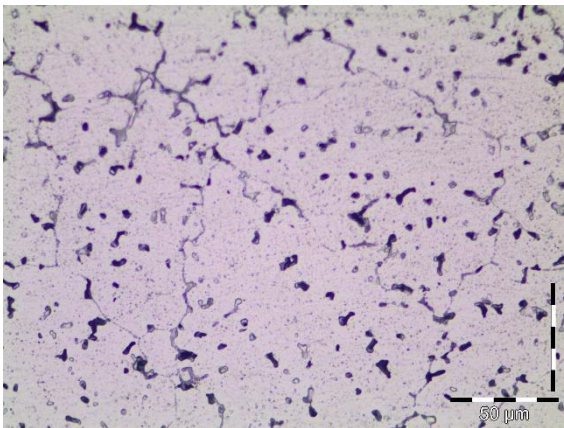
Micrografia do CP com a condição de soldagem 1, região, MSit, ampliação 500x.



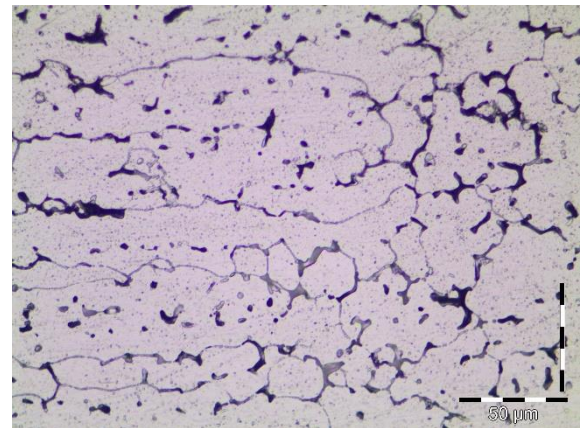
Micrografia do CP com a condição de soldagem 1, região Tia, ampliação 500x.



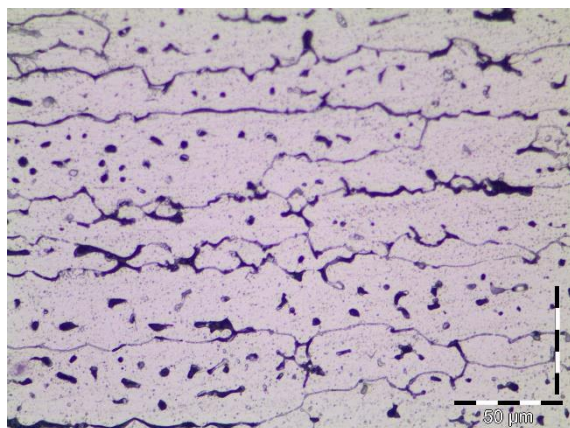
Micrografia do CP com a condição de soldagem 1, região Ti, ampliação 500x.



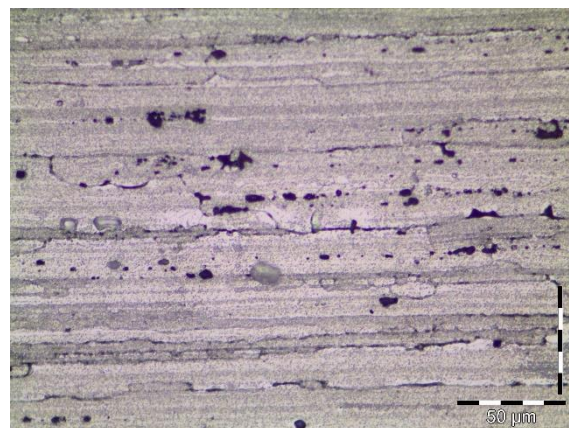
Micrografia do CP com a condição de soldagem 1, região MSia, ampliação 500x.



Micrografia do CP com a condição de soldagem 1, região ZLaa, ampliação 500x.



Micrografia do CP com a condição de soldagem 1, região Aia, ampliação 500x.



Micrografia do CP com a condição de soldagem 1, região Al, ampliação 500x.

Figura 30 - Micrografias da amostra soldada na condição 1 com energia de soldagem de 1,72 kJ/cm, sem pré-aquecimento. Ataque Kroll, 30s.

Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Espectroscopia de Raios X por Energia Dispersiva (EDS)

A preparação das amostras para análise no MEV foi realizada usando o procedimento padrão para microscopia, onde as amostras foram embutidas em baquelite, lixadas, polidas e secas em estufa. O equipamento utilizado na análise foi o MEV Zeiss equipado com detector XFlash[®] 6-10 e unidade de processamento de sinais da marca Bruker. Os dados foram analisados usando o *software* Zeiss Smart SEM. A Figura 31 apresenta as micrografias das regiões da amostra da condição de soldagem 1, em que foi realizada a análise.

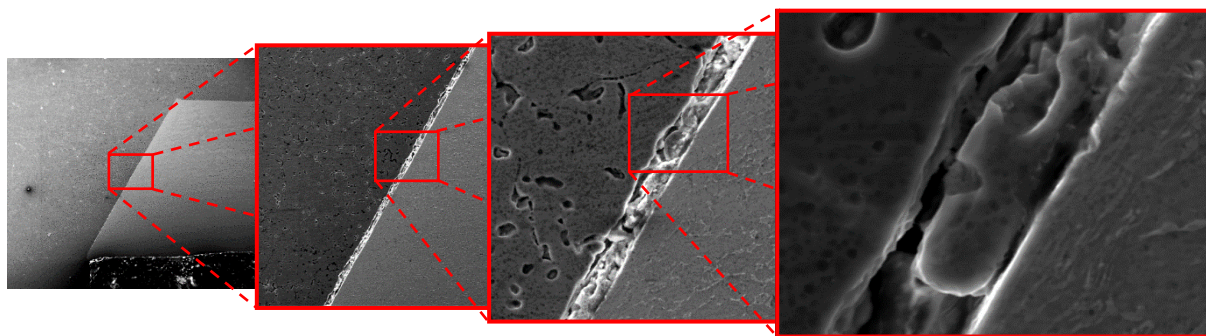


Figura 31 - Micrografia da região da interface de solda MS/Ti da amostra 1 destacando a camada intermediária formada na ZL. Energia de soldagem de 1,72 kJ/cm, sem pré-aquecimento, ataque Kroll, 30s.

A Figura 32 apresenta o mapa de distribuição dos elementos químicos realizadas por meio do EDS na micrografia da amostra de soldagem 1.

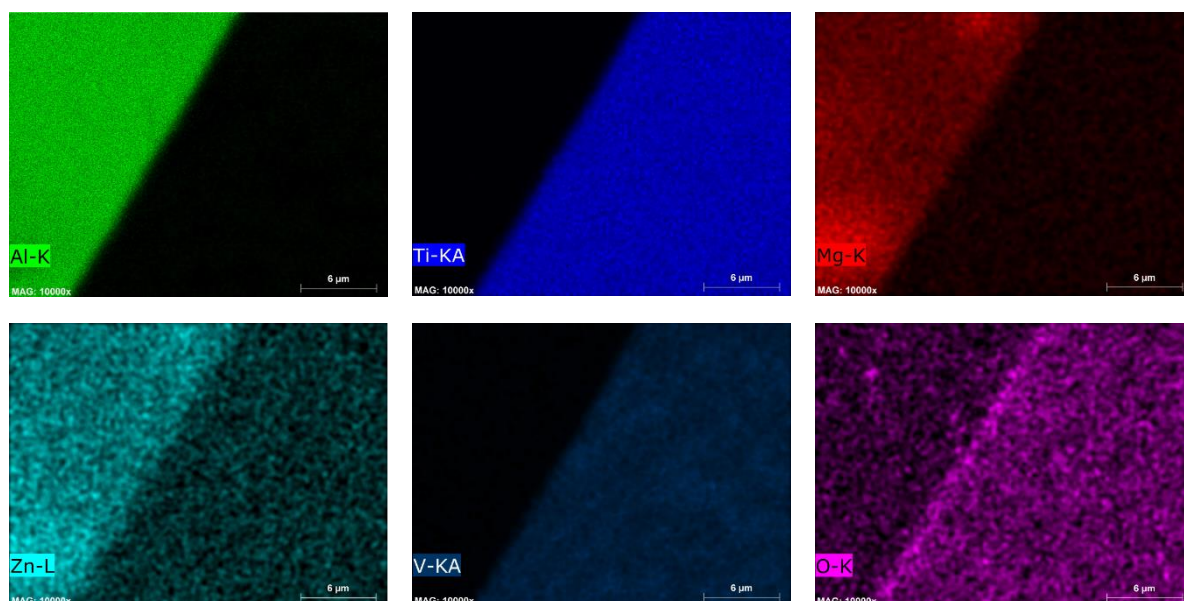


Figura 32 - Mapa de distribuição dos elementos químicos na região da interface de solda da amostra 1 com energia de soldagem de 1,72 kJ/cm, sem pré-aquecimento.

A Figura 33, apresenta a micrografia com os pontos onde foi realizada a análise elementar por pontos com EDS na interface al/Ti da junta soldada, os pontos de 1-6 pertencem a liga AA-7075 T6 e os pontos de 7 a 12 à liga Ti-6Al-4V.

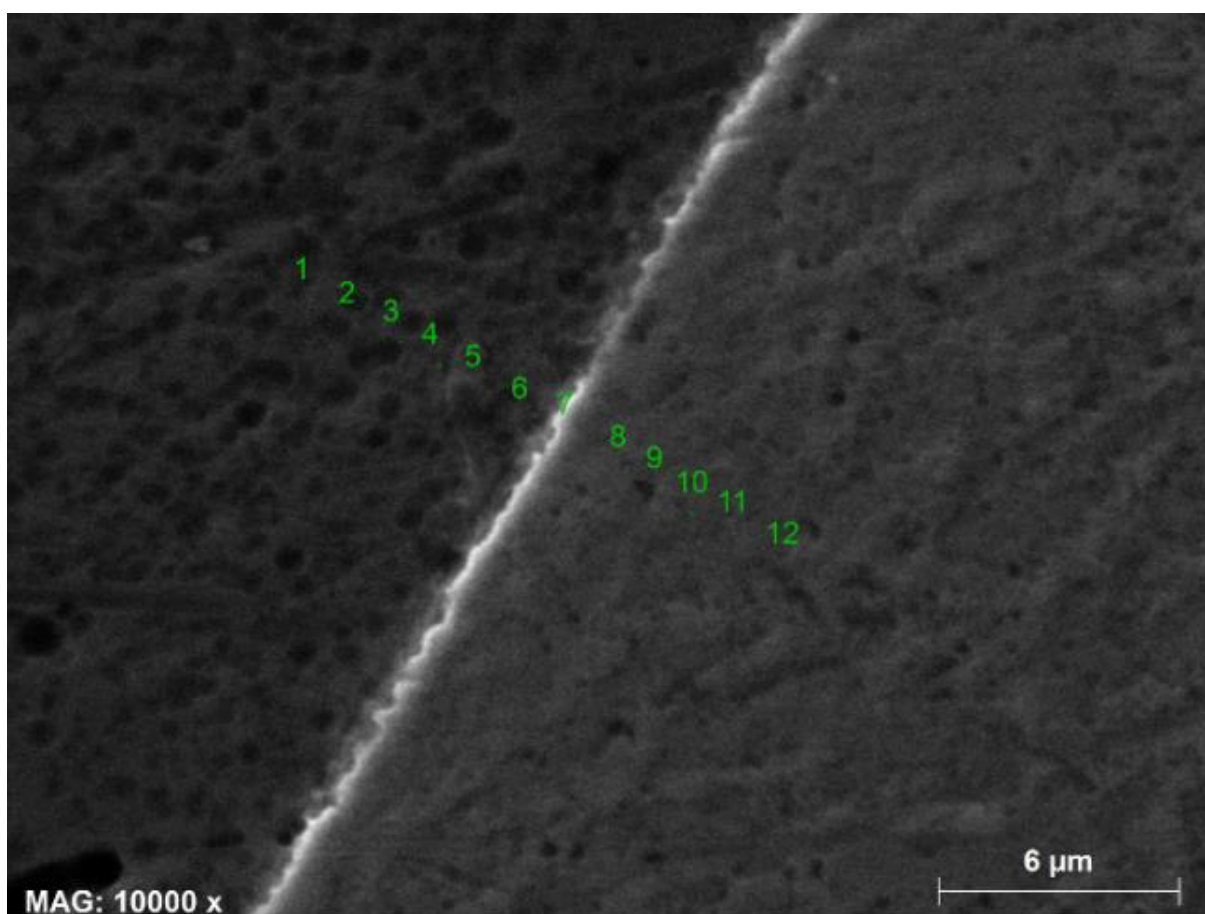


Figura 33 - Micrografia da interface de soldagem da amostra 1 com energia de soldagem de 1,72 kJ/cm, sem pré-aquecimento.

4.2.10 Análise Mecânica

A caracterização das propriedades mecânica das amostras soldadas foi realizada por meio dos ensaios de tração, impacto e microdureza.

Ensaio de Tração

Os ensaios de tração foram realizados em temperatura ambiente conforme a norma ASTM E8/E8M-21, utilizando uma máquina universal máquina universal de ensaios *Time Group Inc.* modelo WDW 300-E (300 kN), com taxa de carregamento de 2 mm/min e extensômetro de alta resolução para medir a deformação. Foi utilizado um *software* dedicado para aquisição dos dados. As propriedades mecânicas avaliadas incluíram tensão máxima, limite de escoamento e alongamento percentual.

A partir do ensaio de tração foi realizada a determinação do limite de resistência dos corpos de prova, tanto do material virgem como das juntas soldadas, estes, foram retirados transversalmente ao eixo longitudinal da solda, e adaptados em conformidade com as normas ABNT NBR ISO 6892 e AWS D1.1/D1.1M:2004. Foram realizados três experimentos para cada condição a fim de se obter o valor médio. A Figura 34 detalha a posição de onde foram extraídos os corpos-de-prova e suas dimensões.

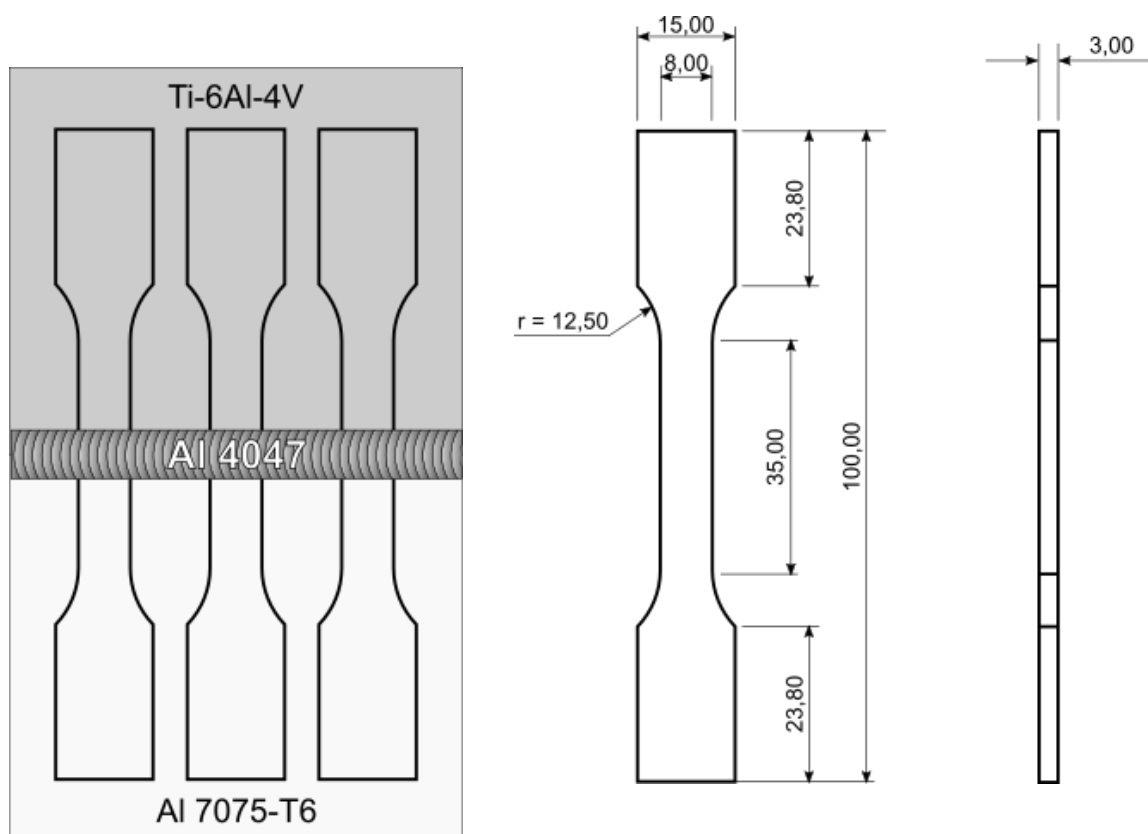


Figura 34 - Desenho representativo da forma de obtenção dos corpos de prova e suas dimensões para ensaio de tração.

Neste ensaio, além da resistência à tração foram determinadas algumas propriedades importantes do material, tais como, limite de escoamento, tensão última e alongamento. O equipamento utilizado foi uma máquina universal de ensaios *Time Group Inc.* modelo WDW 300-E com capacidade máxima de 300 kN, e *software* dedicado para aquisição dos dados. A

Figura 35a apresentam um corpo de prova usinado nas dimensões para o ensaio e a Figura 35b apresenta o corpo de prova fixado nas garras preparado para o ensaio.

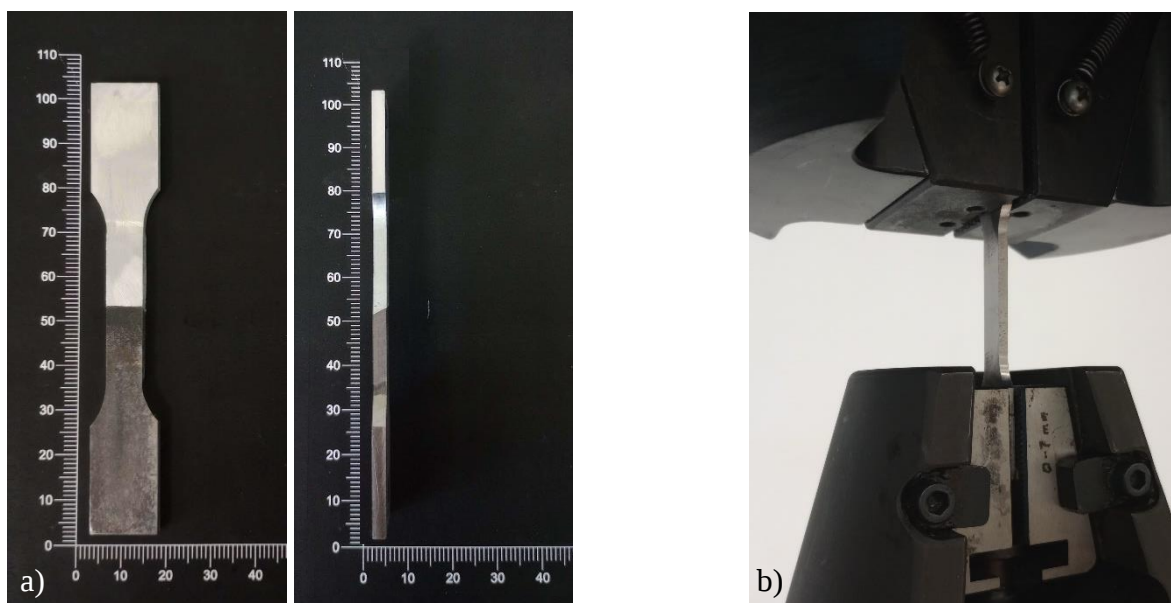


Figura 35 - Corpo de prova usinado e fixado nas garras, preparados para ensaio de tração.

A obtenção da chapa utilizada para caracterização do metal de solda (ER-4047) dos ensaios de tração e impacto, foi obtida realizando-se a deposição sobre chapa utilizando uma chapa em alumínio como substrato. A condição de soldagem utilizada foi o ponto central, posteriormente usinada na espessura de 3mm extraíndo-se o substrato, conforme apresentado na Figura 36.

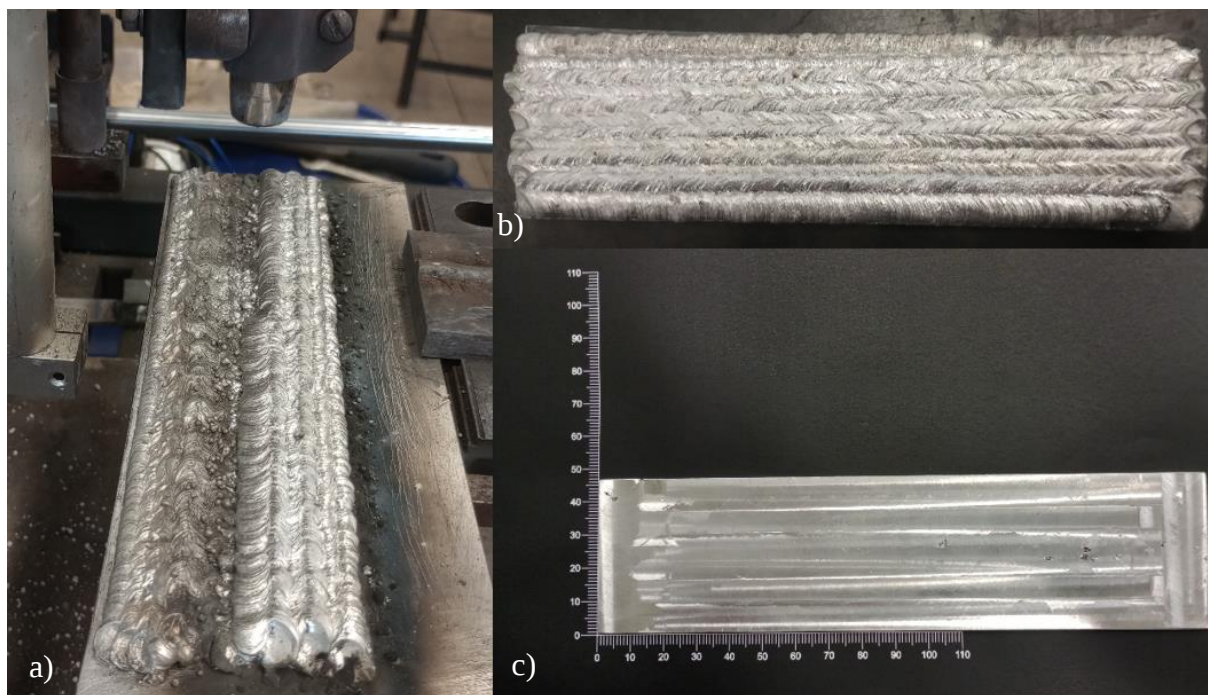


Figura 36 - a) realização de soldagem sobre chapa, b) soldagem concluída e preparada para usinagem, c) chapa usinada pronta para extração dos corpos de prova para ensaio de tração e impacto.

A Figura 37 apresenta os CPs usinados nas dimensões para o ensaio de tração. As amostras de I a III são de Ti-6Al-4V; de IV a VI são AA-7075-T6; de VII a IX são de ER-4047; X e XI são as amostras soldadas na condição 1 e XIII e XIV são as amostras soldadas na condição 32.

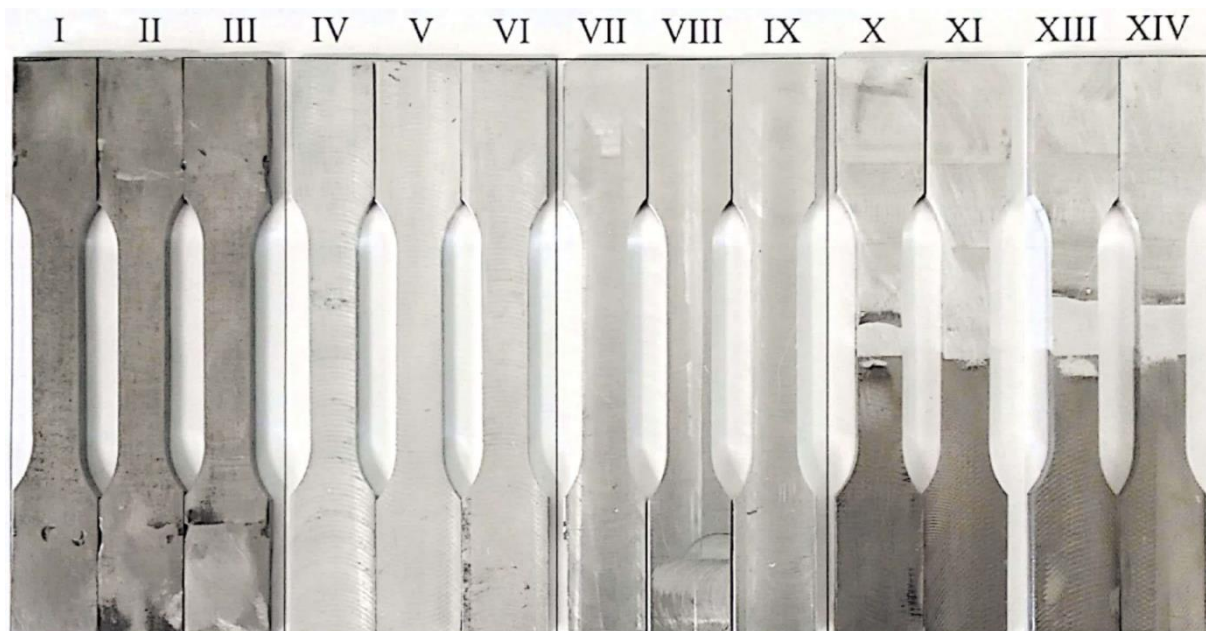


Figura 37 - Corpos de prova usinados para ensaio de tração.

Ensaio de absorção de energia (Charpy)

A avaliação da tenacidade ao impacto foi realizada por meio do método Charpy “V”, com a orientação do entalhe dos corpos de prova posicionado no sentido longitudinal ao eixo do cordão de solda. Os ensaios foram realizados à temperatura de 25°C (temperatura ambiente) conforme a norma ASTM E23 e ISO 148-1, utilizando um pêndulo *The Charpy Test* da marca Time Group Inc. Modelo XT-50Z de 300 J de energia potencial. As Figura 38 e Figura 39 apresentam a maneira como foram extraídos os corpos de prova, suas dimensões, o posicionamento do entalhe em relação ao sentido do cordão de solda e os corpos de prova já usinados e preparados para o ensaio.

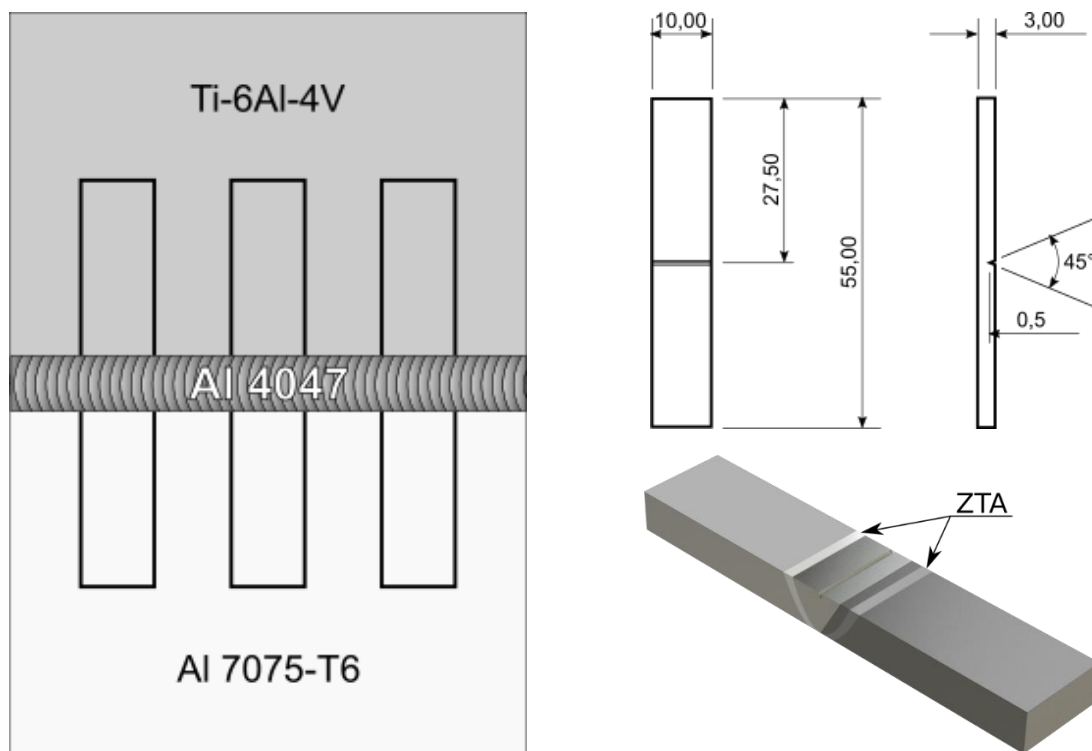


Figura 38 - Desenho representativo da forma de obtenção dos corpos de prova e suas dimensões para ensaio de impacto (Charpy).

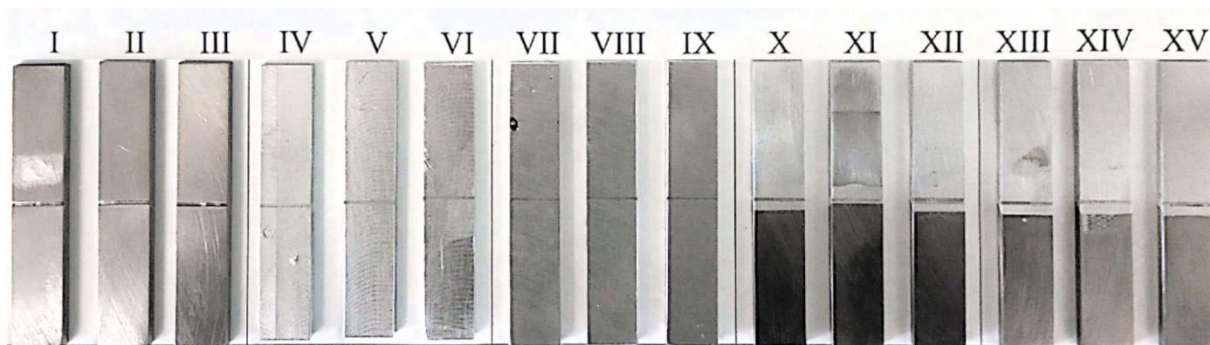


Figura 39 - Corpos de prova usinados para ensaio de impacto (Charpy).

As amostras de I a III são de Ti-6Al-4V; de IV a VI são AA-7075-T6; de VII a IX são de ER-4047; de X a XII são as amostras soldadas na condição 1 e de XIII a XV são as amostras soldadas na condição 32.

Microdureza

A obtenção das medidas de microdureza foi realizada conforme as normas ASTM E384 e ISO 6507, por meio do microdurômetro *Digital Micro Hardness Tester*, modelo TH712, da marca Time Group, utilizando para indentação das amostras a carga de 0,2 kg com tempo de 15 s, a unidade adotada foi Vickers (HV), sendo obtidas 09 pontos em cada amostra. As medidas

foram tomadas em duas direções, na vertical iniciando na parte inferior do MS e finalizando na parte superior, na direção horizontal iniciando no MB AA-7075, passando pela ZTA, ZF e MS, até o MB Ti-6Al-4V da outra extremidade, conforme apresentado na Figura 40.

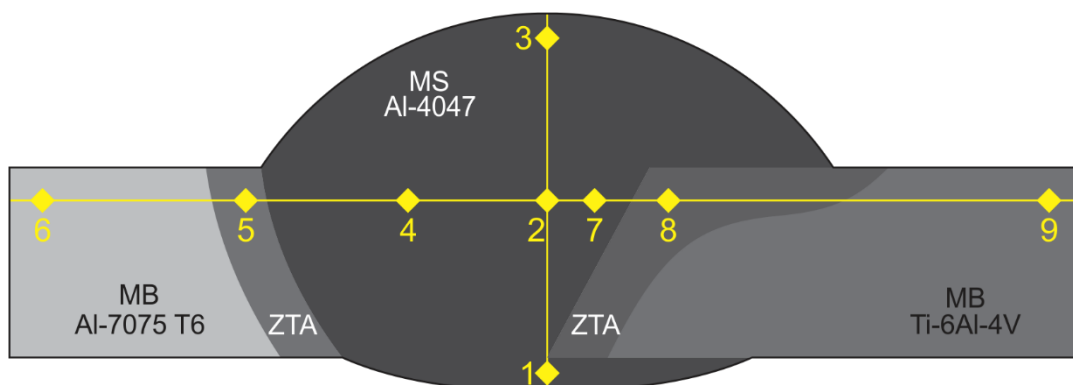


Figura 40 - Disposição dos pontos de medição da microdureza.

As medições de microdureza foram coletadas em três regiões distintas, sendo elas: metal de solda, ZTA e metal de base não afetado termicamente. As distâncias entre os pontos variaram para cada CP para garantir que as indentações fossem realizadas sempre nas mesmas regiões para haver critério de comparação, no APÊNDICE B consta as macrografias com as posições das indentações de cada amostra. Os pontos 1, 2 e 3 foram indetados no centro vertical do CP (MS) e os pontos 2, 4, 5, 6, 7, 8 e 9 foram indetados a 0,5 mm da superfície do CP em suas respectivas regiões.

Medições no MS: os pontos 1 e 3 no centro vertical do CP e distante 0,5 mm das superfícies inferior e superior respectivamente do cordão de solda, o ponto 2 no centro do CP, o ponto 4 foi o ponto médio entre 2 e a zona de ligação MS-Al e o ponto 7 foi o ponto médio entre 2 e a zona de ligação MS-Ti.

Medições na ZTA: os pontos 5 e 8 foram indetados no centro da ZTA, sendo o ponto 5 na ZTA no lado do MS-Al e o ponto 8 lado MS-Ti.

Medições no MB: os pontos 6 e 9 foram indetados no MB em uma região onde o material não sofreu alteração microestrutural em função temperatura do processo de soldagem.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Tratamento estatístico

Neste tópico são apresentadas as análises que avaliam estatisticamente os dados amostrais coletados a partir dos corpos de prova soldados. O objetivo aqui é avaliar a qualidade dos dados, bem como, a relação de cada resposta com as variáveis de entrada, e caso haja uma relação de significância entre elas, determinar a intensidade do efeito em que a mudança no nível das variáveis afeta as respostas.

As análises estatísticas foram realizadas utilizando os *softwares* R 4.0.4 e RStudio 2023.06.1 (247,248). Os *scripts* utilizados para os cálculos são apresentados no APÊNDICE A.

Para compreender o processo estudado nas condições propostas e níveis das variáveis adotados, será necessário modelá-lo matematicamente a fim de obter um modelo que o represente, para tanto, foi proposto um fluxograma dividido em quatro etapas, são elas: preparação dos dados, avaliação das variáveis, refinamento e seleção do modelo e validação do modelo. A Figura 41 apresenta esquematicamente o fluxograma.

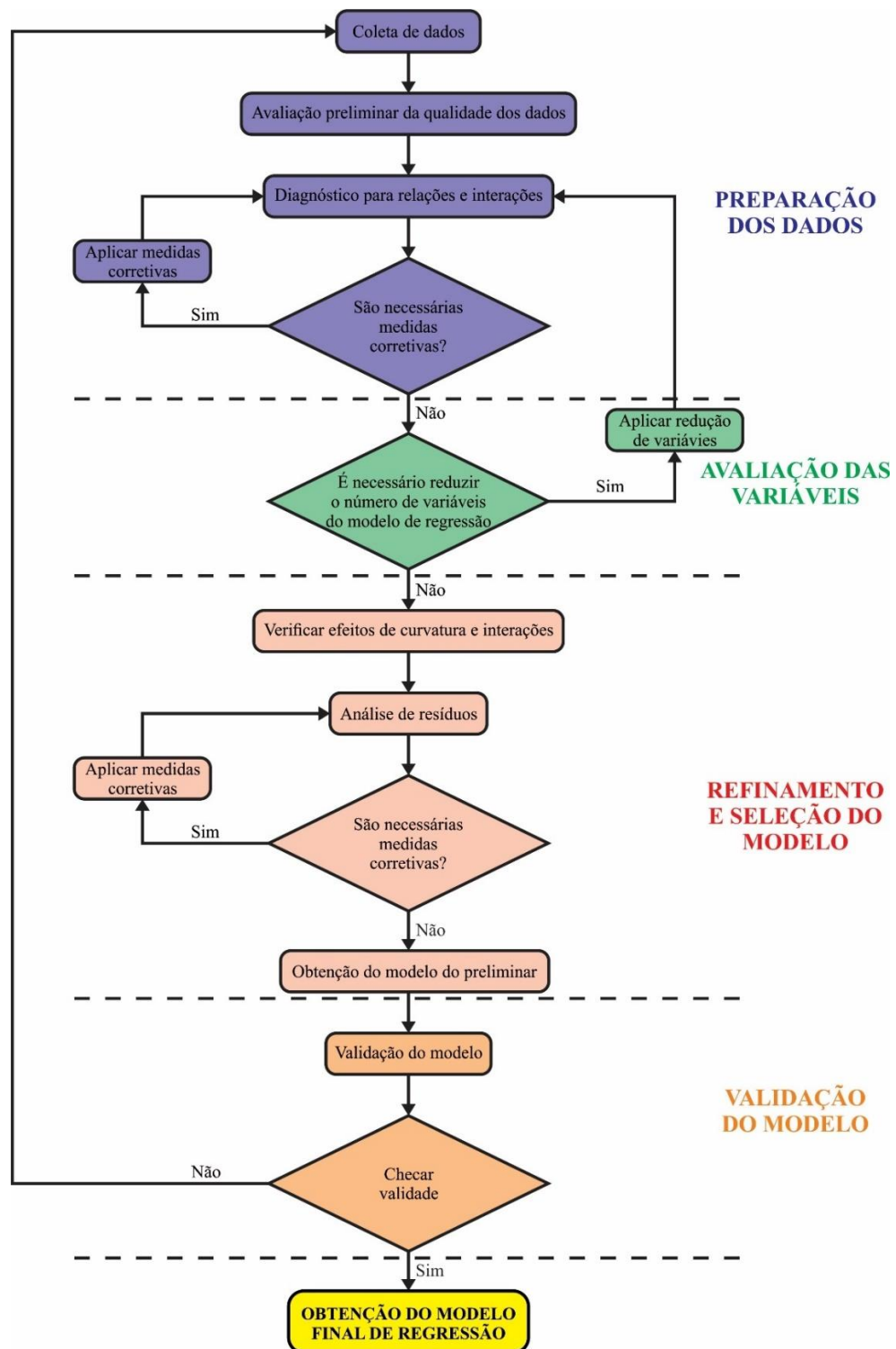


Figura 41 - Fluxograma do modelamento estatístico.

A partir da aquisição dos sinais de soldagem das amostras foi calculado o aporte de energia (E) para condição soldada, o resultado é apresentado na Tabela 17.

Tabela 17 - Classificação das amostras por nível de energia.

CP n°	Ip [A]	Ib [A]	Va [m/min]	PA Cond.	E [kJ/cm]	CP n°	Ip [A]	Ib [A]	Va [m/min]	PA Cond.	E [kJ/cm]	Nível Energ.
1	126	45	5,9	sem	1,72	21	126	45	5,9	com	1,74	I
2	159	45	5,9	sem	1,75	22	159	45	5,9	com	1,75	I
3	126	75	5,9	sem	2,66	23	126	75	5,9	com	2,64	III
4	159	75	5,9	sem	2,74	24	159	75	5,9	com	2,68	III
5	126	45	7,2	sem	1,97	25	126	45	7,2	com	1,99	II
6	159	45	7,2	sem	2,05	26	159	45	7,2	com	2,11	II
7	126	75	7,2	sem	2,65	27	126	75	7,2	com	2,67	II
8	159	75	7,2	sem	2,67	28	159	75	7,2	com	2,72	III
9	115	60	6,6	sem	2,04	29	115	60	6,6	com	2,09	II
10	170	60	6,6	sem	2,10	30	170	60	6,6	com	2,19	II
11	143	35	6,6	sem	1,80	31	143	35	6,6	com	1,81	I
12	143	85	6,6	sem	3,16	32	143	85	6,6	com	3,07	III
13	143	60	5,5	sem	2,01	33	143	60	5,5	com	2,02	II
14	143	60	7,6	sem	2,32	34	143	60	7,6	com	2,39	II
15	143	60	6,6	sem	2,07	35	143	60	6,6	com	2,11	II
16	143	60	6,6	sem	2,08	36	143	60	6,6	com	2,08	II
17	143	60	6,6	sem	2,13	37	143	60	6,6	com	2,09	II
18	143	60	6,6	sem	2,14	38	143	60	6,6	com	2,16	II
19	143	60	6,6	sem	2,17	39	143	60	6,6	com	2,16	II
20	143	60	6,6	sem	2,16	40	143	60	6,6	com	2,17	II

5.1.1 Coeficiente de variação

Após a obtenção dos resultados foi realizado a verificação da consistência dos dados, para tanto primeiramente foi calculado o coeficiente de variação (CV) das respostas em relação as variáveis de entrada. O coeficiente de variação é uma medida de dispersão relativa definida como a razão entre o desvio padrão e a média, seja para dados populacionais ou amostrais. (249).

A partir do CV, também é conhecido como desvio padrão relativo, pode-se avaliar a homogeneidade do conjunto de dados e, conseqüentemente, se a média é uma boa medida para representar estes dados. É utilizado, também, para comparar conjuntos com unidades de medidas distintas (250). As Tabela 18 e Tabela 19 apresentam respectivamente os CV para a diluição e IC, calculados conforme consta no APÊNDICE A, nas condições com e sem pré-aquecimento.

Tabela 18 - Coeficiente de variação (CV) da variável diluição nas condições com e sem pré-aquecimento.

