

**OKSANA KOVALENKO**

**AVALIAÇÃO DE ASPECTOS DA ESTABILIDADE DO  
ARCO E DA GEOMETRIA DE PRÉ-FORMAS EM  
MANUFATURA ADITIVA UTILIZANDO O PROCESSO  
MIG/MAG CMT COM FOCO NA LIGA TI-6AL-4V**



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA  
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA

2019

**OKSANA KOVALENKO**

**AVALIAÇÃO DE ASPECTOS DA ESTABILIDADE DO ARCO  
E DA GEOMETRIA DE PRÉ-FORMAS EM MANUFATURA ADITIVA  
UTILIZANDO O PROCESSO MIG/MAG CMT  
COM FOCO NA LIGA TI-6AL-4V**

**Tese** apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia, como parte dos requisitos para a obtenção do título de **DOCTORADO EM ENGENHARIA MECÂNICA**

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Orientador: Prof. Dr. Américo Scotti

Co-orientador: Prof. Dr. Ruham Pablo Reis

**UBERLÂNDIA – MG**

**2019**

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP)  
Sistema de Bibliotecas da UFU, MG, Brasil.

---

K88a  
2019

Kovalenko, Oksana, 1988-

Avaliação de aspectos da estabilidade do arco e da geometria de pré-formas em manufatura aditiva utilizando o processo MIG/MAG CMT com foco na liga Ti-6Al-4V [recurso eletrônico] / Oksana Kovalenko. - 2019.

Orientador: Américo Scotti.

Coorientador: Ruham Pablo Reis.

Tese (Doutorado) - Universidade Federal de Uberlândia, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.

Disponível em: <http://dx.doi.org/10.14393/ufu.te.2019.629>

Inclui bibliografia.

Inclui ilustrações.

1. Engenharia mecânica. 2. Soldagem. 3. Ligas de titânio - Manufatura Aditiva por deposição a arco. I. Scotti, Américo, 1955- (Orient.). II. Reis, Ruham Pablo, 1979- (Coorient.). III. Universidade Federal de Uberlândia. Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. IV. Título.

---

CDU: 621

Gerlaine Araújo Silva - CRB-6/1408

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA**

Coordenação do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica  
Av. João Naves de Ávila, nº 2121, Bloco 1M, Sala 212 - Bairro Santa Mônica, Uberlândia-MG, CEP 38400-902  
Telefone: (34) 3239-4282 - www.posgrad.mecanica.ufu.br - secposmec@mecanica.ufu.br

**ATA**

Ata da defesa de Tese junto ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia.

**Defesa de Tese, nº 264, COPEM**

Data: 25 de fevereiro de 2019

Hora início: 14:00 Hora encerramento: 17:30

Discente: Oksana Kovalenko - 11413EMC020

**Título do Trabalho: "Avaliação de Aspectos da Estabilidade do Arco e da Geometria de Pré-formas em Manufatura Aditiva Utilizando o Processo MIG/MAG CMT com Foco na Liga Ti-6Al-4V"**

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Linha de pesquisa: Processos de Fabricação (Usinagem e Soldagem)

Reuni-se no Auditório do Laboratório de Mecânica dos Fluidos do Bloco 5P - Campus Santa Mônica da Universidade Federal de Uberlândia, a Banca Examinadora, designada pelo Colegiado do Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, assim composta: Professores Doutores: Ruham Pablo Reis (coorientador) - FEMEC/UFU; Washington Martins da Silva Júnior - FEMEC/UFU; Wisley Falco Sales - FEMEC/UFU; André Alves de Resende - UFG e Américo Scotti - FEMEC/UFU, orientador da candidata. Ressalta-se que Prof. Dr. Carlos Alberto Mendes da Mota - UFPA participou da defesa por meio de vídeo conferência desde a cidade de Belém - PA e os demais membros da banca e a aluna participaram *in loco*.

Iniciando os trabalhos, o presidente da mesa Dr. Américo Scotti apresentou a Comissão Examinadora e a candidata, agradeceu a presença do público, e concedeu à Discente a palavra para a exposição do seu trabalho. A duração da apresentação da Discente e o tempo de arguição e resposta foram conforme as normas do Programa.

A seguir, o senhor presidente concedeu a palavra, pela ordem sucessivamente, aos examinadores, que passaram a arguir a candidata. Ultimada a arguição, que se desenvolveu dentro dos termos regimentais, a Banca, em sessão secreta, atribuiu os conceitos finais.

Em face do resultado obtido, a Banca Examinadora considerou a candidata:

- Aprovado(a)
- Aprovado(a) com modificações a serem submetidas para a aprovação do orientador
- Aprovado(a) com modificações a serem submetidas para a aprovação da banca
- Reprovado(a)

Esta defesa de Tese de Doutorado é parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Doutora. O competente diploma será expedido após cumprimento dos demais requisitos, conforme as normas do Programa, a legislação pertinente e a regulamentação interna da UFU.

Nada mais havendo a tratar, foram encerrados os trabalhos. Foi lavrada a presente ata que após lida e achada conforme foi assinada pela Banca Examinadora.

Assinaturas dos membros da banca via SEI



Documento assinado eletronicamente por **Américo Scotti, Professor(a) do Magistério Superior**, em 25/02/2019, às 17:45, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **CARLOS ALBERTO MENDES DA MOTA, Usuário Externo**, em 25/02/2019, às 17:46, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **André Alves de Resende, Usuário Externo**, em 25/02/2019, às 17:47, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Wisley Falco Sales, Professor(a) do Magistério Superior**, em 25/02/2019, às 17:47, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Ruham Pablo Reiser, Professor(a) do Magistério Superior**, em 25/02/2019, às 17:47, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Washington Martins da Silva Junior, Professor(a) do Magistério Superior**, em 25/02/2019, às 17:48, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site [https://www.sei.ufu.br/sei/controlador\\_externo.php?acao=documento\\_conferir&id\\_orgao\\_acesso\\_externo=0](https://www.sei.ufu.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0), informando o código verificador **1048899** e o código CRC **DEEF71E1**.

*Dedico esse trabalho à minha família*

*Ao meu bisavô Ivan (1912-1983), engenheiro mecânico de desenvolvimento de equipamento ótico, fabrica Arsenal (Kiev);*

*Ao meu bisavô Ivan (1917-1941), piloto militar de avião de caça;*

*Ao meu avô Vasil (1926-2005), técnico mecânico, fabrica Arsenal (Kiev);*

*Ao meu avô Serguei (1926-2001), piloto de teste de aviões de caça LA, YAK, LAG, MIG;*

*À minha avó Aliada (1936-2013), engenheira mecânica de 1ª categoria, participante de projeto espacial Buran, fabrica Arsenal (Kiev).*

*Também,*

*à minha mãe Ludmila, engenheira elétrica da marinha;*

*à tia Olena, engenheira mecânica;*

*ao tio Olexander, engenheiro elétrico;*

*aos irmãos Marina e Olexiy, engenheiros de soldagem;*

*ao meu namorado Ronaldo, mestre em odontologia e físico, desenvolvedor de nano material de preenchimento ósseo.*

*Obrigada pelo exemplo e apoio!*

## AGRADECIMENTOS

À Deus.

Ao orientador Prof. Américo Scotti pela orientação e oportunidade dada.

Ao co-orientador Prof. Ruham Pablo Reis pelo co-orientação, ensinamento, amizade, apoio, credibilidade e paciência.

Ao Prof. Vladimir Ponomarev pelas ideias, ensinamentos, amizade, apoio, credibilidade e paciência.

Ao meu namorado Ronaldo Jose de Almeida pelo companheirismo, compreensão, apoio moral e financeiro e por estar sempre ao meu lado.

À minha mãe Ludmila Kovalenko pelo apoio, força e fé.

Ao programa de Pós-Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica da UFU pela oportunidade de realizar este trabalho.

À CAPES (Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior) pelo fornecimento de bolsa de estudos.

Ao Embraer, através do Eng. Márcio Cruz, pelo credibilidade e disponibilidade de material (arame e placas de teste) de Ti-6Al-4V.

Ao CNPq, através do projeto Nº 302863/2016-8 pelo suporte financeiro.

Ao Proex pelo suporte financeiro.

Aos Prof. Valtair Antônio Ferraresi, Prof. Louriel Oliveira Vilarinho, Prof. Márcio Bacci da Silva, Prof. Henara Costa Murray; Prof. Cleudmar Amaral de Araújo; Prof. Washington Martins da Silva; Prof. Luciano José Arantes; Prof. João Marcelo Vedovoto pelos ensinamentos.

Aos laboratórios LEPU e LTM da Faculdade de Engenharia Mecânica da UFU pela disponibilidade de uso de equipamentos.

À biblioteca da UFU, através de Ilze Arduini de Araújo, pela ajuda em obtenção de artigos específicos.

Aos engenheiros e técnicos de laboratório Douglas Trindade Mazer, Diandro Bailoni Fernandes, Angela Maria da Silva Andrade, Diego Augusto Costa Alves, Lazaro Henrique Alves Vieira (Lazinho) pela ajuda técnica.

Aos colegas Leandro João da Silva, Luiz Carlos de Menezes Jr, Fernando Barroso, Leonardo Sciacca, Matheus Melo, Andriy Mishenko, Iaroslav Skhabovskiy, Yuri Yehorov, Maksym Ziberov, Olga Liskevych e Anna Tokar pela ajuda e auxílio nas varias etapas de trabalho.

Ao LAPROSOLDA/UFU pelo apoio técnico e laboratorial e aos amigos do LAPROSOLDA/UFU e da Pós-graduação da FEMEC/UFU pelo apoio e amizade.

E a todos que de alguma forma contribuíram para a realização desse trabalho.

KOVALENKO, O. **Avaliação de aspectos da estabilidade do arco e da geometria de pré-formas em manufatura aditiva utilizando o processo MIG/MAG CMT com foco na liga Ti-6Al-4V**. 2019. 244 f. Tese de Doutorado, Universidade Federal de Uberlândia, MG, Brasil. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.14393/ufu.te.2019.629>

## RESUMO

Este trabalho teve como objetivo principal avaliar potenciais dificuldades/limitações e modos de superá-las da manufatura aditiva por deposição a arco (MADA), usando-se o modo operacional CMT, para fabricação de pré-formas de liga de titânio. Após testes preliminares, foram determinadas as tendências de comportamento operacional em termos de formação de camadas frente à variação de parâmetros de regulação do processo. Testes foram feitos com um aço inoxidável (placas e arame), utilizando gás de proteção Ar + 2 % O<sub>2</sub>. Os parâmetros de regulação correção de comprimento de arco e correção de boost mostraram ter influências sobre mais de um dos parâmetros monitorados, em especial na velocidade de alimentação e corrente, o que dificulta a correção da geometria da camada. Durante a deposição de liga de titânio com modo CMT foi percebida forte instabilidade do jato de plasma. Determinou-se o efeito do gás de proteção com diferentes teores de oxigênio sobre o comportamento do arco. Os testes foram feitos em Ti-6Al-4V com arame-eletrodo pertencente à classe do material de base, usando como gás de proteção Ar + O<sub>2</sub> com diferentes teores de O<sub>2</sub>, de maneira comparativa com o aço inoxidável. O comportamento do arco em deposição de liga de titânio se revelou muito instável para todos gases testados. Por filmagens de alta velocidade foi demonstrado que a causa dessa instabilidade é relacionada a um intenso consumo de óxidos na superfície do material de base, pela ação de múltiplos pontos catódicos, o que provoca a necessidade de frequente busca de óxidos “frescos” pelo arco. No caso de deposição de aço inoxidável com maior teor de O<sub>2</sub> foi obtido efeito estabilizante no arco. Também, com intuito de controlar a geometria e aquecimento da pré-forma durante sua deposição foi proposto um método de combinação de processo MIG/MAG com adição de arame frio. O estudo foi feito em aço ao carbono, utilizando o MIG/MAG Convencional, e em liga de titânio, utilizando o MIG/MAG CMT. O método se mostrou viável para aplicação em manufatura aditiva, oferecendo um aumento da taxa de deposição e redução da área afetada pelo calor. Para a liga de titânio foi notada a redução da regularidade das pré-formas, e surgimento de microtrincas nas laterais das paredes.