CV Diluição [%]	Pré-aquecimento
14.73809	Sem
13.96178	Com

Tabela 19 - Coeficiente de variação (CV) da variável, índice de convexidade nas condições com e sem pré-aquecimento.

CV IC [%]	Pré-aquecimento
33.06004	Sem
23.54215	Com

Observa-se em ambos os casos, que o CV para as condições com pré-aquecimento é menor do que nas condições sem pré-aquecimento, o que denota menor variabilidade das repostas. Os gráficos de densidade apresentados na Figura 42 mostram esta variabilidade, as condições com pré-aquecimento apresentam menor dispersão e probabilidade mais alta, próximo da média, do que as condições sem pré-aquecimento.

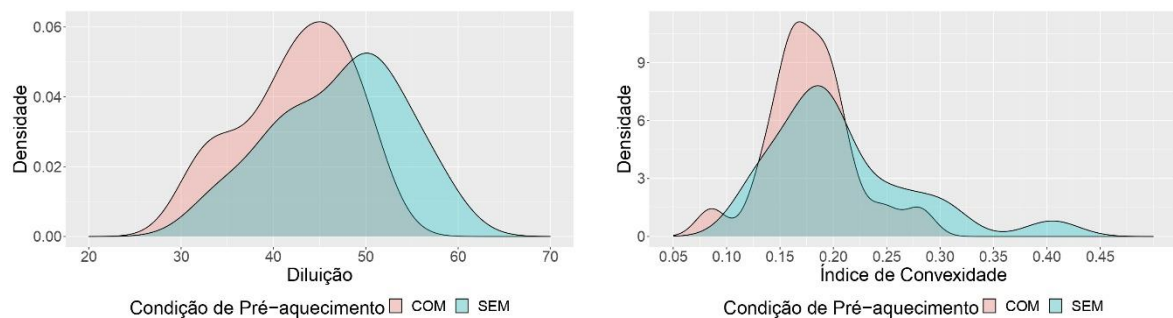


Figura 42 - Gráfico de densidade das variáveis diluição e índice de convexidade nas condições de soldagem com e sem pré-aquecimento.

Estudos sugerem que o valor ideal para o coeficiente de variação depende do contexto, mas um CV superior a cerca de 30% pode indicar problemas ou que o experimento está fora de controle (251,252,253). Assim, pode-se afirmar que o processo foi bem controlado durante os testes experimentais.

5.1.2 Teste de normalidade

Como o coeficiente de variação garantiu a consistência dos dados, passou-se então a avaliar se os dados seguem ou não a distribuição normal. Segundo Skuturna e Valivonis (254) uma maneira de verificar a normalidade da distribuição de uma matriz dados com pequeno tamanho de amostragem, é o teste de Shapiro-Wilk, em que os dados têm distribuição normal se a hipótese da Equação 1 for válida:

$$W \geq W_a, \quad (\text{Eq. 1})$$

Onde: W = valor do teste de Shapiro-Wilk calculado de acordo com a Eq. 2;
 W_a = valor crítico encontrado nas tabelas.

$$W = \frac{\left(\sum_{i=1}^k a_{n-i+1} (x_{n-i+1} - x_i) \right)^2}{\sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2}, \quad (\text{Eq. 2})$$

Sendo: x_i = razão $\frac{M_{exp}}{M_{FIB}}, \frac{M_{exp}}{M_{ACI}}, \frac{M_{exp}}{M_{ISIS}}$, dos resultados experimentais e teóricos;

$\bar{x}$ = média $\frac{M_{exp}}{M_{FIB}}, \frac{M_{exp}}{M_{ACI}}, \frac{M_{exp}}{M_{ISIS}}$ da razão dos resultados experimentais e teóricos;

n = o tamanho da amostra; quando n é um número par $k = \frac{n}{2}$, quando n é um número ímpar $k = \frac{(n-1)}{2}$;

a_{n-i+1} = coeficiente obtido por tabela.

Dado o tamanho da amostra, a avaliação da normalidade da mesma, foi verificada utilizando o teste de Shapiro-Wilk, conforme consta no APÊNDICE A.

A Tabela 20 apresenta os resultados do teste de normalidade para a resposta, Diluição, em relação as soldas realizadas nas condições com e sem pré-aquecimento.

Tabela 20 - Resultado do teste de normalidade Shapiro-Wilk para energia em relação ao pré-aquecimento.

W	p-value	Pré-aquecimento
0,95981	0,5401	Sem
0,94208	0,2624	Com

Os resultados apresentados na Tabela 20, expressam o valor do *p-value* acima de cinco por cento para ambas as condições, com e sem pré-aquecimento, o que indica que os dados seguem a distribuição normal. Nas Figura 43 e Figura 44 pode-se observar graficamente a distribuição, para a diluição, a curva está simétrica, indicando que os valores da diluição estão distribuídos de forma homogênea em torno da média, já para o índice de convexidade, a curva está assimétrica à esquerda, indicando que a maior parte das respostas estão abaixo da média.

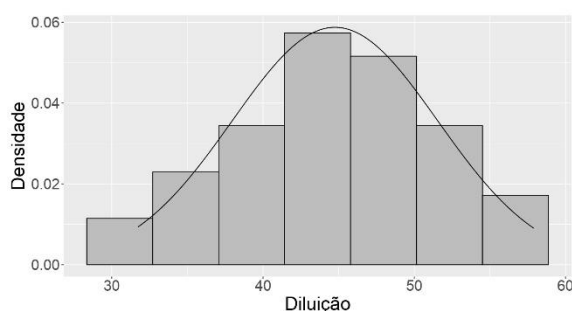


Figura 43 - Histograma Diluição condições sem pré-aquecimento.

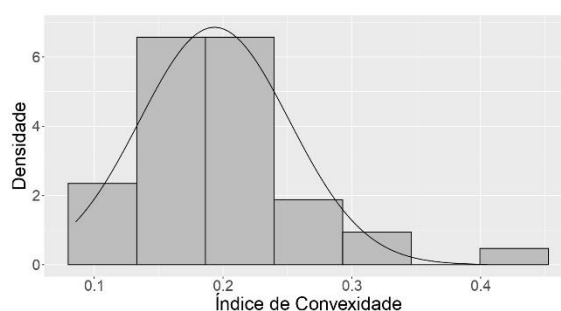


Figura 44 – Histograma Índice de Convexidade condições com pré-aquecimento.

5.1.3 Teste de correlação

O coeficiente de correlação de Pearson, baseado no conceito proposto por Karl Pearson é utilizado normalmente para medir o grau de correlação entre duas variáveis, resultando em um valor entre -1 e 1 (255,256). Bar e Bang (257) e Gewers *et al.* (258) destacam a importância

deste coeficiente para explicar o quanto a mudança no nível da variável de entrada influencia na resposta. A Equação 3 apresenta a fórmula para cálculo do coeficiente de Pearson (259).

$$\rho_{ij} = \frac{\sum_{a=1}^N (i_{0i}(a) - \overline{i_{0i}})(i_{0j}(a) - \overline{i_{0j}})}{\sqrt{\sum_{a=1}^N (i_{0i}(a) - \overline{i_{0i}})^2} \sqrt{\sum_{a=1}^N (i_{0j}(a) - \overline{i_{0j}})^2}} \quad \text{Eq. 3}$$

Sendo: N é o número de pontos de amostragem;

i_{0i} e i_{0j} são os valores médios de N elementos de i_{0i} e i_{0j} , respectivamente.

Este teste foi utilizado para verificar se as variáveis de entradas estão correlacionadas entre si, se há correlação da resposta com as variáveis de entrada, e caso haja correlação, determinar sua intensidade. No APÊNDICE A consta o *script* utilizado para o teste de correlação.

A Tabela 21 apresenta o resultado do teste de correlação linear, em que as correlações entre as variáveis independentes (de entrada) são nulas, isso significa que os efeitos de uma variável não influem no efeito da outra, o que confirma a ortogonalidade do planejamento experimental e anula termos de confundimento na equação do modelo, aumentando o poder de previsão.

Tabela 21 - Resultado do teste de correlação das variáveis Ip, Ib e Va, e repostas, pré-aquecimento, diluição e índice de convexidade.

	Ip	Ib	Va	Pré-aquecimento	Diluição	Índice de Convexidade
Ip	1,00	0,00	0,00	0,00	0,25	-0,24
Ib	0,00	1,00	0,00	0,00	-0,16	-0,33
Va	0,00	0,00	1,00	0,00	-0,12	0,13
Pré-aquecimento	0,00	0,00	0,00	1,00	-0,35	-0,25
Diluição	0,25	-0,16	-0,12	-0,35	1,00	-0,33
Índice de Convexidade	-0,24	-0,33	0,13	-0,25	-0,33	1,00

A Figura 45 mostra a matriz de correlação das respostas pré-aquecimento, Diluição e Índice de convexidade do cordão de solda, com as variáveis de entrada Ip, Ib e Va. observando a barra a direita nota-se que onde o valor é zero a correlação é nula, representada pela cor branca, à medida que a existe correlação positiva a cor torna-se azul, quanto mais correlacionadas mais intensa é a tonalidade da cor, o mesmo ocorre com as correlações negativas, porém na cor vermelha.

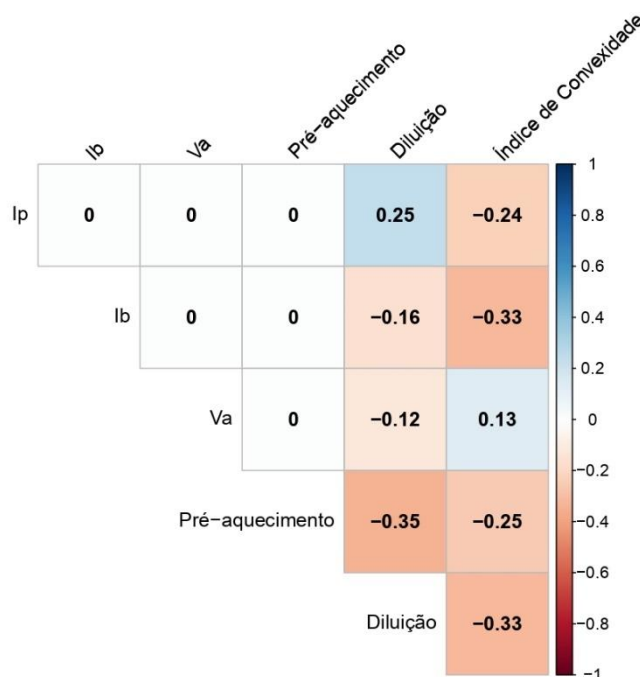


Figura 45 – Matriz de correlação das variáveis Ip, Ib e Va com as respostas pré-aquecimento, diluição e índice de convexidade.

A diluição apresenta uma correlação positiva com Ip (0,25), o que indica que o aumento da corrente de pico pode contribuir para uma maior fusão do material de adição. Em contrapartida, as correlações de Ib (-0,16) e Va (-0,12) com a diluição são negativas, sugerindo que maiores valores de corrente de base e tensão podem reduzir a taxa de diluição no processo.

Já o índice de convexidade do cordão de solda apresenta uma correlação negativa com Ip (-0,24) e Ib (-0,33), indicando que correntes mais altas podem resultar em um perfil de solda menos convexo. A velocidade de alimentação, por sua vez, possui uma correlação fraca e positiva (0,13) com a convexidade, sugerindo que seu impacto nessa característica é pequeno.

O efeito do pré-aquecimento é notável, pois apresenta correlações negativas tanto com a diluição (-0,35) quanto com o índice de convexidade (-0,25). Isso indica que temperaturas mais altas antes da soldagem podem reduzir a quantidade de material fundido e resultar em um perfil de cordão mais achatado.

Por fim, a relação entre a diluição e o índice de convexidade é moderadamente negativa (-0,33), sugerindo que um aumento na taxa de diluição pode estar associado a uma menor convexidade do cordão de solda.

Portanto, a corrente de pico e a corrente de base são os principais fatores que afetam a diluição e a convexidade do cordão de solda. O pré-aquecimento também se destaca, exercendo uma influência significativa na redução desses parâmetros. A velocidade de alimentação, por outro lado, parece ter um impacto mais discreto nas características do cordão.

5.1.4 Modelo de regressão de superfície de resposta de segunda ordem

O modelo linear de segunda ordem é amplamente utilizado na MSR para modelar relações entre variáveis independentes e uma variável de resposta. O pacote RSM do R, desenvolvido por Russell Lenth (260), permite ajustar esse modelo para explorar máximos, mínimos ou pontos de sela.

Uma análise de regressão gera uma equação para descrever a relação estatística entre uma ou mais preditoras e a variável de resposta e para prever novas observações. A regressão linear normalmente usa o método de estimativa de mínimos quadrados ordinários que deriva a equação minimizando a soma dos resíduos quadrados.

Tabela 22 - Resultado da regressão linear da energia de soldagem em relação as variáveis Ip, Ib e Va.

	Estimate	Std. Error	t value	Pr(> t)
(Intercept)	2.123998	0.016853	126.0296	< 2.2e-16 ***
Ip	0.022766	0.011182	2.0360	0.0691106
Ib	0.403990	0.011182	36.1296	6.270e-12 ***
Va	0.072590	0.011182	6.4919	6.967e-05 ***
Ip:Ib	-0.001250	0.014610	-0.0856	0.9335048
Ip:Va	-0.001250	0.014610	-0.0856	0.9335048
Ib:Va	-0.078750	0.014610	-5.3903	0.0003056 ***
Ip^2	-0.012895	0.010885	-1.1846	0.2635519
Ib^2	0.132062	0.010885	12.1324	2.635e-07 ***
Va^2	0.020693	0.010885	1.9010	0.0864773

Signif. codes: 0 '***' 0.001 '**' 0.01 '*' 0.05 '.' 0.1 ' ' 1.

Multiple R-squared: 0.9935, Adjusted R-squared: 0.9877.

F-statistic: 170.5 on 9 and 10 DF, p-value: 9.541e-10.

Na Tabela 22 observa-se que dois termos lineares (Ib e Va) uma interação (Ib: Va) e um termo quadrático (Ip) foram significativos para a resposta energia de soldagem. Dois coeficientes (Ib^2 e Va^2) não puderam ser definidos devido a singularidade. Apesar de que não foram todas as variáveis significativas o modelo teve um alto ajuste, com mais de 99% de r^2 ajustado.

O intercepto (2.124) representa o valor esperado da variável resposta E quando todas as variáveis explicativas são iguais a zero. Neste caso, o intercepto tem um p-value extremamente pequeno ($< 2.2e-16$), o que indica que, mesmo na ausência de Ip, Ib e Va, a energia de soldagem ainda possui um valor significativamente diferente de zero. Entre os efeitos lineares, Ip apresenta um impacto positivo, porém não significativo estatisticamente ($p = 0.069$), enquanto Ib tem um efeito positivo e altamente significativo ($p < 0.001$), indicando ser um fator de grande influência. Da mesma forma, Va também apresenta um efeito positivo e estatisticamente significativo ($p < 0.001$), demonstrando sua relevância no modelo.

As interações Ip x Ib e Ip x Va são praticamente nulas e não significativas ($p > 0.9$), indicando que essas combinações não exercem influência sobre a energia de soldagem. Por outro lado, a interação Ib x Va apresenta um efeito conjunto significativo, ($p = 0.0003$), demonstrando que a relação entre essas variáveis impacta significativamente a energia de soldagem.

Os efeitos quadráticos das variáveis apresentam diferentes níveis de significância no modelo. O termo quadrático da Ip não é estatisticamente significativo ($p = 0.263$), indicando um efeito fraco. Já Ib é altamente significativo ($p < 0.001$), sugerindo um impacto curvilíneo relevante. Por fim, Va é levemente significativo ($p = 0.086$), o que pode indicar um possível efeito não linear dessa variável.

O modelo apresenta um ajuste substancial, explicando 99,35% da variabilidade da resposta energia de soldagem, enquanto o R^2 ajustado (0.9877) confirma seu alto poder explicativo, mesmo considerando o número de variáveis. Além disso, a F-estatística ($p < 0.001$)

indica que o modelo é altamente significativo, evidenciando que pelo menos uma das variáveis tem um efeito real sobre a resposta.

Conclui-se, portanto que, a variável Ib é a mais influente no modelo, apresentando efeitos linear e quadrático altamente significativos. A interação entre Ib e Va também se mostra relevante, devendo ser considerada no ajuste da superfície de resposta. Além disso, os termos quadráticos de Ib e Va indicam a presença de curvatura na relação com a resposta energia de soldagem, sugerindo a possível existência de um ponto ótimo no planejamento experimental. Embora o modelo seja robusto e bem ajustado, algumas variáveis, como as interações Ip x Ib e Ip x Va, além do termo quadrático Ip^2 podem não ser tão relevantes.

5.1.5 Análise de variância

A análise de variância (ANOVA) é uma técnica estatística utilizada para comparar médias de diferentes grupos e determinar se há diferenças estatisticamente significativas entre elas. Seu principal objetivo é avaliar se a variação observada na variável resposta é explicada pelos fatores do experimento ou ocorre devido ao acaso. Aplicada em diversas áreas, a ANOVA é útil para comparar grupos, avaliar efeitos de variáveis independentes, otimizar processos e controlar a qualidade em produção. O método compara a variabilidade entre grupos e dentro dos grupos, e, se a diferença for estatisticamente significativa ($valor-p < 0,05$), rejeita-se a hipótese nula, indicando que pelo menos um dos grupos possui média diferente das demais (261).

A Tabela 23 apresenta os valores de variância para a resposta energia de soldagem (E).

Tabela 23 - Análise de variância para resposta Energia.

Resposta Energia	Df	Sum Sq	Mean Sq	F value	Pr(>F)
FO(Ip, Ib, Va)	3	2.30795	0.76932	450.5466	5.766e-11
TWI(Ip, Ib, Va)	3	0.04964	0.01655	9.6900	0.002637
PQ(Ip, Ib, Va)	3	0.26263	0.08754	51.2693	2.236e-06
Residuals	10	0.01708	0.00171		
Lack of fit	5	0.00853	0.00171	0.9971	0.501233
Pure error	5	0.00855	0.00171		

Os fatores de primeira ordem (FO), as interações entre os fatores (TWI), e os termos quadráticos (PQ) das variáveis Ip, Ib e Va apresentam efeitos significativos sobre a variável resposta energia de soldagem. O fator FO mostra um impacto muito forte, com um *valor-p* extremamente baixo (5.766e-11), indicando sua alta relevância no modelo. O fator TWI também é significativo, com um *valor-p* de 0.002637, embora com um efeito menor em comparação com FO. O fator PQ apresenta um *valor-p* de 2.236e-06, confirmando sua contribuição significativa para a variação da energia.

A análise dos resíduos mostra uma soma de quadrados de 0.01708, com uma média de quadrados 0.00171, indicando que a variação não explicada no modelo é relativamente pequena em comparação com os efeitos significativos dos fatores analisados. Isso sugere que o modelo está explicando a maior parte da variabilidade na energia de soldagem e que os resíduos estão bem distribuídos.

O teste de falta de ajuste apresenta um *valor-p* de 0.501233, o que é significativamente maior do que o limite de 0,05. Isso indica que a falta de ajuste do modelo não é estatisticamente

significativa, ou seja, o modelo utilizado se ajusta adequadamente aos dados, sem grandes desvios ou falhas em sua explicação da variabilidade da resposta.

O erro puro (*Lack of fit*) tem uma soma de quadrados (*Sum Sq*) de 0.00855, com um com um quadrado médio (*Mean Sq*) de 0.00171, que é muito semelhante ao erro residual. Isso sugere que o erro puro e o erro residual têm magnitudes semelhantes, indicando que os dados experimentais são consistentes e que a variação não explicada pela modelagem não é significativa, contribuindo para a robustez do modelo.

Os fatores FO, TWI e PQ apresentam efeitos estatisticamente significativos sobre a energia de soldagem. O modelo está bem ajustado, sem falhas significativas de ajuste, e os resíduos e erros são pequenos, indicando que a modelagem é eficaz em explicar a variabilidade dos dados. Isso sugere que as variáveis independentes escolhidas têm grande relevância para o fenômeno estudado.

5.1.6 Análise de resíduos

Os resíduos indicam a variação natural dos dados, um fator aleatório (ou não) que o modelo não capturou. Se as pressuposições do modelo são violadas, a análise será levada a resultados duvidosos e não confiáveis para inferência. Essas falhas do modelo nos pressupostos podem ser oriundas de diversos fatores como não linearidade, não-normalidade, heterocedasticidade, não-independência e isso pode ser causado por pontos atípicos (observações discrepantes), que podem influenciar, ou não, no ajuste do modelo (262).

Os resíduos são úteis para uma primeira inspeção do efeito de um fator sobre a dispersão. Em alguns casos, pode fornecer indicações conclusivas. A análise é feita observando se há mudanças no espalhamento dos resíduos quando o nível do fator é mudado. Quando a mudança é visível, isto é indício de que a variabilidade é sensível ao fator em questão.

As Tabela 24 e

Tabela 25 apresentam os resultados da análise de resíduo calculado a partir do Programa algoritmo 2 utilizando o método de Shapiro-Wilk para as condições de soldagem com e sem pré-aquecimento.

Tabela 24 - Resultado da análise de resíduos de acordo com o teste Shapiro-Wilk para as condições sem pré-aquecimento.

Análise de resíduos Shapiro-Wilk	
data:	rsm1\$residuals
W = 0.95182	p-value = 0.3955

Tabela 25 - Resultado da análise de resíduos de acordo com o teste Shapiro-Wilk para as condições com pré-aquecimento.

Análise de resíduos Shapiro-Wilk	
data:	rsm1\$residuals
W = 0.97146	p-value = 0.7853

Observa-se que em ambos os casos há diferenças na aderência dos resíduos à normalidade. Na condição sem pré-aquecimento (Tabela 24), os valores $W = 0.95182$ e o *valor-p* = 0.3955 indicam que não há evidências para rejeitar a hipótese nula de normalidade dos resíduos, já que o valor-p é maior que 0,05. No entanto, o valor de W relativamente mais baixo sugere uma aderência à normalidade um pouco menor em comparação à condição com pré-aquecimento (

Tabela 25).

Na condição com pré-aquecimento $W = 0.97146$ e o *valor-p* = 0.7853 indicam uma maior proximidade dos resíduos a uma distribuição normal. O valor-p significativamente mais alto em relação à condição sem pré-aquecimento reforça a conclusão de que a normalidade é mais bem atendida neste caso.

Teste resíduos vs valores ajustados

O gráfico de *resíduos vs valores ajustados* é uma ferramenta diagnóstica utilizada para avaliar a adequação de um modelo estatístico. Ele relaciona os resíduos (diferenças entre os valores observados e os ajustados pelo modelo) com os valores ajustados, permitindo identificar possíveis problemas no ajuste do modelo, identificando problemas como não linearidade, multicolinearidade, falta de ajuste e especificação incorreta do modelo (263).

Segundo Kozak e Piepho (264), esta métrica de análise é usada para verificar a suposição de que os resíduos são distribuídos aleatoriamente e têm variância constante. O ideal é que os pontos caiam aleatoriamente em ambos os lados da linha 0, sem padrões reconhecíveis nos pontos. Neste caso, não é observado nenhuma tendência na distribuição dos resíduos, o que é bom.

A Figura 46 apresenta os gráficos de resíduos vs valores ajustados nas condições de soldagem sem e com pré-aquecimento.

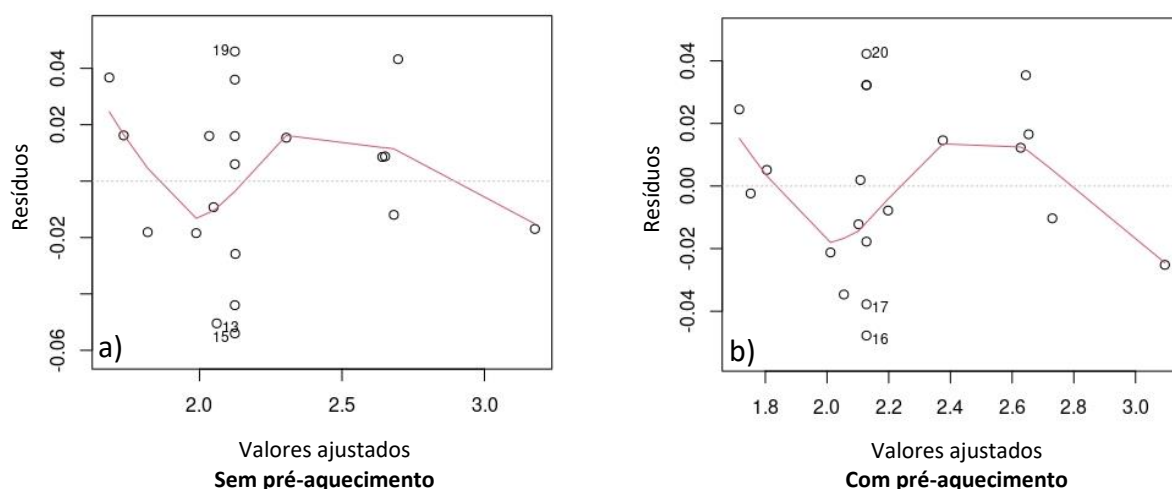


Figura 46 - Gráfico de resíduos versus ajustes. a) condição sem pré-aquecimento, b) condição com pré-aquecimento.

Os gráficos (a) e (b) da Figura 46 apresentam os resíduos em relação aos valores ajustados, permitindo analisar a qualidade do ajuste do modelo de regressão em diferentes cenários. Ambos os gráficos mostram resíduos próximos de zero, indicando que os modelos explicam bem a tendência geral dos dados. No entanto, ambos os gráficos apresentam alguns pontos fora do padrão (Figura 46 a): 19 e 13; (Figura 46 b): 20 e 16, sugerindo possíveis outliers ou valores influentes que podem afetar o desempenho do modelo.

A linha vermelha que conecta os resíduos revela padrões gerais. No gráfico b), a linha apresenta um comportamento mais suave e consistente, enquanto no a) gráfico há variações mais acentuadas, sugerindo uma leve tendência ou possível violação da suposição de homoscedasticidade. Este comportamento pode indicar a necessidade de ajustes adicionais para o modelo representado pelo segundo gráfico.

Além disso, a amplitude dos resíduos no gráfico a) é ligeiramente maior, especialmente no lado negativo, indicando maior variabilidade nos dados residuais. Isso contrasta com o gráfico b), onde a amplitude é menor, reforçando a percepção de um ajuste mais estável. Em resumo, o gráfico b) sugere um ajuste mais estável e robusto, enquanto o a) apresenta maior dispersão e potenciais problemas relacionados aos outliers e variabilidade dos resíduos.

Conclui-se que análise dos resíduos vs valores ajustados apresentou resultados satisfatórios, indicando que o modelo ajustado é adequado para os dados avaliados. A distribuição aleatória dos resíduos em torno de zero e a ausência de padrões sistemáticos sugerem que as suposições de homocedasticidade e linearidade foram atendidas. Esses resultados reforçam a confiabilidade do modelo para descrever as relações entre as variáveis e realizar previsões com precisão (258).

Teste de normalidade dos resíduos

A normalidade dos resíduos é utilizada para verificar se os resíduos de um modelo estatístico seguem uma distribuição normal, que é uma suposição fundamental em muitos métodos estatísticos, como a regressão linear e a análise de variância (265).

Na análise gráfica, os resíduos observados são comparados com os valores esperados sob a hipótese de normalidade. Se os pontos se alinharem aproximadamente a uma linha reta, isso indica que os resíduos são normalmente distribuídos. Desvios significativos dessa linha podem sugerir violações da normalidade, o que pode afetar a validade das inferências estatísticas, como testes de hipóteses e intervalos de confiança (266). A Figura 47 apresenta o gráfico do teste de normalidade dos resíduos.

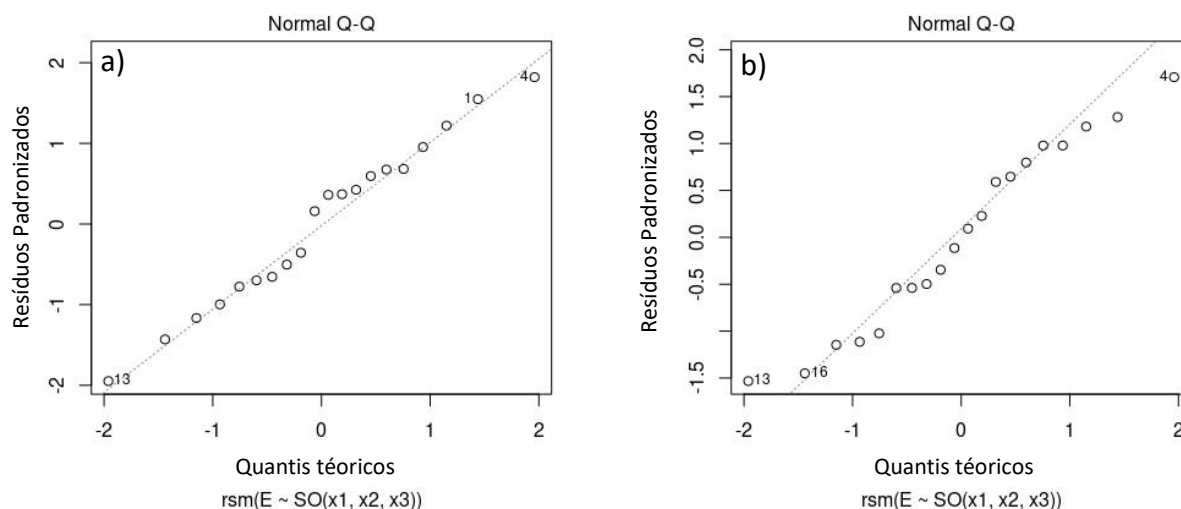


Figura 47 - Gráfico de resíduos normalidade para as condições sem (a) e com (b) pré-aquecimento.

No gráfico a), referente ao modelo para as amostras sem pré-aquecimento, os pontos apresentam um alinhamento mais próximo à linha diagonal, especialmente nas regiões centrais. Este comportamento sugere que os resíduos apresentam boa aderência à suposição de normalidade. Observa-se pequenas discrepâncias nas caudas (pontos 4 e 13), mas de forma pouco acentuada.

No gráfico b), correspondente ao modelo para as amostras com pré-aquecimento, também nota-se uma leve divergência nas caudas inferiores (ponto 13) e superiores (ponto 4) em relação à linha de referência. Apesar dessas discrepâncias, a maior parte dos pontos permanece próxima à linha, sugerindo que a suposição de normalidade dos resíduos é, em geral, satisfatória para o modelo.

Portanto, em ambos os casos, observa-se que os resíduos seguem predominantemente a linha diagonal, indicando que a distribuição dos resíduos é aproximadamente normal. Embora haja algumas discrepâncias perceptíveis, especialmente nas extremidades dos gráficos, os resultados indicam que ambos os modelos atendem, à suposição de normalidade dos resíduos.

O teste de normalidade de Shapiro-Wilk foi aplicado aos resíduos de ambos os modelos, os valores obtidos foram $W = 0.95182$ e $\text{valor-}p = 0.3955$ para as condições sem pré-aquecimento e $W = 0.97146$ e $\text{valor-}p = 0.7853$ para as condições com pré-aquecimento.

Em ambos os casos, o $\text{valor-}p$ é maior que o nível de significância (0.05), o que indica que não há evidências suficientes para rejeitar a hipótese nula de que os resíduos seguem uma distribuição normal, ou seja, os resíduos seguem uma distribuição normal, o que é um bom indicativo de que o modelo atende a uma das premissas fundamentais da análise de regressão. Isso sugere que a suposição de normalidade dos resíduos é válida para ambos os casos, o que reforça a confiabilidade do modelo para realizar previsões e inferências. As Figura 48 (a) e (b) apresentam respectivamente os histogramas dos resíduos para a resposta energia de soldagem na condição sem e com pré-aquecimento.

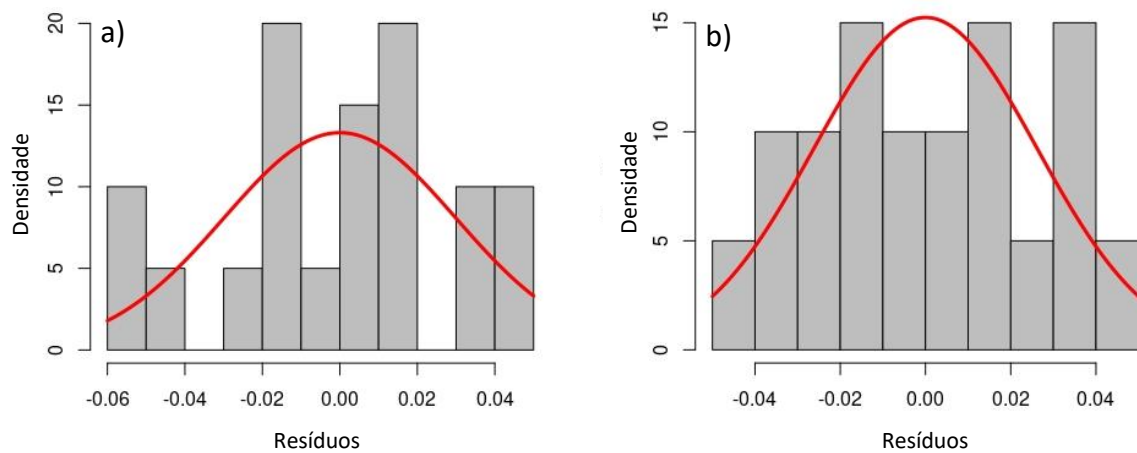


Figura 48 - Histograma dos resíduos da energia de soldagem nas condições sem e com pré-aquecimento.

Teste resíduos padronizados vs alavancagem

A análise dos resíduos padronizados vs alavancagem é uma ferramenta diagnóstica usada para avaliar a qualidade do ajuste de um modelo estatístico, identificando observações influentes e possíveis problemas nos dados. Ele relaciona os resíduos padronizados, que medem o quão distante cada valor observado está do previsto pelo modelo, com a alavancagem, que indica o potencial de uma observação influenciar os coeficientes do modelo. Resíduos espalhados aleatoriamente ao redor de zero sugerem um bom ajuste, enquanto padrões podem indicar problemas como falta de linearidade ou heterocedasticidade (267).

Observações com alta alavancagem, especialmente se acompanhadas por resíduos extremos, podem ser consideradas altamente influentes e comprometer a estabilidade do modelo. As linhas da distância de Cook ajudam a identificar esses pontos influentes, tornando o gráfico essencial para avaliar a robustez do modelo e a confiabilidade das inferências feitas (268).

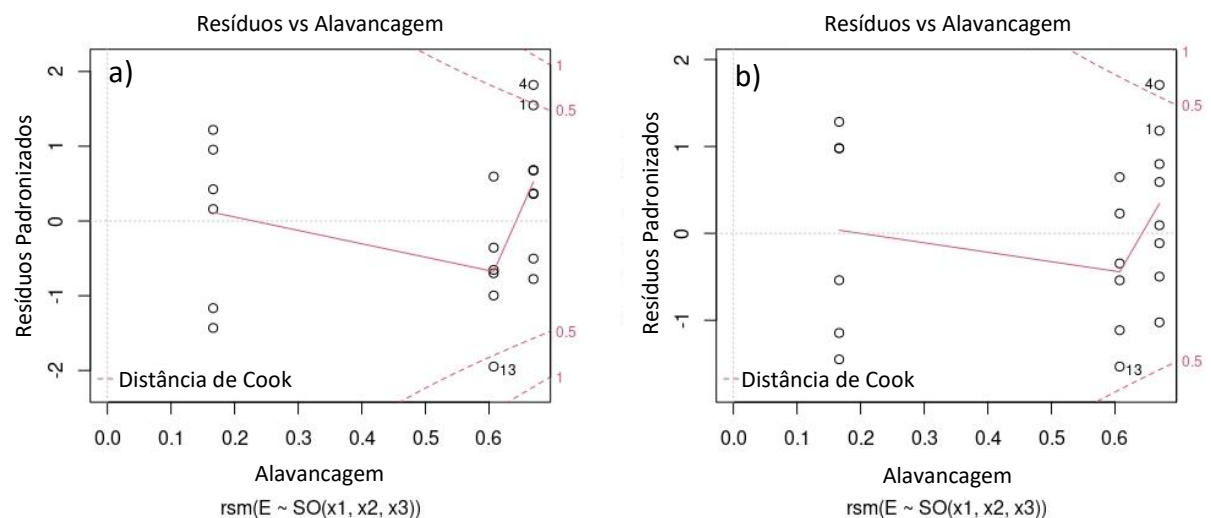


Figura 49 - Gráfico de resíduos vs alavancagem para as condições sem e com pré-aquecimento.

Os gráficos (a) e (b) da Figura 49 apresenta uma análise de resíduos padronizados vs alavancagem para o modelo ajustado comparando respectivamente as condições sem e com pré-aquecimento. Ambos os gráficos mostram que os resíduos padronizados estão concentrados principalmente entre -2 e 2, sugerindo um ajuste adequado dos modelos. No entanto, o gráfico b) apresenta maior dispersão nos resíduos em torno de valores mais baixos de alavancagem, enquanto o gráfico a) exibe resíduos mais centralizados.

Nos dois gráficos, o ponto 13 se destaca por ter alta alavancagem, indicando um impacto significativo no modelo. No gráfico a), este ponto não ultrapassa os limites críticos da Distância de Cook, representados pela linha tracejada vermelha, mas no gráfico b), ele se aproxima mais desses limites, sugerindo que exerce maior influência no modelo.

Outra observação importante é o comportamento do ponto 4, que aparece com alta alavancagem e resíduo padronizado positivo em ambos os gráficos. No gráfico a), o ponto 4 está levemente mais afastado da linha central, enquanto no gráfico b) ele parece mais alinhado, indicando menor desvio em relação à tendência geral.

A linha de suavização vermelha, que mostra a tendência dos resíduos em função da alavancagem, é mais constante no gráfico a). No gráfico b), há uma mudança de inclinação mais acentuada em direção ao ponto 13, o que evidencia maior impacto da alavancagem no padrão dos resíduos.

Conclui-se que, embora haja leves diferenças para os efeitos de alavancagem dos resíduos padronizados para as condições de soldagem sem e com pré-aquecimento, ambos os gráficos sugerem modelos consistentes, garantindo resultados confiáveis e interpretáveis.

Teste de heterocedasticidade dos resíduos

O teste de heterocedasticidade é usado para verificar se os resíduos de um modelo de regressão têm variância constante ao longo de todos os níveis das variáveis explicativas (ou preditoras) (269). Em termos mais simples, ele verifica se a dispersão dos erros é a mesma para todos os valores das variáveis independentes ou se ela varia de maneira sistemática. Esse teste é importante porque, quando os resíduos de um modelo apresentam variância não constante (heterocedasticidade), isso pode afetar a precisão das estimativas dos coeficientes do modelo e a confiabilidade das inferências estatísticas (270).

A heterocedasticidade pode distorcer os testes de significância, levando a conclusões erradas sobre quais variáveis são significativas, além de subestimar ou superestimar os erros padrão dos coeficientes, afetando a interpretação dos intervalos de confiança e testes de significância. O teste de heterocedasticidade, como o teste de Breusch-Pagan, ajuda a identificar se os resíduos apresentam variabilidade não constante, permitindo que o analista adote medidas corretivas, como a utilização de erros padrão robustos ou a transformação das variáveis para corrigir o problema (271,272). A Tabela 26 apresenta o teste de heterocedasticidade utilizando o modelo de Breusch-Pagan.

Tabela 26 - Teste Breusch-Pagan padronizado dos resíduos da resposta energia de soldagem para as condições sem e com pré-aquecimento.

Teste Breusch-Pagan padronizado SEM Pré-aquecimento	Teste Breusch-Pagan padronizado COM Pré-aquecimento
data: f_Espa BP = 10.819 df = 9 p-value = 0.2883	data: f_Ecpa BP = 13.621 df = 9 p-value = 0.1365

O teste de Breusch-Pagan foi realizado para verificar a heterocedasticidade dos resíduos no modelo da energia de soldagem na condição sem e com pré-aquecimento. Na condição sem pré-aquecimento, o valor de BP = 10.819, com 9 graus de liberdade, resultou em um valor-p de 0.2883. Já para a condição com pré-aquecimento, apresentou BP = 13.621, com 9 graus de liberdade e valor-p de 0,1365.

Isso significa que não há evidências suficientes para rejeitar a hipótese nula, que afirma que a variância dos resíduos é constante (ou seja, não há heterocedasticidade). Em outras palavras, os dados sugerem que os resíduos não apresentam variabilidade sistemática em relação aos valores previstos, o que indica que não há problemas significativos de heterocedasticidade no modelo. Esse resultado sugere que o modelo é adequado e que a suposição de homocedasticidade foi atendida.

5.1.7 Superfície de Resposta

O CCD foi escolhido por sua capacidade de modelar superfícies de resposta de forma eficiente, permitindo a estimativa de efeitos lineares, de interação e, principalmente, quadráticos, fundamentais para a identificação de pontos ótimos no espaço experimental. Diferente de um planejamento fatorial simples, o CCD incorpora pontos centrais e axiais, possibilitando a detecção da curvatura da resposta e possibilitando estimar o erro experimental sem a necessidade de replicar toda a matriz (273).

Além disso, essa abordagem oferece melhores propriedades estatísticas, como rotacionalidade e ortogonalidade, reduzindo a variabilidade das estimativas e garantindo uma exploração mais abrangente da região experimental. Dessa forma, o CCD se apresenta como uma estratégia robusta e confiável para a construção de um modelo preditivo adequado e para a determinação da melhor configuração dos fatores investigados (274).

O gráfico de superfície de resposta é uma ferramenta estatística utilizada para visualizar a relação entre múltiplas variáveis independentes e uma variável de resposta, permitindo a análise do comportamento do sistema estudado. Ele é especialmente útil para identificar tendências, regiões ótimas de operação e a influência de diferentes fatores sobre a resposta analisada (275).

No contexto de processos industriais, como a soldagem, esse tipo de gráfico auxilia na compreensão do impacto de parâmetros do processo sobre características essenciais, como a energia aplicada, a penetração da solda ou a qualidade da junta. Dessa forma, o gráfico de superfície de resposta é uma ferramenta essencial na otimização de processos, facilitando a tomada de decisões baseadas em dados experimentais e modelos matemáticos (276). O planejamento e as análises utilizados foram baseados no pacote RSM de Lenth (260).

Considerando que a energia de soldagem é uma das principais variáveis que influenciam a microestrutura e as propriedades mecânicas da junta soldada, impactando diretamente sua qualidade, essa variável foi selecionada para análise.

Influência da velocidade de alimentação do arame eletrodo e corrente de base na energia de soldagem

Os gráficos da Figura 50 apresentam as superfícies de resposta da influência da velocidade de alimentação do arame eletrodo (V_a) e corrente de base (I_b) na energia de soldagem (E).

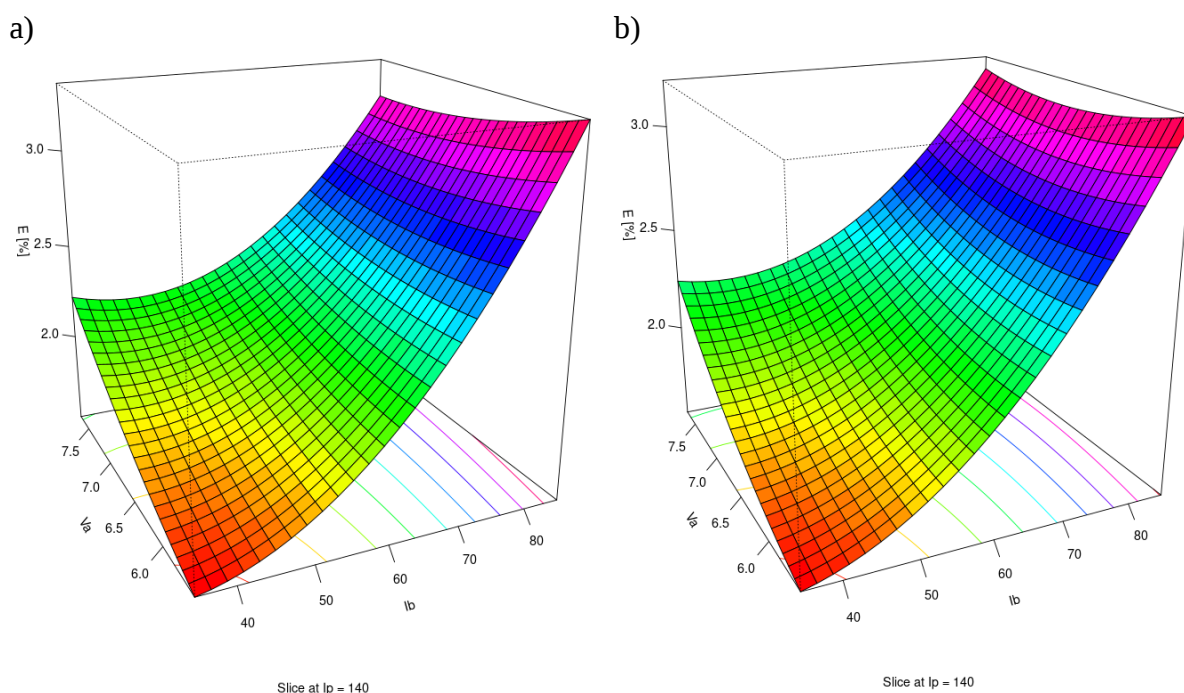


Figura 50 - Gráficos de superfície de resposta da relação entre a Velocidade de alimentação do Arame (V_a) e Corrente de base (I_b) na resposta Energia de soldagem (E). Gráfico (a) na condição de soldagem sem pré-aquecimento e gráfico (b) com pré-aquecimento.

A velocidade de alimentação exerce influência direta na deposição do material e na transferência térmica durante o processo de soldagem. Em ambos os gráficos da Figura 50, observa-se que valores mais baixos de V_a estão associados a níveis menores de energia, enquanto valores mais elevados de V_a resultam em um aumento progressivo da energia. Esse comportamento pode ser atribuído ao fato de que um aumento na taxa de alimentação do arame tende a elevar a deposição de material fundido, contribuindo para uma maior entrada de calor.

Contudo, ao comparar as duas condições, verifica-se que no gráfico com pré-aquecimento a variação da energia em função da V_a é mais suavizada. Isso sugere que o pré-aquecimento reduz o impacto da variação da velocidade de alimentação sobre a energia, possivelmente devido à menor necessidade de compensação térmica pelo processo de soldagem.

A corrente de base (I_b) desempenha um papel fundamental na estabilidade térmica do arco elétrico e na penetração da solda. Nos dois gráficos, observa-se uma tendência crescente

da energia à medida que I_b aumenta. No entanto, a influência da corrente de base se mostra mais evidente na condição sem pré-aquecimento, onde a superfície de resposta evidencia uma elevação acentuada da energia com o aumento de I_b .

Com o pré-aquecimento, a curva de resposta apresenta uma transição mais gradual, indicando que o calor previamente introduzido no material reduz a necessidade de um incremento substancial da energia aplicada durante a soldagem. Isso pode estar relacionado ao fato de que o pré-aquecimento promove uma distribuição térmica mais uniforme, reduzindo variações bruscas na energia requerida para manter a fusão e penetração adequadas.

Para a condição sem pré-aquecimento, a resposta energia (E) apresenta variações mais intensas em função das variáveis V_a e I_b . Isso sugere que, em processos onde o pré-aquecimento não é aplicado, pequenas alterações nos parâmetros de soldagem podem resultar em diferenças significativas na energia utilizada.

Por outro lado, na condição com pré-aquecimento, a superfície de resposta é mais homogênea, com transições mais suaves entre os níveis de energia. Esse comportamento indica que o pré-aquecimento atua como um fator estabilizador do processo, reduzindo a influência direta das variações na corrente de base e na velocidade de alimentação sobre a energia da solda. Como consequência, espera-se uma maior previsibilidade no controle térmico do processo, o que pode ser vantajoso para reduzir tensões residuais e minimizar defeitos como trincas térmicas e distorções.

A análise dos gráficos de superfície de resposta demonstra que tanto a velocidade de alimentação do arame quanto a corrente de base influenciam significativamente a energia aplicada ao processo de soldagem. No entanto, o efeito dessas variáveis é modificado pela aplicação do pré-aquecimento, que promove uma maior uniformidade térmica e reduz a sensibilidade da energia em relação às variações dos parâmetros de soldagem. Assim, o uso do pré-aquecimento pode ser uma estratégia eficaz para otimizar o controle do aporte térmico e melhorar a qualidade da junta soldada.

Influência da velocidade de alimentação do arame eletrodo e corrente de pico na energia de soldagem.

Os gráficos da Figura 51 apresentam as superfícies de resposta da influência da velocidade de alimentação do arame eletrodo (V_a) e corrente de pico (I_p) na energia de soldagem (E).

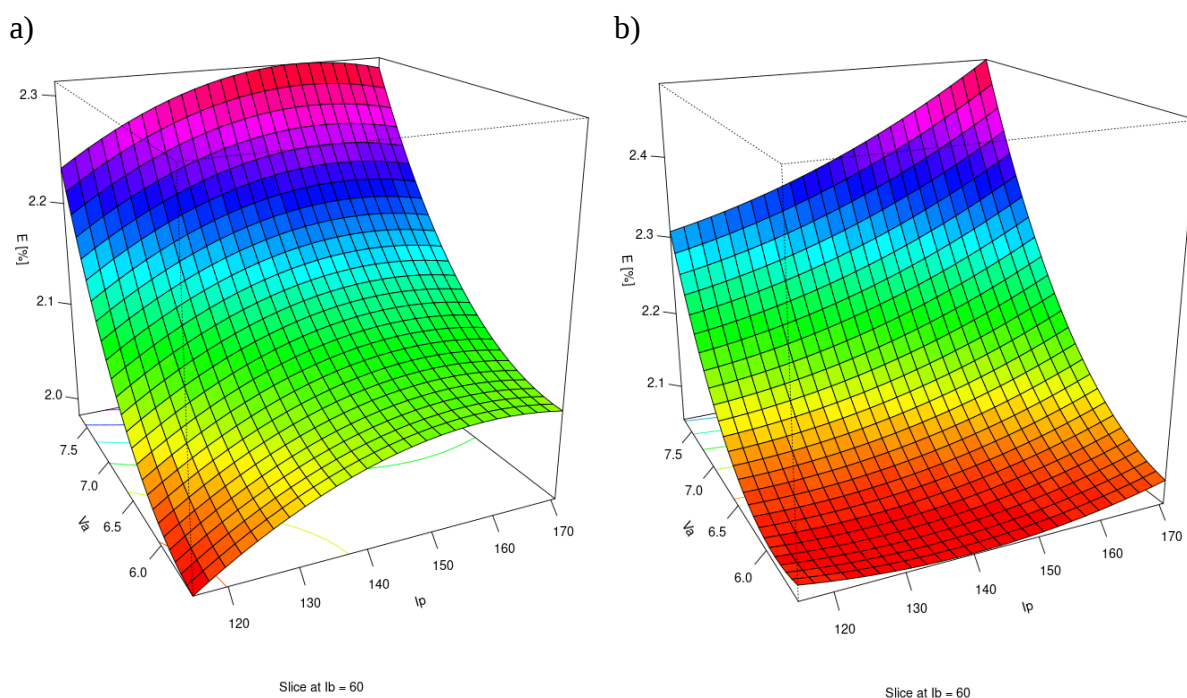


Figura 51 - Gráficos de superfície de resposta da relação entre a Velocidade de alimentação do Arame (V_a) e Corrente de Pico (I_p) na resposta Energia de soldagem (E). Gráfico (a) na condição de soldagem sem pré-aquecimento e gráfico (b) com pré-aquecimento.

Na condição sem pré-aquecimento (Figura 51a), observa-se que a energia de soldagem tende a aumentar com o incremento da corrente de pico. No entanto, esse aumento não é linear, pois, em determinados valores elevados de I_p , a taxa de crescimento da energia se reduz. Quanto à Velocidade de Alimentação do Arame (V_a), verifica-se que a energia de soldagem diminui conforme o V_a aumenta, indicando que uma maior alimentação contribui para a redução do aporte térmico por unidade de tempo.

Na condição com pré-aquecimento (Figura 51b), percebe-se uma elevação geral dos valores de energia de soldagem em relação à condição sem pré-aquecimento. Esse fenômeno pode ser atribuído à redução da capacidade de dissipação térmica do material previamente aquecido, o que potencializa a retenção de calor na zona de fusão. Além disso, o efeito da corrente de pico sobre a energia de soldagem torna-se mais evidente, indicando uma interação positiva entre o pré-aquecimento e a intensidade da corrente utilizada. A influência do V_a permanece semelhante, com a energia de soldagem diminuindo à medida que a velocidade de alimentação do arame aumenta, contudo, em um patamar médio superior ao registrado na condição sem pré-aquecimento.

Dessa forma, conclui-se que o pré-aquecimento do material desempenha um papel relevante na amplificação da energia de soldagem, intensificando a influência da corrente de pico e reduzindo ligeiramente o impacto da velocidade de alimentação do arame.

Influência da corrente de pico e corrente de base na energia de soldagem.

Os gráficos da Figura 52 apresentam as superfícies de resposta da influência da velocidade de corrente de pico (I_p) e corrente de base (I_b) na energia de soldagem (E).

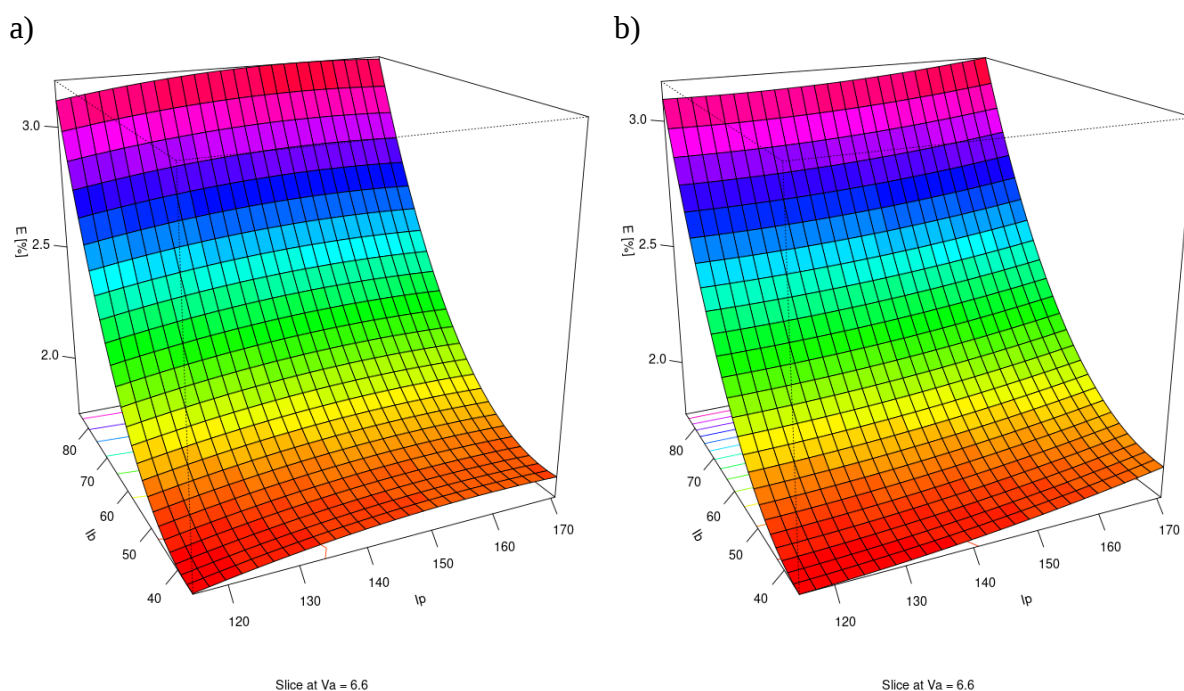


Figura 52 - Gráficos de superfície de resposta da relação entre a Corrente de Pico (I_p) e Corrente de Base (I_b) na resposta Energia de soldagem (E). Gráfico (a) na condição de soldagem sem pré-aquecimento e gráfico (b) com pré-aquecimento.

Na condição sem pré-aquecimento (Figura 52a), observa-se que a energia de soldagem apresenta uma variação significativa conforme a corrente de pico aumenta, especialmente para valores mais baixos de corrente de base (até aproximadamente 50 A). Esse comportamento sugere que, em condições sem pré-aquecimento e níveis baixos de corrente de base, a corrente de pico tem uma influência dominante na energia gerada, enquanto a corrente de base exerce um papel secundário. Já para valores maiores da corrente de base, acima de 50 A, e menores de corrente de pico, evidencia-se o controle da corrente de base sobre a energia de soldagem.

Com a introdução do pré-aquecimento (Figura 52b), verifica-se uma alteração significativa na resposta da energia. O gradiente de variação da energia ao longo do eixo de corrente de pico torna-se menos acentuado, indicando que a influência desta variável é suavizada pela presença do pré-aquecimento. Esse efeito pode ser atribuído à alteração do coeficiente de transferência de calor do material promovido pelo pré-aquecimento, permitindo uma melhor condução de energia mesmo para valores mais baixos de corrente de pico. Assim, a região de alta energia se desloca, sugerindo uma nova distribuição dos parâmetros ideais para maximização da energia gerada.

Em termos comparativos, a presença do pré-aquecimento melhora a uniformidade da resposta da energia de soldagem, reduzindo a sensibilidade da energia em relação à corrente de pico. Esse comportamento implica que, sob condições de pré-aquecimento, o processo de soldagem se torna menos dependente de ajustes finos da corrente de pico e mais estável em relação a variações da corrente de base. Dessa forma, o pré-aquecimento pode ser um fator estratégico na otimização da energia gerada, conferindo maior previsibilidade e eficiência ao processo. Conclui-se, portanto que o pré-aquecimento não apenas altera a distribuição da energia em função das correntes de base e pico, mas também confere uma maior estabilidade ao processo, reduzindo a influência de variabilidades externas e permitindo um melhor controle da resposta energética do sistema.

5.1.8 Otimização

A otimização de processos é essencial para a obtenção de parâmetros ideais que maximizem a eficiência e qualidade dos resultados. O método de otimização utilizado foi o da subida mais íngreme (neste caso, descida, pois o problema é de minimização), contido no pacote RSM de Lenth (260).

O pacote utiliza regressão para ajustar modelos polinomiais de primeira e segunda ordem, permitindo a identificação da curvatura da superfície de resposta. Ele analisa contornos e trajetórias para encontrar pontos ótimos locais, determinando pontos críticos, como máximos e mínimos, por meio da matriz Hessiana. Além disso, emprega algoritmos de otimização numérica para definir os níveis ideais das variáveis que maximizam ou minimizam a resposta de interesse.

As Tabela 27 (a) e (b), apresentam os pontos estacionários da superfície de resposta e em unidades originais para as condições com e sem pré-aquecimento. Essa análise visa discutir a influência do pré-aquecimento na determinação dos valores ideais das variáveis estudadas.

Tabela 27 – Condições de otimalidade de primeira ordem para a resposta energia de soldagem.

a)			b)		
Ponto estacionário da superfície de resposta			Ponto estacionário da superfície de resposta		
Ip	Ib	Va	Ip	Ib	Va
1,63	-4,69	-10,63	2,75	-3,37	-5,90
Ponto estacionário em unidades originais			Ponto estacionário em unidades originais		
Ip	Ib	Va	Ip	Ib	Va
169,82 A	10,39 A	0,31 m/min.	188,34 A	9,43 A	2,76 m/min.

A Tabela 27a, apresenta os resultados correspondente à condição sem pré-aquecimento, observa-se que o ponto estacionário da superfície de resposta apresenta valores menores para Ip (1,63) e maiores para Ib (-4,69) e Va (-10,63). Quando convertidos para unidades originais, esses valores correspondem a Ip = 169,82, Ib = 10,39 e Va = 0,31. Esses resultados sugerem que, na ausência de pré-aquecimento, a corrente de pico assume valores elevados, enquanto a corrente de base permanece em um valor intermediário, e a velocidade de alimentação requer um valor próximo de zero, sendo este, impraticável devido às características do processo, que neste caso, manteria um comprimento de arame energizado (*Stick-out*) muito pequeno e fundiria o bico de contato da tocha de soldagem.

Já na condição de soldagem com pré-aquecimento, observa-se um aumento do valor estacionário da superfície de resposta para Ip (2,75) e uma redução para Ib (-3,37) e Va (-5,90). Em unidades originais, os valores correspondentes são Ip = 188,34, Ib = 9,43 e Va = 2,76. Comparando com a condição sem pré-aquecimento, percebe-se que a corrente de pico aumentou, enquanto a corrente de base e a velocidade de alimentação permanecem em valores baixos e praticáveis.

Em conclusão, os resultados indicam que pré-aquecimento promove mudanças significativas nos valores otimizados dos parâmetros do processo de soldagem estudado, sua implementação pode ser considerada uma estratégia eficaz para otimização de condições operacionais, em que se busca aliar qualidade da solda a eficiência do processo.

5.2 Análise Macrográfica

Neste tópico será analisado a macrografia dos cordões de solda, que segundo (277), consiste no exame do aspecto de uma peça ou amostra metálica, segundo uma seção plana devidamente polida e, em geral, atacada por um reativo apropriado. O aspecto, assim obtido, chama-se macroestrutura. O exame é feito à vista desarmada ou com auxílio de uma lupa.

5.2.1 Análise do perfil geométrico dos cordões de solda

As macroestruturas das juntas soldadas fornecem importantes informações para avaliar a qualidade solda e possibilitam uma melhor compreensão dos efeitos dos parâmetros do processo de soldagem nas características geométrica do cordão de solda (278). Neste tópico será analisado a influência da variação dos parâmetros, corrente de pico, corrente de base, velocidade de alimentação do arame eletrodo, e as condições com/sem pré-aquecimento.

Com base na qualidade visual, características geométricas do cordão de solda e propriedades de fusão da junta soldada, as amostras foram classificadas em três grupos que se distinguem quanto a energia de soldagem, A Tabela 28, apresenta os níveis de energia de soldagem e sua respectiva classificação.

Tabela 28 - Classificação da energia de soldagem em níveis.

Níveis de energia [kJ/cm]	Classificação
Até 1,8	(I)
De 1,81 – 2,65	(II)
Acima de 2,66	(III)

As condições de energia nível I, foram aquelas que além de apresentar um bom aspecto visual, atenderam parcialmente aos requisitos de perfil geométrico do cordão de solda, as condições de energia nível II, foram aquelas que satisfizeram totalmente os requisitos do perfil geométrico, com bom aspecto visual, e as condições de energia nível III, foram aquelas que a poça de fusão vazou através da junta soldada, gerando uma descontinuidade no cordão de solda, consequentemente não tiveram bom aspecto visual e não atenderam aos requisitos de perfil geométrico. A Tabela 29 apresenta as condições de soldagem e sua respectiva classificação.

Tabela 29 - Classificação das amostras por nível de energia.

CP n°	Ip [A]	Ib [A]	Va [m/min]	PA Cond.	E [kJ/cm]	CP n°	Ip [A]	Ib [A]	Va [m/min]	PA Cond.	E [kJ/cm]	Nível Energ.
1	126	45	5,9	sem	1,72	21	126	45	5,9	com	1,74	I
2	159	45	5,9	sem	1,75	22	159	45	5,9	com	1,75	I
3	126	75	5,9	sem	2,66	23	126	75	5,9	com	2,64	III
4	159	75	5,9	sem	2,74	24	159	75	5,9	com	2,68	III
5	126	45	7,2	sem	1,97	25	126	45	7,2	com	1,99	II
6	159	45	7,2	sem	2,05	26	159	45	7,2	com	2,11	II
7	126	75	7,2	sem	2,65	27	126	75	7,2	com	2,67	II
8	159	75	7,2	sem	2,67	28	159	75	7,2	com	2,72	III
9	115	60	6,6	sem	2,04	29	115	60	6,6	com	2,09	II
10	170	60	6,6	sem	2,10	30	170	60	6,6	com	2,19	II
11	143	35	6,6	sem	1,80	31	143	35	6,6	com	1,81	I
12	143	85	6,6	sem	3,16	32	143	85	6,6	com	3,07	III
13	143	60	5,5	sem	2,01	33	143	60	5,5	com	2,02	II
14	143	60	7,6	sem	2,32	34	143	60	7,6	com	2,39	II
15	143	60	6,6	sem	2,07	35	143	60	6,6	com	2,11	II
16	143	60	6,6	sem	2,08	36	143	60	6,6	com	2,08	II
17	143	60	6,6	sem	2,13	37	143	60	6,6	com	2,09	II
18	143	60	6,6	sem	2,14	38	143	60	6,6	com	2,16	II
19	143	60	6,6	sem	2,17	39	143	60	6,6	com	2,16	II
20	143	60	6,6	sem	2,16	40	143	60	6,6	com	2,17	II

Os requisitos geométricos utilizados para classificação das energias de soldagem foram penetração em face, altura, largura e índice de convexidade do cordão de solda. Após a classificação das amostras, foi selecionada a melhor condição para cada faixa de energia para análise. A

Tabela 30 apresenta as condições selecionadas.

Tabela 30 - Condições de soldagem selecionadas para análise com base na classificação por nível de energia de soldagem.

Condição de soldagem e energia	Classificação
CP1 - 1,72 kJ	(I)
CP7 - 2,65 kJ	(II)
CP32 - 3,07 kJ	(III)

O perfil geométrico de uma solda é importante, pois variações geométricas bruscas agem como concentradores de tensão, facilitando o aparecimento de trincas. De acordo com (279), o perfil do cordão pode também ser considerado como inadequado quando:

- Facilitar o aprisionamento escória entre passes de soldagem;
- Levar ao acúmulo de resíduos e, assim, prejudicar a resistência a corrosão da estrutura;

- Fazer com que a solda tenha, em alguns locais, dimensões incorretas.

A Figura 53 apresenta algumas dimensões relevantes a serem utilizadas na análise do perfil geométrico do cordão de solda.

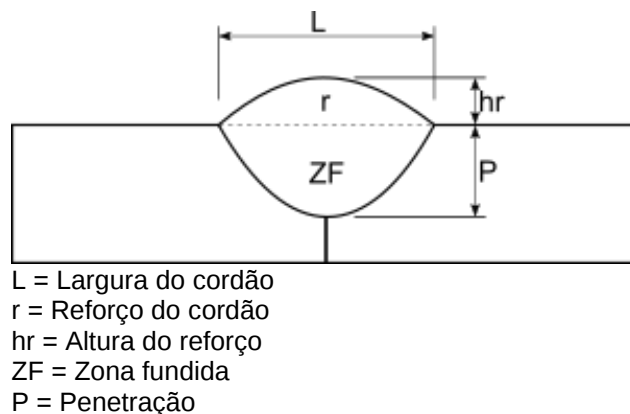


Figura 53 - Desenho representativo de um corpo de prova em corte transversal com a indicação das dimensões utilizadas para análise do perfil geométrico do cordão de solda.

5.2.2 Análise do acabamento dos cordões de solda

A Figura 28 da seção 4.2.9, mostra o acabamento superficial e macrografias da seção transversal dos cordões de solda para diferentes condições de soldagem apresentadas na Tabela 29. As condições com energia nível III (CP 3, 4, 8, 12, 23, 24, 28 e 32) são observados defeitos associados ao alto aporte de energia, nestes casos houve furos onde a poça de fusão vazou o metal base gerando descontinuidades nas soldas. Nas condições em geral, foi observado a baixa incidência de respingos, sendo presente em algumas condições de energia nível II (6, 7, 9, 17, 26, 27, 29 e 37), a baixa incidência se dá por característica intrínseca do modo STT de controle de transferência do metal de solda.

Outra característica observável em todas as condições de soldagem, é aumento na largura do cordão de solda ao longo do comprimento longitudinal, este fenômeno ocorre devido ao acúmulo de energia (na forma de calor) no corpo de prova, e consequentemente, a cada deslocamento da tocha de soldagem, a poça de fusão encontra o material mais aquecido, à medida que se aproxima da extremidade oposta ao início da solda, pois o coeficiente de transferência de calor por condução da liga AA-7075 é maior do que os de convecção e radiação, desse modo, o calor gerado pelo arco elétrico se propaga por condução rapidamente a partir da poça de fusão, porém ao chegar no limite do corpo de prova, a transferência de calor reduz abruptamente passando do modo de condução para convecção e radiação, promovendo o acúmulo de calor e alterando a geometria do cordão de solda.

5.2.3 Análise da convexidade dos cordões de solda

Uma característica geométrica importante do cordão de solda é o índice de convexidade (IC). (280) destacam que o controle do IC do cordão de solda é fundamental, e estabelecem um critério de aceitabilidade, sugerindo que valores na faixa de 15% a 30% representam uma condição de boa qualidade. Matematicamente o índice de convexidade é expresso por:

$$Ic = \frac{hr}{Lc} 100$$

Onde,

Ic = Índice de convexidade (%)

hr = Altura do cordão de solda

Lc = Largura do cordão de solda

A Tabela 31 apresenta o índice de convexidade das soldas realizadas.

Tabela 31 - Matriz experimental gerada a partir de um planejamento CCD com três fatores contínuos e um categórico variando em dois níveis e seis pontos centrais com as respostas índice de convexidade e nível de energia de soldagem.

CP nº	Ip [A]	Ib [A]	Va [m/min]	PA Cond.	IC	CP nº	Ip [A]	Ib [A]	Va [m/min]	PA Cond.	IC	Nível Energ.
1	126	45	5,9	sem	0.20	21	126	45	5,9	com	0.28	I
2	159	45	5,9	sem	0.17	22	159	45	5,9	com	0.16	I
3	126	75	5,9	sem	0.19	23	126	75	5,9	com	0.16	III
4	159	75	5,9	sem	0.13	24	159	75	5,9	com	0.17	III
5	126	45	7,2	sem	0.20	25	126	45	7,2	com	0.20	II
6	159	45	7,2	sem	0.16	26	159	45	7,2	com	0.19	II
7	126	75	7,2	sem	0.20	27	126	75	7,2	com	0.19	II
8	159	75	7,2	sem	0.16	28	159	75	7,2	com	0.17	III
9	115	60	6,6	sem	0.30	29	115	60	6,6	com	0.25	II
10	170	60	6,6	sem	0.30	30	170	60	6,6	com	0.16	II
11	143	35	6,6	sem	0.41	31	143	35	6,6	com	0.22	I
12	143	85	6,6	sem	0.17	32	143	85	6,6	com	0.19	III
13	143	60	5,5	sem	0.18	33	143	60	5,5	com	0.14	II
14	143	60	7,6	sem	0.26	34	143	60	7,6	com	0.21	II
15	143	60	6,6	sem	0.20	35	143	60	6,6	com	0.15	II
16	143	60	6,6	sem	0.13	36	143	60	6,6	com	0.09	II
17	143	60	6,6	sem	0.13	37	143	60	6,6	com	0.13	II
18	143	60	6,6	sem	0.20	38	143	60	6,6	com	0.16	II
19	143	60	6,6	sem	0.26	39	143	60	6,6	com	0.20	II
20	143	60	6,6	sem	0.23	40	143	60	6,6	com	0.18	II

Baseado nos valores da Tabela 31, foram plotados os gráficos das Figura 54 e Figura 55, que apresentam respectivamente, os IC para as condições sem e com pré-aquecimento. Para a análise desta resposta foi considerado o critério definido por (280), que no gráfico, são representados pelas linhas verde (tracejada) e vermelha (contínua-ponto).

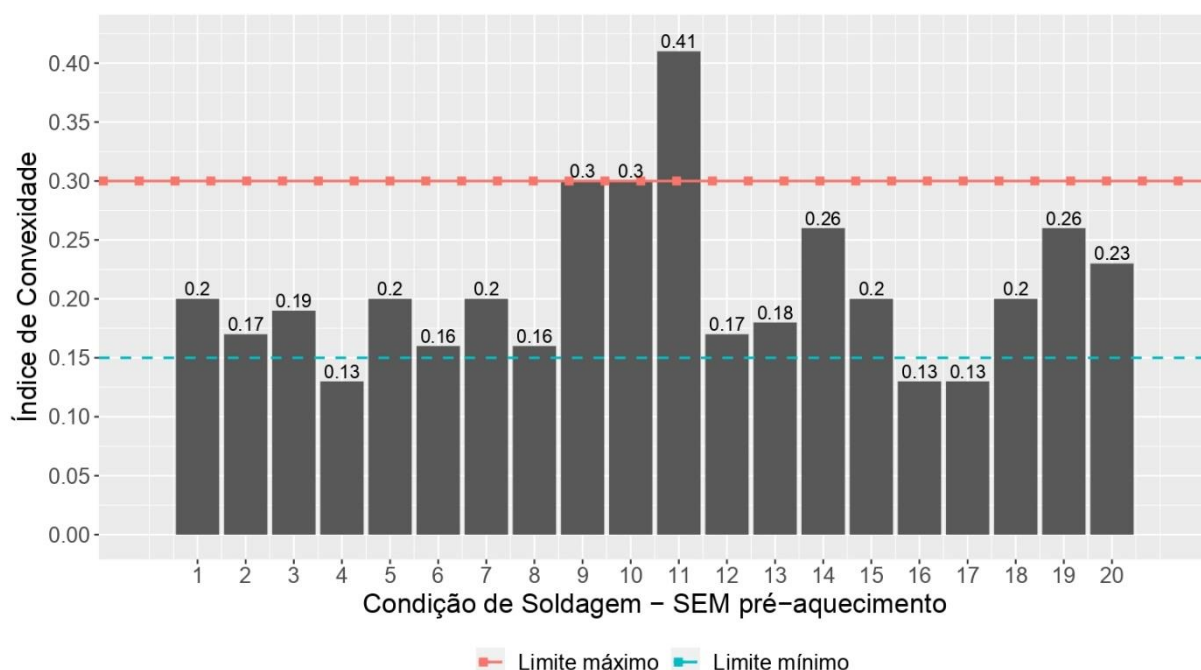


Figura 54 - Gráfico de barras da resposta índice de convexidade para as condições de soldagem sem pré-aquecimento.

Na Figura 54, que apresenta os IC das condições sem pré-aquecimento, observa-se que três amostras ficaram abaixo do limite mínimo, uma excedeu o máximo e duas ficaram no limiar. Já para as condições com pré-aquecimento, apresentadas na Figura 55, não houve IC que excedeu o limite máximo e três condições ficaram abaixo do mínimo.

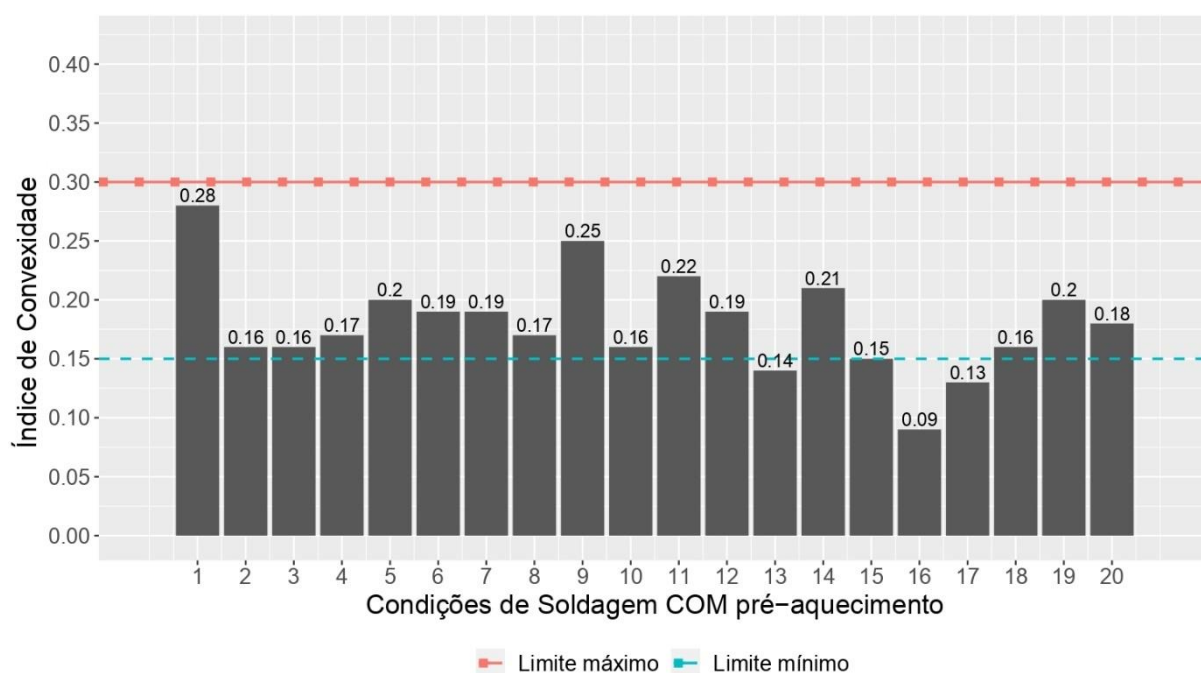


Figura 55 - Gráfico de barras da resposta índice de convexidade para as condições de soldagem com pré-aquecimento.

Ao se considerar somente número de amostras que excederam os limites do IC para as condições com e sem pré-aquecimento, pode parecer que o pré-aquecimento não teve influência significativa para esta resposta, mas a partir de uma análise estatística básica, é revelado algumas informações relevantes. O gráfico *boxplot* da Figura 56 apresenta esta análise.

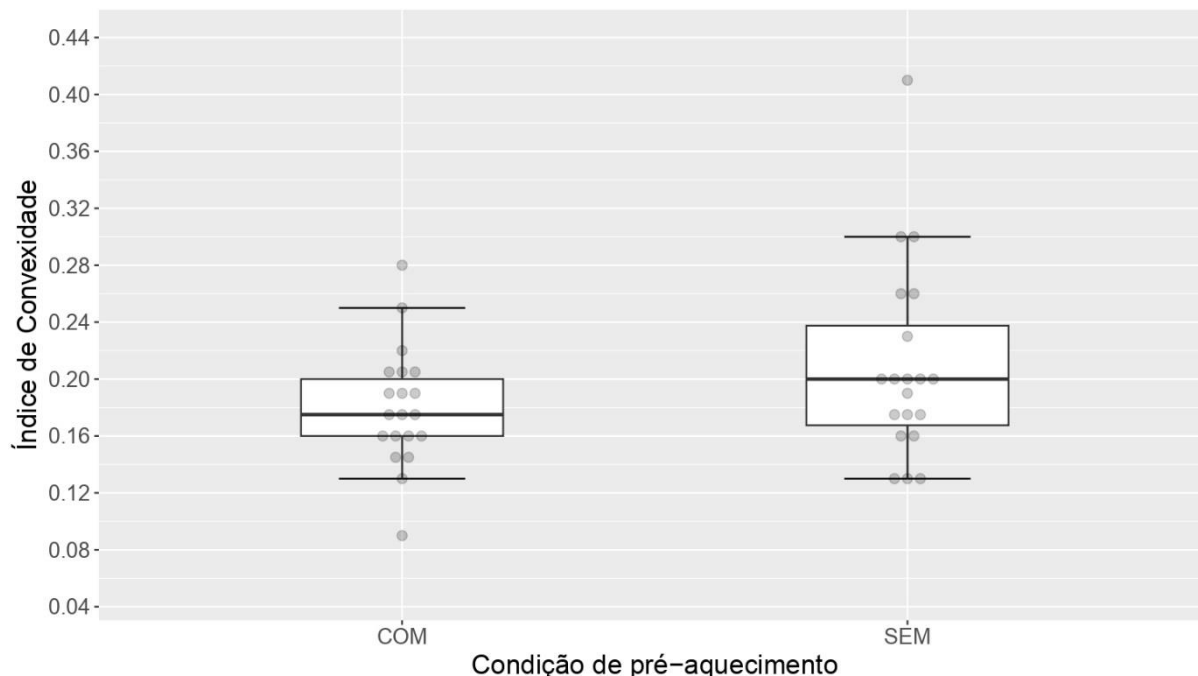


Figura 56 - *Boxplot* da resposta índice de convexidade para as condições de soldagem com e sem pré-aquecimento.

Por meio do gráfico da Figura 56, observa-se que a amplitude interquartil (AIQ), (representada pela base e topo da caixa), e amplitude entre os limites (representa pela linha horizontal do “T” que se projeta para cima e para baixo da caixa) das amostras com pré-aquecimento foram menores, denotando menor variabilidade do IC, o que pode-se observar também pelos pontos cinzas plotados no gráfico, que são os IC de cada amostra, nas condições com pré-aquecimento estão mais aglutinados e nas condições sem, estão mais dispersos.

Observa-se também que a mediana (representada pela linha horizontal dentro da caixa), para as condições com pré-aquecimento está deslocada para baixo, significando uma tendência de IC menor, neste caso 0,17 para as condições com pré-aquecimento e 0,20 para as sem pré-aquecimento.

Por fim, as condições com pré-aquecimento apresentam dois valores discrepantes, conhecidos como *outliers*, um acima (0,28) e um abaixo (0,09) e as condições sem pré-aquecimento apresenta um outlier, cujo valor é 0,41, que embora seja apenas um, seu valor é mais discrepante comparado as condições com pré-aquecimento. Conclui-se que o pré-aquecimento promoveu melhor a diluição nas soldas, favorecendo a molhabilidade do cordão e consequentemente IC mais adequados.

5.2.4 Análise da diluição nos cordões de solda

A diluição é a quantidade percentual de metal de base que entra na composição do metal de solda na soldagem por fusão, podendo variar desde valores muito baixos como 5% até 100% na soldagem autógena (281). Matematicamente a diluição é expressa por:

$$D = \frac{A_p}{A_c + A_p} 100$$

Onde,

D = Diluição (%)

A_p = Área da penetração

A_c = Área do cordão de solda

Para a maioria das aplicações em aços de baixo carbono a diluição apresenta pequena importância no que diz respeito ao comportamento da junta em serviço, porém em algumas aplicações "especiais" esta característica pode ser determinante na performance do componente, podendo inclusive favorecer falhas durante a operação do equipamento (282).

Para revestimentos duros depositados por soldagem GTAW, a literatura recomenda que as taxas de diluição apresentem valores médios na faixa de 10% a 20% (283,284), contudo, para juntas dissimilares no processo GMAW, embora se reconheça que o controle da diluição é uma importante variável a ser controlada, não se tem um consenso quanto a faixa ideal. A Tabela 32, apresenta as taxas de diluição para cada condição soldada.