**Palavras-Chave:** Manufatura Aditiva; CMT; Ti-6Al-4V; Instabilidade de Arco; Arco; Arame Frio

KOVALENKO, O. **Evaluation of arc stability and preform geometry aspects in additive manufacture using the MIG/MAG CMT process with a focus on Ti-6Al-4V alloy.** 2019. 244 p. Ph.D Thesis. Federal University of Uberlandia, MG, Brazil. Available in: <http://dx.doi.org/10.14393/ufu.te.2019.629>

### ABSTRACT

This work had as main objective the evaluation of potential difficulties/limitations and ways of overcoming them in the wire and arc additive manufacture (WAAM), using CMT operating mode for the manufacture of the titanium alloy preforms. After preliminary tests, the operational behavior trends were determined in terms of the formation of layers due to variation of process parameters. Tests were done in stainless steel (plates and wire), using shielding gas Ar + 2% O<sub>2</sub>. The adjustment parameters arc length correction and boost corrections have influence on more than one of the parameters monitored, especially in the feeding speed and current, which makes difficult the geometry correction of the of the layer. During the use of the CMT mode for deposition of titanium alloy was observed a strong instability of the plasma jet. It was determined the effect of the shielding gas with different oxygen contents on the behavior of the arc. The tests were done in Ti-6Al-4V with electrode wire belonging to the class of the base material, using as protection gas Ar + O<sub>2</sub> with different content of O<sub>2</sub>, in comparison with stainless steel. The behavior of the arc during deposition of titanium alloy proved to be very unstable for all tested gases. High-speed videos showed an intense consumption of oxides on the surface of the base material by the action of multiple cathodic points of the arc, which causes the need for frequent search for "fresh" oxides. In the case of deposition of stainless steel with higher content of O<sub>2</sub> the stabilizing effect on the arc was obtained. Also, in order to control the geometry and heating of the preform during its deposition, a method of combining the MIG/MAG process with addition of cold wire was proposed. The study was made in carbon steel, using conventional MIG/MAG, and in titanium alloy, using MIG/MAG CMT. The method proved to be feasible for application in additive manufacture, offering an increase in the rate of deposition and reduction of the area affected by heat. For the titanium alloy it was noticed the reduction of the regularity of the preforms and the appearance of microcracks on the sides of the walls.

**Keywords:** Additive Manufacturing; CMT; Ti-6Al-4V; Arc Instability; Arc; Cold Wire

## LISTA DE SIMBOLOS

CAD – *Computer Aided Design*  
Cb – Correção boost  
Cca – Correção de comprimento de arco  
CCC – Curto Circuito Controlado  
Ci – Correção impulso  
CMT – *Cold Metal Transfer*  
CMT-P – *Cold Metal Transfer – Pulse*  
CNC – *Computer Numeric Control*  
DBCP – Distância bico de contato à peça  
DCEN – *Direct Current Electrode Negative*  
DCEP – *Direct Current Electrode Positive*  
EBW – *Electron Beam Welding*  
EDS – *Energy-Dispersive X-ray Spectroscopy*  
EN – *Electrode Negative*  
EP – *Electrode Positive*  
GMAW – *Gas Metal Arc Welding*  
LBW – *Laser Beam Welding*  
MADA – Manufatura Aditiva por Deposição a Arco  
MIG/MAG – *Metal Inert Gas/Metal Active Gas*  
NI – *National Instruments®*  
PAW – *Plasma Arc Welding*  
RMD – *Regulated Metal Deposition*  
STT – *Surface Tension Transfer*  
TIG – *Tungsten Inert Gas*  
TPS – *Trans Pulse Synergic*  
UGPP – Uma Gota Por Pulso  
VGPP – Várias Gotas Por Pulso  
VP – *Variable Polarity*  
WAAM – *Wire and Arc Additive Manufacturing*  
ZTA – Zona Termicamente Afetada  
 $\eta$  - Fator da eficiência térmica

## SUMÁRIO

RESUMO	v
ABSTRACT	vii
CAPÍTULO I – INTRODUÇÃO	1
CAPÍTULO II – METODOLOGIA GERAL, EQUIPAMENTOS E INSUMOS	9
2.1 Metodologia geral	9
2.2 Equipamentos	9
2.3 Consumíveis	17
2.4 Metodologia de avaliação de perfil geométrico da parede	19
CAPÍTULO III – TESTES PRELIMINARES E METODOLOGIA DE PARAMETRIZAÇÃO DO MODO OPERACIONAL CMT	20
3.1 Revisão bibliográfica	20
3.1.1 Modo operacional MIG/MAG CMT	20
3.1.2 Características do MIG/MAG CMT	22
3.1.3 Modo derivativo do MIG/MAG CMT: CMT-Pulse	24
3.1.4 Curva característica do MIG/MAG CMT	25
3.1.5 Aspectos operacionais do MIG/MAG CMT: regulagem dos parâmetros de ajuste da correção de comprimento do arco e da correção dinâmica	28
3.1.6 Aspectos operacionais de MIG/MAG CMT: regulagem de parâmetros das curvas características do programa sinérgico	31
3.1.7 Métodos aplicáveis para previsão da geometria de cordões produzidos por MIG/MAG CMT	32
3.2 Estudo de efeito da regulagem de correção de comprimento de arco e da correção dinâmica para modos operacionais MIG/MAG CMT, CMT-Pulse e Pulsado	34
3.2.1 Metodologia e planejamento experimental	34
3.2.2 Resultados e discussões	38
3.2.3 Conclusões	46
3.3 Demonstração exploratória da utilização do modo CMT para confecção de parede de liga de titânio	46
3.4 Metodologia de parametrização do modo operacional MIG/MAG CMT	50
3.4.1 Metodologia e planejamento experimental	50
3.4.2 Resultados e discussões	53
3.4.3 Conclusões	65

CAPÍTULO IV – EFEITO DO TEOR DE OXIGÊNIO EM ARGÔNIO SOBRE A EMISSÃO POR CAMPO (COMPORTAMENTO DO ARCO) EM SOLDAGEM MIG/MAG	67
4.1 Revisão bibliográfica	67
4.1.1 Aspectos operacionais de soldabilidade de titânio e suas ligas por processo MIG	67
4.1.2 Função da camada de óxidos na superfície de metal de base durante ação de arco elétrico	84
4.1.3 Ação estabilizante no arco elétrico pelo gás de proteção com pequeno teor de oxigênio	90
4.1.4 Resultado de reação entre titânio e oxigênio	91
4.2 Desenvolvimento experimental	96
4.2.1 Metodologia, consumíveis, planejamento experimental e equipamento	96
4.2.2 Sequência de apresentação dos resultados	100
4.3 Resultados e discussões	103
4.3.1 A avaliação dos parâmetros monitorados de deposições de aço inoxidável e liga de titânio	104
4.3.2 Análise do efeito do teor de oxigênio sobre características de deposição para aço inoxidável	110
4.3.3 Análise do efeito do teor de oxigênio sobre os aspectos superficiais das camadas depositadas de liga de titânio	120
4.4 Conclusões	140
CAPÍTULO V – AVALIAÇÃO DO EFEITO DA ADIÇÃO DO ARAME FRIO NA DEPOSIÇÃO DE PAREDES PELO PROCESSO MIG/MAG	141
5.1 Revisão bibliográfica	141
5.1.1 Adição de arames frios como meio de aumento de produção	141
5.1.2 Técnicas operacionais aplicada a manufatura aditiva de ligas de titânio	147
5.2 Avaliação do efeito da adição do arame frio na deposição de camadas de aço carbono pelo processo MIG/MAG Convencional	153
5.2.1 Método, equipamento e consumíveis	153
5.2.2 Resultados e discussões	158
5.2.3 Conclusões	171
5.3 Avaliação do efeito da adição do arame frio na deposição de camadas de liga de titânio pelo processo MIG/MAG CMT	171
5.3.1 Método, equipamento e consumíveis	171
5.3.2 Resultados e discussões	174
5.3.3 Conclusões	186
CAPÍTULO VI – CONCLUSÕES GERAIS	187
CAPÍTULO VII – RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	190

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	193
APÊNDICE B	202
APÊNDICE A	205
APÊNDICE C	223

# CAPÍTULO I

## INTRODUÇÃO

Nos últimos anos, a maneira de se fabricar produtos tem se modificado. Para se manterem competitivos, os fabricantes têm procurado produzir com mais qualidade, mas sempre buscando concomitantemente reduzir os tempos e os custos de produção. Nesta linha se enquadra a chamada manufatura aditiva.

Em manufatura aditiva peças são construídas utilizando-se diversas tecnologias de adição de material com alto grau de automação. As etapas típicas de procedimento de manufatura aditiva estão ilustradas na Figura 1.1, a saber: inicialmente geração do modelo 3D em CAD (Figura 1.1(A)); arquivamento do modelo em CAD em um formato compatível para a máquina de manufatura aditiva, por exemplo STL, SLC, CLI, RPI, LEAF, LMI, HPGL (Figura 1.1(B)); preparação da estrutura de suporte (plataforma, substrato ou base de construção plana); fatiamento do arquivo em camadas (Figura 1.1(C)); a peça é matematicamente seccionada por *software* em camadas paralelas e/ou horizontais (Figura 1.1(D)); geração das coordenadas que utilizadas para fabricação da peça (Figura 1.1(E)); determinação da trajetória do material a ser depositado ou foco do fonte de calor que, desloca-se pelo eixos X e Y (Figura 1.1(F)); construção do protótipo camada por camada (Figura 1.1(G)); operações de acabamento (retirada do suporte e usinagem) (LIRA, 2008).

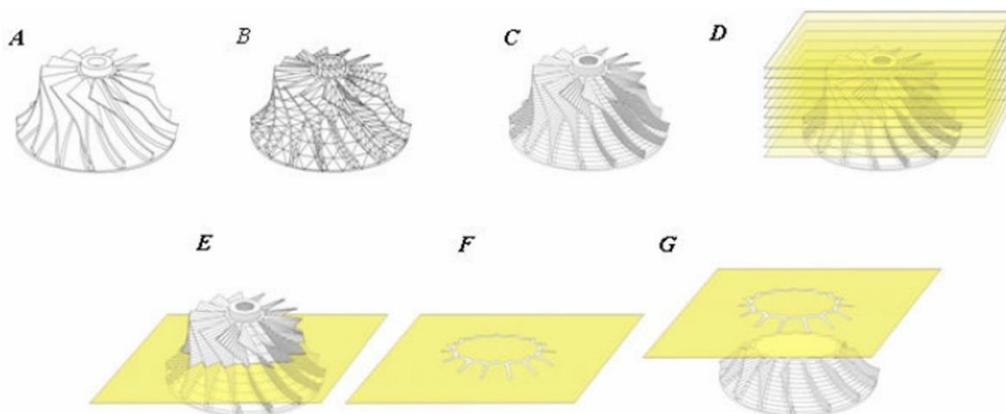


Figura 1.1 – Sequência de etapas principais da manufatura aditiva (LIRA, 2008)

Os processos de manufatura aditiva surgiram como possíveis soluções para atender requisitos de qualidade, de tempo de produção e de economia de recursos (matéria prima). Em termos de embasamento geral para a importância de manufatura aditiva, um esquema de comparação com a manufatura subtrativa está ilustrado na Figura 1.2, revelando a economia de 79 % de material. Deve ser dito, entretanto, que a fabricação através de manufatura aditiva pode não livrar o produto final de etapas de usinagem posteriores, mas sua diminuição significativa é sempre presente (usinagem apenas para desbaste fino e acabamento estético e dimensional).