Tabela 32 - Matriz experimental gerada a partir de um planejamento CCD com três fatores contínuos e um categórico variando em dois níveis e seis pontos centrais com as respostas diluição e nível de energia de soldagem

CP n°	Ip [A]	Ib [A]	Va [m/min]	PA Cond.	Diluição [%]	CP n°	Ip [A]	Ib [A]	Va [m/min]	PA Cond.	Diluição [%]	Nível Energ.
1	126	45	5,9	sem	58	21	126	45	5,9	com	38	I
2	159	45	5,9	sem	66	22	159	45	5,9	com	59	I
3	126	75	5,9	sem	56	23	126	75	5,9	com	55	III
4	159	75	5,9	sem	66	24	159	75	5,9	com	43	III
5	126	45	7,2	sem	63	25	126	45	7,2	com	56	II
6	159	45	7,2	sem	68	26	159	45	7,2	com	49	II
7	126	75	7,2	sem	53	27	126	75	7,2	com	36	II
8	159	75	7,2	sem	69	28	159	75	7,2	com	47	III
9	115	60	6,6	sem	51	29	115	60	6,6	com	41	II
10	170	60	6,6	sem	55	30	170	60	6,6	com	46	II
11	143	35	6,6	sem	48	31	143	35	6,6	com	46	I
12	143	85	6,6	sem	44	32	143	85	6,6	com	34	III
13	143	60	5,5	sem	45	33	143	60	5,5	com	53	II
14	143	60	7,6	sem	43	34	143	60	7,6	com	49	II
15	143	60	6,6	sem	70	35	143	60	6,6	com	60	II
16	143	60	6,6	sem	64	36	143	60	6,6	com	70	II
17	143	60	6,6	sem	67	37	143	60	6,6	com	64	II
18	143	60	6,6	sem	37	38	143	60	6,6	com	47	II
19	143	60	6,6	sem	36	39	143	60	6,6	com	37	II
20	143	60	6,6	sem	42	40	143	60	6,6	com	48	II

A diluição se refere à união coalescente entre o metal de solda e o metal base AA-7075, já que com o metal base Ti-6Al-4V não houve diluição, pois a união ocorreu por difusão. O pré-aquecimento foi utilizado para melhorar a difusão e reduzir o gradiente de resfriamento na interface MS-MB Ti-6Al-4V. A taxa média de diluição para condições sem pré-aquecimento é de 47%. Quanto à distribuição dos valores em torno da média, há mais valores acima do que abaixo. A partir do gráfico da Figura 57, observa-se que a média da taxa de diluição para as condições sem pré-aquecimento é 47%, quanto a distribuição dos valores ao redor da média, há mais valores acima do que abaixo.

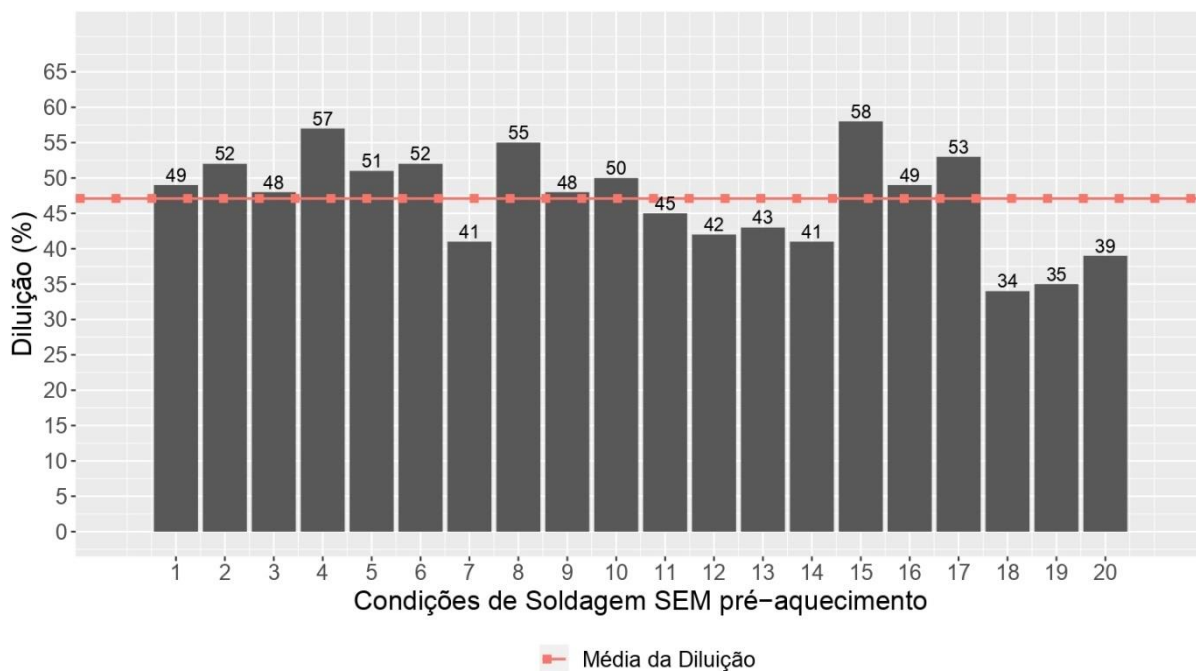


Figura 57 - Gráfico de barras da resposta diluição para as condições de soldagem sem pré-aquecimento.

Já para as condições com pré-aquecimento, apresentadas na Figura 58, a taxa média de diluição é de 42%, uma redução de 5% comparada as condições sem pré-aquecimento. Quanto a distribuição dos valores ao redor da média, seguiu a mesma tendência das condições sem pré-aquecimento, apresentando mais valores acima do que abaixo.

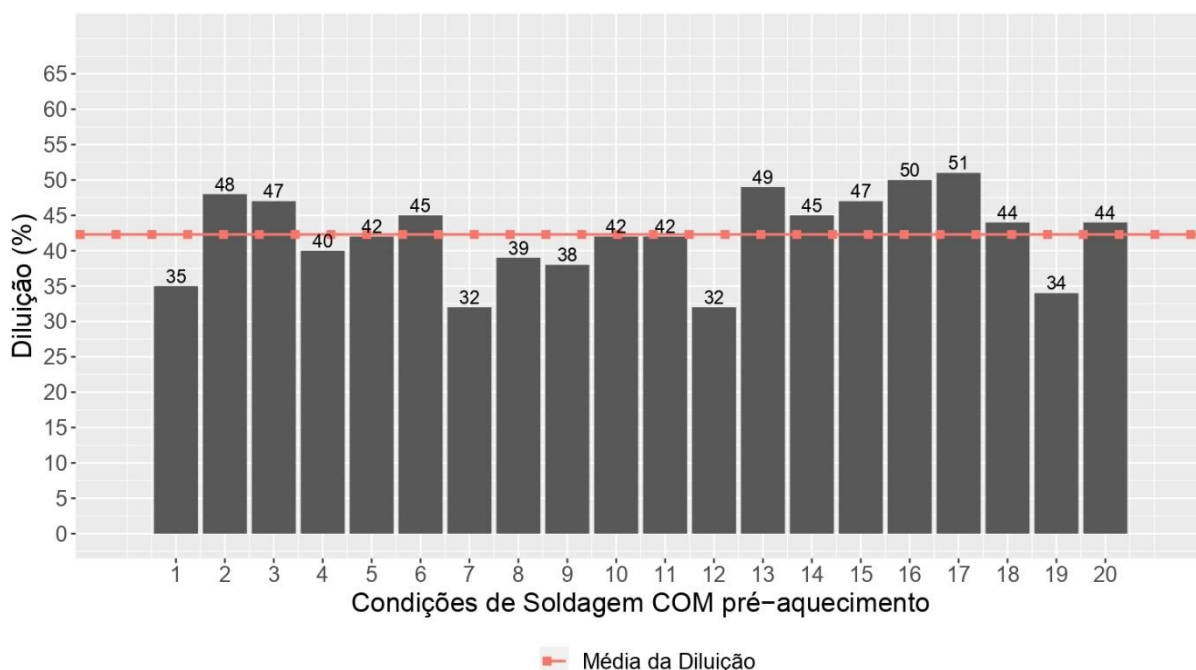


Figura 58 - Gráfico de barras da resposta diluição para as condições de soldagem com pré-aquecimento

Além da redução em 5% da média da taxa de diluição, o pré-aquecimento promoveu menor variabilidade desta taxa, como se vê no gráfico *boxplot* apresentado na Figura 59. Observa-se que tanto a AIQ, quanto a amplitude entre os limites das amostras com pré-aquecimento foram menores, expressando menor variabilidade da taxa de diluição, o que é confirmado pela distribuição dos pontos cinzas plotados no gráfico, que são os valores da diluição de cada amostra, nas condições com pré-aquecimento estão mais aglutinados e nas condições sem, estão mais dispersos.

Outra característica importante observada é que a mediana para as condições sem pré-aquecimento está deslocada para cima, mostrando que a maior parte dos valores das taxas de diluição estão acima da mediana, já para as condições com pré-aquecimento a mediana ocupa a posição central, denotando uma distribuição mais homogênea, da taxa diluição. Não foi observado nenhum *outlier* para ambas as condições. Conclui-se que o pré-aquecimento promoveu a redução na taxa de diluição das soldas, e proporcionou menor variabilidade da diluição.

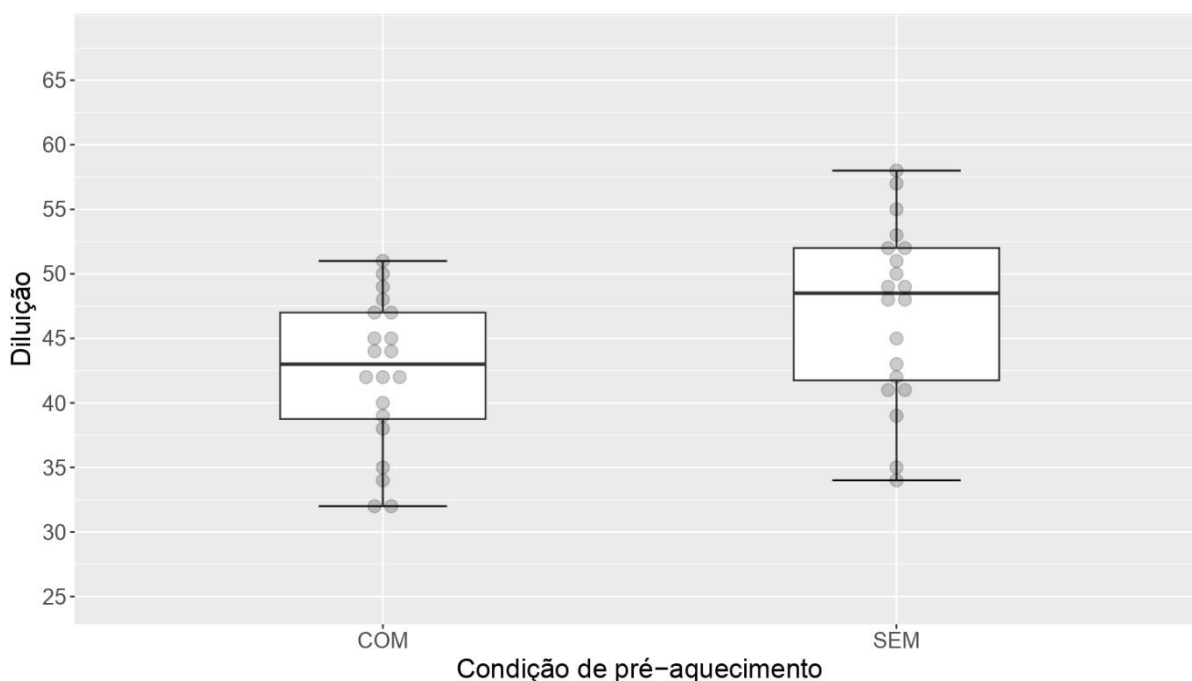


Figura 59 - Boxplot da diluição para as condições de soldagem com e sem pré-aquecimento.

5.3 Análise Micrográfica

A análise micrográfica em juntas soldadas é fundamental para compreender as transformações metalúrgicas que ocorrem durante o processo de soldagem e como essas mudanças afetam as propriedades mecânicas e a integridade da junta (285). Por meio dessa análise, é possível identificar a formação de fases intermetálicas, variações no tamanho e na morfologia dos grãos, zonas afetadas pelo calor (ZTA) e possíveis defeitos, como trincas ou porosidades. Essas informações são essenciais para avaliar a qualidade da solda, prever o desempenho em serviço, otimizar parâmetros de soldagem e selecionar materiais e processos que minimizem tensões residuais e fragilidades. Assim, a análise microestrutural desempenha um papel crucial no desenvolvimento de uniões soldadas seguras, duráveis e eficientes (286)

5.3.1 Análise da microestrutura da interface Al/Ti

A análise a seguir teve como foco a composição e as diferentes morfologias na interface Al-Ti. Nesta região verificou-se a formação de quatro morfologias de interface resultantes da variação térmica durante a soldagem. As morfologias típicas de interface associadas às fases encontradas são descritas abaixo.

A morfologia do tipo 1, composta por uma estrutura com grãos grandes de forma circular na liga de Al-4047 (MS) como apresentado na Figura 60, o tamanho médio dos grãos nesta região é de 28 μm .

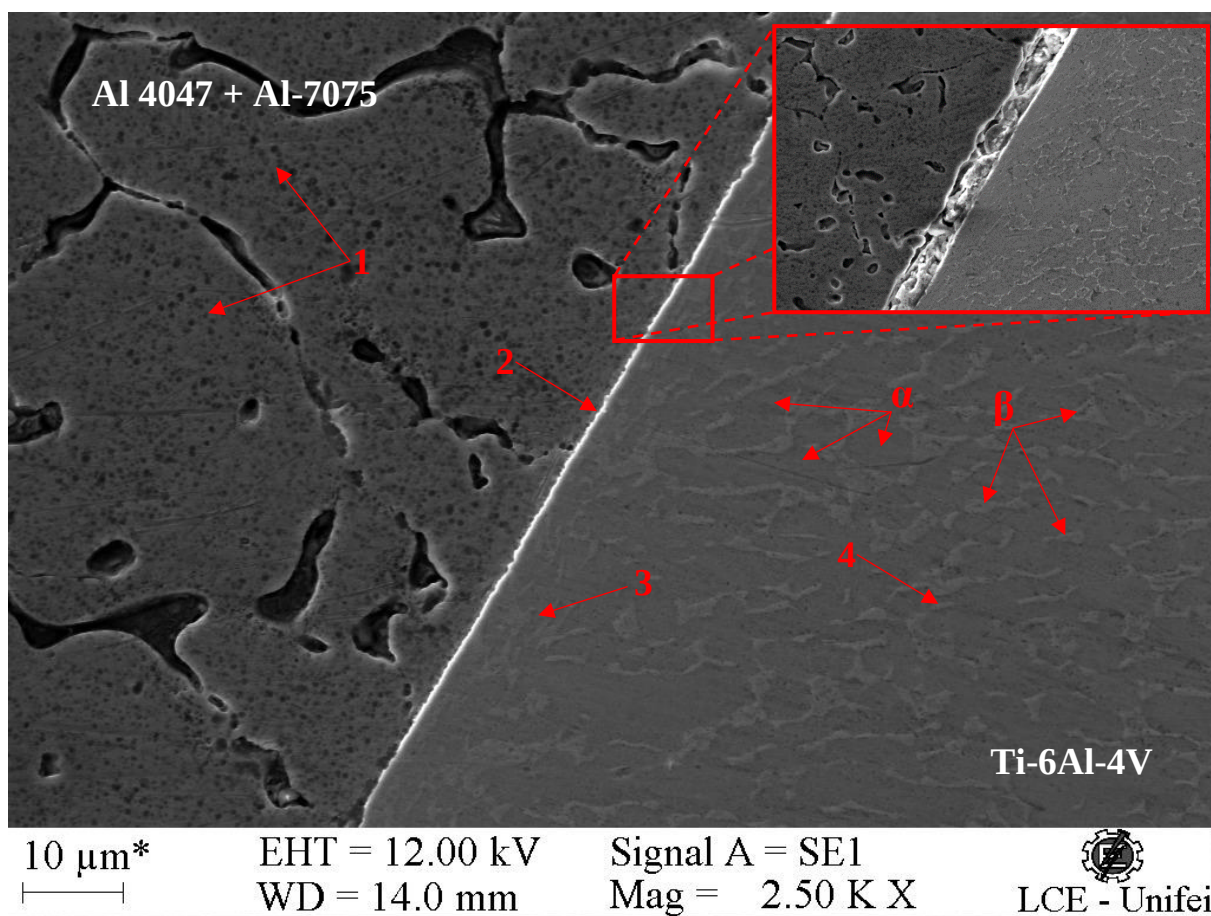


Figura 60 - Microestrutura de interface de ligas Al/Ti.

A morfologia do tipo 2, é a camada intermediária (CI) formada entre o MS e a liga Ti-6Al-4V, a espessura média desta camada é de 0,77 μm . Foi observada uma fina camada de difusão 0,04 μm na interface MS/CI e uma de 0,06 na interface CI/Ti-6Al-4V. Na CI a morfologia difere tanto do MS como da liga Ti-6Al-4V. A CI da junta consiste em uma camada de solução sólida e uma camada de composto intermetálico supersaturado. Os átomos de alumínio e titânio na interface se difundem para formar uma camada de solução sólida durante a soldagem. Além disso, os átomos supersaturados precipitaram a camada de solução sólida para produzir TiAl_3 , devido à energia livre de Gibbs mais baixa (287).

As morfologias dos tipos 3 e 4 pertencem a liga Ti-6Al-4V e é composta por grãos α e β . A do tipo 3 está próximo a CI e embora a liga não tenha sofrido fusão, a temperatura nesta da região ZTA foi suficiente para alterar a morfologia dos grãos β , manteve sua forma lenticular, porém em tamanho menor que do tipo 4, e sua orientação ficou disposta paralelamente a junta soldada, foi observado ainda que houve uma fragmentação destes grãos nesta região.

Uma explicação plausível para mudança morfológica do tipo 3 é a relação temperatura/gradiente de resfriamento. O resfriamento lento a partir da temperatura β -transus, promove o efeito do recozimento na liga, e como resultado os grãos de forma lenticular assumem uma morfologia equiaxial (288). Segundo Carrozza *et al.* (289) o modo STT fornece menor aporte de calor em comparação ao processo GMAW convencional, resultando em um maior gradiente de resfriamento, portanto agora não houve tempo suficiente para a

transformação completa de β , resultando nesta fase intermediária. Na morfologia do tipo 4, os grãos α e β não se alteraram, pois, a temperatura nesta região não atingiu o nível β -transus.

5.3.2 Influência do pré-aquecimento na microestrutura do cordão de solda

O pré-aquecimento associado ao uso do processo GMAW-STT melhorou a difusão na IS Al/Ti sob condições com energia de soldagem nível III, conforme mostrado na amostra 32 da Figura 61 sem a formação de uma camada intermediária (CI), que pode ser identificada pela linha branca na zona de ligação das amostras 1 e 7 da mesma Figura. Embora estruturas de interface sem formação de CI sejam incomuns, isso foi observado para outras combinações de materiais unidos por soldagem ultrassônica e outras técnicas; como caixa metal-metal (290), caixa metal-cerâmica (291) e combinação metal-vidro (292).

As interfaces de camada que não reagiram estão tipicamente associadas a uma energia de soldagem muito baixa ou a uma barreira de energia muito alta para nuclear a camada de composto intermetálico.

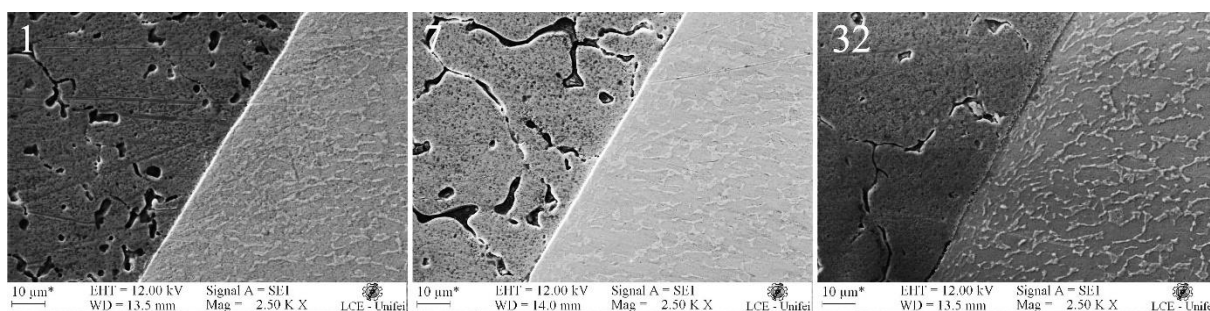


Figura 61 - Amostra da condição de soldagem 1, nível I, sem pré-aquecimento, energia de soldagem 1,72 kJ/cm. Amostra da condição de soldagem 7, nível II, sem pré-aquecimento, energia de soldagem 2,65 kJ/cm. Amostra da condição de soldagem 32, nível III, com pré-aquecimento, energia de soldagem 3,07 kJ/cm.

As propriedades do Ti-6Al-4V são muito dependentes da proporção de α e β . Geralmente, quando esta liga é aquecida a altas temperaturas e resfriada lentamente, há uma alteração nesta proporção, quanto maior a temperatura inicial, maior a quantidade de grãos α e mais dispersos eles estarão no material (293).

A Figura 62a apresenta a micrografia da região da ZL Al-Ti, já a Figura 62b apresenta a micrografia da liga Ti-6Al-4V que não foi afetada pelo calor. Observa-se que na liga de titânio próximo a ZL, a morfologia dos grãos β sofreu alteração, assumindo uma forma mais alongada e sua orientação ficou paralela a junta soldada, porém o percentual de fase β por área não sofreu alteração. As áreas em destaque na cor azul em ambas as micrografias, foi onde realizou-se a quantificação da fase β , na Figura 62a na região onde β sofreu alteração morfológica e na Figura 62b na região que não foi afetada pelo calor, o percentual em área de fase β foi respectivamente 27,26% e 25,85% com erro de 5%.

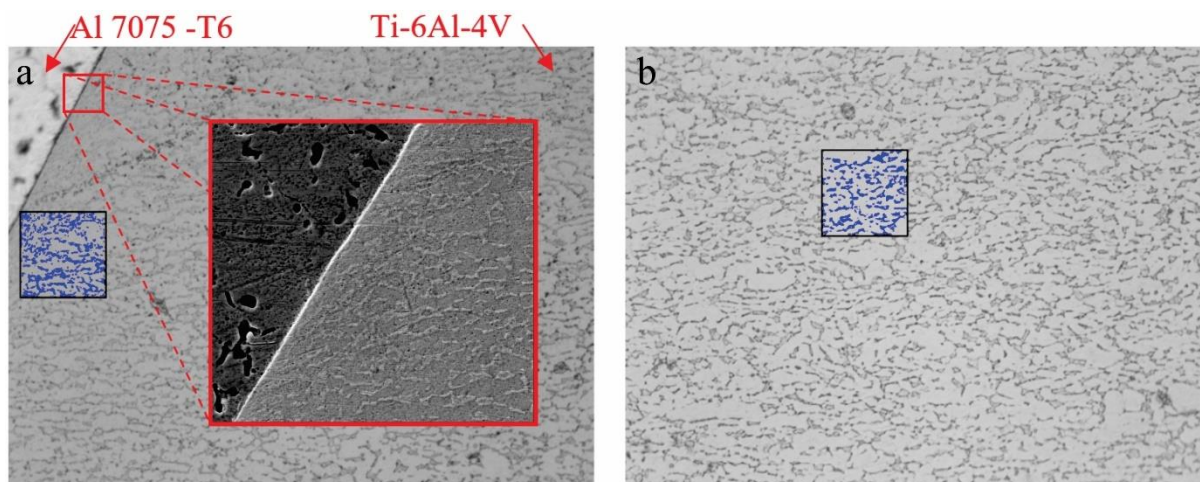


Figura 62 - Micrografia da condição de baixa energia. CP 1 com magnificação de 500 x, $I_p = 126$ A, $I_b = 45$ A, $V_a = 5,9$ m/min. a) região da ZL Al-Ti, b) Ti não afetado pelo calor.

As quantidades relativas de cada fase são uma função da diferença entre a temperatura que a liga é submetida e β -transus (temperatura de transformação da fase β) (294). Isso explica o motivo pelo qual não houve alteração na quantificação de fases na interface, pois uma característica marcante do processo GMAW-STT, é o controle da temperatura na poça de fusão por meio do controle do tempo de transferência da do gota, tornando possível solda de qualidade com baixo aporte de calor quando comparado ao GMAW convencional (295). A Figura 63 mostra o diagrama de fases com as possíveis localizações para a temperatura de transformação de uma liga α/β típica, tal como Ti-6Al-4V. Quanto maior a temperatura na região $\alpha + \beta$, mais β estará disponível para transformação no resfriamento.

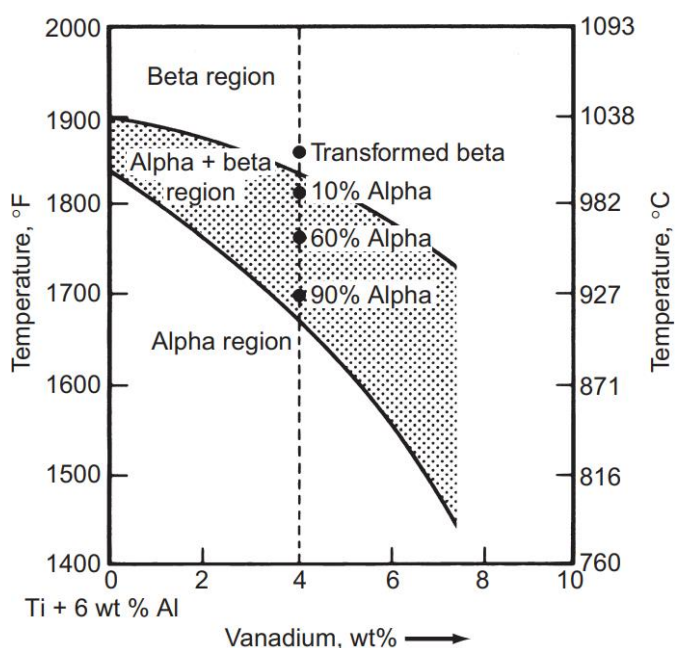


Figura 63 - Diagrama de fases Ti-6Al-4V (296).

Kolli e Devaraj (297) corroboram com este argumento ao explicar o mecanismo de transformação das fases α/β dizendo, que ao atingir uma temperatura acima de β -transus, surge uma estrutura acicular completamente transformada. A forma exata das estruturas α globular (equiaxial) e β transformada produzidas depende da localização exata do β -transus, que varia

com a temperatura da liga e também do grau e natureza da deformação produzida, bem como a taxa de resfriamento. Desta forma, pode-se compreender a morfologia das fases próxima a interface, que embora tenha se modificada, o baixo aporte térmico devido ao modo STT não proporcionou condições suficientes para a formação de grãos equiaxiais.

Kim *et al.* (298) e Zeng *et al.* (299) sugerem que o tamanho do grão do Ti-6Al-4V em processos de soldagem é influenciado por fatores como deformação, temperatura e técnicas de soldagem, com menor aporte de calor resulta em estruturas de grãos finos. Cao e Jahazi (300) observaram que na soldagem pulsada da liga Ti-6Al-4V, o tamanho do grão diminuiu cerca de 30% na zona de fusão e o alongamento aumentou em até 68% comparado ao processo de soldagem convencional. O que explica a formação de grãos β menores próximo a interface.

Outro fator morfológico importante a se observar é que apesar de haver a formação de uma camada intermediária entre o MS e Ti-6Al-4V, não houve a precipitação de óxidos nesta região, como se observa na Figura 64 e tabela da Figura 65.

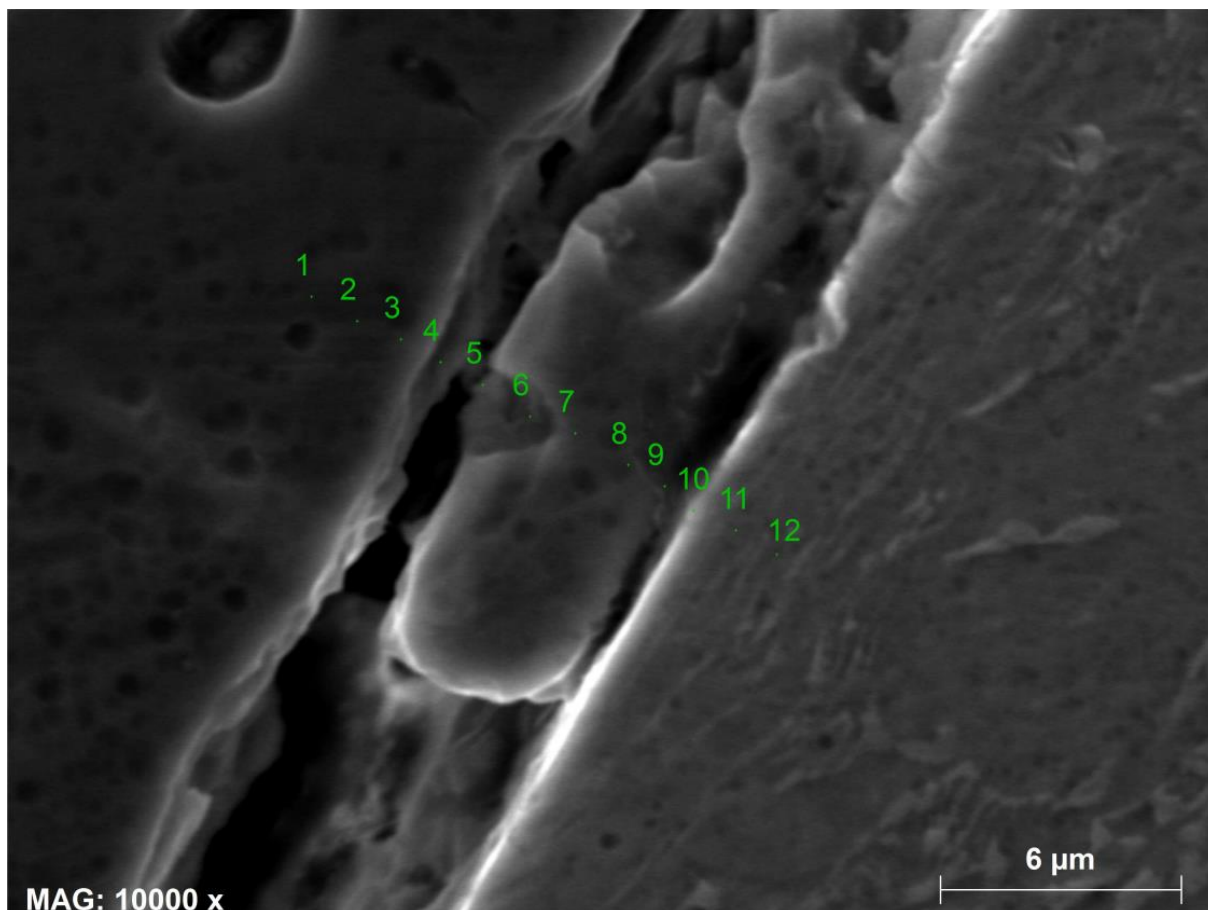


Figura 64 – Micrografia da camada intermediária na interface Al-Ti. Energia de soldagem 1.72 kJ/cm. Ataque com reagente Kroll, $t=30s$. Ampliação 10k.

Atomic percent (%)						
Spectrum	O	Mg	Al	Ti	V	Zn
1	1,73	4,42	92,65	0,16	0,00	1,04
2	6,26	5,16	86,87	0,47	0,00	1,24
3	8,33	5,20	83,41	1,88	0,35	0,84
4	34,98	4,75	58,62	0,33	0,00	1,32
5	10,22	4,02	84,28	0,39	0,01	1,08
6	2,28	4,13	92,19	0,42	0,00	0,98
7	2,03	5,01	90,81	1,00	0,00	1,14
8	17,41	3,15	34,93	42,07	1,26	1,16
9	8,25	0,72	11,28	76,17	3,06	0,52
10	5,68	0,46	9,83	79,91	3,70	0,43
11	4,34	0,41	9,91	81,43	3,57	0,34
12	9,27	0,55	8,84	75,59	5,32	0,43

Mean value:	9,23	3,17	55,30	29,99	1,44	0,88
Sigma:	9,22	2,02	37,29	37,56	1,93	0,35
Sigma mean:	2,66	0,58	10,76	10,84	0,56	0,10

Figura 65 - Tabela dos percentuais atômicos dos elementos químicos da camada intermediária às ligas Ti-Al.

A tabela de percentual atômico dos elementos apresentada na Figura 65 confirma esta observação, pois, a composição química nos pontos 6, 7 são típicas do ER-4047 e nos pontos 8 e 9, típica do Ti-6Al-4V, com pequenas alterações nos percentuais. Há também a ausência de grãos brancos, o que indicaria alta concentração de oxigênio nesta região.

5.3.3 Análise microscopia eletrônica de varredura (MEV) e espectroscopia de raios-X por energia dispersiva (EDS)

A análise por Espectroscopia de Raios X por Energia Dispersiva (EDS) é uma técnica fundamental na caracterização de materiais, pois permite identificar e quantificar a composição química elementar de amostras em nível microscópico. Utilizada frequentemente em conjunto com microscopia eletrônica de varredura (MEV), a EDS é crucial para investigar interfaces, como em processos de soldagem, e determinar a presença e distribuição de elementos em regiões específicas, como camadas interfaciais ou compostos intermetálicos. Essa análise contribui para compreender fenômenos de difusão, reações químicas e a formação de fases, auxiliando no desenvolvimento de materiais mais eficientes e no aprimoramento de processos industriais (301).

A preparação das amostras para análise no MEV foi realizada usando o procedimento padrão de para microscopia, onde as amostras foram embutidas em baquelite, lixadas, polidas e secas em estufa. O equipamento utilizado na análise foi o MEV Zeiss equipado com detector XFlash® 6-10 e unidade de processamento de sinais da marca Bruker. Os dados foram analisados usando o *software* Zeiss Smart SEM.

Análise química na interface da junta soldada

Uma avaliação mais aprofundada das amostras com o EDS pode fornecer informações mais específicas das fases presentes na amostra através dos elementos químicos.

O MEV pode gerar micrografias detalhadas com grandes magnificações que favorecem a análise micrográfica, no entanto, embora as micrografias forneçam informações relevantes, o uso de ferramentas analíticas adicionais é indispensável para uma avaliação mais precisa dos materiais. O uso da espectroscopia de raios-X por dispersão de energia (EDS) permite a detecção específica da composição química do material tanto em uma determinada área como de forma pontual, a Figura 66 apresenta a disposição dos pontos onde foram realizadas as análises por EDS. Os pontos de 1 a 6 estão na liga Al-7075, de 8 a 12 na liga Ti-6Al-4V e o ponto 7 na interface entre as ligas.

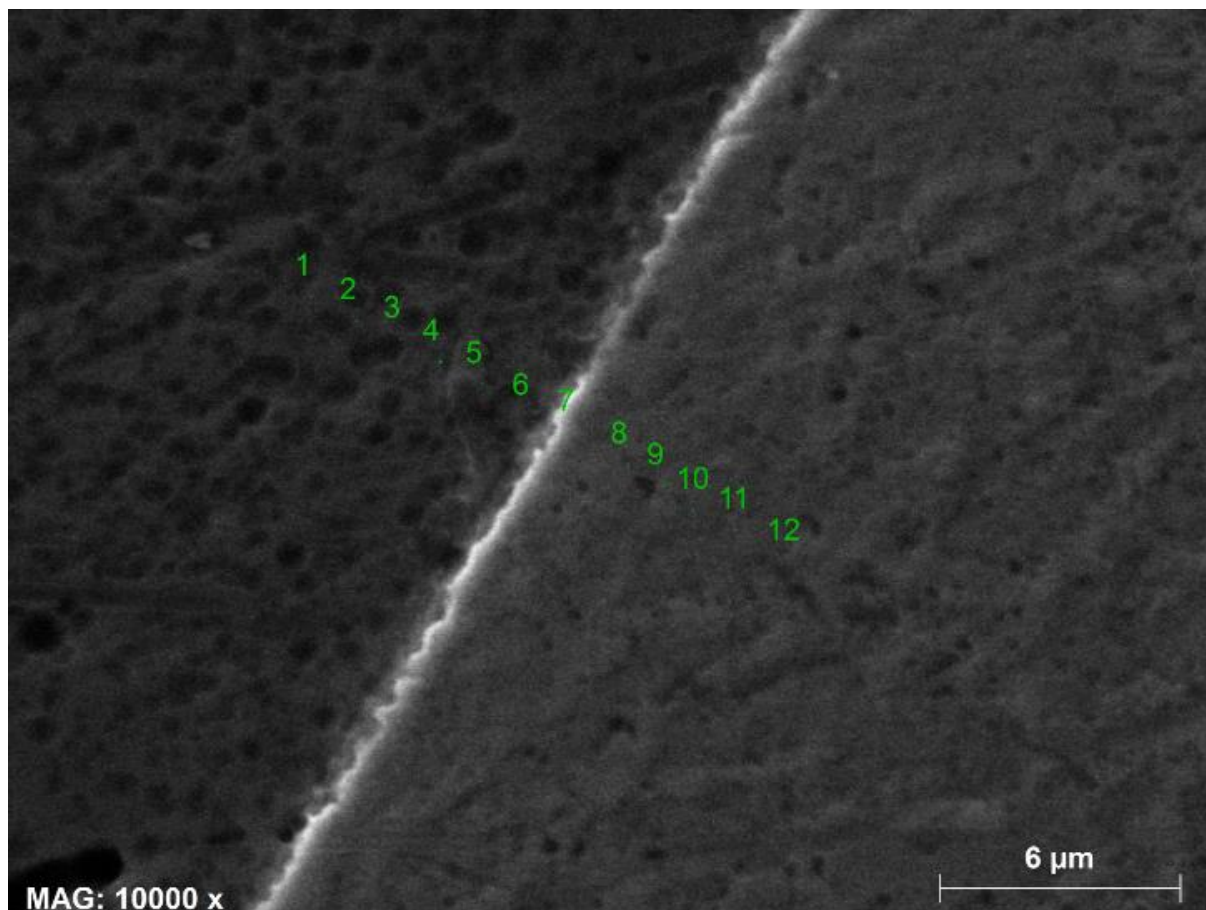


Figura 66 - Micrografia CP 1 com ampliação 10000x, $I_p = 126$ A, $I_b = 45$ A, $V_a = 5,9$ m/min., região da ZL Al-Ti.

A Figura 67 apresenta o resultado da análise do EDS realizado de forma pontual conforme indicado na Figura 65. A partir dos valores obtidos foi plotado o gráfico apresentado na Figura 68, onde pode-se observar a percentual em massa de cada elemento.

Mass percent (%)

Spectrum	O	Mg	Al	Ti	V	Zn
1	0,59	1,95	85,50	0,60	0,00	1,48
2	0,67	1,99	87,74	0,65	0,00	1,53
3	0,63	1,91	86,70	0,73	0,00	1,51
4	1,32	1,78	82,30	0,72	0,00	1,44
5	0,73	1,71	81,55	2,76	0,00	1,30
6	2,55	0,52	15,92	75,51	4,23	1,03
7	1,55	0,21	5,27	83,47	5,46	0,60
8	1,47	0,21	6,46	87,36	2,04	0,54
9	1,43	0,19	6,82	87,72	1,31	0,61
10	1,56	0,24	6,99	87,91	1,09	0,58
11	1,61	0,23	6,56	88,03	1,63	0,51
12	1,77	0,18	5,68	86,20	3,39	0,52
Mean value:	1,32	0,93	39,79	50,14	1,60	0,97
Sigma:	0,58	0,84	39,82	43,43	1,87	0,45
Sigma mean:	0,17	0,24	11,50	12,54	0,54	0,13

Figura 67 - Gráfico do percentual em massa dos elementos químicos da junta soldada na interface Al-Ti da condição 01.

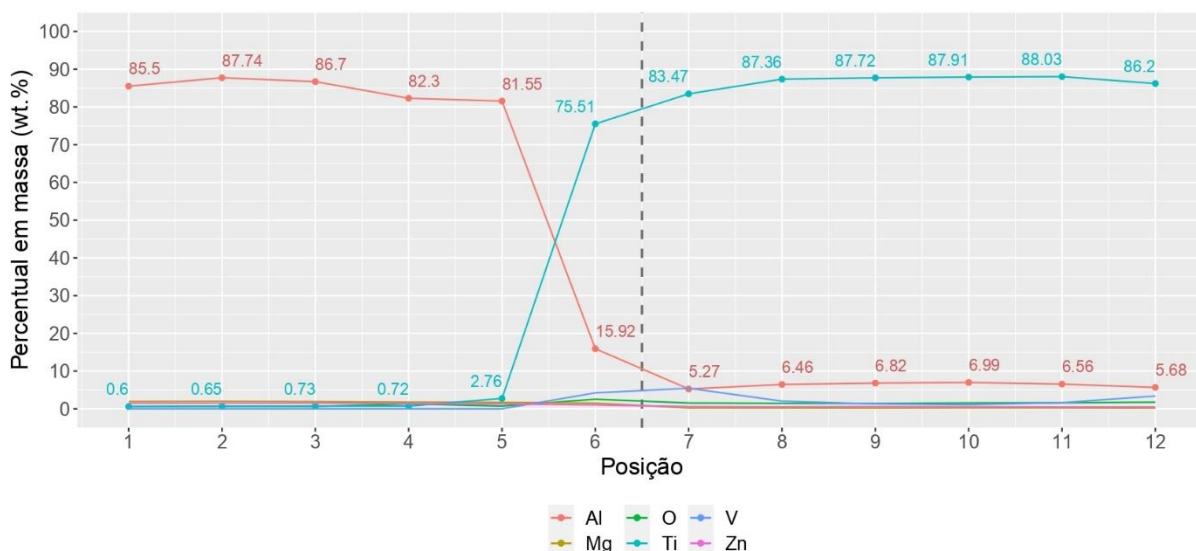


Figura 68 - Percentual em massa dos elementos químicos da junta soldada na interface Al-Ti da condição 01.

A linha tracejada vertical no gráfico da Figura 68 indica a interface da junta soldada, como pode-se observar, não houve migração de Al para a liga de Ti, o que poderia incorrer na formação do óxido $TiAl_3$, que comum e indesejável na união destas ligas por meio do processo de soldagem GMAW convencional (15). Já em relação ao Ti, foi observado sua presença na liga de Al na região próxima a interface.

Em relação ao elemento vanádio, estabilizador da fase β , observa-se que houve um ligeiro aumento em sua concentração na região próxima a interface. Froes (302) afirma que a ductilidade da solda diminui rapidamente com o aumento do teor de liga estabilizadora de β , quando seu teor excede 5% ocorre a fragilização severa da solda pela formação de elementos intersticiais de solução sólida; pode-se observar neste caso, que seu teor ficou próximo a este valor, mas não o excedeu.

As Figura 69 a e Figura 69b apresentam respectivamente as análises químicas das ligas de Al e Ti nos pontos 1 e 12 conforme indicado na Figura 66. Foi constatado as quantidades percentuais esperadas conforme suas composições apresentadas nas tabelas 2 e 5 do item 4.1.1 da seção Materiais.

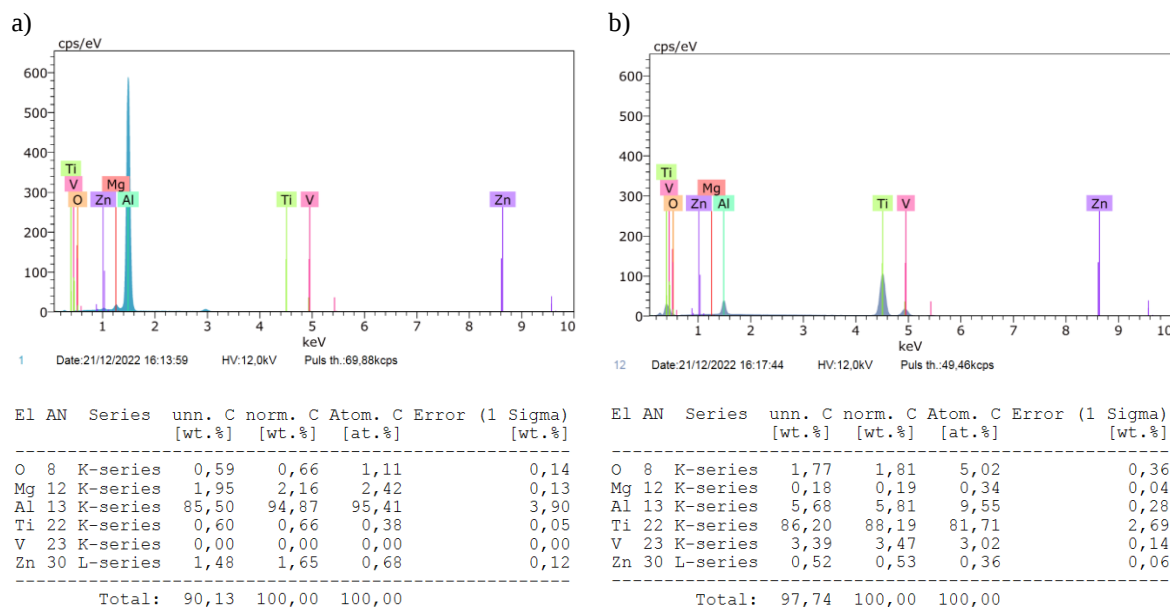


Figura 69 - Análise química dos elementos das ligas Al-7075 T6 e Ti-6Al-4V soldadas com a condição de soldagem 1 Ip = 126 A, Ib = 45 A, Va = 5,9 m/min. . Energia de soldagem 1.72 kJ/cm.

Por não haver alterações significativas na composição química, constatou-se a manutenção das propriedades mecânicas nas juntas pós soldagem, conforme será apresentado na seção 5.4.

Análise metalúrgica na interface da junta soldada

A presença de óxidos na interface das ligas soldadas resulta em efeitos deletérios às propriedades da junta, sendo assim, para garantir a integridade da mesma é fundamental que esteja livre de óxidos. Uma das formas de caracterizar sua presença em uma liga é por meio do EDS, com quantificação de oxigênio na região de interesse. Na amostra analisada, pode-se observar a ausência de óxidos na ZL entre o Al-Ti conforme apresentado na Figura 64, onde a presença de óxidos apareceria em forma de grãos brancos, no gráfico da Figura 67 pode-se comprovar pela análise química também, pois na linha do oxigênio não houve pico na região da ZL.

A Figura 70 apresenta a microestrutura da amostra 1, composta pelo metal de solda à esquerda (Al-4047 + Al-7075), Ti-6Al-4V à direita, e uma camada intermediária, permite diversas observações metalúrgicas importantes.

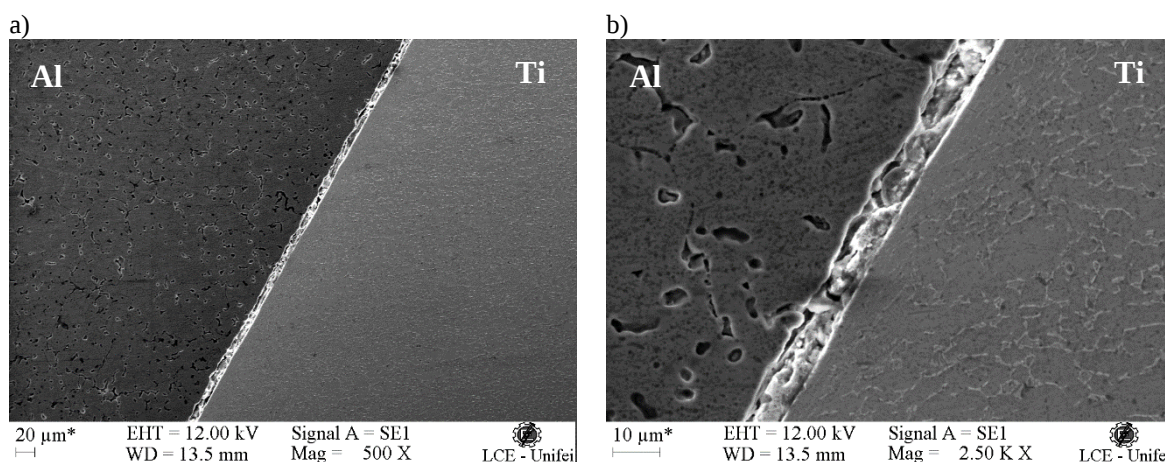


Figura 70 - Micrografia da ZL Al-Ti da condição de soldagem 01.

Na região do metal de solda, observa-se a presença de poros e algumas inclusões ou precipitados dispersos. Esses defeitos podem ser atribuídos ao processo de soldagem ou à composição do material, que são reforçadas por elementos como zinco, magnésio e cobre (303).

Embora moderada, a porosidade pode reduzir a resistência da junta ao gerar concentrações de tensões. Por outro lado, a microestrutura do Ti aparenta ser mais uniforme, com contornos de grãos bem definidos, o que é característico de ligas de titânio que apresentam alta estabilidade térmica (304). Não foram identificados defeitos significativos nessa região, sugerindo que o material base foi pouco afetado pelo processo de soldagem.

A interface entre a camada intermediária e os materiais base é bem definida e não apresenta sinais visíveis de trincas ou descontinuidades, indicando um controle térmico eficiente durante a soldagem. Essa condição é essencial para a durabilidade da junta, embora a camada intermediária pode impactar negativamente a resistência ao cisalhamento (305).

Além disso, em junções de alumínio e titânio, é comum a formação de fases intermetálicas, como Al_3Ti ou TiAl , que, embora potencialmente frágeis, parecem ter sido minimizadas pela composição e pela estrutura da camada intermediária (306). Uma análise complementar por espectroscopia de dispersão de energia (EDS) será realizada para confirmar a composição química e a presença dessas fases na seção 5.3, no item 5.3.4.

Por fim, a qualidade da camada intermediária e a ausência de defeitos significativos na interface indicam que a junta possui potencial para apresentar boas propriedades mecânicas, embora contribua para a resistência à tração em determinadas condições, pode reduzir a tenacidade do material (307). Entretanto, a porosidade na região do Al pode representar um ponto crítico para aplicações que demandem alta resistência.

Ensaio adicionais, como testes de microdureza, resistência à tração e resistência ao impacto, serão apresentados na seção 5.4 para uma caracterização completa do desempenho da junta soldada. Em síntese, a soldagem foi realizada de forma eficiente, garantindo uma interface funcional e mitigando os desafios técnicos associados à junção de alumínio e titânio.

5.3.4 Análise das condições de energia níveis I e II

Foram selecionadas três amostras de acordo com a faixa de energia de soldagem, sendo uma do nível I (amostra 1), uma do nível II (amostra 7), e uma para o nível III (amostra 32). Para estudar a interface de solda (IS) em maior resolução foi utilizada a Microscopia Eletrônica

de Varredura (MEV). Nesta seção serão estudadas as condições de energia de soldagem níveis I e II.

A Figura 71 apresenta a região de interesse onde foram coletados os dados para análise destacando a camada intermediária formada nas juntas soldadas com estes níveis de energia de soldagem.

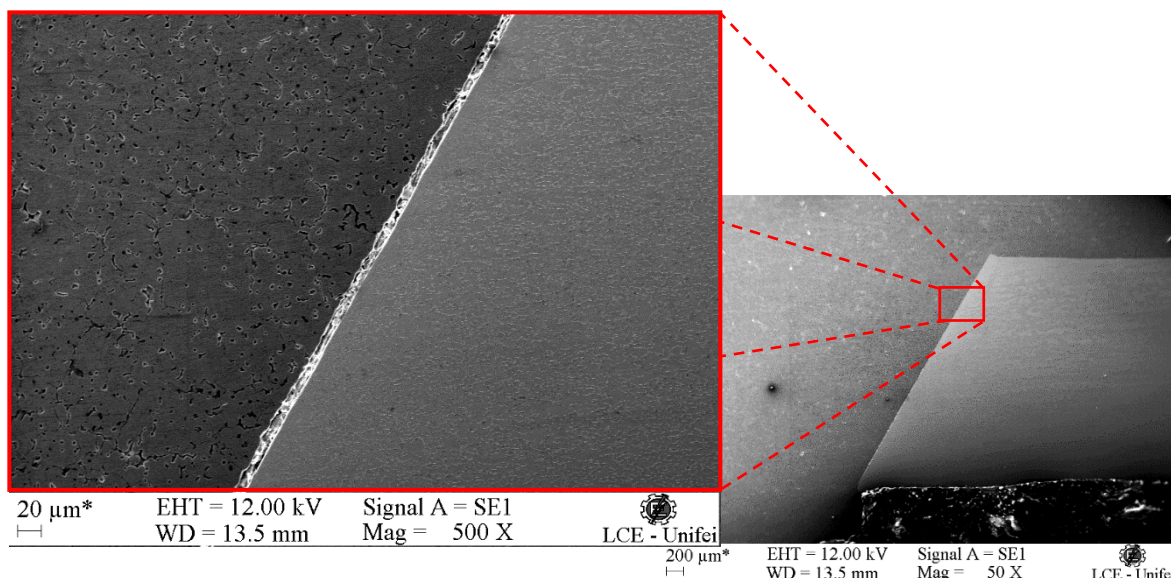


Figura 71 - Micrografia da condição de soldagem 01, $I_p = 126$ A, $I_b = 45$ A, $V_a = 5,9$ m/min. Energia de soldagem 1,72 kJ/cm.

A Figura 72 apresenta uma microestrutura típica da liga Ti-6Al-4V, sendo que as partículas mais claras são os grãos da fase α , enquanto os grãos mais escuros são os da fase β (293). Ambas as fases, α e β estarão presentes na microestrutura em todos os momentos (18).

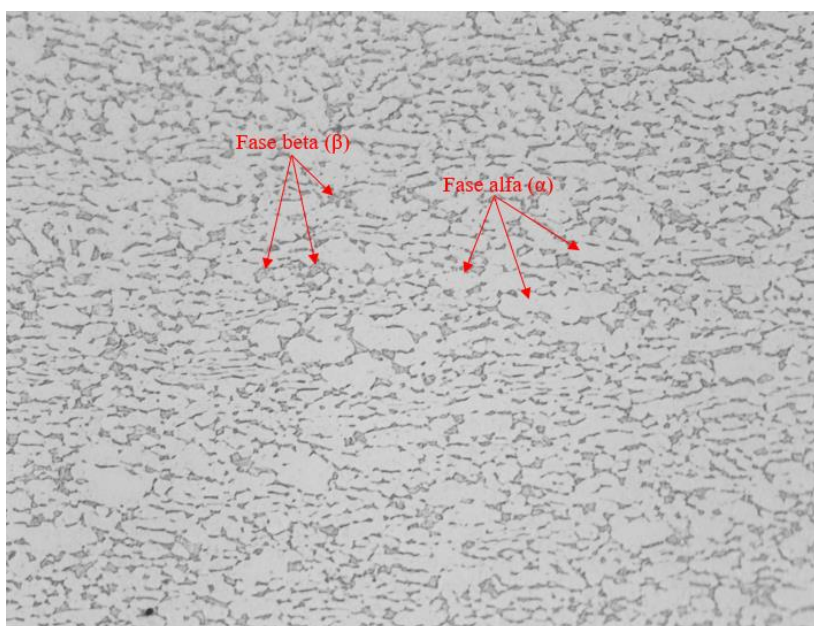


Figura 72 - Micrografia da liga Ti-6Al-4V como recebido, ampliação 500x.

Observa-se que nas condições de soldagem de nível de energia I e II, formou-se uma camada intermediária fina e monofásica, com espessura média de 6,2 μm , conforme destacado na Figura 71. O controle rigoroso do aporte térmico promovido pelo STT e a redução do gradiente de temperatura pelo pré-aquecimento explicam a fina camada formada, conforme Bagheri *et al.* (308) observaram, a espessura da camada de interface aumentava com o aumento da entrada de calor.

Além disso, estes fatores fazem com que a taxa de crescimento perpendicular à direção de soldagem se torne gradualmente lenta, uma causa provável da formação monofásica ao longo da CI. Segundo Liu *et al.* (309) o crescimento e distribuição de compostos intermetálicos são controlados pela entrada de calor, e o tempo de permanência em alta temperatura torna a microestrutura da interface relativamente complexa, enquanto a diminuição na entrada de calor e a desaceleração na velocidade de difusão resultam em maior enriquecimento do elemento alumínio, melhorando suas propriedades.

Apesar da formação de uma camada intermediária entre MS e Ti-6Al-4V, não houve precipitação de uma fase deletéria como TiAl_3 . Uma provável razão foi demonstrada por Nan *et al.* (287) que a temperatura de reação do TiAl_3 para a formação da camada de interface está abaixo de 420° C. O gráfico na Figura 73 mostra uma análise de espectroscopia de raio-X por energia dispersiva (EDS) na interface Al-Ti. Observa-se que houve difusão de átomos de Ti para Al, mas não houve difusão de átomos de Al no Ti. Isso ocorre porque o Ti é o elemento controlador da reação. Afinal, a solubilidade sólida do titânio na liga de alumínio é muito menor do que a do alumínio na liga de titânio (287) Xu *et al.* (310) observaram que a fase TiAl_3 corresponde aproximadamente a uma composição de 75 at.% Al e 25 at.%Ti, portanto, com os valores apresentados no gráfico, fica comprovado que esta fase foi formada na interface.

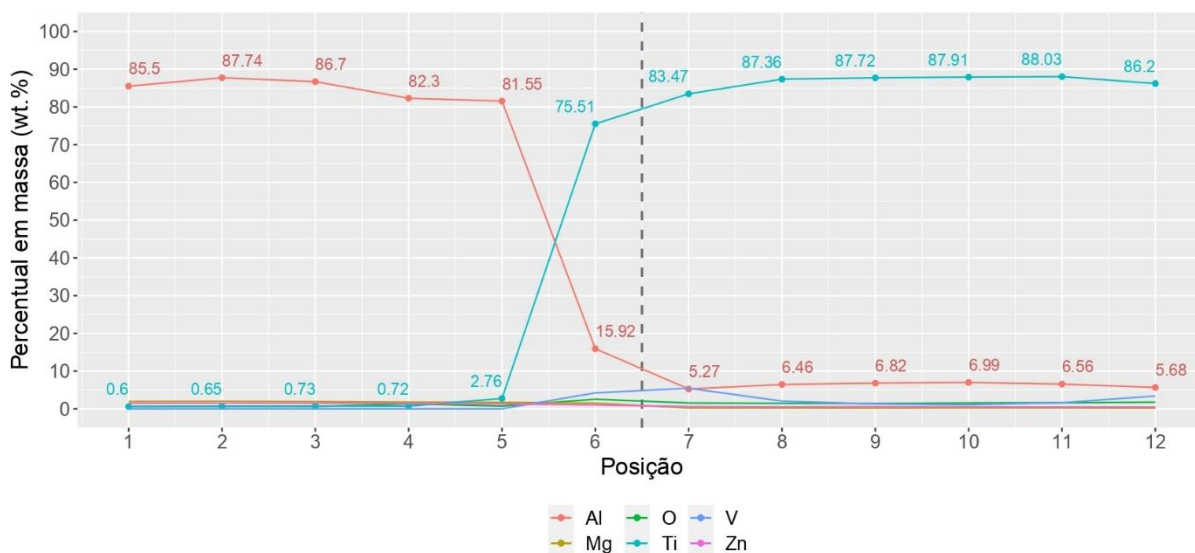


Figura 73 – Gráfico da espectroscopia de raio-X por energia dispersiva (EDS) do percentual em massa dos elementos químicos da junta soldada na interface Al-Ti. Condição de soldagem 01. Energia de soldagem 1,72 kJ/cm.

A micrografia e o gráfico da Figura 74 apresentam respectivamente os pontos onde os dados foram coletados os percentuais dos elementos da CI e suas análises de EDS. Pode-se observar no gráfico, que os pontos 5 a 7 apresentam valores de composição semelhantes aos elementos da liga, excluindo a hipótese de formação de compostos intermetálicos, o único

elemento que sofre alteração significativa é o oxigênio, nos pontos 4 e 8, porém sua alteração é por questão do espaço vazio, não constituindo alteração na composição da CI.

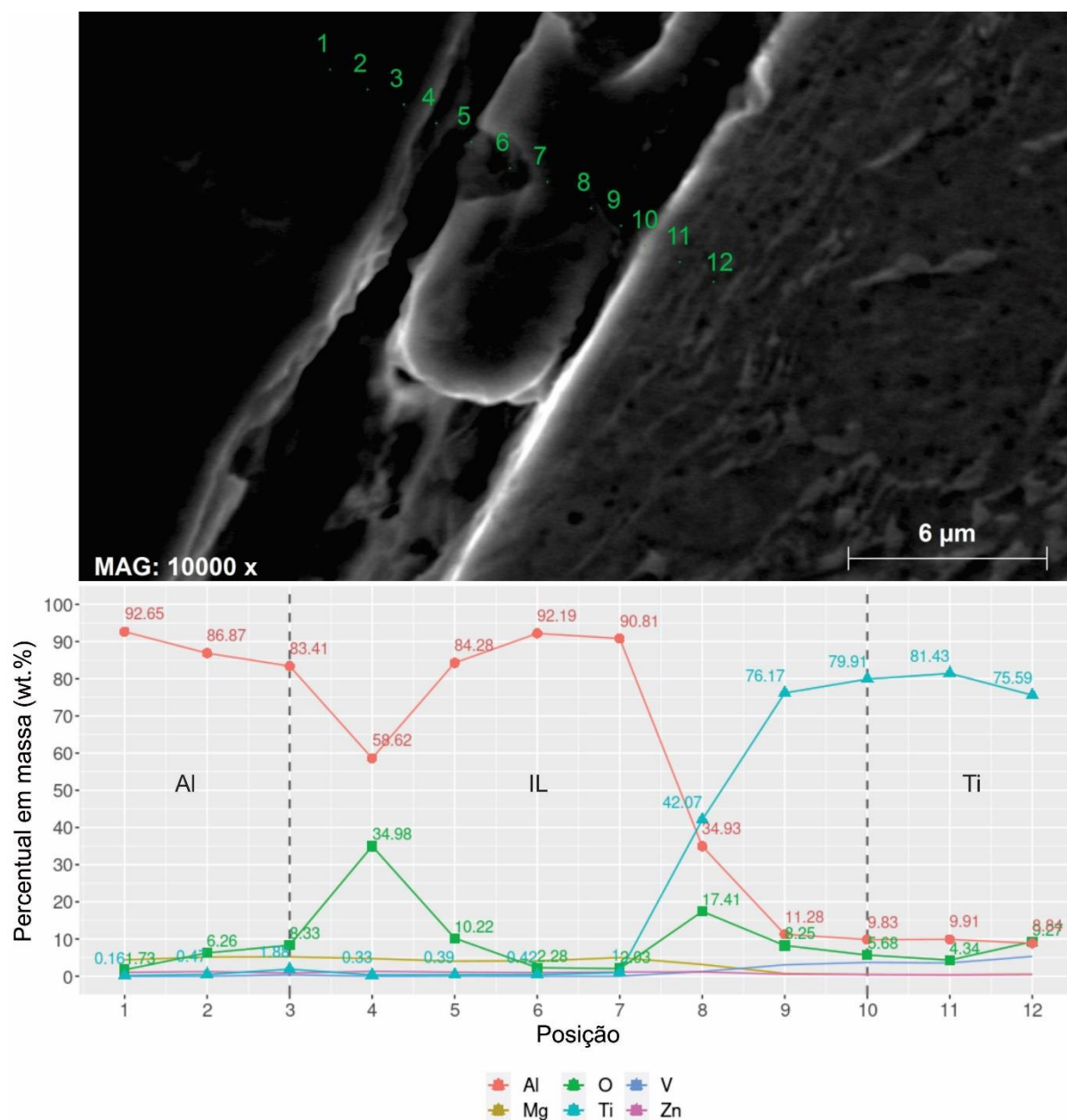


Figura 74 - Micrografia de camada intermediária na interface Al-Ti. Energia de soldagem 1,72 kJ/cm. Reagente de Kroll t=30s. Ampliação 10k.

Todos os pontos abordados podem não apenas aumentar a ductilidade das juntas, mas também prevenir eficazmente a geração de trincas a frio e a propagação de trincas na interface, promovendo melhora nas propriedades mecânicas da junta. Contudo, se a entrada de calor e a taxa de resfriamento forem inadequadamente controladas, a resistência da junta diminuirá.

5.3.5 Análise da condição de energia nível III

Nas soldas sob condições de nível de energia III com pré-aquecimento, obteve-se uma união bem-sucedida das juntas, como pode ser visto na Figura 75, não houve formação de IL, resultando em uma união coalescente da junta. A combinação de parâmetros (cujos limites

foram definidos por testes preliminares, e posteriormente transformados em níveis para o DOE), associados à utilização do processo GMAW-STT, na condição de chapa de titânio pré-aquecida, proporcionou uma região onde foi possível realizar diferentes uniões Al-Ti fundidas sem formação de IL. Isto representa um grande avanço na área e vai contra o que Rathod e Kutsuna (311) disseram há duas décadas, sugerindo que devido às diferenças físico-químicas das ligas e consequentes problemas metalúrgicos, as ligas não podem ser utilizadas na prática.

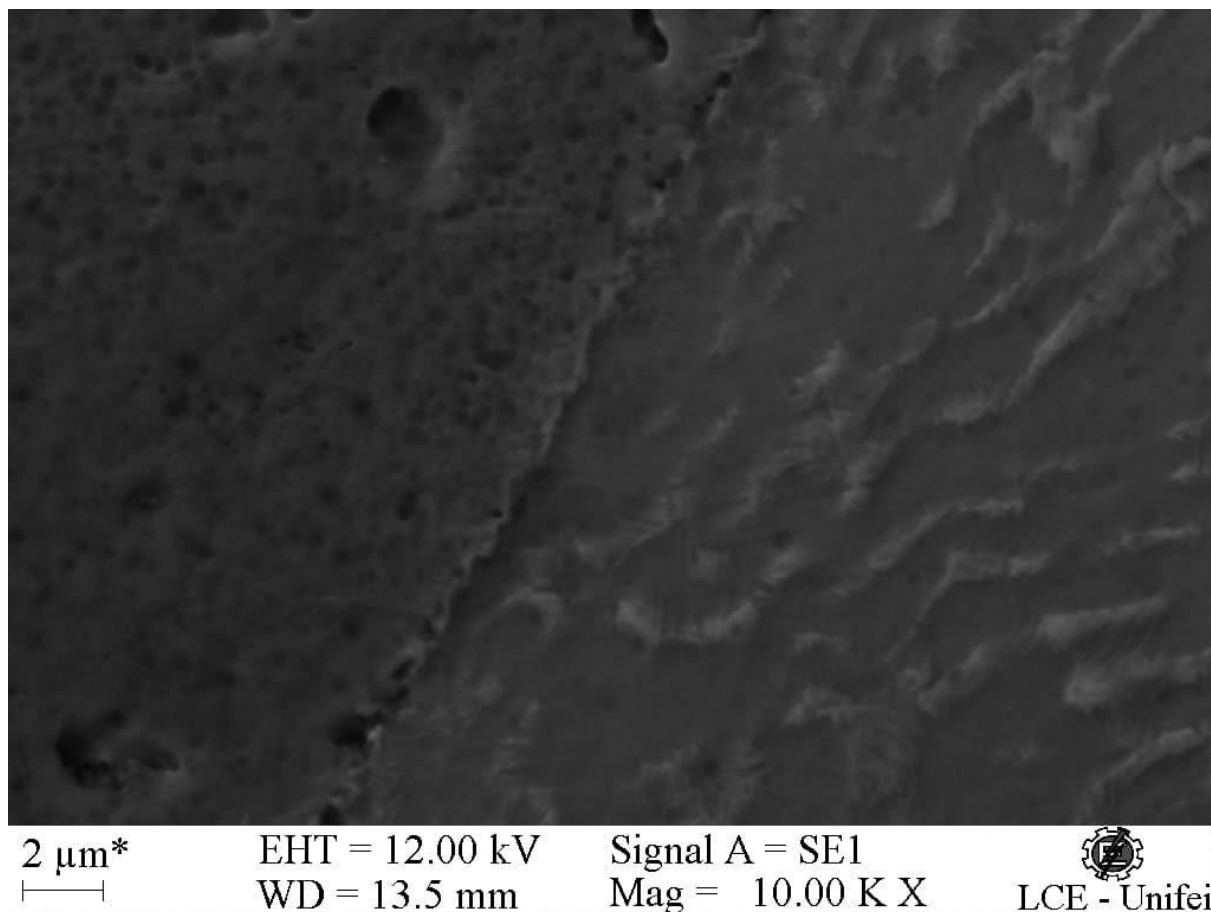


Figura 75 - Microestrutura de interface condição de soldagem 32, nível de energia III, com pré-aquecimento, energia de soldagem 3,07 kJ/cm. Ampliação 10k, gravando reagente de Kroll por 30s.

O resultado representa um grande avanço para a área, pois, embora o desenvolvimento de estruturas de interface em soldas dissimilares sem a formação de CI tenha impulsionado o campo de pesquisa (290,291,292,294), até o momento não foram encontrados relatos de sucesso na união das ligas AA-7075/Ti-6Al-4V utilizando o processo de soldagem por fusão. A análise dos mapas de raio-X dos elementos obtidos por EDS apresentados na Figura 76, confirmam a ausência de outros elementos na interface de solda.

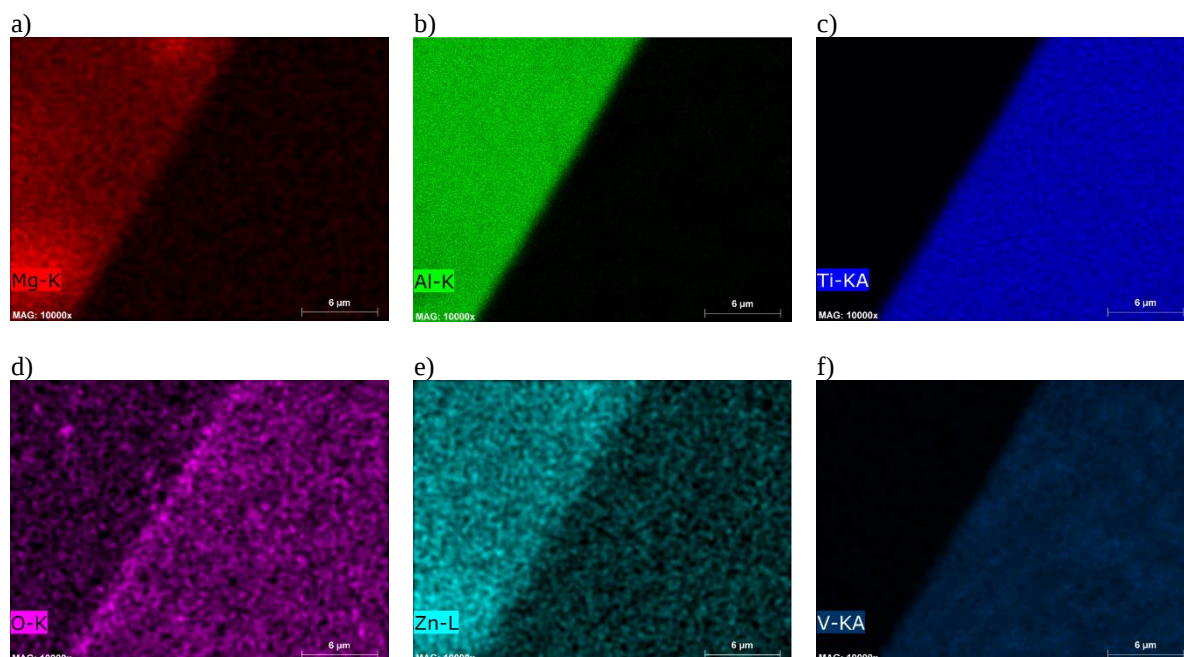


Figura 76 – Análise do mapa dos elementos químicos da amostra 32, cuja micrografia é apresentada na Figura 74. Nível de energia III, com pré-aquecimento, energia de soldagem 3,07 kJ/cm.

Os mapas mostram a localização e a intensidade relativa de diferentes elementos químicos (Mg, Al, Ti, O, Zn e V), permitindo uma análise detalhada das regiões de transição entre os dois materiais.

O mapa (a) mostra a distribuição de magnésio, que está predominantemente concentrado na região da liga de alumínio. A ausência de Mg na liga de titânio indica que este elemento não difunde significativamente para a liga de titânio durante o processo de soldagem, sugerindo que o magnésio permanece confinado à matriz de alumínio. No mapa (b), a alta intensidade de alumínio na região esquerda confirma sua predominância na liga de Al, enquanto sua ausência na liga de Ti evidencia uma transição bem definida entre os dois materiais.

No mapa (c), o titânio está concentrado exclusivamente na região direita, correspondente à liga de titânio, sem sinais de difusão para a liga de alumínio. Essa separação clara sugere que as condições de soldagem minimizaram a mistura entre os dois metais base. O mapa (d) mostra a distribuição de oxigênio, que apresenta baixa intensidade em ambas as regiões. Se houvesse concentração de oxigênio na interface poderia indicar a formação de óxidos, possivelmente devido à reação entre os metais base e o ambiente durante o processo de soldagem, mas não foi observado esse fenômeno.

No mapa (e), a distribuição de zinco é predominantemente localizada na liga de alumínio, reforçando sua associação com essa matriz. Por fim, o mapa (f) mostra a presença de vanádio, que aparece apenas na liga de titânio. Essa segregação reflete a composição típica da liga de Ti e confirma a ausência de interação significativa entre os elementos de ambas as ligas.

Esses mapas demonstram uma interface bem definida entre os dois materiais, com difusão mínima dos elementos principais entre as ligas. Isso sugere que o processo de soldagem utilizado foi eficaz na preservação das propriedades de cada material, ao mesmo tempo em que limitou a formação de compostos intermetálicos indesejáveis, que poderiam comprometer a integridade da junta soldada.

5.3.6 Análise dos poros

Foi realizada a quantificação dos poros por região da junta soldada (Tabela 33), de modo a permitir uma avaliação da relação entre a energia de soldagem e a distribuição dos poros nas três regiões distintas da junta: reforço superior (Rs), metal de solda (Ms) e reforço inferior (Ri). Estas três regiões são compostas pela mesmo material, isto é, a mistura do metal de adição (ER-4047) e metal de base (Al-7075), contudo para efeito de análise foi dividida conforme apresenta a Figura 77.

Tabela 33 - Quantificação dos poros das juntas soldadas.

CP nº	Energia [kJ/cm]	Rs [A]	Ms [Unid.]	Ri [Unid.]	Pré Aquec.	CP nº	Energia [kJ/cm]	Rs [A]	Ms [Unid.]	Ri [Unid.]	Pré Aquec.
1	1,72	16	8	2	Sem	21	1,74	5	12	0	Com
2	1,75	15	30	17	Sem	22	1,75	4	10	6	Com
3	2,66	27	18	1	Sem	23	2,64	20	19	2	Com
4	2,74	12	27	16	Sem	24	2,68	3	0	0	Com
5	1,97	28	51	5	Sem	25	1,99	17	19	15	Com
6	2,05	21	32	13	Sem	26	2,11	10	6	0	Com
7	2,65	31	20	17	Sem	27	2,67	7	9	0	Com
8	2,67	8	12	10	Sem	28	2,72	11	20	0	Com
9	2,04	61	36	5	Sem	29	2,09	15	2	0	Com
10	2,10	10	8	0	Sem	30	2,19	2	2	0	Com
11	1,80	34	9	0	Sem	31	1,81	6	4	0	Com
12	3,16	18	17	0	Sem	32	3,07	14	2	0	Com
13	2,01	2	1	0	Sem	33	2,02	0	1	1	Com
14	2,32	1	1	0	Sem	34	2,39	12	4	0	Com
15	2,07	18	13	5	Sem	35	2,11	17	11	6	Com
16	2,08	8	7	6	Sem	36	2,08	6	9	4	Com
17	2,13	14	9	12	Sem	37	2,09	12	19	13	Com
18	2,14	21	3	0	Sem	38	2,16	7	3	0	Com
19	2,17	1	5	0	Sem	39	2,16	22	2	0	Com
20	2,16	7	3	0	Sem	40	2,17	13	16	0	Com

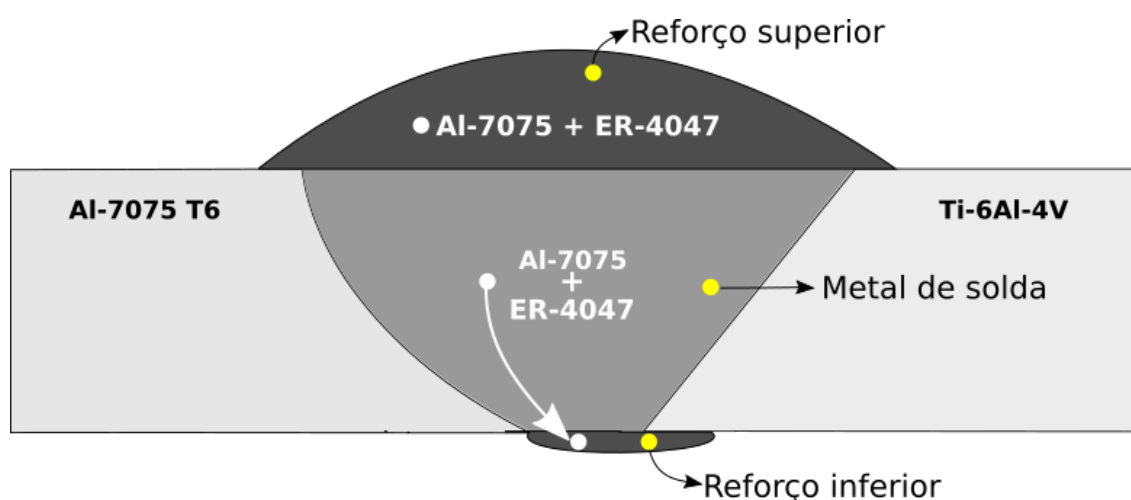


Figura 77 - Regiões da solda consideradas para a análise dos poros.

Quantidade de poros por região

Analisando os dados da Tabela 33 observa-se que a quantidade de poros no reforço superior, os poros estão distribuídos de forma relativamente dispersa, com valores variando de 0 a 61 poros. A maior concentração de poros ocorre em energias na faixa de 2,0 a 2,2 kJ, com um pico significativo de 61 poros na amostra 9, com energia de 2,043 kJ. Por outro lado, energias acima de 2,6 kJ apresentam uma redução expressiva na quantidade de poros, sugerindo que maiores entradas de energia promovem uma fusão mais uniforme, reduzindo a formação de defeitos.

No metal de solda, a distribuição de poros apresenta uma ampla variabilidade, com valores entre 0 e 51 poros. Energias mais baixas, abaixo de 2,0 kJ, tendem a exibir menor quantidade de poros, enquanto energias intermediárias (cerca de 2,0 a 2,7 kJ) mostram maior concentração, como observado nas amostras 5 (51 poros) e 6 (32 poros). Contudo, energias superiores a 2,7 kJ, como nas amostras 8 e 12, reduzem significativamente a quantidade de poros, indicando um efeito positivo de maiores energias na homogeneidade do cordão de solda.

No reforço inferior, a quantidade de poros é consideravelmente menor em relação às outras regiões, com valores variando entre 0 e 17 poros. A presença de poros nesta região está associada principalmente a energias intermediárias, como observado nas amostras 2, 4 e 7, com 17, 16 e 17 poros, respectivamente. Por outro lado, energias mais elevadas ou muito baixas tendem a reduzir ou eliminar completamente os poros nesta região.

De forma geral, a análise indica que maiores energias de soldagem (acima de 2,6 kJ) são mais eficazes para reduzir a quantidade de poros em todas as regiões avaliadas, especialmente no reforço superior e no metal de solda. Contudo, energias muito altas podem também introduzir outros desafios, como deformações térmicas ou alterações microestruturais que não foram avaliadas nesta análise. Assim, a escolha da energia de soldagem ideal deve equilibrar a redução de porosidade e a preservação das propriedades mecânicas da junta soldada. Os resultados demonstram que a energia de soldagem influencia diretamente a formação e a distribuição dos poros, refletindo a qualidade da solda.

Influência do pré-aquecimento na distribuição dos poros.

Para esta análise foi considerado as regiões do reforço e metal de solda, sendo que as regiões do reforço compreendem o somatório dos reforços superior e inferior. Com base nos dados apurados na Tabela 33 observa-se que a quantidade de poros foi mais acentuada nas condições sem pré-aquecimento, como se vê no gráfico de barras da Figura 78.

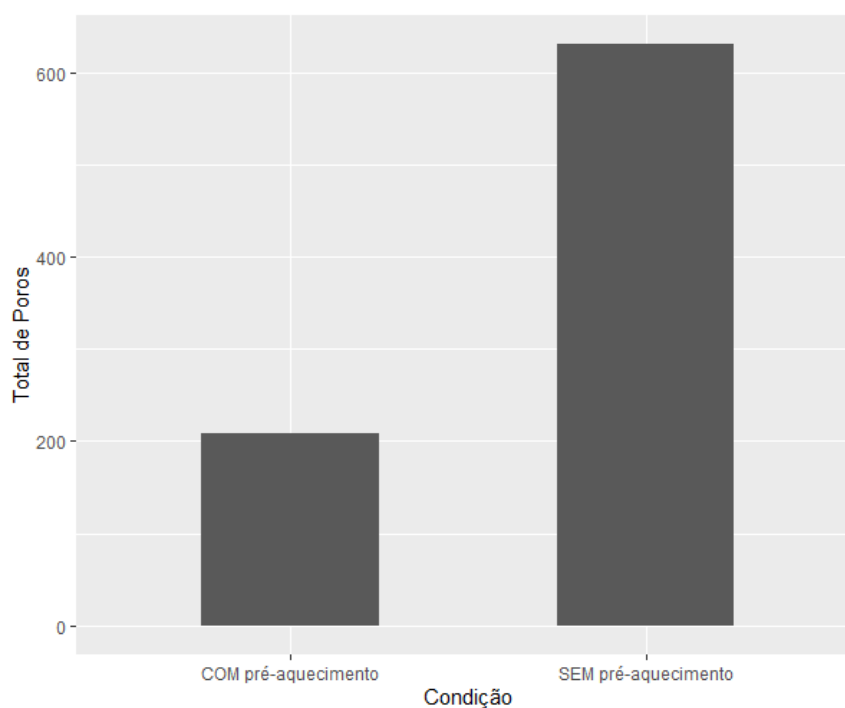


Figura 78 - Gráfico de barras da quantificação de poros nas amostras soldadas nas condições com e sem pré-aquecimento.

O boxplot apresentado na Figura 79 exibe a distribuição da quantidade de poros em diferentes regiões de soldagem, classificadas como reforço com pré-aquecimento (Reforço CP), reforço sem pré-aquecimento (Reforço SP), região da solda com pré-aquecimento (Solda CP) e região da solda sem pré-aquecimento (Solda SP). A análise gráfica permite avaliar a dispersão dos dados, a mediana, a presença de outliers e possíveis diferenças entre os grupos.

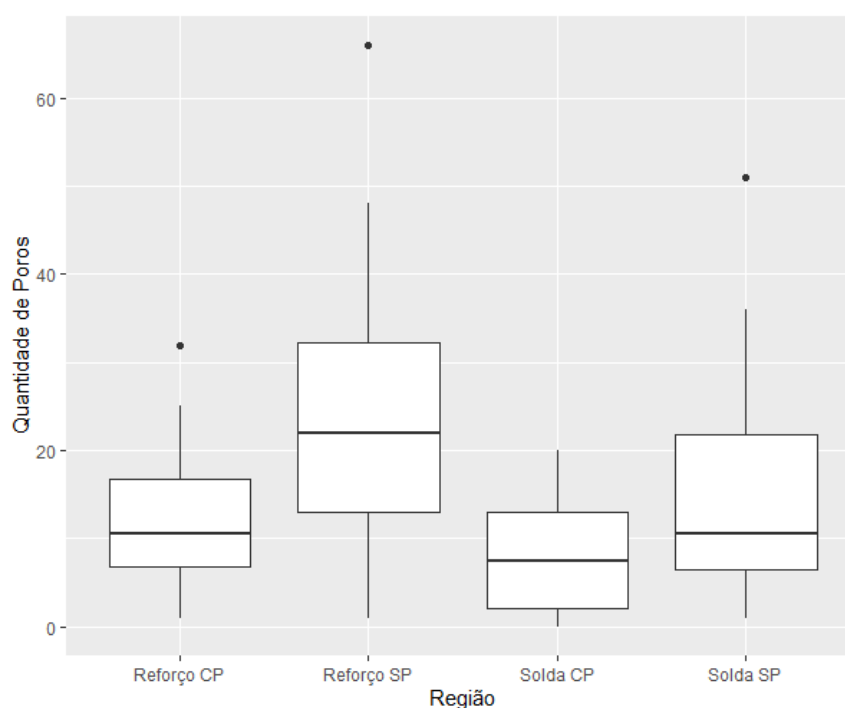


Figura 79 - Boxplot da distribuição dos poros por região da solda nas condições com e sem pré-aquecimento.