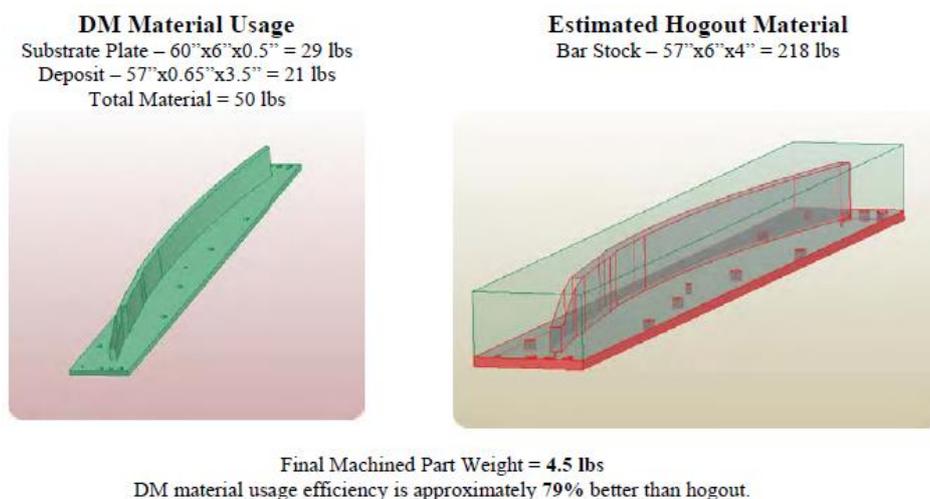


Figura 1.2 – Modelo ilustrativo de comparação de fabricação de uma peça metálica através de processos de manufatura subtrativa e manufatura aditiva (SCIAKY®)

Esta tecnologia tem encontrado aplicação em várias áreas, como médica (próteses dentárias, implantes, coroas e próteses de partes de ossos), na área aeroespacial, automobilística, química, óleo e petróleo, etc. (motores, rotores e pás, bombas, etc.). A maior contribuição da manufatura aditiva, com destaque para o setor aeroespacial, é a maior liberdade em criação de projetos das peças, permitindo desenvolver as peças inovadoras, que dificilmente poderiam ser produzidas pela fabricação tradicional. O potencial da manufatura aditiva se deve ainda aos fatores como redução ou eliminação dos matrizes e suportes; facilidade em modificar o produto a partir de modificações de projeto simplesmente mudando parâmetros e trajetórias em softwares; facilidade em testar novos materiais (protótipos) de maneira mais rápida e econômica, sem necessidade de investir em ferramentas específicos.

De acordo com Ding et al. (2014) os processos tipicamente concebidos na área de soldagem a arco tais como MIG/MAG (Metal Inert Gas/Metal Active Gas), TIG (*Tungsten Inert*

Gas), ou PAW (*Plasma Arc Welding*) estão amplamente empregados para a manufatura aditiva.

Sequeira Almeida e Williams (2010) apresentaram a WAAM (*Wire and Arc Additive Manufacturing*) para indústria aeroespacial como única solução de baixo custo para produção de componentes estruturais de grande escala. Nesse sentido, o modo operacional CMT (*Cold Metal Transfer*) tem um grande potencial para ser aplicado à manufatura aditiva devido à sua alta taxa de deposição e alto controle de transferência metálica.

Com a utilização do modo operacional CMT para manufatura aditiva é possível vencer com maior facilidade alguns desafios de deposição, por exemplo quando a acessibilidade é limitada ou a geometria da peça exige a deposição fora da posição plana. Conforme Kazanas et al. (2012), o modo CMT é capacitado para atender a deposição de paredes inclinadas de  $0^\circ$  a  $180^\circ$  (Figura 1.3(a)), sem necessidade de material de suporte, e deposição de paredes horizontais com a liberdade de inclinação da tocha em  $0^\circ$  a  $50^\circ$ , sem perda de qualidade. Porém, para evitar ângulos agudos e possibilitar a realização de raios durante a usinagem pode ser utilizada a estratégia de construção por “pirâmide” (Figura 1.3(b)).

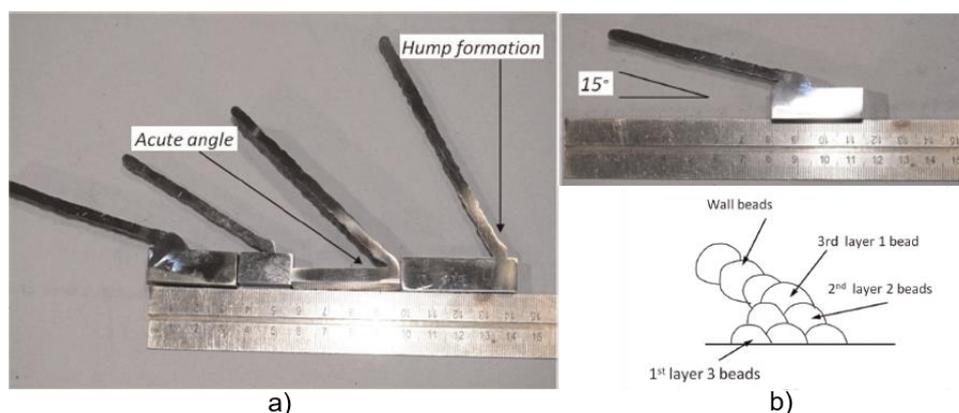


Figura 1.3 – Paredes depositadas em ângulo com modo operacional CMT (KAZANAS et al., 2012)

Williams et al. (2016) apontam a importância da seleção de parâmetros de regulação para dominar a lei da gravidade durante a deposição na posição horizontal (Figura 1.4). A princípio, a manutenção de um volume depositado por unidade de comprimento (relação entre a velocidade de alimentação e velocidade de soldagem/deposição) não garante a formação estável do cordão/camada. A velocidade certa para esse volume é quem determina a formação do cordão/camada que se estabiliza através da força de tensão superficial.

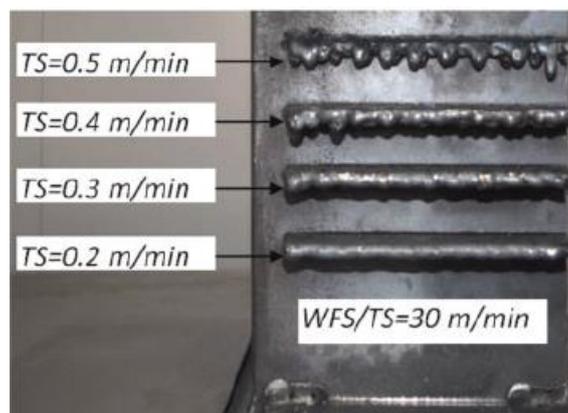


Figura 1.4 – Aplicação do modo CMT na posição horizontal, representando a otimização de parâmetros (WILLIAMS et al., 2016)

Martina et al. (2012) ressaltou que o modo CMT tem característica de formação de cordões/camadas bastante altos, maiores do que nos processos PAW e TIG, levando assim a menor quantidade de camadas por parede. Porém, a eficiência de deposição de material do CMT é um pouco inferior (80 %) comparando a outros processos (85 - 98%). Também o modo CMT se caracteriza pelo alto fator da eficiência térmica ( $\eta = 0,9$ ), considerado como superior ao processo MIG/MAG DCEP ( $\eta = 0,8$ ) e TIG ( $\eta = 0,6$ ) e uma alta taxa de deposição, acima dos 3 kg/h (SEQUEIRA ALMEIDA; WILLIAMS, 2010). Dos limites de modo CMT podem ser citados: o envelope operacional restrito por *software* da fonte (limite de velocidade de alimentação), o crescimento linear da corrente e da velocidade de alimentação (impossibilidade de programar independente), e a capacidade reduzida de fusão de metal de base.

O modo operacional CMT tem sido aplicado para manufatura aditiva por deposição a arco (MADA) de vários materiais, como ligas de aço ao carbono, de aço inoxidável e de alumínio. Para manufatura aditiva de ligas de titânio, tradicionalmente são utilizados mais os processos com alimentação externa de arames, como TIG, PAW, LBW, EBW (University of Wollongong, University of Sheffield, etc.). O processo MIG/MAG tem certas dificuldades em aplicação para ligas de titânio, como transferência metálica irregular, instabilidade de ponto catódico e alta taxa de geração de respingos. Para superar essas particularidades é necessário passar por uma complexa tarefa de seleção de parâmetros. Porém, Sequeira Almeida e Williams (2010) declararam que com uso do modo operacional CMT esses obstáculos foram superados. Além disso, o modo proporciona uma microtextura mais vantajosa em relação de outros processos. A aplicação de modo CMT para manufatura aditiva de liga de titânio (Figura 1.5) foi ainda encontrada no trabalho de Kapustka (2012), porém por si tratar de uma apresentação de slides, não foram vistos os detalhes operacionais referentes.

Assim, observa-se que o modo CMT já é bastante conhecido na área de soldagem e na manufatura aditiva de materiais mais comuns, contudo ainda há pouca informação sobre a aplicação para liga de titânio.

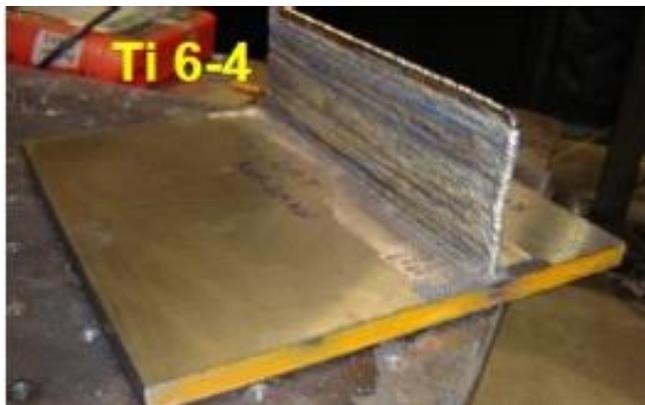


Figura 1.5 – Parede de Ti-6Al-4V depositada com modo operacional CMT (KAPUSTKA, 2012)

A liga de titânio é um material de qualidades bastante diferenciadas. Algumas propriedades físicas e elétricas de titânio, em comparação com outros materiais, estão demonstradas na Tabela 1.1 (ASM Handbook, v. 1, 1993; ASM Handbook, v. 2, 1992; TRETIAKOV, 1968).

Tabela 1.1 – Propriedades físicas e elétricas de titânio e metais mais populares

Material	Liga de titânio	Liga de aço inoxidável	Aço ao carbono	Liga de alumínio
Densidade, g/cm <sup>3</sup>	4,4	7,9	7,8	2,7
Temperatura de solido-líquido, °C	1604-1660	1400-1455	1425-1538	646-657
Calor específico, J/g °C, 20 °C	0,53	0,5	0,49	0,9
Condutividade térmica, W/m K, 20 °C	6,7	16,2	51,9	231,0
Coefficiente de expansão térmica, µm/m K, at 500 °C	9,7	18,7	11,7	25,5
Resistividade elétrica, ohm cm x10 <sup>-6</sup>	55,6		9,71	2,66
Permeabilidade magnética, H/m	1,00005	1,008	1,82	

Visto a baixa condutividade térmica do titânio, a taxa de resfriamento também é baixa, demandando um tempo de espera entre as camadas, aplicação de uma estratégia de deposição ou/e uso de algum meio de aceleração de resfriamento. Martina et al. (2012) citaram que em manufatura aditiva metodologicamente correto esperar até que o material depositado chegue a 100 °C antes de começar a nova camada. Também, deve ser lembrado que a temperatura do substrato afeta a tensão superficial da gota em transferência, o que afeta a geometria do cordão/camada.