Observa-se que a quantidade de poros varia significativamente entre as categorias. Os poros distribuídos no Reforço SP apresentam a maior mediana, indicando que, em média, essa região tem uma quantidade de poros mais elevada em comparação com as demais. Além disso, a dispersão dos dados nesse grupo é maior, evidenciada pelo maior comprimento do intervalo interquartil (IQR) e a presença de outliers. O valor máximo neste grupo ultrapassa 60 poros, sendo o maior entre todas as categorias analisadas.

Em contrapartida, a região da Solda CP exibe a menor mediana e menor dispersão dos dados, sugerindo uma distribuição mais concentrada e uma menor quantidade de poros nessa condição de soldagem. Os poros distribuídos na região do Reforço CP apresentam uma mediana intermediária, com uma dispersão também moderada, enquanto a região da Solda SP possui uma distribuição mais ampla, com valores superiores ao da região da Solda CP, porém com maior variabilidade e a presença de outliers. O gráfico de densidade da Figura 80 apresenta a distribuição dos poros na região do Reforço para as condições com e sem pré-aquecimento.

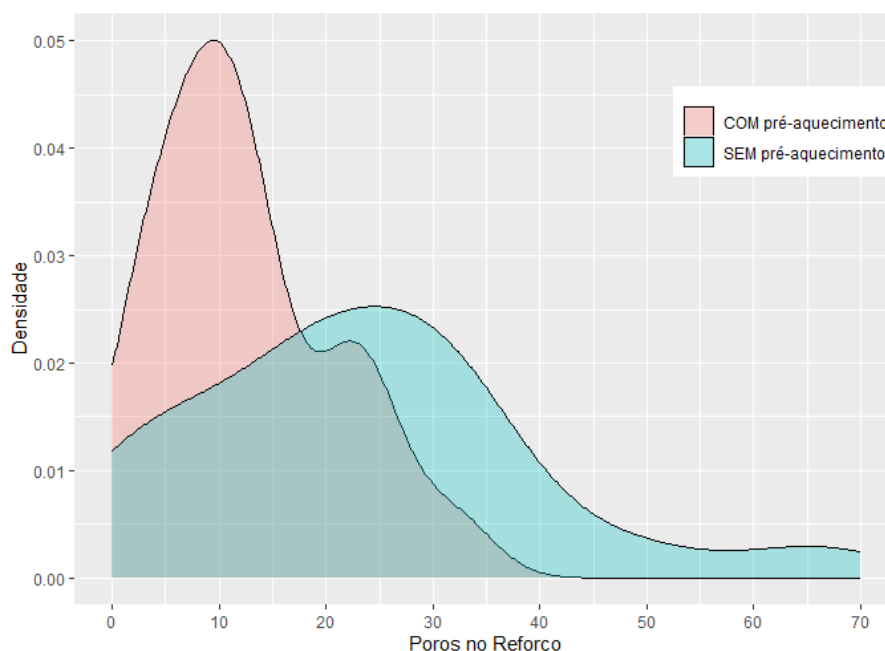


Figura 80 - Gráfico de densidade da distribuição dos poros na região do Reforço nas condições com e sem pré-aquecimento.

A presença de outliers da distribuição dos poros nas regiões Reforço CP, Reforço SP e Solda SP indica que há observações extremas que fogem da tendência central da distribuição. Esses valores podem estar associados a variações no processo de soldagem ou a fatores específicos que influenciam a formação de poros.

Em termos comparativos, os resultados sugerem que o reforço na soldagem tende a apresentar uma quantidade maior de poros do que as regiões de solda propriamente ditas, sendo essa diferença mais acentuada nas condições SP, conforme apresentado na Figura 81. Essa informação pode ser relevante para otimização dos processos de soldagem, visando reduzir a incidência de porosidade e melhorar a qualidade final da junta soldada.

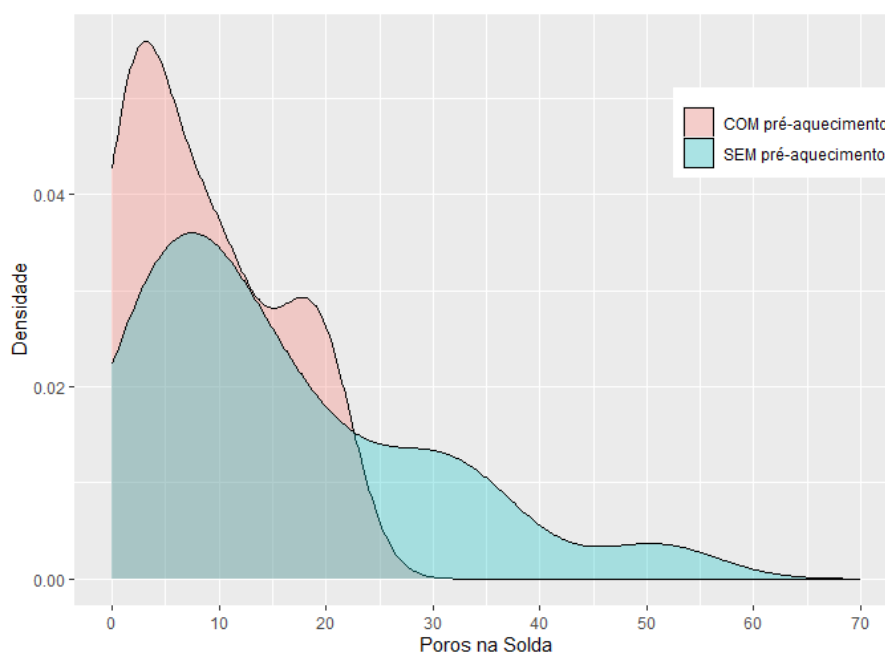


Figura 81 - Gráfico de densidade da distribuição dos poros na região da Solda nas condições com e sem pré-aquecimento.

Influência do pré-aquecimento no diâmetro dos poros.

A formação de poros no cordão de solda em ligas de alumínio unidas por processos de fusão é inevitável, por isso justifica-se a busca pela compreensão das importantes relações entre o diâmetro médio dos poros em diferentes regiões da solda, e condições de preaquecimento e a energia de soldagem. No geral, é possível identificar padrões distintos associados a essas variáveis, que impactam diretamente na qualidade da junta soldada.

Tabela 34 - Diâmetro médio dos poros nas regiões do Reforço superior (Rs), Metal de solda (Ms) e Reforço inferior (Ri) nas condições com e sem pré-aquecimento.

CP n°	Energia [kJ/cm]	Rs [μm]	Ms [μm]	Ri [μm]	Pré Aquec.	CP n°	Energia [kJ/cm]	Rs [μm]	Ms [μm]	Ri [μm]	Pré Aquec.
1	1,72	57,32	51,92	66,43	Sem	21	1,74	41,38	54,13	0,00	Com
2	1,75	73,64	44,01	48,11	Sem	22	1,75	57,35	42,75	50,08	Com
3	2,66	29,95	55,27	114,34	Sem	23	2,64	40,43	43,32	46,27	Com
4	2,74	60,96	38,29	34,03	Sem	24	2,68	97,76	0,00	0,00	Com
5	1,97	66,60	60,41	57,10	Sem	25	1,99	60,99	57,15	86,74	Com
6	2,05	55,98	55,36	67,57	Sem	26	2,11	47,43	38,50	0,00	Com
7	2,65	28,14	49,52	51,81	Sem	27	2,67	77,89	74,33	0,00	Com
8	2,67	71,57	65,32	56,64	Sem	28	2,72	36,31	44,92	0,00	Com
9	2,04	58,46	39,76	66,01	Sem	29	2,09	23,23	38,44	0,00	Com
10	2,10	63,67	30,77	0,00	Sem	30	2,19	43,40	37,16	0,00	Com
11	1,80	47,16	39,08	0,00	Sem	31	1,81	33,84	38,17	0,00	Com
12	3,16	54,30	52,94	0,00	Sem	32	3,07	56,74	70,76	0,00	Com
13	2,01	34,87	19,13	0,00	Sem	33	2,02	0,00	57,90	72,00	Com
14	2,32	58,95	72,42	0,00	Sem	34	2,39	39,52	22,26	0,00	Com
15	2,07	43,23	50,48	29,86	Sem	35	2,11	43,21	30,13	47,77	Com
16	2,08	60,23	30,48	42,28	Sem	36	2,08	35,22	49,26	26,94	Com
17	2,13	68,28	38,37	49,74	Sem	37	2,09	39,74	40,03	51,87	Com
18	2,14	55,28	43,01	0,00	Sem	38	2,16	29,25	29,41	0,00	Com
19	2,17	66,53	50,71	0,00	Sem	39	2,16	40,08	46,44	0,00	Com
20	2,16	57,46	47,52	0,00	Sem	40	2,17	58,63	33,07	0,00	Com

Os resultados indicam que o pré-aquecimento tende a reduzir o número de poros. Por exemplo, em condições sem pré-aquecimento, há diversas amostras com valores elevados no reforço inferior, como o CP3 (114,34 μm) e o CP6 (67,57 μm). No entanto, sob condições de pré-aquecimento, esses valores geralmente apresentam uma redução, como observado nos CP23 (46,27 μm) e CP26 (0 μm), mesmas condições de soldagem alterando somente a condição de pré-aquecimento. Essa tendência sugere que o pré-aquecimento contribui para uma melhor distribuição do calor e maior homogeneidade nos tamanhos de poros, possivelmente devido à menor variação térmica durante o processo de solidificação, promovendo a redução de tensões térmicas e minimizando o surgimento de poros.

A aplicação do pré-aquecimento mostrou que a variação do diâmetro médio dos poros torna-se menos dispersa e apresenta uma tendência de uniformidade maior. Os valores de diâmetro médio total com pré-aquecimento variam entre 35,2 μm e 97,7 μm, sendo que este último ocorre para uma energia de soldagem mais alta (2,68 kJ/cm). Isso sugere que o pré-aquecimento contribui para uma maior homogeneidade no tamanho dos poros, reduzindo os gradientes térmicos e permitindo uma solidificação mais controlada. Além disso, em algumas regiões, como a região do reforço superior, há uma redução evidente nos valores extremos, indicando menor variação microestrutural devido à presença de calor inicial antes do processo.

As três regiões avaliadas apresentam comportamentos distintos em relação à porosidade. No reforço superior, o diâmetro médio varia entre as condições, mas tende a ser maior sob energias mais altas e sem preaquecimento. No metal de solda, a distribuição dos poros é mais uniforme, com valores intermediários em grande parte das amostras. No reforço inferior, há

maior dispersão, com extremos associados à ausência de preaquecimento e altos valores de energia. A Figura 82 apresenta um boxplot do tamanho dos poros por região do cordão de solda.

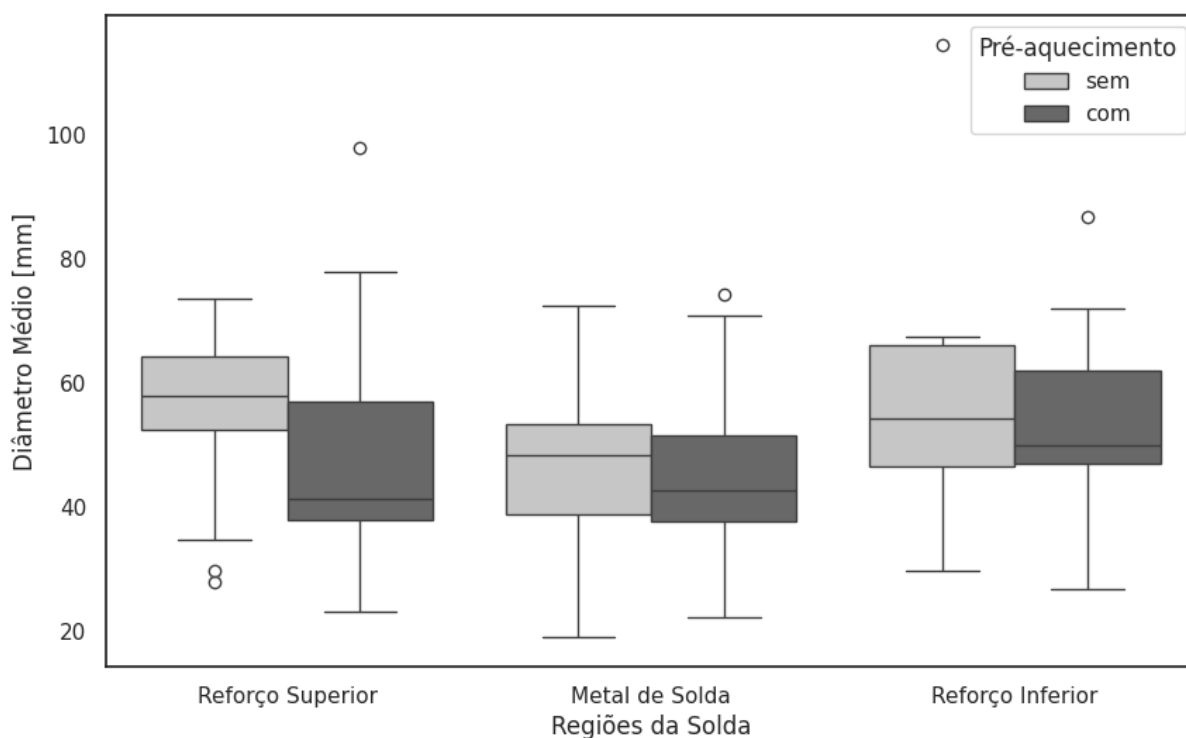


Figura 82 - Distribuição do diâmetro médio dos poros por região da solda.

A energia de soldagem também desempenha um papel significativo na variação dos diâmetros médios dos poros para ambas as condições de pré-aquecimento. Amostras com energias mais baixas (próximas a 1,7 kJ/cm) geralmente apresentam poros de menor diâmetro, como o CP21 (41,38 mm no reforço superior). Por outro lado, energias mais altas, como em CP8 (2,67 kJ/cm) e CP27 (2,67 kJ/cm), tendem a resultar em poros maiores, especialmente no reforço superior. Essa relação sugere que a energia de soldagem elevada pode causar superaquecimento, promovendo a formação de gases aprisionados durante a solidificação, o que aumenta a porosidade.

Os resultados reforçam a importância do controle térmico no processo de soldagem para minimizar a porosidade, um fator que pode comprometer a integridade mecânica da junta. A condição de preaquecimento mostra-se vantajosa para reduzir a variabilidade nos diâmetros médios dos poros, enquanto a energia de soldagem deve ser ajustada cuidadosamente para evitar valores excessivamente altos que favorecem o surgimento de porosidade. Assim, a interação entre essas variáveis deve ser otimizada para garantir uma solda de qualidade com menor incidência de defeitos.

Influência das propriedades térmicas das ligas Al-7075 e Ti-6Al-4V na distribuição dos poros.

Ao analisar a seção transversal dos cordões de solda, foi observado uma assimetria na distribuição dos poros em torno do eixo central vertical. A Figura 83 apresenta a forma de divisão considerada para mensuração dos poros. Esta análise busca explicar a motivação deste fenômeno.

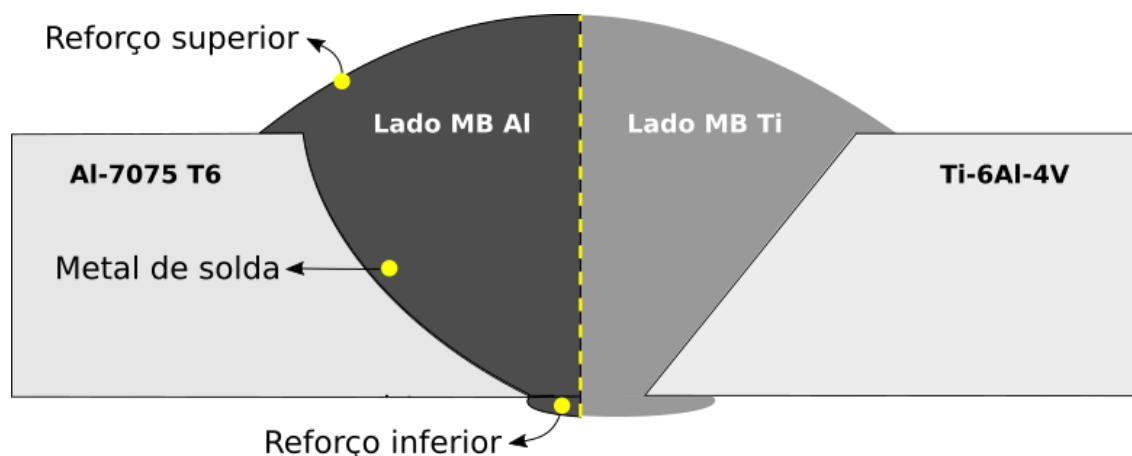


Figura 83 - Representação da divisão vertical considerada para avaliação da distribuição dos poros.

Considerando que a região do reforço superior foi a de maior incidência de poros, como também onde os poros obtiveram maior diâmetro, esta região foi adotada para análise. A Tabela 35 apresenta a quantificação dos poros na região do reforço superior das juntas soldadas.

Tabela 35 - Mensuração dos poros na região do reforço superior (Rs) do cordão de solda com a quantificação dos poros nos lados dos MB Al e MB Ti.

CP n°	Energia [kJ/cm]	Rs [Unid.]	Al [Unid.]	Ti [Unid.]	Pré Aquec.	CP n°	Energia [kJ/cm]	Rs [Unid.]	Al [Unid.]	Ti [Unid.]	Pré Aquec.
1	1,72	16	16	0	Sem	21	1,74	5	5	0	Com
2	1,75	15	15	0	Sem	22	1,75	4	3	1	Com
3	2,66	27	9	18	Sem	23	2,64	20	7	13	Com
4	2,74	12	12	0	Sem	24	2,68	3	0	3	Com
5	1,97	28	28	0	Sem	25	1,99	17	15	2	Com
6	2,05	31	28	3	Sem	26	2,11	10	9	1	Com
7	2,65	31	19	12	Sem	27	2,67	7	6	1	Com
8	2,67	8	8	0	Sem	28	2,72	11	10	1	Com
9	2,04	61	47	14	Sem	29	2,09	15	8	7	Com
10	2,10	10	8	2	Sem	30	2,19	2	1	1	Com
11	1,80	34	32	2	Sem	31	1,81	6	4	2	Com
12	3,16	18	13	5	Sem	32	3,07	14	12	2	Com
13	2,01	2	2	0	Sem	33	2,02	0	0	0	Com
14	2,32	1	1	0	Sem	34	2,39	12	10	2	Com
15	2,07	18	12	6	Sem	35	2,11	17	12	5	Com
16	2,08	8	7	1	Sem	36	2,08	6	5	1	Com
17	2,13	14	14	0	Sem	37	2,09	12	10	2	Com
18	2,14	21	14	7	Sem	38	2,16	7	6	1	Com
19	2,17	1	0	1	Sem	39	2,16	22	14	8	Com
20	2,16	7	7	0	Sem	40	2,17	13	11	2	Com

No lado do alumínio, a quantidade de poros é consistentemente maior em relação ao lado do titânio, indicando uma predisposição maior do alumínio a apresentar defeitos de porosidade durante o processo de soldagem. Esse comportamento pode estar associado à menor condutividade térmica do alumínio em relação ao titânio, favorecendo uma solidificação mais lenta e, conseqüentemente, a retenção de gases no material. Exemplos destacados incluem os

casos das amostras 9 e 7 apresentadas na Figura 84, onde o lado do alumínio apresentou 47 e 19 poros, respectivamente, enquanto o lado do titânio apresentou apenas 14 e 12 poros.

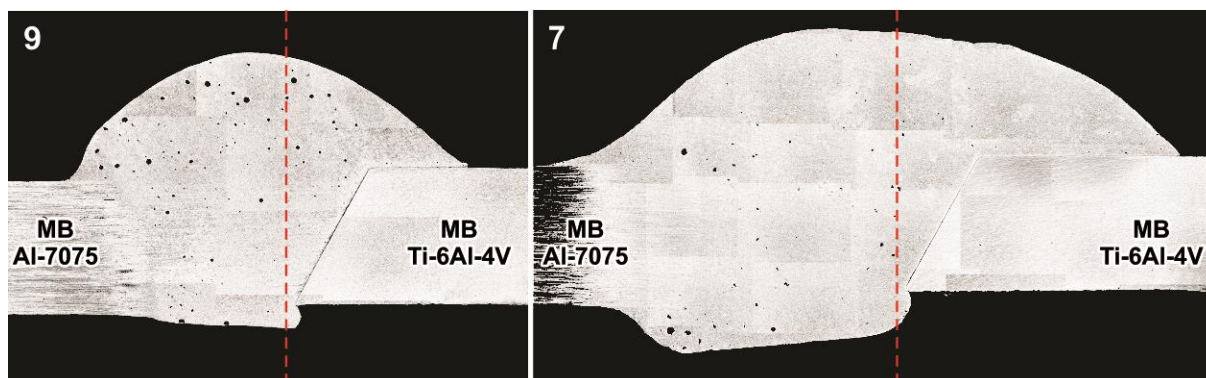


Figura 84 - Macrografia das condições de soldagem 9 e 7 para quantificação de poros.

Observa-se que o lado metal base Al apresenta uma quantidade significativamente maior de poros em comparação ao lado do metal base Ti na maioria dos casos. Isso pode ser explicado pela alta condutividade térmica do Al ($k=130 \text{ W/mK}$), que favorece a rápida dissipação de calor durante o processo de soldagem, pois o fluxo de calor no lado da liga de alumínio escoar mais rapidamente promovendo um gradiente de resfriamento maior. Essa característica pode resultar em uma solidificação mais acelerada do metal fundido, dificultando a liberação de gases aprisionados e, conseqüentemente, aumentando a quantidade de poros.

Por outro lado, o Ti, com sua menor condutividade térmica ($k=6,7 \text{ W/mK}$), retém o calor por mais tempo, devido ao escoamento de fluxo ser mais lento, promovendo um efeito refratário e permitindo que os gases tenham maior tempo para escapar antes da solidificação completa, o que reduz a formação de poros. Exemplos destacados incluem os casos das amostras 9 e 7, onde o lado do alumínio apresentou 47 e 19 poros, respectivamente, enquanto o lado do titânio apresentou apenas 14 e 12 poros.

A energia de soldagem também desempenha um papel importante na distribuição da porosidade. Em valores de energia mais altos, como na amostra 12 ($3,16 \text{ kJ/cm}$), há uma menor quantidade de poros no lado do alumínio (13) e uma contribuição residual no lado do titânio (5). Isso sugere que um aumento na energia pode proporcionar uma melhor fusão e liberar os gases aprisionados, minimizando a formação de poros.

Além disso, a condição de pré-aquecimento parece desempenhar um papel relevante na redução da quantidade de poros, especialmente no lado do metal base Al. Nas amostras com pré-aquecimento, foi observado uma diminuição na discrepância entre as quantidades de poros nos dois materiais, indicando que o pré-aquecimento auxilia na uniformização do gradiente térmico entre os lados da solda. Esse efeito é particularmente evidente em CPs como 20, 21 e 25, onde há uma redução geral na porosidade, em ambos os lados.

A análise demonstra que o lado do alumínio apresenta maior suscetibilidade à formação de poros, enquanto o lado do titânio possui uma distribuição mais uniforme e frequentemente livre de defeitos. Esses resultados reforçam a necessidade de otimizar os parâmetros de soldagem para minimizar defeitos, especialmente no lado do alumínio, promovendo uma qualidade superior nas juntas soldadas.

Portanto, a análise revela que a distribuição de porosidade na solda é fortemente influenciada pela condutividade térmica dos materiais, pela condição de pré-aquecimento e pela

energia de soldagem utilizada. Esses fatores devem ser cuidadosamente controlados para minimizar a formação de poros e garantir a qualidade do processo de soldagem, especialmente em materiais com características térmicas tão distintas como os analisados.

5.4 Ensaios Mecânicos

Os ensaios mecânicos em juntas de solda dissimilar são fundamentais para a avaliação da qualidade e confiabilidade da união entre materiais com propriedades distintas, tais como em ligas de alumínio e titânio (312). Ensaios como tração, dureza e impacto permitem determinar propriedades mecânicas essenciais, identificar regiões críticas na interface de soldagem e avaliar a integridade estrutural da junta. Além disso, a análise dos resultados obtidos por esses ensaios fornece subsídios para compreender os mecanismos de falha e os efeitos das variáveis do processo de soldagem, contribuindo para o aperfeiçoamento de técnicas de união e o desenvolvimento de sistemas mais eficientes e seguros (313).

Para validar os resultados e avaliar as propriedades mecânicas da junta soldada foram selecionadas as melhores condições com e sem pré-aquecimento, sendo a amostra 1 (sem pré-aquecimento), e a 32 (com pré-aquecimento), além destas condições foram realizados testes nos materiais base na condição virgem para fins de caracterização. Os ensaios mecânicos realizados foram, tração, impacto (Charpy) e microdureza. A Figura 85 mostra os corpos de prova para os ensaios de tração e impacto.

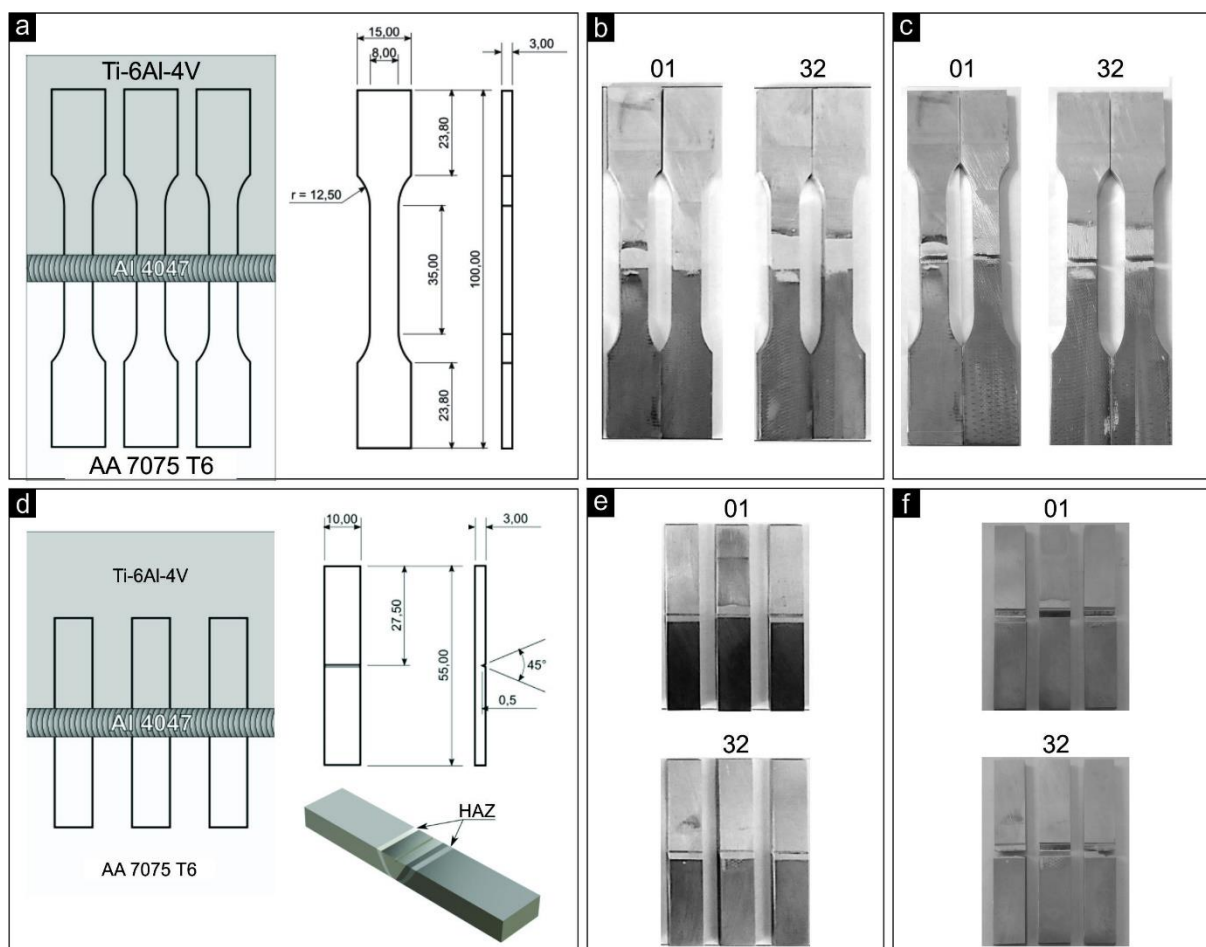


Figura 85 - Corpos de prova para ensaio de tração e impacto (Charpy). a) desenho de como foram extraídas as amostras para o ensaio de tração e suas dimensões, b) amostras soldadas e usinadas para ensaio de tração, c)

corpos de prova rompidos por tração, d) desenho de como foram extraídas as amostras para o ensaio de impacto e suas dimensões, e) amostras soldadas e usinadas para ensaio de impacto; e) corpos de prova rompidos por impacto.

5.4.1 Ensaio de Tração

A Figura 85c mostra os corpos de prova fraturados, a integridade da conexão da junta soldada pode ser observada, pois nenhum dos corpos de prova fraturou na interface Al/Ti, mas sim no metal de solda (ER-4047), pois é o metal com menor resistência de junta.

As curvas tensão-deformação das amostras são apresentadas na Figura 86 e os resultados dos testes mecânicos são apresentados na Tabela 36.

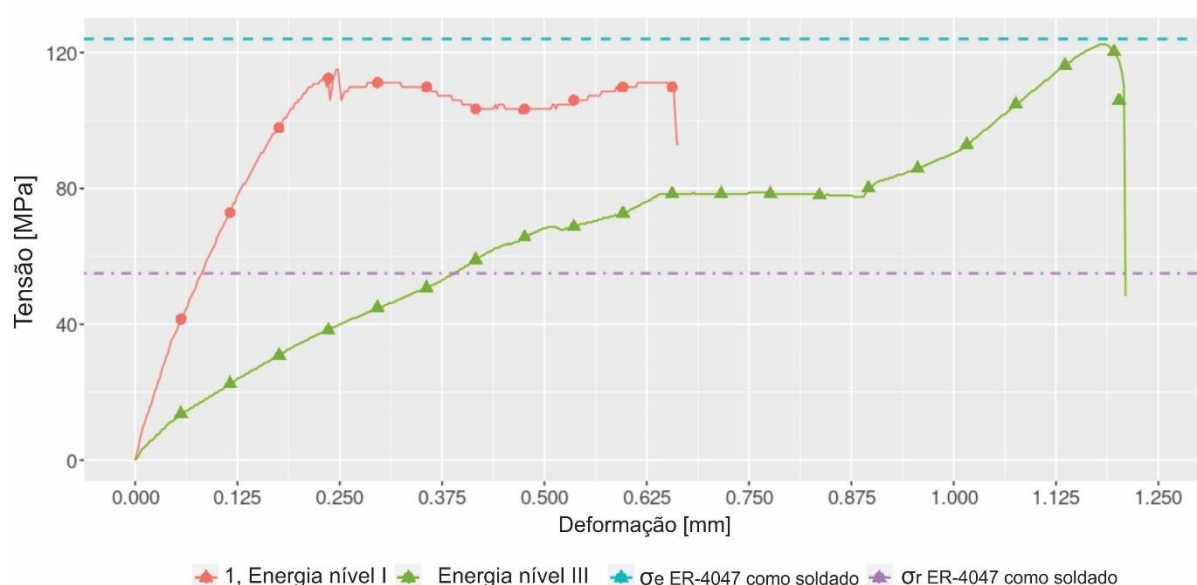


Figura 86 - Gráfico de resistência a tração (tensão-deformação), condições de solda 1 (nível de energia I), 32 (nível de energia III) e AWS ER-4047 como soldado.

Tabela 36 - Resistência à tração de juntas soldadas e metal de solda (arame eletrodo).

Condição de Soldagem	Nível de energia	Tensão de escoamento [MPa]	Tensão de ruptura [MPa]	Alongamento [%]
ER-4047 como soldado	-	55,0	124	12,0
01	I	110,6	111,1	7,5
32	III	78,3	122,2	9,8

Na Figura 86 a linha tracejada mostra o limite de resistência à tração (σ_r) e a linha pontilhada mostra a tensão de escoamento (σ_e) da alimentação do fio ER-4047 como soldado, fornecido pelo fabricante, que será usado como referência para a análise.

Observa-se em ambas as curvas que a resistência última à ruptura ficou próxima da referência, sendo que a condição 32 com pré-aquecimento e nível de energia III ficou apenas 1,5% abaixo da referência, enquanto a condição 01, sem pré-aquecimento e nível de energia I foi de 10,4 % mais baixo. Porém, houve uma melhoria significativa em relação ao processo GMAW convencional, que segundo Verma *et al.* (314) apresenta perda de resistência à tração em torno de 37%, associada à formação de grãos grossos e maiores larguras de ZTA.

A curva da condição 1 evidencia um limite de resistência à tração superior, atingindo aproximadamente 120 MPa, o que ultrapassa significativamente o limite de tração padrão do do metal de solda. Contudo, a deformação correspondente à falha é relativamente baixa, indicando menor ductilidade e maior tendência à ruptura precoce. Essa característica pode estar associada ao endurecimento localizado e à concentração de tensões na ausência de preaquecimento. Trvsko *et al.* (315) atribuiu esta ocorrência à presença de tensão residual, (316), Yanuar (317), Dwivedi e Sharma *et al.* (318) atribuem a temperatura, taxa de deformação e estabilidade plástica, que segundo Luo, Zhang e Wen (319) pode ser mitigado através de tratamento térmico, neste caso, pode ser explicado pela falta de pré-aquecimento que reduz o gradiente de resfriamento.

Por outro lado, a curva da condição 32, apresenta uma resposta mecânica mais dúctil, com maior capacidade de deformação antes da ruptura. Embora o limite de resistência à tração seja ligeiramente inferior ao da condição sem preaquecimento, o comportamento mais uniforme e a maior deformação final indicam uma redistribuição mais eficiente das tensões e uma redução nos gradientes térmicos durante a soldagem.

Um ponto importante a ser observado é que na condição 1 em que houve a formação da camada intermediária, não fraturou na interface da solda, o que pode ser atribuído à fina espessura do CI, que neste caso é de 6,2 μm . Conforme afirma Bagheri (308), que compostos intermetálicos formados por materiais diferentes do Ti-Al têm pouca influência nas propriedades mecânicas das juntas se a espessura for inferior a 10 μm .

A tensão de escoamento para ambas as condições aumentou, a condição 01 aumentou 101,1%, tendo uma perda de ductilidade mais acentuada, e a condição 32 aumentou 42,4% em relação à referência. O alongamento diminuiu para ambas as condições, na condição 1 em 37,5% e na condição 32 em 18,3%. O que era esperado devido ao aumento da resistência.

As curvas da condição 32 apresentaram comportamento mais característico da ER-4047, com desfasamento entre os limites de escoamento e ruptura, o que pode ser atribuído à energia de entrada e às condições de pré-aquecimento, enquanto para a condição 1, apenas controlar o aporte de calor não foi suficiente.

Fica evidente que, o preaquecimento influencia positivamente a ductilidade e a homogeneidade da junta soldada, enquanto a ausência dele resulta em maior resistência, mas menor capacidade de deformação, tornando a peça mais suscetível a falhas frágeis. Ressalta-se a importância do preaquecimento para aplicações em que a ductilidade é um fator crítico para o desempenho estrutural.

5.4.2 Ensaio de Impacto

A Figura 85f mostra os corpos de prova fraturados, onde observa-se que a fratura não ocorreu na interface Al/Ti, mas no metal de solda (ER-4047), sendo este, a liga com menor resistência de junta.

Para caracterizar o metal de solda, foram realizados cordões de solda sobrepostos sobre um substrato de alumínio, que posteriormente foi usinado com a retirada do substrato e obtenção de uma placa ER-4047 como soldado, da qual foram extraídos os corpos de prova. As condições de soldagem testadas foram 1 (nível de energia I, sem pré-aquecimento) e 32 (nível de energia III, com pré-aquecimento). Três amostras de cada condição foram testadas para obter o valor médio e todas as amostras fraturaram dentro do entalhe, conforme mostrado na Figura 85f. A Tabela 37 apresenta o resultado dos testes.

Tabela 37 - Energia absorvida no teste de impacto Charpy.

Condição de Soldagem	Nível de energia	Energia absorvida [J]
ER-4047 como soldado	-	34,50
01	I	14,52
32	III	16,46

A energia absorvida pela amostra na condição 1 representa 42% da energia absorvida pela amostra de liga soldada, enquanto na condição 32 representa 48%. As prováveis causas desta redução são as inclusões e a presença de poros (164), bem como o alto coeficiente de dilatação térmica da liga e os elementos Zn e Mg possuem baixa temperatura de vaporização, o que também leva à formação de trincas e porosidade (320). Outro fator importante pode estar associado ao tamanho de grão mais grosso na região Ms, conforme mostrado na Figura 60, seção 5.3.1. A energia de impacto absorvida em cada condição de testada é apresentada no boxplot da Figura 87.

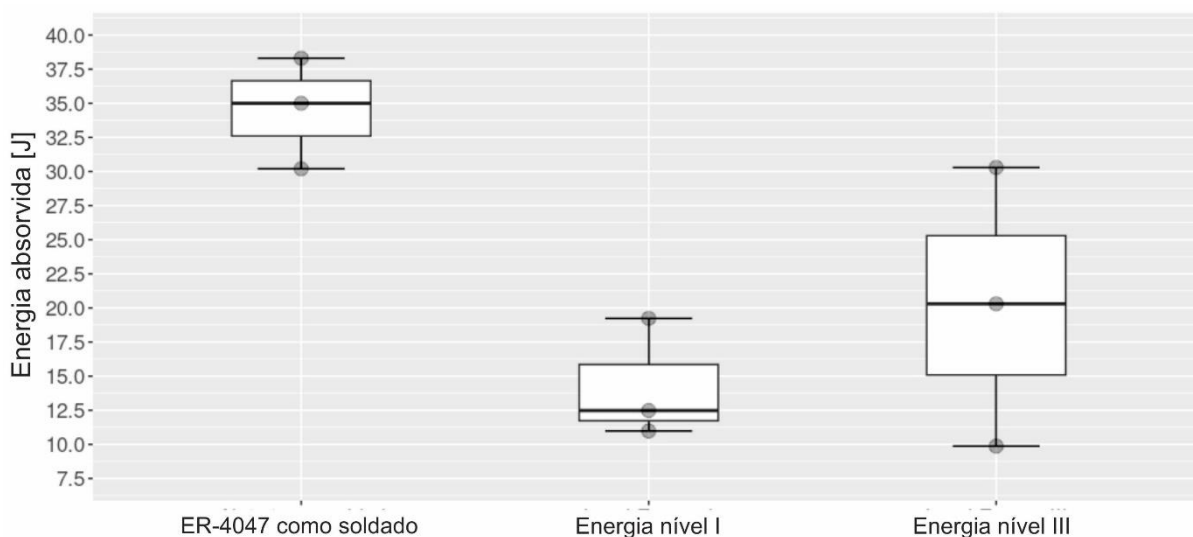


Figura 87 - Boxplot de energia absorvida no ensaio Charpy nas condições de soldagem 1 (nível de energia I), 32 (nível de energia III) e AWS ER-4047 como soldado.

A condição de maior energia com pré-aquecimento apresentou melhora na tenacidade, sendo seu valor de absorção de energia aproximadamente 50% daquela da amostra na condição como soldada, porém com maior variabilidade. A condição de menor energia sem pré-

aquecimento apresenta maior perda de tenacidade com menor variabilidade, mas com distribuição assimétrica.

Uma consideração importante sobre o valor das amostras soldadas ser consideravelmente superior ao das soldas, é que o efeito de alívio de tensões promovido pelo ciclo térmico no modo de cordões de solda sobrepostos, pode ter aumentado sua tenacidade em comparação à soldagem com cordão único (321,322).

5.4.3 Ensaio de Microdureza

O ensaio de microdureza é uma técnica fundamental para a caracterização mecânica de materiais, especialmente em regiões localizadas, como zonas afetadas pelo calor em soldas, revestimentos e camadas superficiais tratadas termicamente (323). Ele permite avaliar variações na dureza ao longo de pequenas distâncias, fornecendo informações sobre a resistência ao desgaste, a integridade estrutural e possíveis alterações microestruturais decorrentes de processos de fabricação ou tratamento térmico. Além disso, esse ensaio é essencial para correlacionar propriedades mecânicas com microestruturas específicas, auxiliando no controle de qualidade e no desenvolvimento de materiais com melhor desempenho (324).

As medidas de microdureza foram obtidas à temperatura ambiente utilizando uma carga de 9,81N, com erro de medição de 2%. Os resultados dos testes de microdureza Vickers são mostrados na Tabela 38, a Figura 88a mostra a posição em que foram feitas as indentações, e a Figura 88b o gráfico com os valores obtidos.

Tabela 38 - Medições de microdureza ao longo da seção transversal das juntas soldadas.

Microdureza [HV]							
Amostra	1	2	3	4	5	6	7
1 (SP)	161,98	147,30	99,50	77,62	90,37	312,80	315,60
32 (CP)	62,30	127,80	72,17	105,90	84,82	328,10	315,12

SP = SEM Pré-aquecimento, CP = COM Pré-aquecimento.