Conforme Wang; Williams; Rush (2011), a formação do cordão/camada de liga de titânio apresenta uma certa sensibilidade aos parâmetros de regulagem. A formação pode

deteriorar caso a pressão do arco for elevada, o que se traduz em defeitos superficiais em forma de “holes and humps” (Figura 1.6(a)). Conforme Martina et al. (2012) esses defeitos também são sensíveis ao uso de velocidades de soldagem elevadas (Figura 1.6(b)).

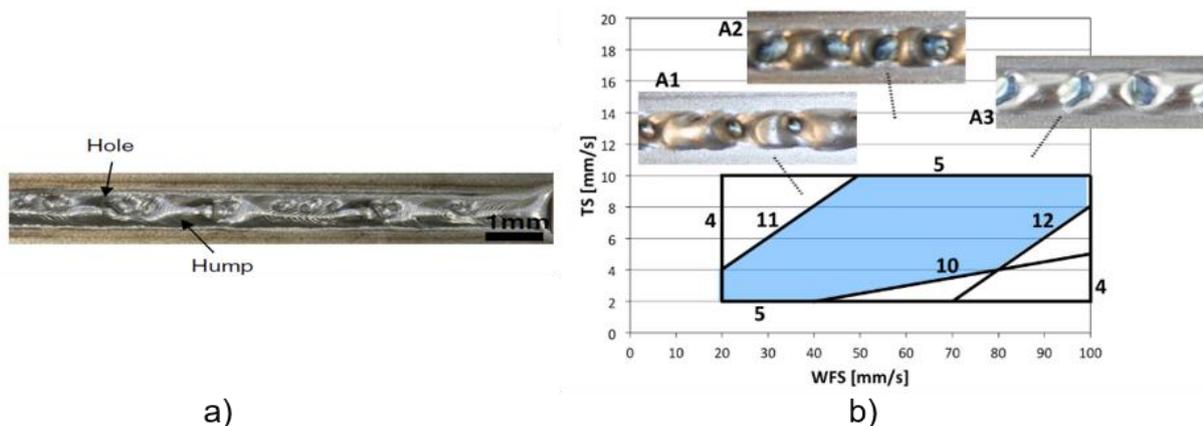


Figura 1.6 – Defeitos de formação de cordão/camada de liga de titânio: a) em função de alta pressão de arco (WANG, WILLIAMS; RUSH, 2011); b) em função de alta velocidade de soldagem (MARTINA et al., 2012)

Outra particularidade da liga de titânio é a alta reatividade do material em temperaturas elevadas e em estado líquido quando em contato com os gases atmosféricos, como oxigênio, nitrogênio, hidrogênio. A contaminação por esses gases afeta a plasticidade e resistência mecânica e pode levar até a falha em juntas soldadas. A temperatura referente a absorção ativa de oxigênio varia de fonte para fonte na literatura, a 600 °C (TRETIKOV, 1968); 506-576 °C (SHIPKOV, 1983); 500 °C (ASM Handbook, v.6, 1993), 425 °C (AWS G2.4, 2014); 400 °C (PATON, 1974); 350 °C (AKULOV, 1971; KRIVOV et al., 1998), enquanto que a contaminação por nitrogênio começa em temperaturas superiores a 550 °C e por hidrogênio a 250 °C (AKULOV, 1971) ou 300 °C (SHIPKOV, 1983). De uma forma interessante, a absorção ativa de hidrogênio acontece até 625 °C, e depois de 700 °C começa a dessorção do hidrogênio (SHIPKOV, 1983).

De uma forma geral, a qualidade de proteção da área aquecida depende de uma relação, apresentada a seguir:

$$A = f (P_r, w, F_b, t)$$

Onde: A – quantidade de oxigênio absorvido;  $f$  – função;  $P_r$  – pressão parcial de oxigênio em fase gasosa;  $w$  – velocidade de fluxo de partículas gasosas para área aquecida;  $F_b$  – área da superfície aquecida;  $t$  – tempo de “vida” da área aquecida (SHIPKOV, 1983)

Dessa forma, exige-se uma proteção gasosa do titânio líquido ou aquecido, depois da passagem de arco elétrico, por meio de *trailing gas*, câmara de vácuo ou fluxos especiais desoxigenados (AKULOV, 1971). A proteção via um *trailing gas* é mais universal e de fácil

adaptação às condições de soldagem/deposição. O exemplo de estrutura básica de um *trailing gas* está na Figura 1.7(a). Existem versões comerciais do *trailing gas*, porém na maioria das vezes são produzidos especialmente para atender as condições particulares de cada caso. Algumas observações relevantes em relação à construção de *trailing gas* estão rescritos nos trabalhos de Jacket et al. (2015) e Ding et al. (2015). Autores recomendam utilizar uma esponja metálica ou algum material poroso para promover fluxo laminar de gás de proteção e posicionar o *trailing gas* mais perto à superfície de proteção. Hoje em dia, o desenvolvimento de tecnologia de proteção por *trailing gas* apresenta soluções com capacidades múltiplas, que agrupam várias funções (proteção gasosa, direcionador de arame frio, pirômetro, etc.) em só um aparelho (Figura 1.7(b)).

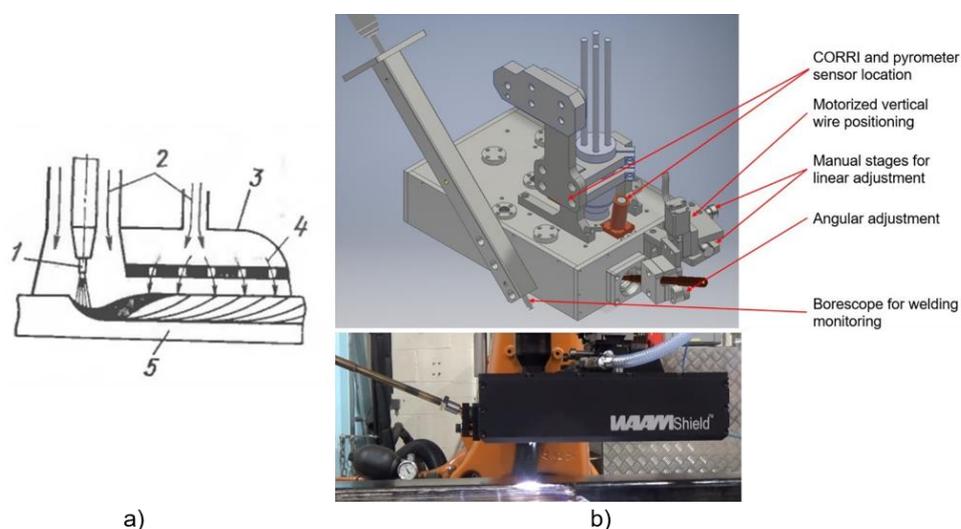


Figura 1.7 – a) Esquemática geral de *trailing gas*, onde: 1 – eletrodo de tungstênio; 2 – proteção de gás inerte; 3 – corpo de *trailing gas*; 4 – furos de saída de gás de proteção; 5 – cordão de solda (KRIVOV et al., 1998); b) *Trailing gas* com multi capacidade (MARTINA, 2018)

A vazão de gás utilizada na proteção por *trailing gas* depende da energia de soldagem, dimensão do substrato, configuração do *trailing gas*, condições ambientais, etc. Foram encontrados vários valores de vazão na literatura, variando de 280 l/min (STARK; BARTLO; PORTER, 1962) a 17 l/min (HOYE et al., 2013), indicando que é um parâmetro que talvez deva ser procurado por metodologia de tentativas e erros.

Tendo em vista as informações reveladas acima, constata-se que avaliação de utilização do modo operacional MIG/MAG CMT à manufatura aditiva de liga de titânio é um assunto de grande interesse e pode gerar contribuições relevantes. Além disso, foram encontrados poucos trabalhos sobre soldagem/manufatura aditiva de titânio desenvolvidos no Brasil, sendo que alguns abordam a soldagem TIG e LBW e Su (2013) abordou a manufatura aditiva de Ti-6Al-4V com processo de Sinterização Direta de Metais por Laser. Sendo assim,

esse trabalho se propôs de forma pioneira a utilização do processo MIG/MAG CMT para manufatura aditiva de liga de titânio Ti-6Al-4V.

O objetivo principal deste trabalho é avaliar potenciais dificuldades/limitações e modos de superá-las da manufatura aditiva por deposição a arco (MADA), usando-se o modo operacional CMT, para fabricação de pré-formas de liga de titânio. Como objetivos específicos, encontram-se os seguintes:

- Compreender os aspectos operacionais de formação dos cordões frente à variação dos parâmetros de regulação do modo operacional CMT e elaborar um algoritmo sequencial da seleção dos parâmetros visando o alcance da geometria desejada da pré-forma, de maneira mais eficiente. Este estudo visa possibilitar o domínio prático e teórico de uma tecnologia de acesso ainda restrito;
- Verificar se pequenas adições de oxigênio no gás de proteção (argônio) sejam capazes de estabilizar o arco, de natureza normalmente errática durante deposição de liga de titânio por processo MIG/MAG CMT;
- Definir a causa (causas) de instabilidade do arco (comportamento errático do arco) durante deposição de liga de titânio com processo MIG/MAG CMT. Este estudo visa demonstrar com base em evidências experimentais do comportamento de arco e em conceitos teóricos estabelecidos possíveis causas da instabilidade do arco.
- Avaliar o efeito do resfriamento contínuo de pré-formas por meio da adição de arame frio ao MIG/MAG na estabilidade do processo, qualidade de paredes, eficiência de deposição e aspectos metalúrgicos. Este estudo visa contribuir para o desenvolvimento e aprimoramento desta técnica de deposição, ainda considerada inédita em manufatura aditiva.

Mais detalhes dos objetivos e justificativas, acompanhados da revisão bibliográfica, pertinentes a cada frente de investigação são apresentados em capítulos específicos.

## **CAPITULO II**

### **METODOLOGIA GERAL, EQUIPAMENTOS E INSUMOS**

#### **2.1 Metodologia geral**

Durante a realização desse trabalho foram abordados três assuntos importantes voltados à manufatura aditiva por deposição a arco (MADA), usando o modo operacional CMT. O primeiro dos assuntos foi sobre a influência dos parâmetros de regulação nos parâmetros monitorados (geométricos e elétricos) da deposição, visando um melhor entendimento do funcionamento do modo operacional e a melhor forma de parametrização do mesmo. Este foi o tema apresentado no Capítulo III. O segundo assunto abordou a questão da instabilidade do arco durante a deposição da liga de titânio com modo CMT. Neste caso, foi proposta uma hipótese de explicação desse comportamento e um método para verificar a estabilização do arco. Esse foi o tema tratado no Capítulo IV. O terceiro assunto foi voltado para um método inovativo de manufatura aditiva de liga de titânio pela combinação do modo operacional CMT com a adição de arame frio. Esse foi o tema exposto no Capítulo V.

As metodologias empregadas em cada um desses assuntos serão apresentadas detalhadamente nos respectivos capítulos.

#### **2.2 Equipamentos**

Durante a realização desse trabalho as bancadas foram adaptadas para cada assunto abordado. Os principais itens de equipamentos estão descritos a seguir, entretanto alguns equipamentos em particular (mais específicos de cada parte de trabalho) serão apresentados em outros Capítulos.

### Fonte de soldagem

A fonte de soldagem utilizada nesse trabalho foi a TPS 5000 (*Trans Pulse Synergic*), acompanhada com alimentador de arame VR-7000-CMT, tocha de soldagem PullMig CMT e controle remoto RCU 5000i, apresentados na Figura 2.1. Trans Pulse Synergic 5000 oferece possibilidade de trabalhar com seguintes modos operacionais de soldagem como Standart, CMT, CMT-Pulse e Pulsado.