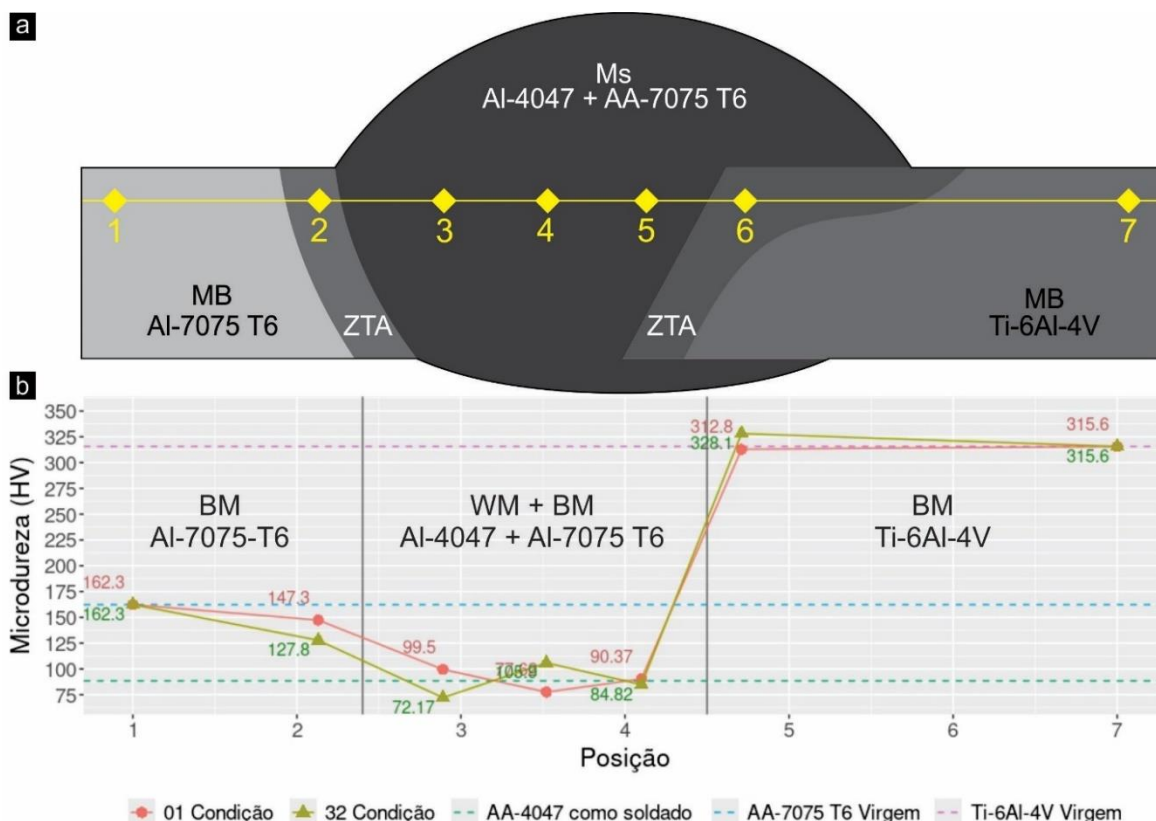


Figura 88 - Gráfico de microdureza das condições 1 e 32 e as respectivas posições das indentações onde foram realizadas as medições.

Na região da ZTA (posição 2) do MB da liga AA-7075, houve uma ligeira diminuição da microdureza em relação ao material virgem para ambas as condições de soldagem, pois é típico do Al que a ZTA amolece quando aquecida acima de 250°C (325).

No Ms as medidas foram obtidas em três pontos (posição 3, 4 e 5), no ponto 3, próximo à ZTA no lado AA-7075, houve aumento da microdureza na condição 1 e diminuição na condição 32 em relação a condição soldada, o que pode ser explicado pelo elevado coeficiente de dilatação térmica do MB, que na condição sem pré-aquecimento promoveu maior gradiente de resfriamento, causando endurecimento.

No centro do cordão (posição 4), onde o gradiente de resfriamento é menor, houve aumento da microdureza na condição com pré-aquecimento, provavelmente devido à formação de uma microestrutura mais grosseira, e na área próxima à ZTA no lado Ti-6Al-4V (posição 5) não houve alteração significativa.

Na ZTA da liga Ti-6Al-4V (posição 6), a microdureza da condição 1 não se alterou comparado ao material virgem, presumivelmente por ser uma condição de baixa energia, não suficiente para gerar alterações na liga de Ti, o que também explica um ligeiro aumento na condição 32. Os pontos nas posições 1 e 7 estão nas regiões onde o material não é afetado pela temperatura, portanto não houve alteração significativa.

6. CONCLUSÃO

Conclui-se que o controle preciso da energia de soldagem, viabilizado pelo controle da transferência da gota fundida por meio do módulo STT acoplado ao processo GMAW, aliado ao pré-aquecimento da liga Ti-6Al-4V, promoveu:

- Melhoria significativa nas características geométricas do cordão de solda, proporcionando menor índice de convexidade, favorecendo a mobilidade do cordão com a redução das concentrações de tensões, e promovendo redução na taxa de diluição das soldas, com menor variabilidade para ambas as características;
- Não apresentou alteração significativa na microestrutura da liga Ti-6Al-4V, proporcionando condições favoráveis para realizar a união dissimilar de AA-7075 e Ti-6Al-4V sem a formação de camada intermediária que fragilize a junta soldada;
- Não houve migração de Al da liga AA-7075 para o Ti, evitando a formação da fase deletéria $TiAl_3$ na interface da junta soldada;
- A ruptura das amostras no ensaio de tração não ocorreu na interface da junta, mas sim no metal de solda, porém, houve redução na tenacidade do metal de solda, principalmente em condições de menor energia de soldagem;
- A ruptura nos ensaios de impacto Charpy ocorreu sempre no entalhe, mantendo intacta a união na interface da junta soldada. Porém, houve uma redução na tenacidade do metal de solda em aproximadamente 50% em comparação com o material ER-4047 como soldado;
- Houve redução da microdureza na região ZTA da liga AA-7075 para ambas as condições de energia de soldagem, enquanto no metal de solda no sentido AA-7075 em direção ao centro do cordão, houve redução da microdureza na condição com nível de energia I e aumento na condição de nível III;
- O pré-aquecimento mostrou-se favorável na redução dos diâmetros médios dos poros e sua variabilidade, contribuindo para a manutenção das propriedades mecânicas pós soldagem.
- O controle rigoroso da energia de soldagem em níveis mais baixos, favorece a redução da quantidade e diâmetro de poros.
- A combinação dos parâmetros de soldagem do processo GMAW-STT, associada ao pré-aquecimento da liga Ti-6Al-4V à temperatura de 180°C, mostrou-se promissora na união dissimilar das ligas estudadas.
- A distribuição de porosidade na solda é fortemente influenciada pela condutividade térmica dos metais base, pela condição de pré-aquecimento e pela energia de soldagem utilizada, de modo que, o controle destes parâmetros mostrou-se fundamental para minimizam a formação de poros.

- O preaquecimento exerce uma influência positiva na ductilidade e na homogeneidade da junta soldada, favorecendo uma distribuição mais uniforme das propriedades mecânicas.
- Constatou-se uma redução na microdureza na ZTA da liga AA-7075, indicando um leve amolecimento nesta região, que é característico desta liga quando submetida a ciclos térmicos.
- No metal de solda, a ausência de pré-aquecimento resultou em maior endurecimento pelo alto gradiente térmico, enquanto o preaquecimento favoreceu o crescimento de grãos e uma microestrutura mais dúctil.
- O rigoroso controle da energia de entrada, associado a redução do gradiente de resfriamento promovido pelo pré-aquecimento, conservou as inalteradas as propriedades de microdureza na região da ZTA da liga Ti-6Al-4V ,evidenciando sua estabilidade térmica.

Assim, recomenda-se explorar mais detalhadamente a influência de I_b e V_a , realizando experimentos adicionais para refinar os pontos de máximo ou mínimo da resposta.

7. TRABALHOS FUTUROS

- A redução da tenacidade observada no teste de impacto e o amolecimento do Al-7075-T6 na região da refetem as complexidades inerentes à união de materiais dissimilares e constitui um desafio a ser superado, sendo necessário estudos adicionais para obter um melhor entendimento;
- Aplicar um modelo de otimização multivariável dentro da faixa de parâmetros explorada para maximizar as propriedades mecânicas e minimizar a energia de soldagem.
- Realizar um planejamento experimental variando-se a temperatura de pré-aquecimento, mantendo 180 °C como ponto central, para investigar os limites de influência dessa variável na formação de uma camada intermetálica na interface da junta nas condições de energia níveis I e II.
- Realizar o pré-aquecimento da liga de alumínio para avaliar a distribuição e morfologia dos poros nas regiões da solda, e o amolecimento na região da ZTA.
- Avaliar a existência de tensão residual resultante de diferenças na condutividade térmica e coeficiente de expansão linear entre titânio e alumínio.

APÊNDICE A – ALGORÍTMOS

Algoritmo 1 - Coeficiente de variação (CV) para Diluição - Com pré-aquecimento

```

1  attach(Respostas_EstDisc_CpSp) # Adicionar tabela de dados

2  CV <- function(DiluicaoCP){ # Cálculo do CV
    if(!class(DiluicaoCP) == "numeric"){
      stop("Os dados precisam ser numéricos")
    } #Indica que os dados devem ser numéricos
    media <- mean(DiluicaoCP)
    sd <- sd(DiluicaoCP)
    CV <- (sd/media) * 100
    return(CV) # Valor que será retornado pela função}

3  CV(DiluicaoCP) # Imprimir o valor do CV
4  [1] 13.96178

```

Algoritmo 2 - Coeficiente de variação (CV) para IC - Com pré-aquecimento

```

1  attach(Respostas_EstDisc_CpSp) # Adicionar tabela de dados

2  CV <- function(IC_SP){ # Cálculo do CV
    if(!class(IC_SP) == "numeric"){
      stop("Os dados precisam ser numéricos")
    } #Indica que os dados devem ser numéricos
    media <- mean(IC_SP)
    sd <- sd(IC_SP)
    CV <- (sd/media) * 100
    return(CV) # Valor que será retornado pela função}

3  CV(IC_SP) # Imprimir o valor do CV
4  [1] 33.06004

```

Algoritmo 3 - Coeficiente de variação (CV) para IC - Com pré-aquecimento

```

1  attach(Respostas_EstDisc_CpSp) # Adicionar tabela de dados

2  CV <- function(IC_CP){ # Cálculo do CV
    if(!class(IC_CP) == "numeric"){
      stop("Os dados precisam ser numéricos")
    } #Indica que os dados devem ser numéricos
    media <- mean(IC_CP)
    sd <- sd(IC_CP)
    CV <- (sd/media) * 100
    return(CV) # Valor que será retornado pela função
  }

3  CV(IC_CP) # Imprimir o valor do CV
4  [1] 23.54215

```

Algoritmo 4 - Teste de normalidade Shapiro-Wilk (TNSW)

```

1  attach(RespostasNormalid) # Adicionar tabela de dados

2  shapiro.test(Dilui['Pre-aq'=='SEM']) #TNSW para as condições sem pré-aquecimento.

3  shapiro.test(Dilui['Pre-aq'=='COM']) #TNSW para as condições com pré-aquecimento.

4  par(mfrow=c(1,2))

5  by(Energia, 'Pre-aquecimento', hist) # Plotar histograma da distribuição de
    energia das condições com e sem pré-aquecimento.

6  by(Energia, 'Pre-aquecimento', boxplot) # Plotar boxplot da distribuição de
    energia das condições com e sem pré-aquecimento.

7  t.test(Energia~'Pre-aquecimento') # Teste t para a energia considerando as
    condições com e sem pré-aquecimento.

```

Algoritmo 5 - Teste de Correlação

```

1  install.packages('corrplot') # Instalar pacote de correlação
2  library(readxl) # Carregar tabela de dados
3  df_Respostas_Correlacao = read_excel(file.choose())
4  df_Respostas_Correlacao
5  Respostas_Correlacao =df_ Respostas_Correlacao
6  attach(Respostas_Correlacao) # Adicionar tabela de dados
7  library(corrplot) # Carregar biblioteca de correlação
8  r <- cor(Respostas_Correlacao) # Calculara correlação
9  round(r,2)
10 corrplot::corrplot(r, method="color", # Visualizar Diagrama de correlação
                      type = "upper",
                      addCoef.col = "black",tl.srt=45, tl.col = "black",
                      diag=F)

```

Algoritmo 6 - Regressão linear modelo de segunda ordem

```

1  install.packages("FrF2", repos = "http://cran.rstudio.com/") #Inst. o pacote
2  library(FrF2) # Carrega o pacote para uso
3  plan.central = FrF2(nfactors = 3, # Planejamento dos experimento
                     nruns = 2^3,
                     ncenter = 3,
                     replications = 1,
                     randomize = FALSE)
4  summary(plan.central)
5  y <- c(1.72,1.75,2.66,2.74,1.97,2.05,2.65,2.67,2.07,2.08,2.13) # Respostas
6  plan.central$y <- y # Adicionando resposta ao planejamento
7  plan.central
8  lml <- lm(y~SO(A, B, C), data = plan.central) # Modelo linear de 2ª ordem
9  summary(lml)

```

Algoritmo 7 - Análise de resíduos pelo de Shapiro - Wilk

```

1  shapiro.test(rsm1$residuals)
2  par(mfrow = c(1,1))
3  plot(rsm1)

```

APÊNDICE B – POSIÇÕES ONDE FORAM INDENTADAS AS MEDIÇÕES DE MICRODUREZA

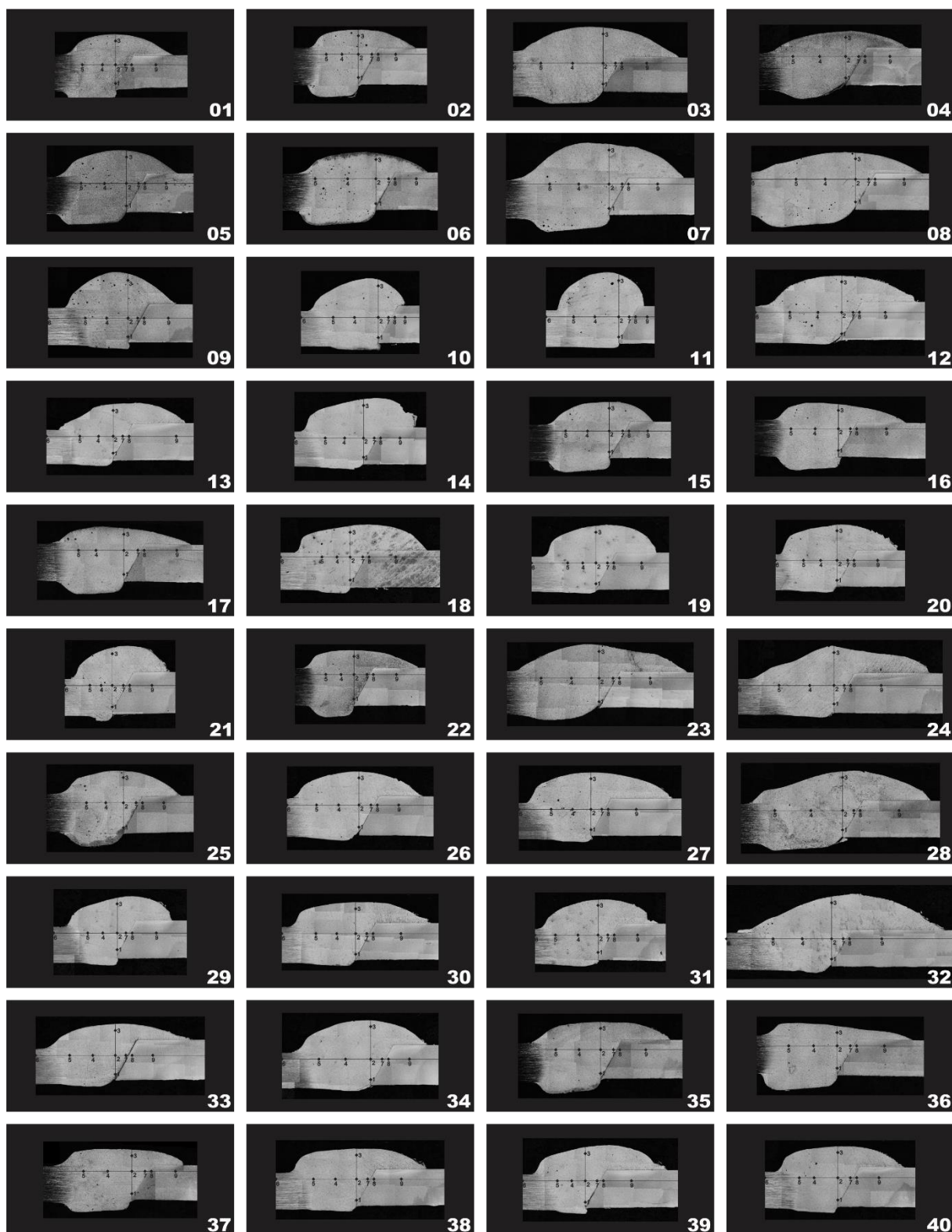


Figura 89 - Medições para determinação das indentações em cada CP.

REFERÊNCIAS

- [1] ILTAF, A. et al. Laser butt welding of AA7075 aluminium alloy and Ti6Al4V titanium alloy using a Cu interlayer. **Materials Science and Technology**, v. 40, n. 13, p. 1015–1020, 26 set. 2024.
- [2] KONG, H. J. et al. Design of ultra-strong but ductile iron-based alloys with low supersaturations. **Acta Materialia**, v. 256, p. 119000, set. 2023.
- [3] XIAOMING, W. et al. Atomic motion behavior calculation and bonding mechanism analysis of explosive welding of high-strength and high-hardness titanium alloy Ti6Al4V/aluminum alloy 7075. **Materials Research Express**, v. 10, n. 10, p. 106518, 1 out. 2023.
- [4] DURSUN, T.; SOUTIS, C. Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys. **Materials & Design**, v. 56, p. 862–871, 2014.
- [5] DITTRICH, D. et al. Laser beam welding of hard to weld Al alloys for a regional aircraft fuselage design- First results. **Physics Procedia**, v. 12, n. PART 1, p. 113–122, 2011.
- [6] MALINOV, S.; SHA, W. Application of artificial neural networks for modelling correlations in titanium alloys. **Materials Science and Engineering A**, v. 365, n. 1–2, p. 202–211, 2004.
- [7] ZHANG, C. et al. On the microstructure and mechanical properties of similar and dissimilar AA7075 and AA2024 friction stir welding joints: Effect of rotational speed. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 37, p. 470–487, 2019.
- [8] HEINZ, A. et al. Recent development in aluminium alloys for aerospace applications. **Materials Science and Engineering A**, v. 280, n. 1, p. 102–107, 2000.
- [9] HIRSCH, J. Automotive trends in aluminium - The European perspective. **Materials Forum**, v. 28, p. 15–23, 2004.

- [10] HATAMLEH, O.; SINGH, P. M.; GARMESTANI, H. Corrosion susceptibility of peened friction stir welded 7075 aluminum alloy joints. **Corrosion Science**, v. 51, n. 1, p. 135–143, 2009.
- [11] WANG, L. et al. Hot tensile deformation behavior of twin roll casted 7075 aluminum alloy. **Metals and Materials International**, v. 21, n. 5, p. 832–841, 2015.
- [12] KREIMEYER, M.; WAGNER, F.; VOLLERTSEN, F. Laser processing of aluminum-titanium-tailored blanks. **Optics and Lasers in Engineering**, v. 43, n. 9, p. 1021–1035, 2005.
- [13] GUPTA, S. P. Intermetallic compounds in diffusion couples of Ti with an Al-Si eutectic alloy. **Materials Characterization**, v. 49, n. 4, p. 321–330, 2003.
- [14] RAGHAVAN, V. Al-Ti (aluminum-titanium). **Journal of Phase Equilibria and Diffusion**, v. 26, p. 171, 2005.
- [15] TOMASHCHUK, I. et al. Aluminum to titanium laser welding-brazing in V-shaped groove. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 245, p. 24–36, 2017.
- [16] CHEN, Y.; CHEN, S.; LI, L. Effects of heat input on microstructure and mechanical property of Al/Ti joints by rectangular spot laser welding-brazing method. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 44, n. 3–4, p. 265–272, 2009.
- [17] BAESLACK III, W. A.; BANAS, C. M. A Comparative Evaluation of Laser and Gas Tungsten Arc Weldments in High-Temperature Titanium Alloys. **Welding Research Supplement**, n. July, p. 121–130, 1981.
- [18] DONACHIE, M. J. JR. **Titanium A Technical Guide**. 2. ed. Ohio: ASM International, 2000.

- [19] TEMMAR, M.; HADJI, M.; SAHRAOUI, T. Effect of post-weld aging treatment on mechanical properties of Tungsten Inert Gas welded low thickness 7075 aluminium alloy joints. **Materials and Design**, v. 32, n. 6, p. 3532–3536, 2011.
- [20] YAN, S. et al. Local corrosion behaviour of hybrid laser-MIG welded Al-Zn-Mg alloy joints. **Materials and Design**, v. 88, p. 1353–1365, 2015.
- [21] KANG, M.; KIM, C. A Review of Joining Processes for High Strength 7xxx Series Aluminum Alloys. **Journal of Welding and Joining**, v. 35, n. 6, p. 79–88, 2017.
- [22] YANG, M. et al. Effect of pulse frequency on microstructure and properties of Ti-6Al-4V by ultrahigh-frequency pulse gas tungsten arc welding. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 68, n. 1–4, p. 19–31, 2013.
- [23] ALATORRE, N. et al. Tensile properties and fusion zone hardening for gmaw and miea welds of a 7075-T651 aluminum alloy. **Acta Metallurgica Sinica (English Letters)**, v. 27, n. 4, p. 694–704, 2014.
- [24] HWANG, R. Y.; CHOU, C. P. The study on microstructural and mechanical properties of weld heat affected zone of 7075-T651 aluminum alloy. **Scripta Materialia**, v. 38, n. 2, p. 215–221, 1998.
- [25] NICOLAS, M.; DESCHAMPS, A. Characterisation and modelling of precipitate evolution in an Al-Zn-Mg alloy during non-isothermal heat treatments. **Acta Materialia**, v. 51, n. 20, p. 6077–6094, 2003.
- [26] WEI, S. et al. Influence of welding heat input on microstructure of Ti/Al joint during pulsed gas metal arc welding. **Materials and Manufacturing Processes**, v. 29, n. 8, p. 954–960, 2014.
- [27] PETERS, J. O.; LUTJERING, G. Comparison of the fatigue and fracture of alpha Plus beta and beta titanium alloys. **Metallurgical and Materials Transactions a-Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 32, n. 11, p. 2805–2818, 2001.

- [28] QI, B. J. et al. The effect of arc behavior on weld geometry by high-frequency pulse GTAW process with 0Cr18Ni9Ti stainless steel. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 66, n. 9–12, p. 1545–1553, 2013.

- [29] SIMPSON, R. Controlled weld-pool solidification structure and resultant properties with yttrium inoculation of Ti-6Al-6V-2Sn welds. **Weld. J. (Miami)**, v. 56, n. 3, p. 67–77, 1977.

- [30] KESHAVA MURTHY, K.; SUNDARESAN, S. Fatigue crack growth behavior in a welded α - β Ti-Al-Mn alloy in relation to micro structural features. **Materials Science and Engineering A**, v. 222, n. 2, p. 201–211, 1997.

- [31] WEI, H. L. et al. Mechanistic models for additive manufacturing of metallic components. **Progress in Materials Science**, v. 116, n. June 2020, p. 100703, 2014.

- [32] BALASUBRAMANIAN, M.; JAYABALAN, V.; BALASUBRAMANIAN, V. Developing mathematical models to predict tensile properties of pulsed current gas tungsten arc welded Ti-6Al-4V alloy. **Materials and Design**, v. 29, n. 1, p. 92–97, 2008.

- [33] BECKER, D. W.; ADAMS JR, C. M. The Role of Pulsed GTA W e l d i n g Variables in Solidification and Grain Refinement. **Welding Research Supplement**, v. 0, n. May, p. 143–152, 1979.

- [34] WANG, F.; WILLIAMS, S.; RUSH, M. Morphology investigation on direct current pulsed gas tungsten arc welded additive layer manufactured Ti6Al4V alloy. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 57, n. 5–8, p. 597–603, 2011.

- [35] BABU, N. K.; RAMAN, S. G. S. Influence of current pulsing on microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V TIG weldments. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 11, n. 4, p. 442–447, 2006.

- [36] BALIGIDAD, R. G.; DUTTA, A.; RAO, A. S. Effect of niobium and carbon on microstructure and compressive yield strength of as cast ESR Fe-8.5Al alloy. **Materials Science and Technology**, v. 21, n. 3, p. 269–273, 2005.

- [37] ZHI, G. E.; HUAN, C.; GE, Y. Affection of Arc - weld Inversion Power ' s Frequency on Weld Grain ' s Thinning. **China Academic Journal Eletronic Publishing House**, v. 07, p. 47–48, 2004.
- [38] KISHORE BABU, N. et al. Correlation of microstructure with mechanical properties of TIG weldments of Ti-6Al-4V made with and without current pulsing. **Materials Characterization**, v. 58, n. 7, p. 581–587, 2007.
- [39] MCANDREW, A. R. et al. **A literature review of Ti-6Al-4V linear friction welding. Progress in Materials Science**, 2018.
- [40] SOLTANI, B.; FARNIA, A.; ANIJ DAN, S. H. M. S. M. The effect of thermal frequency and current amplitude on weldability, microstructural evolution and mechanical properties of AA7075 alloy joint in DP-GMAW process. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 113, n. 5–6, p. 1415–1429, 2021.
- [41] ZHAN, X. et al. Study on the grain morphology and fracture performance of T-joints for Ti6Al4V alloy manufactured by dual laser beam bilateral synchronous welding. **Optics & Laser Technology**, v. 141, p. 107153, set. 2021.
- [42] ELSHAER, R. N. et al. Effect of Heat Treatment Processes on Microstructure and Mechanical Behavior of TC21 Titanium Alloy. **Open Journal of Metal**, v. 07, n. 03, p. 39–57, 2017.
- [43] ÖSTERREICHER, J. A. et al. Dissimilar friction stir welding and post-weld heat treatment of Ti-6Al-4V and AA7075 producing joints of unprecedented strength. **Journal of Advanced Joining Processes**, v. 9, p. 100213, jun. 2024.
- [44] KUMAR, A. et al. Investigation of microstructure evolution and mechanical properties of gas tungsten arc welded dissimilar titanium (CP-Ti/Ti–6Al–4V) alloys. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part E: Journal of Process Mechanical Engineering**, v. 237, n. 5, p. 1819–1831, 16 out. 2023.

- [45] LIAO, J.; TIAN, M.; XUE, X. Interface property of dissimilar Ti–6Al–4V/AA1050 composite laminate made by non-equal channel lateral co-extrusion and heat treatment. **Defence Technology**, v. 33, p. 197–208, mar. 2024.
- [46] SOHN, W. H.; BONG, H. H.; HONG, S. H. Microstructure and bonding mechanism of Al/Ti bonded joint using Al-10Si-1Mg filler metal. **Materials Science and Engineering A**, v. 355, n. 1–2, p. 231–240, 2003.
- [47] YU, M. et al. Influence of ultrasonic vibrations on the microstructure and mechanical properties of Al/Ti friction stir lap welds. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 282, p. 116676, 1 ago. 2020.
- [48] NANDAGOPAL, K.; KAILASANATHAN, C. Analysis of mechanical properties and optimization of gas tungsten Arc welding (GTAW) parameters on dissimilar metal titanium (6Al-4V) and aluminium 7075 by Taguchi and ANOVA techniques. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 682, p. 503–516, out. 2016.
- [49] KUMAR, P.; CHENNAIAH, M.; RAO, K. Effect of Pulsed TIG Welding Parameters on the Microstructure and Micro-Hardness of AA6061 Joints. **Journal of Material Science & Engineering**, v. 04, n. 04, p. 1–4, 2015.
- [50] BAILEY, N. Welding dissimilar metals. **The Welding Institute Cambridge**, p. 70, 1986.
- [51] SONG, J. L. et al. Effects of Si additions on intermetallic compound layer of aluminum-steel TIG welding-brazing joint. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 488, n. 1, p. 217–222, 2009.
- [52] QIU, R. et al. Interfacial characterization of joint between mild steel and aluminum alloy welded by resistance spot welding. **Materials Characterization**, v. 61, n. 7, p. 684–688, 2010.
- [53] SAHIN, M. Joining of stainless-steel and aluminium materials by friction welding. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 41, n. 5–6, p. 487–497, 2009.

- [54] LEE, W. B. et al. Interfacial reaction in steel-aluminum joints made by friction stir welding. **Scripta Materialia**, v. 55, n. 4, p. 355–358, 2006.
- [55] KOSTKA, A. et al. Microstructure of friction stir welding of aluminium alloy to magnesium alloy. **Scripta Materialia**, v. 60, n. 11, p. 953–956, 2009.
- [56] MENG, X. et al. Recent progress on control strategies for inherent issues in friction stir welding. **Progress in Materials Science**, v. 115, n. December 2018, p. 100706, 2021.
- [57] 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.
- [58] CHULARIS, A. A. et al. Electron structure and properties of intermetallic compounds in titanium-metal dissimilar joints. **Welding international**, v. 9, n. 10, p. 812–814, 1995.
- [59] YAJIANG, L. et al. Microstructure and XRD analysis near the interface of Ti/Al diffusion bonding. **Int. J. for the Joining of Materials**, v. 17, n. 2, p. 53–57, 2005.
- [60] MICHAEL, K.; FLORIAN, W.; FRANK, V. Laser processing of aluminum–titanium-tailored blanks. **Opt Lasers Eng**, v. 43, p. 1021–1035, 2005.
- [61] KENEVISI, M. S.; KHOIE, S. M. M.; ALAEI, M. Mechanics of Materials Microstructural evaluation and mechanical properties of the diffusion bonded Al / Ti alloys joint. **Mechanics of Materials**, v. 64, p. 69–75, 2013.
- [62] SAMAVATIAN, M. et al. An investigation on microstructure evolution and mechanical properties during liquid state diffusion bonding of Al2024 to Ti – 6Al – 4V. **Materials Characterization**, v. 98, p. 113–118, 2014.
- [63] CHOI, J.; LIU, H.; FUJII, H. Dissimilar friction stir welding of pure Ti and pure Al. **Materials Science & Engineering A**, v. 730, n. 0921–5093, p. 168–176, 2018.

- [64] ZHOU, L. et al. Influence of Rotation Speed on Microstructure and Mechanical Properties of Friction Stir Lap Welded Joints of AA 6061 and Ti6Al4V Alloys. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 50A, p. 733–745, 2019.
- [65] CHEN, X. et al. Enhanced wetting behavior using femtosecond laser-textured surface in laser welding-brazing of Ti/Al butt joint. **Optics and Laser Technology**, v. 142, p. 107212, 2021.
- [66] NIKULINA, A. A. et al. Special Features of the Structure of Laser-Welded Joints of Dissimilar Alloys Based on Titanium and Aluminum. **Metal Science and Heat Treatment**, v. 59, n. 7–8, p. 534–539, 2017.
- [67] CHATURVEDI, M. C.; XU, Q.; RICHARDS, N. L. Development of crack-free welds in a TiAl-based alloy. **Journal of Materials Technology**, v. 118, p. 74–78, 2001.
- [68] HAVLÍK, P. et al. Evaluation of Weldability of Titanium Alloy Ti-6Al-4V and Aluminum Alloy 6061 Produced by Electron Beam Welding. **Materials Science Forum**, v. 879, p. 714–719, 2017.
- [69] LV, S. X. et al. Investigation on TIG arc welding-brazing of Ti/Al dissimilar alloys with Al based fillers. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 17, n. 7, p. 519–524, 2012.
- [70] CHEN, S. et al. Laser penetration welding of an overlap titanium-on-aluminum configuration. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 87, p. 3069–3079, 2016.
- [71] ANAWA, E. M.; OLABI, A. G.; ELSHUKRI, F. A. Modeling and optimization of tensile shear strength of Titanium / Aluminum dissimilar welded component. **Journal of Physics**, v. 181, p. 1–10, 2009.
- [72] MALIKOV, A. et al. Effect of the aluminum alloy composition (Al-Cu-Li or Al-Mg-Li) on structure and mechanical properties of dissimilar laser welds with the Ti-Al-V alloy. **Optics and Laser Technology**, v. 126, n. November 2019, p. 106135, 2020.

- [73] WANG, Z. et al. Investigation of welding crack in laser welding-brazing welded TC4/6061 and TC4/2024 dissimilar butt joints. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 60, n. September, p. 54–60, 2020.
- [74] CABIBBO, M.; MARRONE, S.; QUADRINI, E. Mechanical and microstructural characteristics of laser welded titanium-aluminium joints. **Welding International**, v. 19, n. 2, p. 125–129, 2005.
- [75] MAJUMDAR, B. et al. Formation of a crack-free joint between Ti alloy and Al alloy by using a high-power CO2 laser. **Journal of Materials Science**, v. 32, n. 23, p. 6191–6200, 1997.
- [76] CHEN, Y.; CHEN, S.; LI, L. Influence of interfacial reaction layer morphologies on crack initiation and propagation in Ti/Al joint by laser welding-brazing. **Materials and Design**, v. 31, n. 1, p. 227–233, 2010.
- [77] EMAMIAN, S. S. et al. Improving the friction stir welding tool life for joining the metal matrix composites. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 106, n. 7–8, p. 3217–3227, 2020.
- [78] DRESSLER, U.; BIALLAS, G.; MERCADO, U. A. Friction stir welding of titanium alloy TiAl6V4 to aluminium alloy AA2024-T3. **Materials Science and Engineering A**, v. 526, n. 1–2, p. 113–117, 2009.
- [79] FUJI, A. et al. Mechanical properties of titanium-5083 aluminium alloy friction joints. **Materials Science and Technology**, v. 13, n. 8, p. 673–678, 1997.
- [80] HUANG, J. et al. Process of welding-brazing and interface analysis of lap joint Ti-6Al-4V and aluminum by plasma arc welding. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 61, n. August 2020, p. 396–407, 2021.
- [81] LEE, C.-Y. et al. Lap joint properties of FSWed dissimilar formed 5052 Al and 6061 Al alloys with different thickness. **Journal of Materials Science**, v. 43, p. 3296–3304, 2008.

- [82] CHEN, T. Process parameters study on FSW joint of dissimilar metals for aluminum-steel. **Journal of Materials Science**, v. 44, p. 2573–2580, 2009.
- [83] QIU, R.; IWAMOTO, C.; SATONAKA, S. In situ scanning electron microscopy observation of fracture crack propagation in the welding interface between aluminium alloy and steel. **Materials Science and Technology**, v. 25, n. 10, p. 1189–1192, 2009.
- [84] LIU, S. et al. Effects of laser pulse modulation on intermetallic compounds formation for welding of Ti-6Al-4V and AA7075 using AA4047 filler. **Materials and Design**, v. 213, p. 110325, 2022.
- [85] AL-BERMANI, S. S. et al. The origin of microstructural diversity, texture, and mechanical properties in electron beam melted Ti-6Al-4V. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 41, n. 13, p. 3422–3434, 2010.
- [86] MIYAGI, M. et al. Dynamics of solid-liquid interface and porosity formation determined through x-ray phase-contrast in laser welding of pure Al. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 250, p. 9–15, 2017.
- [87] ZHAO, H.; WHITE, D. R.; DEBROY, T. Current issues and problems in laser welding of automotive aluminum alloys. **International Materials Reviews**, v. 44, n. 6, p. 238–266, 1999.
- [88] ZHANG, J.; WECKMAN, D. C.; ZHOU, Y. Effects of temporal pulse shaping on cracking susceptibility of 6061-T6 aluminum Nd:YAG laser welds. **Welding Journal (Miami, Fla)**, v. 87, n. 1, p. 18–30, 2008.
- [89] CAO, G.; KOU, S. Liquation cracking in full penetration Al-Si welds. **Welding Journal**, v. 84, n. 4, p. 63–71, 2005.
- [90] TUPPEN, S. J.; BACHE, M. R.; VOICE, W. E. A fatigue assessment of dissimilar titanium alloy diffusion bonds. **International Journal of Fatigue**, v. 27, n. 6, p. 651–658, 2005.

- [91] LEE, D. G. et al. Fatigue properties of inertia dissimilar friction-welded stainless steels. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 155–156, n. 1–3, p. 1402–1407, 2004.
- [92] JIANG, F. et al. Crack Propagation Resistance Along Strength Mismatched Bimetallic Interface. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 13, n. 1, p. 93–98, 2004.
- [93] LIN, R. et al. Numerical study of keyhole dynamics and keyhole-induced porosity formation in remote laser welding of Al alloys. **International Journal of Heat and Mass Transfer**, v. 108, p. 244–256, 2017.
- [94] FANG, Y. et al. A review on dissimilar metals' welding methods and mechanisms with interlayer. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 102, n. 9–12, p. 2845–2863, 2019.
- [95] CHEN, S. et al. Joining mechanism of Ti/Al dissimilar alloys during laser welding-brazing process. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 509, n. 3, p. 891–898, 2011.
- [96] ZHAO, G. et al. Effect of ultrasonic vibration of molten pool on microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V joints prepared via CMT + P welding. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 52, n. January, p. 193–202, 2020.
- [97] VISHNU, P. R. Solid-state transformations in weldments. Em: **ISIJ international**. Sweden: ASM International, 1993. v. 6p. 177–374.
- [98] THOMAS, C. R.; ROBINSON, F. P. A. Kinetics and mechanism of grain growth during welding in niobium-stabilized 17% chromium stainless steels. **Metals Technology**, v. 5, n. 1, p. 133–138, 1978.
- [99] WILLIAMS, J. C.; STARKE, JR. E. A. The role of thermomechanical processing in tailoring the properties of aluminum and titanium alloys. **Deformation, Processing and Structure**, p. 1267–1276, 1984.

- [100] KARPAGARAJ, A. et al. Experimental and numerical studies on gas tungsten arc welding of Ti-6Al-4V tailor-welded blank. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**, v. 42, n. 10, p. 1–11, 2020.

- [101] SCHERILLO, F. et al. Linear friction welding of Ti-6Al-4V parts produced by electron beam melting. **Materials and Manufacturing Processes**, v. 34, n. 2, p. 201–207, 2019.

- [102] HATTINGH, D. G. et al. Semiautomatic friction stir welding of 38 mm OD 6082-T6 aluminium tubes. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 238, n. 12, p. 255–266, 2016.

- [103] GOPE, D. K. et al. Experimental investigation of pug cutter embedded TIG welding of Ti-6Al-4V titanium alloy. **Journal of Mechanical Science and Technology**, v. 32, n. 6, p. 2715–2721, 2018.

- [104] BAESLACK, W.; BECKER, D.; FROES, F. Advances in titanium alloy welding metallurgy. **JOM**, v. 36, n. 5, p. 46–58, 1984.

- [105] CHAO, Y. J.; ZHU, X.; QI, X. WELDSIM-A welding simulation code for the determination of transient and residual temperature, stress, and distortion. **Advances in computational Engineering and Science**, v. 2, p. 1207–1211, 2000.

- [106] CHAO, Y. J.; ZHU, X.; QI, X. WELDSIM-A welding simulation code for the determination of transient and residual temperature, stress, and distortion. **Advances in computational Engineering and Science**, v. 2, p. 1207–1211, 2000.

- [107] Annual Book of ASTM Standards. **Atmospheric Analysis**, v. 11, p. 3, 1983.

- [108] LÜTJERING, G.; WILLIAMS, J. C. **Titanium**. 2. ed. Berlin Heidelberg.: Springer-Verlag , 2003.

- [109] REDDY, R. G.; SHINDE, P. S.; LIU, A. Review—The Emerging Technologies for Producing Low-Cost Titanium. **Journal of The Electrochemical Society**, v. 168, n. 4, p. 042502, 2021.

- [110] XIA, Y. et al. Hydrogen assisted magnesiothermic reduction (HAMR) of TiO₂ to produce titanium metal powder. **Extractive Metallurgy of Titanium: Conventional and Recent Advances in Extraction and Production of Titanium Metal**, p. 165–179, 1 jan. 2020.
- [111] MCREYNOLDS, K. S.; TAMIRISAKANDALA, S. A study on alpha-case depth in Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 42, n. 7, p. 1732–1736, 2011.
- [112] GADDAM, R. et al. Oxidation and alpha-case formation in Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo alloy. **Materials Characterization**, v. 99, p. 166–174, 2015.
- [113] PANG, H. et al. The role of β phase in the morphology evolution of α lamellae in a dual-phase titanium alloy during high temperature compression. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 910, 2022.
- [114] KOLLI, R. P.; DEVARAJ, A. A review of metastable beta titanium alloys. **Metals**, v. 8, n. 7, 2018.
- [115] BOYER, R.; WELSCH, G.; COLLINGS, E. W. *Materials properties handbook : titanium alloys*. 1994.
- [116] OBERSON, P. G.; ANKEM, S. The effect of time-dependent twinning on low temperature ($<0.25 \cdot T_m$) creep of an alpha-titanium alloy. **International Journal of Plasticity**, v. 25, n. 5, 2009.
- [117] AIYANGAR, A. K. et al. The effects of stress level and grain size on the ambient temperature creep deformation behavior of an alpha Ti-1.6 Wt Pct V alloy. **Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science**, v. 36, n. 3, 2005.
- [118] RAMACHANDIRAN, N. Effects of post heat treatment on microstructure and mechanical properties of Ti5553 parts made by laser powder bed fusion. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 938, p. 168616, 2023.