Figura 2.1 – Fonte de soldagem TPS 5000, Fronius com alimentador de arame e controle remoto

Nessa fonte de soldagem, o programa sinérgico (modo operacional CMT) é escolhido conforme o tipo de material de arame-eletrodo, diâmetro de arame-eletrodo e gás de proteção. Antes de iniciar o trabalho é necessário instalar o conduíte e os roletes adequados para cada tipo de material e diâmetro de arame-eletrodo. A força de aperto dos roletes do alimentador do arame principal (cabeçote) depende do tipo de material e do tipo de cavidade de roletes, enquanto a força de aperto dos roletes, que ficam na tocha depende apenas do tipo de material. Os valores da força de aperto, recomendados pelo fabricante estão apresentados na Figura 2.2.

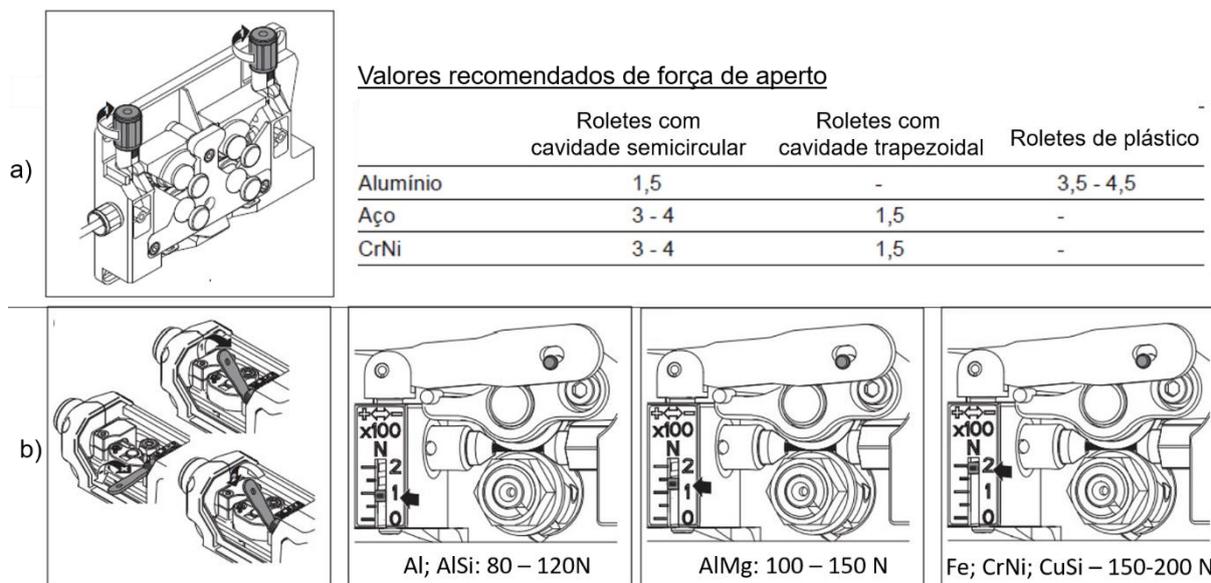


Figura 2.2 – Valores recomendados de força de aperto de roletes: a) roletes de alimentador de arame principal, cabeçote; b) alimentador de arame de tocha (adaptado de manual de Fronius)

Também é recomendado realizar dois procedimentos prévios à soldagem, *VR alignment* e *LIR alignment*, denominados assim pelo fabricante. O procedimento de *VR alignment* proporciona a sincronização entre o motor do cabeçote e motor da tocha. Essa operação é recomendada depois de alguma mudança no sistema de alimentação, como troca de conduíte, troca de roletes, troca de arame-eletrodo ou depois da fonte apresentar alguns erros associados ao sistema de alimentação. A execução do procedimento consiste em desacoplamento da trava dos roletes nos ambos alimentadores e acionamento da função *VR alignment* no controle remoto RCU 5000i.

O procedimento de *LIR alignment* proporciona a medição do nível de indutância e de resistência elétrica do circuito elétrico de soldagem, necessários para funcionamento correto da sinergia da fonte. Para execução do procedimento é necessário montar o circuito de soldagem igual ao utilizado durante a realização do trabalho, com montagem de arame-eletrodo, cabo de terra, cabos de sensoriamento, placa de teste, sistema de apoio e de fixação da placa de teste. Em seguida encosta-se o bico de contato no centro da placa de teste, sem deixar folga, e acionar a função *LIR alignment*.

#### Equipamento de deslocamento da tocha de soldagem

Os equipamentos de deslocamento da tocha de soldagem, utilizados alternadamente, foram dois robôs e uma mesa de coordenadas, descritos a seguir.

O robô HP20-A0 com controlador NX100, da fabricante MOTOMAN YASKAWA é um robô industrial para soldagem com seis graus de liberdade e capacidade de carga de até 20 kg. Possui massa total de 280 kg e maior distância de alcance de 1717 mm. O controle permite

o uso das funções lógicas principais, do servo controle e memorização de programas entre outros. A inserção das trajetórias ocorre com a ajuda de pendante, usando a própria linguagem de programação. Também é importante mencionar que a abertura e fechamento do arco acontece de forma automática, controlada pelo robô. O robô HP20-A0 está apresentado na Figura 2.3.



Figura 2.3 – Robô HP20-A0, MOTOMAN YASKAWA

O robô ARC Mate 100iBe com o controlador R-J3IB, da fabricante FANUC é um robô industrial de soldagem com seis graus de liberdade e capacidade de carga de 6 kg. Possui massa total de 238 kg e maior distância de alcance de 1373 mm. O controle permite o uso das funções lógicas principais, do servo controle e memorização de programas entre outros. A inserção das trajetórias ocorre com a ajuda de pendante, usando a própria linguagem de programação. Entretanto, é importante mencionar que a abertura e fechamento de arco acontece de forma manual, pelo botão-acionador da fonte de soldagem. O robô ARC Mate 100iBe está apresentado na Figura 2.4.



Figura 2.4 – Robô ARC Mate 100iBe, FANUC

A mesa de soldagem X-Y-Z, fabricada pelo laboratório Laprosolda, possui três eixos. O eixo Z executa apenas movimento vertical, sustentando a tocha de soldagem. Os eixos X e Y estão inter-posicionados e executam o movimento em plano horizontal. No eixo Y foi posicionado o suporte para placa de teste. A mesa é controlada numericamente (CNC) através de Código-G. A mesa está demonstrada na Figura 2.5.



Figura 2.5 – Mesa de soldagem X-Y-Z

#### Sistema de aquisição de dados

Para a aquisição de dados de corrente e tensão foi utilizada a placa NI USB-6009 da National Instruments® (Figura 2.6(a)) e um condicionador de sinais desenvolvido pelo laboratório Laprosolda (Figura 2.6(b)). A medição da corrente foi feita com a ajuda de um sensor do efeito Hall (LEM® modelo HAT-600), através da qual passava-se o cabo de terra da fonte. Já o sinal da tensão foi diretamente recebido por condicionador de sinais e transferido para placa de aquisição. A placa foi conectada com o computador (Figura 2.6(b)) via USB. Através de um programa, em linguagem LabVIEW®, foi possível visualizar e salvar os dados adquiridos em formato de texto para posterior análise e tratamento. Durante o monitoramento, a aquisição foi regulada para trabalhar com uma frequência de 5000 amostras por segundo (5 kHz) com uma resolução de 12 bit. Mais informações sobre o condicionador de sinais podem ser encontradas no trabalho de R. Machado et al. (2011).

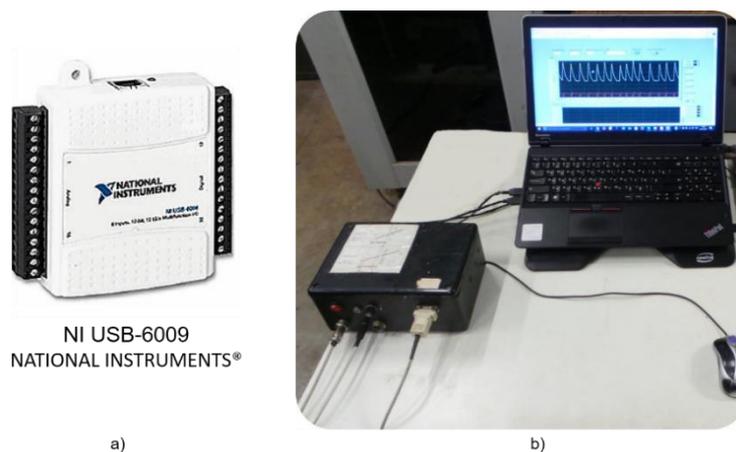


Figura 2.6 – Sistema de aquisição de dados: a) placa de aquisição da *National Instruments*<sup>®</sup>, modelo NI USB-6009; b) condicionador de sinais e computador

A velocidade de alimentação foi monitorada através de dois métodos. O primeiro método é baseado na massa depositada durante o tempo de deposição. O valor da velocidade de alimentação foi calculado como apresentado a baixo nas Equações 2.1 a 2.5.

$$\text{Massa depositada} = \text{Massa final} - \text{Massa inicial} \quad \text{Eq. 2.1}$$

$$\text{Tempo de deposição} = \text{Tempo final} - \text{Tempo inicial} \quad \text{Eq. 2.2}$$

$$\text{Volume depositado} = \frac{\text{Massa depositada}}{\text{Densidade de material de arame-eletrodo}} \quad \text{Eq. 2.3}$$

$$\text{Comprimento de arame utilizado} = \frac{\text{Volume depositado}}{\text{Area de seção transversal do arame-eletrodo}} \quad \text{Eq. 2.4}$$

$$\text{Velocidade de alimentação} = \frac{\text{Comprimento de arame utilizado}}{\text{Tempo de deposição}} \quad \text{Eq. 2.5}$$

O segundo método é a aquisição do sinal de velocidade de alimentação. O sistema de aquisição constituiu-se de um encoder acoplado no eixo do motor do alimentador de arame, um condicionador de sinal (Figura 2.7) e uma placa de aquisição de dados NI USB-6009. O encoder utilizado foi do tipo óptico, com 1024 pontos por revolução, com a precisão de 0,35°, da marca AVAGO, modelo HEDM 5600 J06. Os dados da velocidade de alimentação, corrente e tensão, foram salvos em um único arquivo. Mais informações sobre o sistema de aquisição de velocidade de alimentação podem ser encontradas no trabalho do desenvolvedor do sistema, Sciacca (2016).



Figura 2.7 – Sistema de aquisição de dados de velocidade de alimentação: 1) encoder da marca AVAGO, modelo HEDM 5600 J06; 2) condicionador de sinal

#### Dispositivo de proteção de áreas aquecidas por arco – *trailing gas*

*Primeira versão do trailing gas.* O dispositivo de *trailing gas* consiste de dois segmentos, parte frontal e parte traseira, com comprimento de 100 e 50 mm, respectivamente e largura de 25 mm (Figura 2.8). O dispositivo possui corpo de base, abas laterais articuláveis e dois tubos para transmissão e distribuição de gás (com entrada horizontal de gás de proteção). O dispositivo é de fácil montagem, desmontagem e posicionamento na tocha de soldagem. Para laminação de fluxo de gás, o espaço abaixo dos tubos foi preenchido por uma esponja fina de aço e uma malha fina de metal (Figura 2.9).



Figura 2.8 – a) Dispositivo *trailing gas*, primeira versão, onde 1 – parte frontal; 2 – parte traseira; b) *trailing gas* afastado em relação à chapa em 10 mm e 40 mm



Figura 2.9 – (a) – *Trailing gas*, vista de baixo; (b) – esponja fina de aço e uma malha fina de metal

O *trailing gas* havia se mostrado eficiente (com poucos indícios de oxidação na superfície) para proteção de aço inoxidável (Figura 2.10), mesmo utilizando o gás de proteção Ar + 2% de O<sub>2</sub>. Porém, para o titânio foi definido como pouco eficiente.

Parâmetros de regulagem						
Exp No	V <sub>a</sub> , (m/min)	DBCP, (mm)	V <sub>s</sub> , (cm/min)	Vazão de gás (l/min)		
				Bocal	Tr. gás 1	Tr. gás 2
1	3,7	12	30	13	0	0
2				13	5	10
Parâmetros de monitoramento						
Exp No	I <sub>m</sub> (A)	I <sub>rms</sub> (A)	U <sub>ma</sub> (V)	U <sub>rms</sub> (V)		
1	105,8	136,5	11,43	14,69		
2	106,0	136,4	11,27	14,50		



Figura 2.10 – Os parâmetros de soldagem e os aspectos superficiais dos cordões, feitos sem e com a proteção de *trailing gás*

*Segunda versão do trailing gas.* A segunda versão do *trailing gas* foi construída com o objetivo de aumentar a eficiência de proteção gasosa do titânio durante a deposição. Decidiu-se manter a presença da parte frontal e parte traseira do *trailing gas*, porém de forma unida ao mesmo corpo e posicionadas mais perto do bocal, o que evita os desvios e as perdas de gás através de folgas existentes (primeira versão do *trailing gas*). As paredes do corpo do *trailing gas* foram prolongadas, o que criou um efeito de “câmara” entre as paredes e direcionou melhor o fluxo de gás em direção à parede. O *trailing gas* se posiciona no bocal da tocha através de um orifício e é fixado por um parafuso. A entrada do gás de proteção foi feita através de tubos posicionados horizontalmente em cima de corpo do *trailing gas*, com pequenos furos (1,0 mm de diâmetro) ao longo da linha central. O sistema de laminação de fluxo de gás foi mantido o da primeira versão de *trailing gas*, a saber, em baixo de tubo foi posicionada uma camada de esponja fina de aço e uma malha fina de metal. Com esse modelo de *trailing gas* foram obtidos níveis suficientes de proteção gasosa do titânio aquecido por arco. O dispositivo do *trailing gas* está apresentado na Figura 2.11.

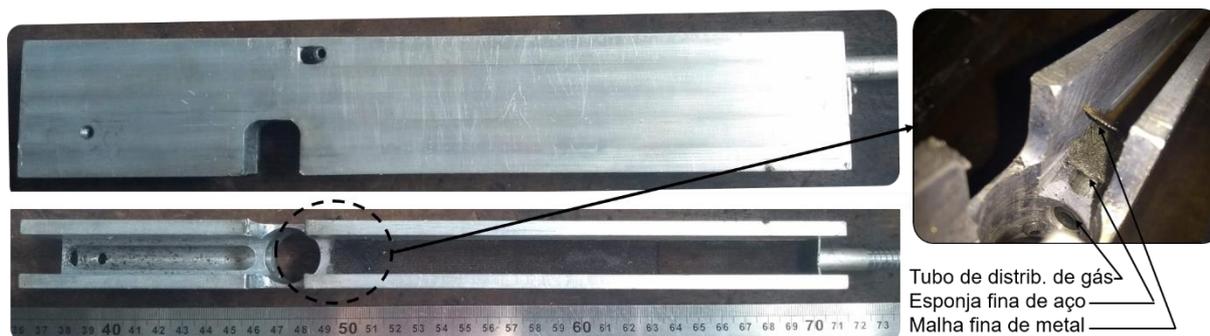


Figura 2.11 – O dispositivo *trailing gas*, segunda versão: a) vista de lado; b) vista de trás

### 2.3 Consumíveis

Durante a execução desse trabalho os testes foram feitos com três tipos de materiais: liga de titânio; liga de aço inoxidável e liga de aço carbono.

Para os testes feitos em titânio, como material de base foi utilizada liga Ti-6Al-4V, com comprimento de 250 mm, largura de  $30 \pm 3$  mm e espessura de 4 mm. A composição química nominal dessa liga está apresentada na Tabela 2.1. Como material de arame-eletrodo foi usado a liga pertencente à classe de material de base, arame AMS 4954J, fabricada por United States Welding Corporation, com diâmetro de 1,2 mm. A especificação de arame-eletrodo, como transcrito na etiqueta do rolo de arame está apresentada na Figura 2.12.

Tabela 2.1 – Composição química nominal de liga de titânio Ti-6Al-4V (SUN et al, 2015)

Material	Teor de elemento químico (%)							
	Ti	Al	V	Fe	C	N	O	H
Ti-6Al-4V	Balanço	5,5-6,75	3,5-4,5	≤0,25	≤0,05	≤0,05	≤0,18	≤0,012

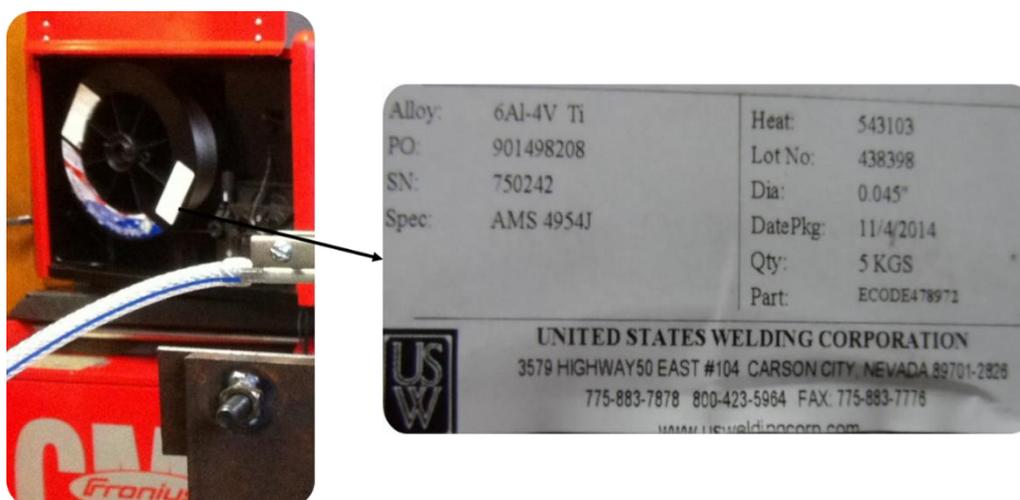


Figura 2.12 – Etiqueta de especificação do arame-eletrodo AMS 4954J

Foram feitas as verificações de composições químicas do material de base e do arame-eletrodo por análise via EDS – *Energy-Dispersive X-ray Spectroscopy*, utilizando equipamento modelo SwiftED 3000 do fabricante *Hitachi High-Technologies Corporation*®, pertencente ao Laboratório de Ensino e Pesquisa em Usinagem – LEPU, da Universidade Federal de Uberlândia. Os resultados das medições da composição química de material e base e de arame-eletrodo estão apresentados na Figura 2.13 e 2.14, respectivamente.

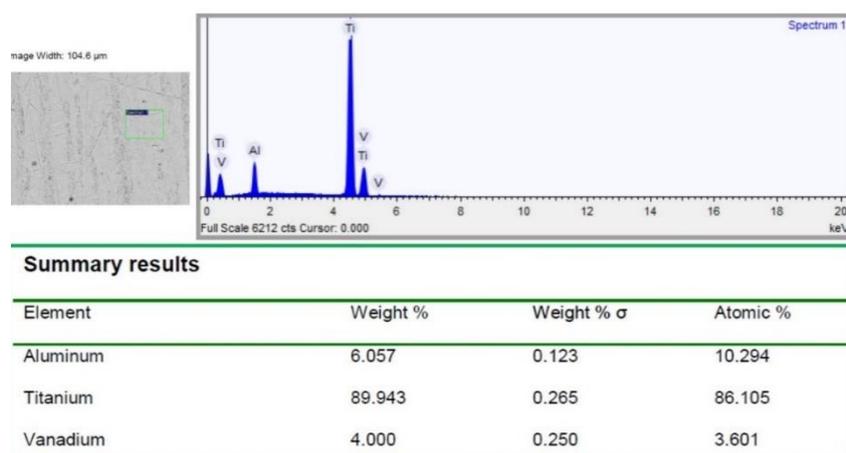


Figura 2.13 – Resultados de medição de composição química do material de base Ti-6Al-4V

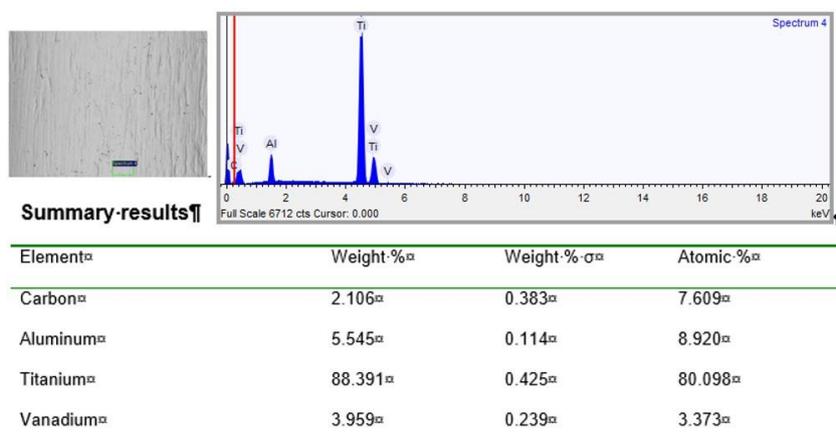


Figura 2.14 – Resultados de medição de composição química do arame-eletrodo AMS 4954J

Para os testes feitos em aço inoxidável, como material de base foi utilizado um aço inoxidável austeníticos AISI 304, com comprimento de 250 mm, largura de 38 mm e espessura de 4,75 mm. Como o arame eletrodo foi utilizado ER308LSi, com diâmetro de 1,2 mm.

Para os testes feitos em aço ao carbono, como material de base foi utilizado ABNT 1020, com comprimento de 170 mm, largura de 50,8 mm e espessura de 6,1 mm. Como o arame eletrodo foi utilizado AWS ER70S-6, com diâmetro de 1,0 mm.

Os gases de proteção, ao longo de trabalho, foram as cinco misturas à base de argônio, listadas na Tabela 2.2.

Tabela 2.2 – Misturas gasosas utilizadas

Gás de proteção	Teor de O <sub>2</sub> (ppm)	Teor de CO <sub>2</sub> (ppm)	Ar
Ar 6.0	0,2	-	Balanço
Ar 4.8	3,0	-	Balanço
Ar + 200 ppm O <sub>2</sub>	200,0	-	Balanço
Ar + 2 % O <sub>2</sub>	20000,0	-	Balanço
Ar + 8 % CO <sub>2</sub>	-	80000,0	Balanço

## 2.4 Metodologia de avaliação de perfil geométrico da parede

Durante a avaliação do perfil geométrico das paredes depositadas foi considerado apenas a região central da parede. As duas camadas superiores e duas camadas inferiores foram desconsideradas, por causa de buscar a região de maior nível de regularidade e apresentabilidade. Entre os parâmetros de avaliação foram a altura efetiva da parede, que é a soma das alturas individuais de cada camada; altura média de camada, que é o resultado de divisão de altura efetiva por número de camadas; fator de eficiência do uso de material, *Buy-to-Apply* (análogo de fator *Buy-to-Fly*, popularmente utilizado, mas com raízes na comunidade aeroespacial), que é a relação entre área total e área efetiva e a largura efetiva, que é a área efetiva dividida na altura efetiva (na verdade, tanto *Buy-to-Apply*, como *Buy-to-Fly*, são relativos à geometria desejada e não à geometria efetiva, mas neste trabalho foi considerado a área efetiva como a área desejada). A representação esquemática de parâmetros de medição e os cálculos referentes a esses parâmetros estão na Figura 2.15.