- [119] SCHUSTER, J. C.; PALM, M. Reassessment of the binary aluminum-titanium phase diagram. **Journal of Phase Equilibria and Diffusion**, v. 27, n. 3, p. 255–277, 2006.
- [120] HERZOG, D. et al. Additive manufacturing of metals. **Acta Materialia**, v. 117, p. 371–392, 2016.
- [121] ZHANG, L. C.; ATTAR, H. Selective Laser Melting of Titanium Alloys and Titanium Matrix Composites for Biomedical Applications: A Review. **Advanced Engineering Materials**, v. 18, n. 4, p. 463–475, 2016.
- [122] SCHWAB, H. et al. Processing of Ti-5553 with improved mechanical properties via an in-situ heat treatment combining selective laser melting and substrate plate heating. **Materials and Design**, v. 130, p. 83–89, 2017.
- [123] QIN, D. et al. On the tensile embrittlement of lamellar Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 663, p. 581–593, 2016.
- [124] PANZA-GIOS, R. The Effect of Heat Treatment on the Microstructure Evolution and Mechanical Properties of Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr, and Its Potential Application in Landing Gears. **McMaster University**, p. 197, 2009.
- [125] ANKEM, S.; GREENE, C. A. Recent developments in microstructure/property relationships of beta titanium alloys. **Materials Science and Engineering A**, v. 263, n. 2, p. 127–131, 1999.
- [126] COTTON, J. D. et al. State of the Art in Beta Titanium Alloys for Airframe Applications. **Jom**, v. 67, n. 6, p. 1281–1303, 2015.
- [127] POLMEAR, I. J. Light Alloys—Metallurgy of the Light Metals,. **American Society for Metals**, 1982.

- [128] COLLINGS, E. W. The Physical Metallurgy of Titanium Alloys. **American Society for Metals**, 1984.
- [129] WU, A. P. et al. Microstructures and mechanical properties of Ti–24Al–17Nb (at.%) laser beam welding joints. **Intermetallics**, v. 10, n. 7, p. 647–652, 2002.
- [130] HOCH, M. et al. The Development of Heat-Resistant Titanium Alloys. **AFML-TR-73-297 - Air Force Materials Laboratory**, p. 14, 1973.
- [131] KAWABATA, T.; KANAI, T.; O. IZUMI. No Title. **Acta Metall. Mater**, v. 33, p. 1355, 1985.
- [132] YAMAGUCHI, M. et al. Structural intermetallics. **TMS**, p. 127, 1995.
- [133] KIM, Y.-W. Ordered intermetallic alloys, part III: gamma titanium aluminides. **JOM**, v. 46, n. 7, p. 30–39, 1994.
- [134] APPEL, F.; WAGNER, R. Microstructure and deformation of two-phase γ -titanium aluminides. **Materials science and engineering: r: reports**, v. 22, n. 5, p. 187–268, 1998.
- [135] KIM, Y.-W. Y.-W.; DIMIDUK, D. M. Progress in the understanding of gamma titanium aluminides. **JOM**, v. 43, n. 8, p. 40–47, 1991.
- [136] KIM, Y.-W. et al. Structural Intermetallics. **TMS**, p. 531–543, 1997.
- [137] YAMAGUCHI, M.; INUI, H.; ITO, K. High-temperature structural intermetallics. **Acta materialia**, v. 48, n. 1, p. 307–322, 2000.
- [138] DIMIDUK, D. M. Gamma titanium aluminide alloys—an assessment within the competition of aerospace structural materials. **Materials Science and Engineering: A**, v. 26, n. 2, p. 281–288, 1999.

- [139] EVANGELISTA, E. et al. Toughening mechanism in the lamellar and duplex TiAl-based alloys at ambient temperature: microcrack analysis. **Scripta metallurgica et materialia**, v. v. 33, n. 3, p. 467–472, 1995.
- [140] KIM, Y.-W. Intermetallic alloys based on gamma titanium aluminide. **JOM**, v. 41, n. 7, p. 24–30, 1989.
- [141] SEMIATIN, S. L.; KIM, Y. W. Process Gamma Titanium Aluminides. **TMS**, p. 509, 1993.
- [142] EYLON, D.; FROES, F. H. Titanium Net-Shape Technologies. **JOM**, v. 36, p. 36–41, 1984.
- [143] DAVARI, N.; ROSTAMI, A.; ABBASI, S. M. Effects of annealing temperature and quenching medium on microstructure, mechanical properties as well as fatigue behavior of Ti-6Al-4V alloy. **Materials Science and Engineering: A**, v. 683, p. 1–8, jan. 2017.
- [144] DAVARI, N.; ROSTAMI, A.; ABBASI, S. M. Effects of annealing temperature and quenching medium on microstructure, mechanical properties as well as fatigue behavior of Ti-6Al-4V alloy. **Materials Science and Engineering: A**, v. 683, p. 1–8, jan. 2017.
- [145] GIL, F. J. et al. Formation of α -Widmanstätten structure: effects of grain size and cooling rate on the Widmanstätten morphologies and on the mechanical properties in Ti6Al4V alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 329, n. 1–2, p. 142–152, nov. 2001.
- [146] JOVANOVIĆ, M. T. et al. The effect of annealing temperatures and cooling rates on microstructure and mechanical properties of investment cast Ti–6Al–4V alloy. **Materials & Design**, v. 27, n. 3, p. 192–199, 2006.
- [147] ASKELAND, D. R.; PHULÉ, P. P. **Ciência e engenharia dos materiais**. 1. ed. São Paulo: Cengage Learning, 2008.

- [148] ABAL, A. B. DO A. **Guia Técnico do alumínio - Tratamento Térmico**. 1. ed. São Paulo: ABAL, 2003.
- [149] ASRARIAN, R. et al. Removal of aluminum from water and wastewater using magnetic iron oxide nanoparticles. **Advanced Materials Research**, v. 829, p. 752–756, 2014.
- [150] ASKELAND, D. R. Atomic Structure. Em: **The Science and Engineering of Materials**. Boston, MA: Springer US, 1996. p. 18–37.
- [151] IDZIOR, M. Directions of changes of materials in motorization in view of ecological requirements. **Motrol. Metals Power Ind. Agric**, v. 9, p. 72–87, 2007.
- [152] WANG, L. et al. Hot tensile deformation behavior of twin roll casted 7075 aluminum alloy. **Metals and Materials International**, v. 21, n. 5, p. 832–841, 2015.
- [153] DAVIS, J. R. **Aluminium and Aluminium Alloys**. Cleveland, OH: ASM International, 1993.
- [154] BOLEWSKI, Ł.; SZKODO, M.; PEKALA, P. Investigation of the impact in current intensity on AW-7075 aluminum alloy welding. **Projektowanie i Konstrukcje Inżynierskie (9)**, p. 22–26, 2016.
- [155] ASSOCIATION, E. A. Joining Dissimilar Materials. **The aluminium automotive manual**, p. 1–31, 2015.
- [156] MACKENZIE, D. S. Heat Treatment Practice of Wrought Age-Hardenable Aluminum Alloys. Em: **Aluminum Science and Technology**. ASM International, 2018. p. 462–477.
- [157] WANG, S. C.; STARINK, M. J. Precipitates and intermetallic phases in precipitation hardening Al–Cu–Mg–(Li) based alloys. **International Materials Reviews**, v. 50, n. 4, p. 193–215, 2005.

- [158] POLMEAR, I. J. Aluminium alloys--A century of age hardening. **Materials forum**, v. 28, n. 1–14, p. 13, 2004.

- [159] VERMA, R. P. et al. Difficulties and redressal in joining of aluminium alloys by GMA and GTA welding: A review. **journal of materials research and technology**, v. 23, p. 2576–2586, 2023.

- [160] NOVAKOVA-MARCINCINOVA, L. et al. **Special materials used in FDM rapid prototyping technology application**. 16th International Conference on Intelligent Engineering Systems (INES). **Anais...**Lisbon: IEEE, 2012.

- [161] KOU, S.; WANG, Y. H. Weld pool convection and its effect. **Welding Journal**’, v. 65, n. 3, p. 63–70, 1986.

- [162] HASAN, M. M.; ISHAK, M.; REJAB, M. R. M. Effect of backing material and clamping system on the tensile strength of dissimilar AA7075-AA2024 friction stir welds. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 91, p. 3991–4007, 2017.

- [163] BODAKE, S. N.; GUJAR, A. J. Review paper on optimization of friction stir welding process parameters. **International Journal Eng. Res. Technol**, v. 10, n. 1, p. 611–620, 2017.

- [164] PIRJAMADI, A. et al. Liquation-induced loss of ductility in AA7075 aluminium alloy fusion welds. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 28, n. 6, p. 488–494, 1 ago. 2023.

- [165] SALLEH, M. N. M. et al. A study on bead-on-plate welding of AA7075 using low power fiber laser. **Journal of Mechanical Engineering and Sciences**, v. 10, n. 2, p. 2065–2075, 2016.

- [166] HATCH, J. E. **Aluminium Properties and Physical Metallurgy**. Ohio: Aluminum Association Inc. and ASM International, 1984.

- [167] SUN, Z. et al. An improved simulation of temperature field in VPPA–GMAW of Al–Cu–Mg alloy. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 263, p. 366–373, 1 jan. 2019.

- [168] CAYLESS, R. B. C.; ALCAN, R. P. C. **Alloy Temper Designation Systems for Aluminum and Aluminum Alloys, In: Properties and Selection Nonferrous Alloys and Special Purpose Materials**. 2. ed. [s.l: s.n.]. v. 2

- [169] MA, Z. et al. Influence of aging treatments and alloying additives on the hardness of Al–11Si–2.5 Cu–Mg alloys. **Materials & Design**, v. 31, n. 8, p. 3791–3803, 2010.

- [170] CHANDRASHEKHARAIAH, T. M.; KORI, S. A. Effect of grain refinement and modification on the dry sliding wear behaviour of eutectic Al–Si alloys. **Tribology international**, v. 42, n. 1, p. 59–65, 2009.

- [171] ROOY, E. L. Properties and selection: nonferrous alloys and special-purpose materials. Em: **Introduction to aluminum and aluminum alloys**. ASM International, 1990. p. 3–14.

- [172] MAŁGORZATA WARMUZEK. **Aluminum-silicon casting alloys**. 1. ed. Ohio: ASM International, 2004.

- [173] SUN, Y. The use of aluminum alloys in structures: Review and outlook. **Structures**, v. 57, p. 105290, 2023.

- [174] MONTGOMERY, D. C. Design and Analysis of Experiments: Solution Manual. **Test**, v. 800, p. 734, 2017.

- [175] NETO, B. B.; SCARMINIO, I. S.; BRUNS, R. E. **Como Fazer Experimentos**. 4. ed. Porto Alegre: 4 ed. 2010.

- [176] ALI, M. et al. Central composite design application in the optimization of the effect of waste foundry sand on concrete properties using RSM. **Structures**, v. 46, p. 1581–1594, 1 dez. 2022.

- [177] KIM, H.-J. Extended Central Composite Designs with the Axial Points Indicated by Two Numbers. **Communications for Statistical Applications and Methods**, v. 9, n. 3, 2002.

- [178] RUNGER, G. C. **Estatística aplicada e probabilidade para engenheiros**. 1. ed. Rio de Janeiro: LTC , 2016.

- [179] MASOOD, F. et al. A new approach for design optimization and parametric analysis of symmetric compound parabolic concentrator for photovoltaic applications. **Sustainability (Switzerland)**, v. 13, n. 9, 2021.

- [180] KELEŞTEMUR, O. et al. Statistical analysis for freeze-thaw resistance of cement mortars containing marble dust and glass fiber. **Materials and Design**, v. 60, 2014.

- [181] IMRAN KHAN, M. et al. **Optimization of Cementitious Grouts for Semi-Flexible Pavement Surfaces Using Response Surface Methodology**. IOP Conference Series: Earth and Environmental Science. **Anais...**2020.

- [182] MAIA, P. R. et al. Multivariate steepest ascent method based on latent variables. **Applied Mathematical Modelling**, v. 90, p. 30–45, fev. 2021.

- [183] LI, B.; TIAN, X.; ZHANG, M. Modeling and multi-objective optimization of cutting parameters in the high-speed milling using RSM and improved TLBO algorithm. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 111, n. 7–8, p. 2323–2335, 27 dez. 2020.

- [184] RETNAM, B. G.; BALAMIRTHAM, H.; ARAVAMUDAN, K. Maximizing Adsorption Involving Three Solutes on Enhanced Adsorbents Using the Mixture-Process Variable Design. **ACS Omega**, v. 7, n. 23, p. 19561–19578, 14 jun. 2022.

- [185] VILARINHO, L. O.; AREVALO, H. D. H. Desenvolvimento e Avaliação de Calorímetros por Nitrogênio Líquido e Fluxo Contínuo para Medição de Aporte Térmico. **Soldagem e Inspeção**, v. 17, n. 3, p. 236–250, 2012.

- [186] MOTA, C. P. et al. **Assesment Of Derivatives Short-Circuit Welding Monitoring With Near- Infrared Vision System**. Conference Paper. **Anais...**2014.

- [187] HE, J. et al. On a strong minimum condition of a fractal variational principle. **Applied Mathematics Letters**, v. 119, p. 107199, 2021.

- [188] DODSON, D. New welding technology eases FGD wallpapering. **Power Engineering**, v. 103, n. 6, p. 38–42, 1999.

- [189] ADI, P.; ISMAR, H.; PETAR, T. Advantages of MAG-STT Welding Process for Root Pass Welding in the Oil and Gas Industry. **TEM Journal**, v. 5, n. 1, p. 76–79, 2016.

- [190] LUKEŠ, J.; PAVLETIĆ, D.; MAJUREC, I. Zavarivanje cijevi STT postupkom zavarivanja. **Engineering review**, v. 25, p. 37–48, 2005.

- [191] TITINAN, M. **Influence of rare earth metal added to electrode on plasma characteristics in gas metal arc welding**. Osaka University Knowledge Archive, 2018.

- [192] YUJI, T. et al. **Influence of Admixture of Oxygen into Shielding Gas on Cathode**. International Conference. **Anais...**2017.

- [193] KVASOV, F. V. Special features of mechanised welding with controlled electrode metal transfer. **Welding International**, v. 14, n. 2, p. 158–161, 2000.

- [194] DERUNTZ, B. B. D. Assessing the Benefits of Surface Tension Transfer ® Welding to Industry. **Journal of Industrial Technology**, v. 19, n. 4, p. 1–8, 2003.

- [195] HSU, C.; SOLTIS, P. **Heat input comparison of STT vs. short-circuiting and pulsed GMAW vs. CV processes**. 6 th International Conference: Trends in Welding Research. **Anais...**2002.

- [196] PEPE, N. et al. Measuring the process efficiency of controlled gas metal arc welding processes. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 16, n. 5, p. 412–417, 2011.
- [197] ASSARI, A. H.; EGHBALI, B. Solid state diffusion bonding characteristics at the interfaces of Ti and Al layers. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 773, p. 50–58, 2019.
- [198] XU, L. et al. Growth of intermetallic layer in multi-laminated Ti/Al diffusion couples. **Materials Science and Engineering A**, v. 435–436, p. 638–647, 2006.
- [199] COLLINS, E. W.; GEHLEN, P. C. Some observations of the temperature dependences of magnetic susceptibility of titanium and titanium-aluminum alloys. **Journal of Physics F: Metal Physics**, v. 1, n. 6, p. 908–919, 1971.
- [200] KURT, B. et al. Diffusion bonding between Ti-6Al-4V alloy and ferritic stainless steel. **Materials Letters**, v. 61, n. 8–9, p. 1747–1750, 2007.
- [201] ZHU, D. et al. Hypervelocity impact damage to Ti-6Al-4V meshes reinforced Al-6Mg alloy matrix composites. **Materials Science and Engineering A**, v. 500, n. 1–2, p. 43–46, 2009.
- [202] LEE, C.-B. et al. Effects of Heat Treatment on Interfacial Behavior and Bonding Strength of Surface Activated Bonding Ti–Al Laminate. **Journal of Nanoscience and Nanotechnology**, v. 18, n. 3, p. 1847–1850, 2017.
- [203] GU, X. et al. Laser welding of 6082 aluminum alloy to TC4 titanium alloy via pure niobium as a transition layer. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 13, p. 2202–2209, 2021.
- [204] ZHAO, Y. Y.; LI, D.; ZHANG, Y. S. Effect of welding energy on interface zone of Al–Cu ultrasonic welded joint. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 18, n. 4, p. 354–360, 2013.

- [205] SHOUZHENG, W. et al. Improving of interfacial microstructure of Ti/Al joint during GTA welding by adopting pulsed current. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 73, n. 9–12, p. 1307–1312, 2014.
- [206] JIANGWEI, R.; YAJIANG, L.; TAO, F. Microstructure characteristics in the interface zone of Ti/Al diffusion bonding. **Materials Letters**, v. 56, n. 5, p. 647–652, 2002.
- [207] GURUSAMI, K. et al. Strengthening mechanism of Nd: Yag laser shock peening for commercially pure titanium (CP-Ti) on surface integrity and residual stresses. **Materials Today: Proceedings**, v. 21, p. 981–987, 2020.
- [208] NATEGHI, E.; VOLUKOLA, A. G. Numerical and Experimental Investigations of Trajectory Effects into Temperature Distribution and Distortion in the Slot Welding of Steel S235JR. **International Journal of Steel Structures**, v. 19, p. 819–833, 2018.
- [209] GHOSH, A. Modeling of Thermal Transport for GMAW. **Mathematical Problems in Engineering**, v. 2012, p. 1–8, 2012.
- [210] BHATTACHARYA, A.; BERA, T. K.; SURI, V. K. Influence of Heat Input in Automatic GMAW: Penetration Prediction and Microstructural Observation. **Materials and Manufacturing Processes**, v. 29, p. 1210–1218, 2014.
- [211] DEMARQUE, R. et al. Evaluation of the effect of the thermal cycle on the characteristics of welded joints through the variation of the heat input of the austenitic AISI 316L steels by the GMAW process. **Science and Technology of Materials**, 2018.
- [212] KONG, F.; MA, J.; KOVACEVIC, R. Numerical and experimental study of thermally induced residual stress in the hybrid laser–GMA welding process. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 211, p. 1102–1111, 2011.
- [213] KUBIAK, M. et al. Numerical Prediction of Fusion Zone and Heat Affected Zone in Hybrid Yb:YAG laser + GMAW Welding Process with Experimental Verification. **Procedia Engineering**, v. 136, p. 88–94, 2016.

- [214] MA, Z. et al. Environment effect on microstructure properties of gas tungsten arc welding for titanium and aluminium alloy joints. **Indian Journal of Engineering and Materials Sciences**, v. 27, n. 03, p. 72–79, mar. 2020.
- [215] MA, Z. et al. The microstructure and mechanical properties of fluxless gas tungsten arc welding–brazing joints made between titanium and aluminum alloys. **Materials & Design**, v. 45, p. 72–79, mar. 2013.
- [216] 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, 13 fev. 2014.
- [217] MI, G. et al. A coupled thermal and metallurgical model for welding simulation of Ti–6Al–4V alloy. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 214, n. 11, p. 2434–2443, nov. 2014.
- [218] GORYACHEV, A. P.; KOPEL'MAN-SERPUKHOVA, Z. I. The effect of welding on the mechanical properties and structure of titanium alloys. **Metal Science and Heat Treatment**, v. 5, n. 2, p. 115–117, 1963.
- [219] BALASUBRAMANIAN, T. S. et al. Influence of welding processes on microstructure, tensile and impact properties of Ti-6Al-4V alloy joints. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 21, n. 6, p. 1253–1262, jun. 2011.
- [220] GORYACHEV, A. P.; KOPEL'MAN-SERPUKHOVA, Z. I. The effect of welding on the mechanical properties and structure of titanium alloys. **Metal Science and Heat Treatment**, v. 5, n. 2, p. 115–117, 1963.
- [221] MIKHAYLOV, V. I. et al. Structural phase transformations in welding high-alloyed titanium alloy. **Voprosy Materialovedeniya**, n. 3(107), p. 63–81, 3 dez. 2021.
- [222] AKHONIN, S. V et al. Influence of TIG Welding Thermal Cycle on Temperature Distribution and Phase Transformation in Low-cost Titanium Alloy. **IOP Conference Series: Earth and Environmental Science**, v. 688, n. 1, p. 012012, 1 mar. 2021.

- [223] KUMAR, B. et al. A comparative study on microstructural and mechanical behaviour of spot welded Ti-6Al-4V alloy in as-welded and solution treated condition. **Advances in Materials and Processing Technologies**, v. 8, n. 3, p. 2637–2651, 3 jul. 2022.
- [224] BALASUBRAMANIAN, T. S. et al. Influence of welding processes on microstructure, tensile and impact properties of Ti-6Al-4V alloy joints. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, v. 21, n. 6, p. 1253–1262, jun. 2011.
- [225] PUTTI, V. S. T.; MANIKANDAN, S.; AYYAGARI, K. K. Effect of thermal cycling on mechanical and microstructural properties of heat-treated Ti-6Al-4V alloy. **Materials Research Express**, v. 9, n. 1, p. 016512, 1 jan. 2022.
- [226] KITAMURA, K. et al. Flexible control of the microstructure and mechanical properties of friction stir welded Ti-6Al-4V joints. **Materials & Design (1980-2015)**, v. 46, p. 348–354, abr. 2013.
- [227] LIU, T. et al. Sinusoidal oscillating laser welding of 7075 aluminum alloy: Hydrodynamics, porosity formation and optimization. **International Journal of Heat and Mass Transfer**, v. 140, p. 346–358, set. 2019.
- [228] RIBEIRO, A. C. N. et al. Improvement weldability of dissimilar joints (Ti6Al4V/Al6013) for aerospace industry by laser beam welding. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 116, n. 3–4, p. 1053–1070, 28 set. 2021.
- [229] MAHMOOD, Y. et al. Experimental and Numerical Study on Microstructure and Mechanical Properties of Ti-6Al-4V/Al-1060 Explosive Welding. **Metals**, v. 9, n. 11, p. 1189, 5 nov. 2019.
- [230] LIU, T. et al. Sinusoidal oscillating laser welding of 7075 aluminum alloy: Hydrodynamics, porosity formation and optimization. **International Journal of Heat and Mass Transfer**, v. 140, p. 346–358, set. 2019.
- [231] ANBALAGAN, K. et al. Importance of shielding and mechanical characterization of GTAW on Ti-6AL-4V alloy sheet. **Welding International**, v. 37, n. 6, p. 324–333, 3 jun. 2023.

- [232] ARAVIND, A. P. et al. Optimization of welding parameters in laser welding of Ti6Al4V using VIKOR optimization method. **Materials Today: Proceedings**, v. 45, p. 592–596, 2021.

- [233] ANBALAGAN, K. et al. Importance of shielding and mechanical characterization of GTAW on Ti-6Al-4V alloy sheet. **Welding International**, v. 37, n. 6, p. 324–333, 3 jun. 2023.

- [234] ARAVIND, A. P. et al. Optimization of welding parameters in laser welding of Ti6Al4V using VIKOR optimization method. **Materials Today: Proceedings**, v. 45, p. 592–596, 2021.

- [235] HUANG, C.-D.; HWANG, J.-R.; HUANG, J.-Y. Optimization of Vacuum Brazing Process Parameters in Ti-6Al-4V Alloy. **Metals**, v. 12, n. 6, p. 974, 6 jun. 2022.

- [236] SHIBO, L. et al. Ultrasonic welding aluminium alloy 7075 to titanium alloy Ti-6Al-4V: parameter optimization and mechanical property. **IOP Conference Series: Materials Science and Engineering**, v. 744, n. 1, p. 012029, 1 jan. 2020.

- [237] VAHIDSHAD, Y.; KHODABAKHSHI, A. H. An investigation of different parameters on the penetration depth and welding width of Ti-6Al-4V alloy by plasma arc welding. **Welding in the World**, v. 65, n. 3, p. 485–497, 2 mar. 2021.

- [238] LI, L. et al. Study of Ti–6Al–4V alloy spectral emissivity characteristics during thermal oxidation process. **International Journal of Heat and Mass Transfer**, v. 101, p. 699–706, out. 2016.

- [239] KARAYAGIZ, K. et al. Numerical and experimental analysis of heat distribution in the laser powder bed fusion of Ti-6Al-4V. **IISE Transactions**, v. 51, n. 2, p. 136–152, 12 fev. 2019.

- [240] **AWS A5.10/A5.10M**. 12. ed. Miami: American Welding Society, Inc. (AWS), 2021.

- [241] METALS, K. TO. **Welding of titanium alloys.**

- [242] AKMAN, E. et al. Laser welding of Ti6Al4V titanium alloys. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 209, n. 8, p. 3705–3713, 21 abr. 2009.

- [243] WANG, H. et al. Effect of assist gas flow on the gas shielding during laser deep penetration welding. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 184, n. 1–3, p. 379–385, 2007.

- [244] KRYSIK, K. F.; BHADHA, P. M. Shielding Gas Purification Improves Weld Quality. **Welding journal**, v. 69, n. 11, p. 47–49, 1990.

- [245] AKMAN, E. et al. Laser welding of Ti6Al4V titanium alloys. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 209, n. 8, p. 3705–3713, 21 abr. 2009.

- [246] ZHU, C. et al. Molten pool behaviors and their influences on welding defects in narrow gap GMAW of 5083 Al-alloy. **International Journal of Heat and Mass Transfer**, v. 126, p. 1206–1221, 1 nov. 2018.

- [247] R CORE TEAM. **R: A language and environment for statistical computing.** Vienna, Austria R Foundation for Statistical Computing, , 2021.

- [248] POSIT TEAM. **RStudio: Integrated Development Environment for R. Posit Software.** Boston, MAPBC, , 2023.

- [249] REN, Y. et al. Variation in the “coefficient of variation”: Rethinking the violation of the scalar property in time-duration judgments. **Acta Psychologica**, v. 214, p. 103263, 2021.

- [250] GUEDES, T. A. et al. **Estatística descritiva: Projeto de ensino aprender fazendo estatística**, v. 1, p. 1-49, 2005.

- [251] JALILIBAL, Z. et al. Monitoring the coefficient of variation: A literature review. **Computers & Industrial Engineering**, v. 161, p. 107600, nov. 2021.

- [252] NARDINO, M. et al. Meta-analysis of the experimental coefficient of variation in wheat using the Bayesian and Frequentist approaches. **Scientia Agricola**, v. 80, 2023.

- [253] SEARLS, D. T. The Utilization of a Known Coefficient of Variation in the Estimation Procedure. **Journal of the American Statistical Association**, v. 59, n. 308, p. 1225–1226, dez. 1964.

- [254] SKUTURNA, T.; VALIVONIS, J. Evaluation of calculation methods used for estimating the ultimate moment resistance of bridge decks reinforced with FRP bars. **The Baltic Journal of Road and Bridge Engineering**, v. 11, n. 1, p. 22–34, 2016.

- [255] SHANGGUAN, X.; QIN, W.; XIA, F. NoPole-to-ground Fault Protection Scheme for MMC Multi-terminal Flexible DC Distribution Network Based on Pearson Correlation of Transient Voltage. **Hgh Volt Eng.**, v. 46, p. 1740–1749, 2020.

- [256] ZANG, J.; XIONG, G.; MENG, K. An improved probabilistic load flow simulation method considering correlated stochastic variables. **Int. J. Electr. Power Energy Syst.**, v. 111, n. 260–268, 2019.

- [257] BAR, H.; BANG, S. A mixture model to detect edges in sparse co-expression graphs with an application for comparing breast cancer subtypes. **PLoS ONE**, v. 16, n. 2 February, p. 1–20, 2021.

- [258] GEWERS, F. L. et al. Principal Component Analysis : A Natural Approach to. **ACM Computing Surveys**, v. 54, n. 4, p. 70, 2021.

- [259] WEI, K. et al. Faulty Feeder Detection Method Based on VMD – FFT and Pearson Correlation Coefficient of Non-Power Frequency Component in Resonant Grounded Systems. **Energies**, v. 13, p. 4724, 2020.

- [260] LENTH, R. V. Response-Surface Methods in *R* , Using **rsm**. **Journal of Statistical Software**, v. 32, n. 7, 2009.

- [261] QUICKE, D.; BUTCHER, B. A.; WELTON, R. K. Analysis of variance (ANOVA). Em: **Practical R for biologists: an introduction**. UK: CABI, 2021. v. 2p. 155–165.

- [262] DOBSON, A. J.; BARNETT, A. G. **An introduction to generalized linear models**. 4. ed. Boca Raton: Chapman and Hall/CRC, 2018.

- [263] HUSSAIN, Z.; AKBAR, A. Diagnostics through Residual Plots in Binomial Regression Addressing Chemical Species Data. **Mathematical Problems in Engineering**, v. 2022, p. 1–13, 23 fev. 2022.

- [264] KOZAK, M.; PIEPHO, H. -P. What’s normal anyway? Residual plots are more telling than significance tests when checking <scp>ANOVA</scp> assumptions. **Journal of Agronomy and Crop Science**, v. 204, n. 1, p. 86–98, 13 fev. 2018.

- [265] FENG, C.; LI, L.; SADEGHPOUR, A. A comparison of residual diagnosis tools for diagnosing regression models for count data. **BMC Medical Research Methodology**, v. 20, n. 1, p. 175, 1 dez. 2020.

- [266] CHEN, J.; LEROUX, A. J. Residual Normality Assumption and the Estimation of Multiple Membership Random Effects Models. **Multivariate Behavioral Research**, v. 53, n. 6, p. 898–913, 2 nov. 2018.

- [267] FENG, C.; LI, L.; SADEGHPOUR, A. A comparison of residual diagnosis tools for diagnosing regression models for count data. **BMC Medical Research Methodology**, v. 20, n. 1, p. 175, 1 dez. 2020.

- [268] LI, W. et al. A Plot is Worth a Thousand Tests: Assessing Residual Diagnostics with the Lineup Protocol. **Journal of Computational and Graphical Statistics**, v. 33, n. 4, p. 1497–1511, 22 out. 2024.

- [269] HORVÁTH, L.; MILLER, C.; RICE, G. Detecting early or late changes in linear models with heteroscedastic errors. **Scandinavian Journal of Statistics**, v. 48, n. 2, p. 577–609, 22 jun. 2021.

- [270] DOSS, C. R.; MCFOWLAND, E. Nonparametric Subset Scanning for Detection of Heteroscedasticity. **Journal of Computational and Graphical Statistics**, v. 31, n. 3, p. 813–823, 3 jul. 2022.

- [271] GUO, X. et al. Pairwise distance-based heteroscedasticity test for regressions. **Science China Mathematics**, v. 63, n. 12, p. 2553–2572, 18 dez. 2020.

- [272] TAN, F. et al. TESTING HETEROSCEDASTICITY FOR REGRESSION MODELS BASED ON PROJECTIONS. **Statistica Sinica**, 2021.

- [273] ALANAZI, K.; GEORGIU, S. D.; STYLIANOU, S. On the robustness of central composite designs when missing two observations. **Quality and Reliability Engineering International**, v. 39, n. 4, p. 1143–1171, 14 jun. 2023.

- [274] KAYA ÖZDEMİR, D. Optimisation of composite asphalt mixture involving glass fibre and nano clay based on central composite design. **International Journal of Pavement Engineering**, v. 24, n. 1, 6 dez. 2023.

- [275] CORTÉS, L. A.; SIMPSON, J. R.; PARKER, P. A. A class of response surface split-plot designs. **Quality Engineering**, v. 34, n. 3, p. 359–369, 3 jul. 2022.

- [276] DE OLIVEIRA, L. G. et al. Response surface methodology for advanced manufacturing technology optimization: theoretical fundamentals, practical guidelines, and survey literature review. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 104, n. 5–8, p. 1785–1837, 18 out. 2019.

- [277] COLPAERT, H. **Metalografia dos Produtos Siderúrgicos Comuns**. Editora Blucher, 2008.

- [278] LV, X. et al. **Establishment of a geometric model for weld beads based on welding parameters.** (W. Chen, X. Liu, Eds.)Fourth International Conference on Mechanical Engineering, Intelligent Manufacturing, and Automation Technology (MEMAT 2023). **Anais...SPIE**, 1 abr. 2024.

- [279] BRACARENSE, A. Q.; MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V. **Soldagem: Fundamentos e Tecnologia.** 1. ed. Barueri: Elsevier, 2021.

- [280] SILVA, C. R.; FERRARESI, V. A.; SCOTTI, A. A quality and cost approach for welding process selection. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences**, v. 22, p. 389,398, 2000.

- [281] SILVA, C. C. et al. Aspectos metalúrgicos de revestimentos dissimilares com a superliga à base de níquel inconel 625. **Soldagem & Inspeção**, v. 17, n. 3, p. 251–263, 2012.

- [282] COLAÇO, F. H. G. et al. **Influência da energia de soldagem no desgaste abrasivo de revestimentos duros aplicados pelo processo FCAW.** CONEM. **Anais...São Luis: ABCM Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**, 2012.

- [283] DAVIS, J. R. Hardfacing, Weld Cladding, and Dissimilar Metal Joining. Em: **Welding, Brazing, and Soldering**, 1993.

- [284] JEFFUS, L. **Welding Principle and Applications.** Thomson Delmar Learning, 2008.

- [285] ZHANG, Y. et al. Effect of Microstructure on Mechanical Properties of X65MS Welded Pipe Joint. **steel research international**, v. 95, n. 4, 5 abr. 2024.

- [286] HERNÁNDEZ-BELMONTES, H. et al. Microstructural and Mechanical Characterization of Ti-Containing Twinning-Induced Plasticity Steel Welded Joint Produced by Gas Tungsten Arc Welding Process. **steel research international**, v. 91, n. 9, 2 set. 2020.

- [287] NAN, X. et al. Interface characterization and formation mechanism of Al/Ti dissimilar joints of refill friction stir spot welding. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 126, n. 3–4, p. 1539–1551, 13 maio 2023.
- [288] APPEL, F.; CLEMENS, H.; FISCHER, F. D. Modeling concepts for intermetallic titanium aluminides. **Progress in Materials Science**, v. 81, p. 55–124, ago. 2016.
- [289] CARROZZA, A. et al. Effect of Aging and Cooling Path on the Super β -Transus Heat-Treated Ti-6Al-4V Alloy Produced via Electron Beam Melting (EBM). **Materials**, v. 15, n. 12, p. 4067, 8 jun. 2022.
- [290] KIM, H. G. et al. Microstructural evaluation of interfacial intermetallic compounds in Cu wire bonding with Al and Au pads. **Acta Materialia**, v. 64, p. 356–366, fev. 2014.
- [291] MATSUNAGA, K. et al. Bonding nature of metal/oxide incoherent interfaces by first-principles calculations. **Physical Review B - Condensed Matter and Materials Physics**, v. 74, n. 12, p. 125423, 2006.
- [292] IWAMOTO, C. Microstructure of aluminum/glass joint bonded by ultrasonic wire welding. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 45, p. 1371–1375, 2014.
- [293] SOUZA, C. M. P. DE et al. Characterization of Ti-6Al-4V titanium alloy applied in hydroxyapatite coated hip prostheses. **Research, Society and Development**, v. 11, n. 8, 2022.
- [294] CARROZZA, A. et al. Effect of Aging and Cooling Path on the Super β -Transus Heat-Treated Ti-6Al-4V Alloy Produced via Electron Beam Melting (EBM). 2022.
- [295] PRASANNA NAGASAI, B.; RAMASWAMY, A.; MANI, J. Tensile properties and microstructure of surface tension transfer (STT) arc welded AA 6061-T6 aluminum alloy joints. **Materials Today: Proceedings**, n. xxxx, 2023.
- [296] DONACHIE, M. J. JR. **Titanium A Technical Guide**. 2. ed. Ohio: ASM International, 2000.

- [297] KOLLI, R. P.; DEVARAJ, A. A review of metastable beta titanium alloys. **Metals**, v. 8, n. 7, 2018.
- [298] KIM, J.-D. et al. α/β phase transformation and dynamic recrystallization induced microstructure development in fine-grained Ti-6Al-4V friction stir weld. **Materials Characterization**, v. 178, p. 111300, ago. 2021.
- [299] ZENG, M. et al. An improved simulation of temperature field in PMHW of Ti-6Al-4V alloy. **Welding International**, v. 37, n. 12, p. 685–699, 2 dez. 2023.
- [300] CAO, X.; JAHAZI, M. Effect of welding speed on butt joint quality of Ti-6Al-4V alloy welded using a high-power Nd:YAG laser. **Optics and Lasers in Engineering**, v. 47, n. 11, p. 1231–1241, 2009.
- [301] BRODUSCH, N.; ZAGHIB, K.; GAUVIN, R. Improvement of the energy resolution of energy dispersive spectrometers (EDS) using Richardson–Lucy deconvolution. **Ultramicroscopy**, v. 209, p. 112886, fev. 2020.
- [302] FROES, F. H. **Titanium: physical metallurgy, processing, and applications**. 1. ed. Ohio: ASM International, 2015.
- [303] LI, S. et al. Microstructures and mechanical properties of Al–Zn–Mg aluminium alloy samples produced by wire + arc additive manufacturing. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 9, n. 6, p. 13770–13780, nov. 2020.
- [304] WANG, C. et al. Microstructure and Thermal Stability of High-Temperature Titanium Alloy with Hf Element. **Advanced Engineering Materials**, v. 24, n. 11, nov. 2022.
- [305] ZHANG, H. M.; CHAO, Y. J.; LUO, Z. Effect of interlayer on microstructure and mechanical properties of Al–Ti ultrasonic welds. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 22, n. 1, p. 79–86, 1 jan. 2017.

- [306] JIANG, P.; CHEN, R. Research on interfacial layer of laser-welded aluminum to titanium. **Materials Characterization**, v. 154, p. 264–268, 2019.

- [307] CAO, M. et al. Effect of interface on mechanical properties and formability of Ti/Al/Ti laminated composites. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 14, p. 1655–1669, set. 2021.

- [308] BAGHERI, B. et al. The effect of rotational speed and dwell time on Al/SiC/Cu composite made by friction stir spot welding. **Welding in the World**, v. 66, n. 11, p. 2333–2350, 26 nov. 2022.

- [309] LIU, K. et al. Interfacial Microstructural Characterization of Ti/Al Joints by Gas Tungsten Arc Welding. **Materials and Manufacturing Processes**, v. 29, n. 8, p. 969–974, 3 ago. 2014.

- [310] XU, L. et al. Growth of intermetallic layer in multi-laminated Ti/Al diffusion couples. **Materials Science and Engineering A**, v. 435–436, p. 638–647, 2006.

- [311] RATHOD, M. J.; KUTSUNA, MM. Joining of aluminum alloy 5052 and low-carbon steel by laser roll welding. **WELDING JOURNAL-NEW YORK-**, v. 83, n. 1, p. 16-S, 2004, v. 83, n. 1, p. 16–26, 2004.

- [312] MERCAN, E.; AYAN, Y.; KAHRAMAN, N. Investigation on joint properties of AA5754 and AA6013 dissimilar aluminum alloys welded using automatic GMAW. **Engineering Science and Technology, an International Journal**, v. 23, n. 4, p. 723–731, ago. 2020.

- [313] RIBEIRO, A. C. N. et al. Improvement weldability of dissimilar joints (Ti6Al4V/Al6013) for aerospace industry by laser beam welding. **The International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 116, n. 3–4, p. 1053–1070, 28 set. 2021.

- [314] VERMA, A. et al. Microstructure and Mechanical Properties of AA7005 Alloy Joint by Fusion and Solid-State Welding Processes. **Transactions of the Indian Institute of Metals**, v. 73, p. 1503–1507, 2020.

- [315] TRŠKO, L. et al. Microstructure and residual stress analysis of Strenx 700 MC welded joint. **Production Engineering Archives**, v. 26, n. 2, p. 41–44, 2020.
- [316] IWASAKI, H. et al. Temperature and Strain-Rate Dependence of Elongation in Al-4, 5 Mg Alloy. **Materials science forum**, v. 357, p. 153–158, 2001.
- [317] YANUAR, M. A. Pengaruh Arus Pengelasan Gas Metal Arc Welding (GMAW) terhadap Kekerasan dan Struktur Mikro pada Pengelasan Baja ST 40. **Universitas Islam Malang**, 2022.
- [318] DWIVEDI, V.; SHARMA, A. Influence on the tensile properties of AA7075-T6 under different conditions during friction stir welding process. **Materials Science and Engineering**, v. 691, n. 1, p. 012001, 2019.
- [319] LUO, C.; ZHANG, J.; WEN, J. Study on properties of aluminum alloy welded by friction stir welding. **IOP Conference Series: Materials Science and Engineering**, v. 563, n. 2, p. 022038, 2019.
- [320] KAH, P. et al. Investigation of weld defects in friction-stir welding and fusion welding of aluminium alloys. **International Journal of Mechanical and Materials Engineering**, v. 10, p. 1–10, 2015.
- [321] SONG, H. et al. Residual stress relief mechanisms of 2219 Al–Cu alloy by thermal stress relief method. **REVIEWS ON ADVANCED MATERIALS SCIENCE**, v. 61, n. 1, p. 102–116, 2 mar. 2022.
- [322] ALEXOPOULOS, N. D. et al. Tensile mechanical performance of electron-beam welded joints from aluminum alloy (Al-Mg-Si) 6156. **Procedia Structural Integrity**, v. 2, p. 3539–3545, 2016.
- [323] ZHAO, Y. J. et al. Automatic and Accurate Measurement of Microhardness Profile Based on Image Processing. **IEEE Transactions on Instrumentation and Measurement**, v. 70, p. 1–9, 2021.

- [324] WANG, Z.-Y. et al. Correlation analysis of microstructure evolution on microhardness and residual stress for cutting Ti-6Al-4V titanium alloy. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture**, v. 237, n. 6–7, p. 885–898, 9 maio 2023.
- [325] LIANG, Y. et al. Effect of TIG current on microstructural and mechanical properties of 6061-T6 aluminium alloy joints by TIG--CMT hybrid welding. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 255, p. 161–174, 2018.