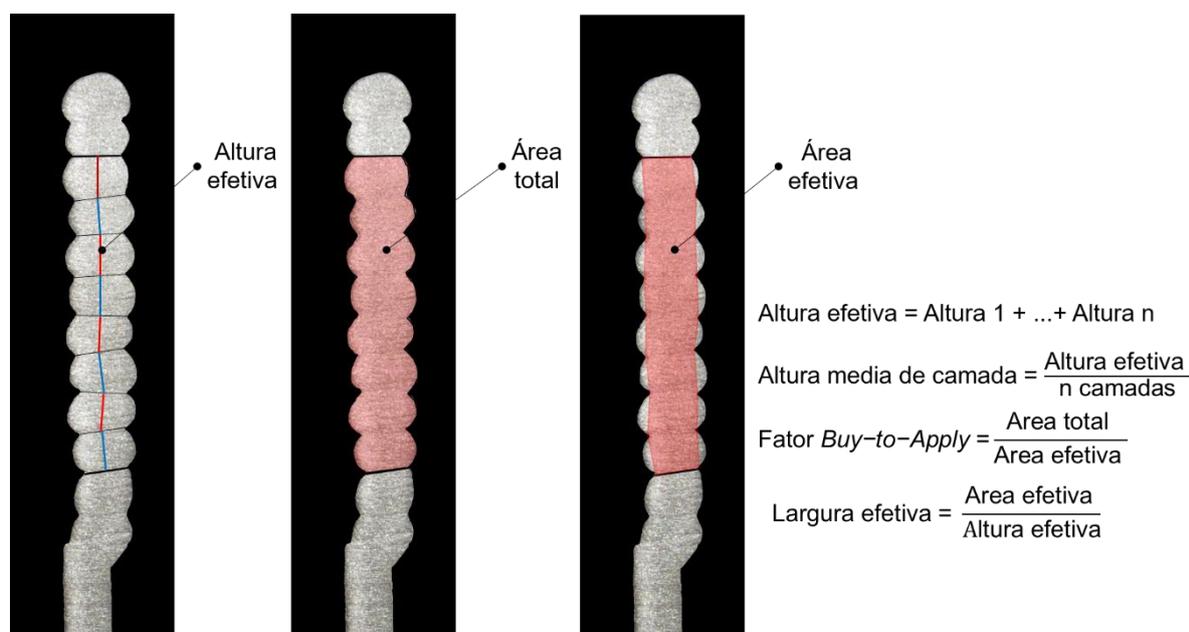


Figura 2.15 – Parâmetros de avaliação de parede depositada

Importante de destacar, que a área efetiva apresenta a quantidade máxima de material que resta depois da etapa de acabamento por usinagem e será responsável por todo o desempenho mecânico dessa parede.

## CAPÍTULO III

### TESTES PRELIMINARES E METODOLOGIA DE PARAMETRIZAÇÃO DO MODO OPERACIONAL CMT

#### 3.1 Revisão bibliográfica

##### 3.1.1 *Modo operacional MIG/MAG CMT*

O CMT (*Cold Metal Transfer*) é um processo comercial de soldagem MIG/MAG com transferência metálica por curto-circuito controlado. Foi criado pela empresa austríaca Fronius International, que começou seu desenvolvimento em 1991, atingindo a produção em série dos equipamentos para esta técnica de soldagem em 2002 (POLAK; DOSTAL, 2013). Por outro lado, a patente só foi concedida nos Estados Unidos da América em 2009 (SCHORGHUBER, 2009). Por ser uma das modalidades do processo MIG/MAG, é mais adequado considerar o CMT como um de seus modos operacionais.

A principal particularidade do modo operacional CMT se baseia no rompimento do menisco entre a gota e a poça de fusão, ao final dos curtos-circuitos, de forma mecânica, enquanto outros modos de transferência por curto-circuito, como STT (*Surface Tension Transfer*), RMD (*Regulated Metal Deposition*), CCC (Curto Circuito Controlado) e Convencional o fazem de forma mais elétrica, a saber, por meio da corrente de soldagem (efeito pinch). No caso do CMT o rompimento de forma mecânica acontece através de um movimento de avanço e de retração de arame-eletrodo.

O funcionamento básico do modo CMT pode ser apresentado da seguinte maneira. Durante o instante de arco aberto, na ponta do arame-eletrodo forma-se uma gota de metal líquido. No final da formação da gota a corrente e a tensão começam a se reduzir, e o arame-eletrodo começa a avançar em direção à poça de fusão, reduzindo o comprimento do arco. No momento em que a gota líquida encosta na poça de fusão inicia-se o curto-circuito, ao longo do qual a corrente aumenta um pouco e a tensão se mantém um pouco acima de zero. No final do curto-circuito a tensão começa a crescer, a fonte muda a direção de movimento do arame-eletrodo e o retrai da poça de fusão. Neste momento o menisco metálico é rompido

e a corrente cresce e arco reacende. Uma representação esquemática do funcionamento do modo CMT está apresentada na Figura 3.1.

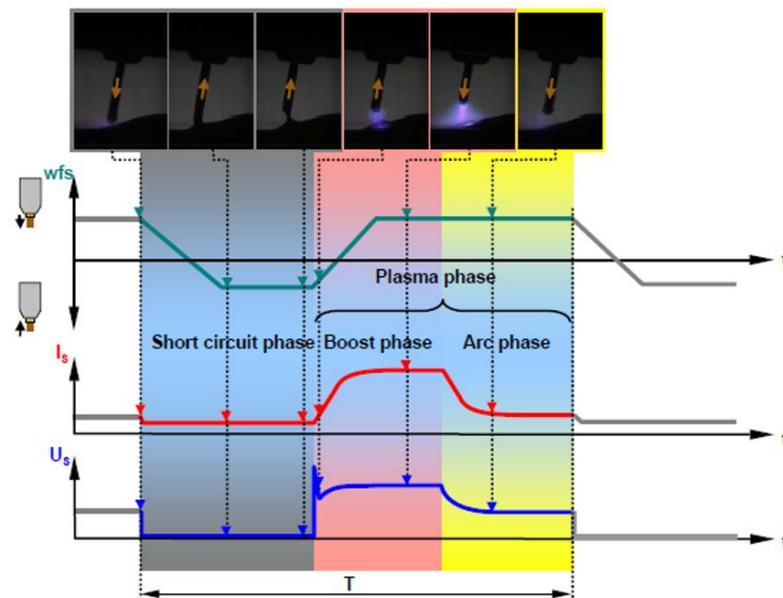


Figura 3.1 – Curvas esquemáticas características idealizadas de velocidade de alimentação, corrente e tensão e suas fases respectivas do modo operacional CMT (KAZMAIER; ARTELSMAIR, 2007)

Conforme Kapustka (2014) existem outros modos operacionais de MIG/MAG similares ao modo CMT, como Jetline Engineering (*Controlled Short Circuit, CSC*), SKS Systems (*micro-Mig*) and Panasonic (*Active Wire Process, AWP*). Porém, conforme Marques (2017) o modo operacional CMT atinge maior nível de aceitação no mercado internacional.

O equipamento do modo operacional CMT consiste de uma fonte sinérgica, um alimentador de arame (chamado também de cabeçote alimentador), uma tocha do tipo *Push-Pull* e um controle remoto RCU 5000i (que entrou em uso popular há pouco tempo), apresentados na Figura 3.2. O mecanismo de avanço e retração do arame-eletrodo se faz com ajuda de dois motores concomitantes, um está no cabeçote e o outro está no final da tocha *Push-Pull* (Figura 3.2(c)). O motor do cabeçote alimenta o arame continuamente apenas para frente, enquanto o motor que fica no final da tocha alimenta-o para frente e para traz. Esse movimento para frente e para traz processa-se dentro de um *buffer* externo (Figura 3.2(b)) incluído especialmente entre o alimentador e a tocha. Dentro deste espaço o arame é permitido fazer um movimento de flexão e deflexão, o que permite a acomodação da diferença de comprimento de arame avançado pelo primeiro motor e retraído pelo segundo. Assim, durante a alimentação para frente o conduíte pode encostar até a borda inferior da câmara do buffer e durante movimento de retração até sua borda superior. Nessa câmara o movimento do conduíte que envolve o arame é monitorado por um sensor que monitora a posição atual de deflexão. Caso durante a soldagem a alavanca presa ao conduíte e acoplada

ao sensor atinja um dos limites físicos de câmara por um tempo prolongado, a fonte interrompe o processo e apresenta um erro de *buffer vazio*/*buffer cheio* (MARQUES, 2017). O controle remoto RCU 5000i (Figura 3.2(a)) facilita a inserção dos programas sinérgicos na fonte, a regulagem dos parâmetros básicos e dos parâmetros de curva característica dos programas sinérgicos.

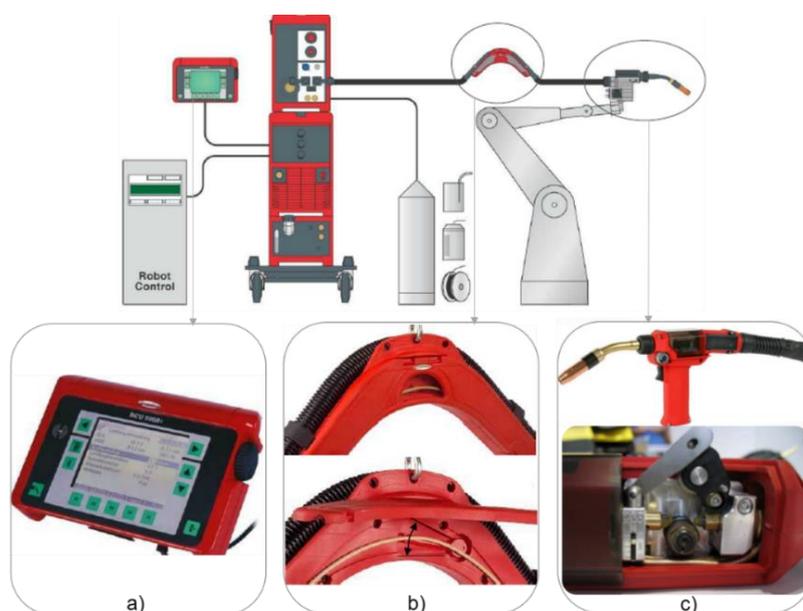


Figura 3.2 – Unidade típica de soldagem automatizada MIG/MAG CMT: (a) – controle remoto; (b) – externo (*buffer*); (c) – mecanismo de reversão de arame-eletrodo (adaptado de FRONIUS®)

O modo CMT possui próprias capacidades operacionais, citadas a seguir. A frequência de retração do arame, às vezes é mencionada na faixa de até 90 Hz (HASSELBERG, 2009), outras na faixa de até 130 Hz (VÄLIMÄKI, 2016). Porém, material de divulgação comercial da Fronius, esclarece que existe o CMT Universal e CMT Dynamic, com as frequências de até 90 e 130 Hz, respectivamente. A velocidade média de alimentação do arame-eletrodo encontra-se em até 9 m/min (KAZMAIER; STIEGLBAUER; EGERLAND, 2010), acredita-se que referente ao CMT Universal, e em até 11 m/min para CMT Dynamic (FRONIUS®). A velocidade de alimentação durante o avanço ou retração do arame eletrodo é de até 40 m/min (WANG et al., 2017; MARQUES, 2017).

### 3.1.2 Características do MIG/MAG CMT

No processo MIG/MAG convencional, quando a gota encosta na poça de fusão, a corrente de soldagem cresce até que uma força eletromagnética consegue cortar a ponte líquida entre a ponta do arame-eletrodo e poça de fusão (pelo efeito pinch), às vezes tornando o rompimento explosivo, com geração de respingos. Já no modo CMT, a redução do nível de corrente durante o curto-circuito junto com a retração mecânica do arame-eletrodo faz o

rompimento da ponte líquida sem geração de respingos. Conforme Hirata et al. (2014), os efeitos mecânicos de pressão do jato de plasma e o momentum das gotas sobre a poça de fusão são evitados/minimizados de forma intensificada durante a soldagem com o modo CMT. Assim, o CMT proporciona uma transferência metálica por curto-circuito altamente estável e suave favorecendo a formação de cordões regulares e uniformes, com aspecto superficial liso e uniforme (FENG; ZHANG; HE, 2009). A ausência de salpicos e de respingos faz reduzir as perdas de material, perdas térmicas (HIRATA et al., 2014) e a quantidade de fumos liberados, aumentando a eficiência de deposição e tornando o CMT um processo “limpo” (VILAS-BOAS ROSADO, 2008).

O modo CMT tem sido aplicado para soldagem/deposição de alumínio (PICKIN; YOUNG, 2006; FENG; ZHANG; HE, 2009), inclusive para alumínio com 0,3 mm de espessura (FRONIUS), soldagem de chapas finas (ROATĂ; STANCIU; PASCU, 2015), soldagem de passe de raiz (FERREIRA COSTA et. al, 2012; DUTRA; SILVA; MARQUES, 2013; MARTINELLO SAVI, 2014), soldagem de materiais dissimilares (PARDAL et al., 2016; CAO; SUN; CHEN, 2013) e outras aplicações apresentadas no trabalho de SELVI; VISHVAKSEANAN; RAJASEKAR (2018). Considera-se que os bons resultados obtidos com a aplicação do CMT estão relacionados ao seu baixo calor imposto. Por exemplo, é citado que o baixo calor imposto favorece nos seguintes aspectos:

- Redução dos níveis de penetração e diluição (SEQUEIRA ALMEIDA, 2012; PICKIN; WILLIAMS; LUNT, 2011; OLA; DOERN, 2013);
- Aumento da taxa de resfriamento da poça de fusão, favorecendo o refinamento da microestrutura (DANIELS, 2015);
- Controle da viscosidade da poça de fusão, reduzindo a porosidade (AHSAN et al., 2016);
- Redução dos níveis de deformação, comparando com MIG/MAG Pulsado (PICKIN; YOUNG, 2006; FENG; ZHANG; HE, 2009) e TIG (HASSELBERG, 2009).

Ferreira Costa et al. (2012) durante a execução da soldagem orbital de passe de raiz de dutos de aço ao carbono, notaram o baixo calor imposto através dos baixos níveis de tensão, comparando com os modos operacionais STT, RMD e Convencional. Vilas-Boas Rosado (2008) também notou menor calor imposto com o modo CMT por causa dos menores valores de tensão, em relação aos modos Fast Root, STT e Convencional. Já Dutra; Silva; Marques (2013) verificaram essa característica do modo CMT em comparação com o modo Convencional. Eles atestam que a afirmação de que o CMT é um modo de soldagem “frio” está equivocada, já que o CMT apresenta maiores níveis de potência instantânea (média de produto de corrente e tensão instantâneas) e menor nível de rendimento bruto de fusão (relação entre calor gasto para fusão do material e energia fornecida pela fonte, descrito pelos

Reis et al., 2011). Um tempo depois, Marques (2017) confirmou o maior nível de calor imposto do modo CMT por ensaio termográfico. Assim, o modo se encaixa melhor no conceito baseado na troca de calores impostos, altos e baixos, assim sendo um processo “quente e frio” (HASSELBERG, 2009; DUTRA; SILVA; MARQUES, 2013; BECKER FOGLIATTO, 2013; MARTINELLO SAVI, 2014). A utilização da potência instantânea como base de comparação e representação do calor imposto parece ser correta, já que se considera um parâmetro mais confiável nos cálculos calorimétricos (LISKEVYCH, 2014). No trabalho de Kumar; A. Vendan; S. Shanmugam (2015) está declarado o menor nível de calor imposto do modo CMT sem especificar os tipos de dados aplicados no cálculo (KUMAR; ARUNGALAI VENDAN; SIVA SHANMUGAM, 2015).

Outra característica do modo CMT é a manutenção do comprimento de arco, que conforme Kazmaier; Stieglbauer; Egerland (2010) é o ponto responsável pela estabilidade do processo. Encontra-se a opinião que a fonte sinérgica possui um autocontrole de comprimento do arco (PICKIN; YOUNG, 2006; HASSELBERG, 2009; KAPUSTA, 2014). Assim, segundo Hirata et al. (2014), o comprimento do arco no modo CMT é considerado uma constante, que se mantém estável independentemente do valor da velocidade de alimentação e da corrente, garantindo sempre estar trabalhando na mesma característica estática do arco. Marques (2013) realizou um ensaio, de variação de DBCP de 12 até 18 mm com frequência de 2 e 4 Hz ao longo da soldagem e observou a variação da velocidade de alimentação na mesma frequência, mudando entre 4 e 10 m/min. O oscilograma de tensão referente a esse ensaio apresenta a tensão sem alterações significantes, indicando a manutenção do comprimento do arco. Assim, presume-se que o comprimento do arco se mantém estável, porém ao custo de variação de outros parâmetros. No entanto, a tensão pode sofrer alguma alteração, por efeito de remoção da placa de óxidos ou de outras impurezas (KAZMAIER; STIEGLBAUER; EGERLAND, 2010).

### 3.1.3 *Modo derivativo do MIG/MAG CMT: CMT-Pulse*

Visando aumentar as áreas de aplicação da tecnologia CMT, o Fronius criou os modos derivativos da técnica, um dos quais é o modo CMT-Pulse. O CMT-Pulse é uma combinação do modo CMT e do modo Pulse (corrente pulsada) num processo só, que combina a transferência metálica por curto-circuito e transferência goticular por voo livre. Este modo é capaz de atingir maior nível de potência, permitindo assim soldagem de chapas mais espessas e maior taxa de deposição, comparando com modo CMT. Cong; Ding; Williams (2015) perceberam que o CMT e o CMT-Pulse (Figura 3.3(a)) apresentam uma largura parecida das camadas em manufatura aditiva, porém o CMT-Pulse resultou em maior área fundida, enquanto o CMT resultou em maior profundidade de penetração. Pickin e Young (2006); Pang et al. (2016) citaram que o nível do calor imposto e a penetração podem ser

controlados através da quantidade dos períodos de componentes CMT e Pulse. A Figura 3.3(b) apresenta os oscilogramas de corrente e tensão referentes a soldagens com número fixo de períodos do componente Pulse e quantidade variável de períodos do componente CMT. Assim, o modo CMT-Pulse pode ser visto como modo auxiliar do CMT, caso seja necessário aumentar o nível de calor imposto e a área fundida.

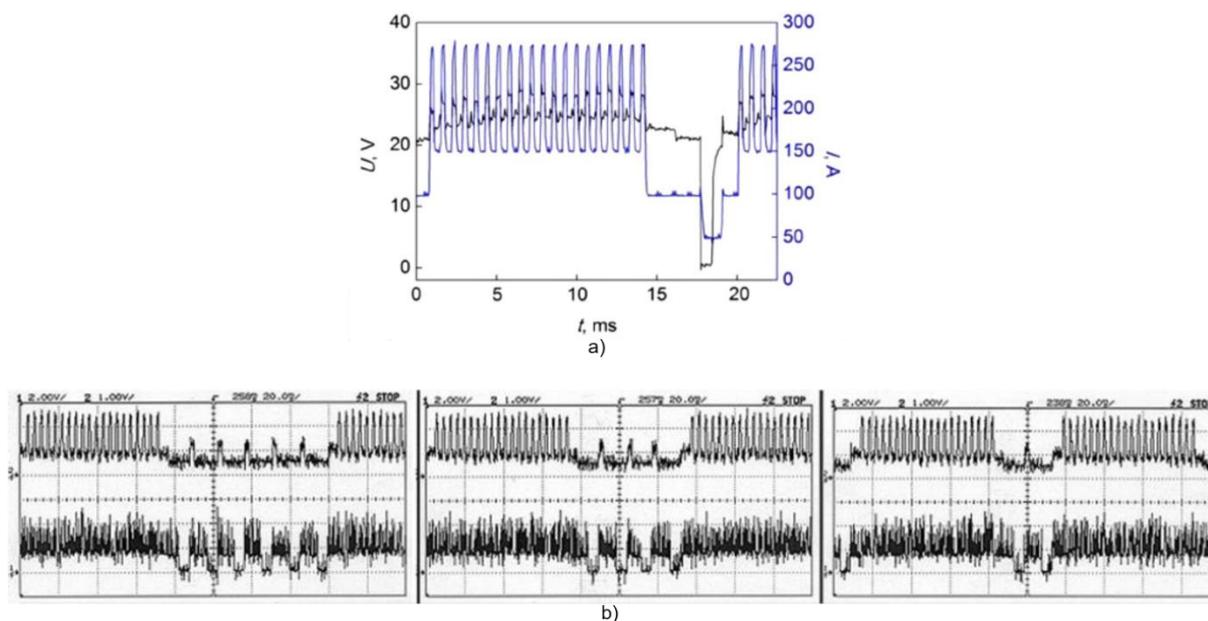


Figura 3.3 – Oscilogramas de corrente e tensão do modo CMT-Pulse: a) condição de 20 períodos de componente Pulse e 1 período de componente CMT (CONG; DING; WILLIAMS, 2015); b) condição de 20 períodos de componente Pulse e 6,4 e 2 períodos de componente CMT (PICKIN; YOUNG, 2006)

### 3.1.4 Curva característica do MIG/MAG CMT

Pickin e Young (2006) estudaram o princípio de funcionamento do modo CMT, realizando simples deposição sobre chapa de alumínio e apresentaram o período do CMT por duas fases; fase de arco e fase de curto-circuito, dividido o período de forma mais grosseira. Mas geralmente na literatura o modo é representado por três fases (FENG; ZHANG; HE, 2009; SKRZYNIIECKI et al., 2013; SELVI; VISHVAKSENAN; RAJASEKAR, 2018), como mostra a Figura 3.4. Conforme Feng; Zhang; He (2009), essas fases são: (1) fase de pulso de corrente (*boost phase/peak phase*), representada pelo alto nível de corrente e tensão, que tem como função a ignição do arco e a formação da gota; (2) fase de corrente de base (*arc phase/background phase/burn phase/wait stage*), representada pelo baixo nível de corrente até o curto-circuito, que tem como função a desaceleração do crescimento da gota, prevenindo a transferência globular, e (3) fase de curto-circuito (*short circuit phase/detachment stage*), onde a gota encosta e é transferida para poça de fusão.

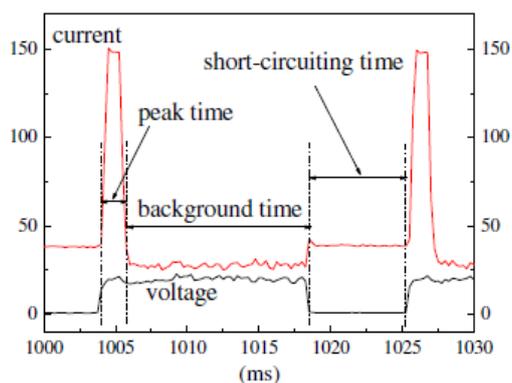


Figura 3.4 – Oscilogramas de corrente e tensão no processo CMT, arame-eletrodo AISi5 de 1,2 mm de diâmetro, material de base de alumínio de 1 mm de espessura, Ar puro (FENG; ZHANG; HE, 2009)

Marques (2017), no seu trabalho de desenvolvimento de um sistema próprio de soldagem MIG/MAG com alimentação dinâmica (MIG/MAG AD), demonstrou o comportamento da velocidade de alimentação do arame-eletrodo do modo CMT aplicado a alumínio (Figura 3.5(b)) e revelou que o arame-eletrodo fica parado nas fases de arco aberto (instante 1 da Figura 3.5(a)) e de curto-circuito (instante 4 da Figura 3.5(a)). Acredita-se que durante essas paradas acontece a formação e a transferência da gota. Pickin; Williams; Lunt (2011) e Marques (2013) também observaram no modo CMT aplicado ao alumínio, que durante uso de alta velocidade de alimentação ocorre uma transferência mista de curto-circuito e goticular, uma gota durante curto-circuito e várias gotas por voo livre durante a fase de arco aberto.

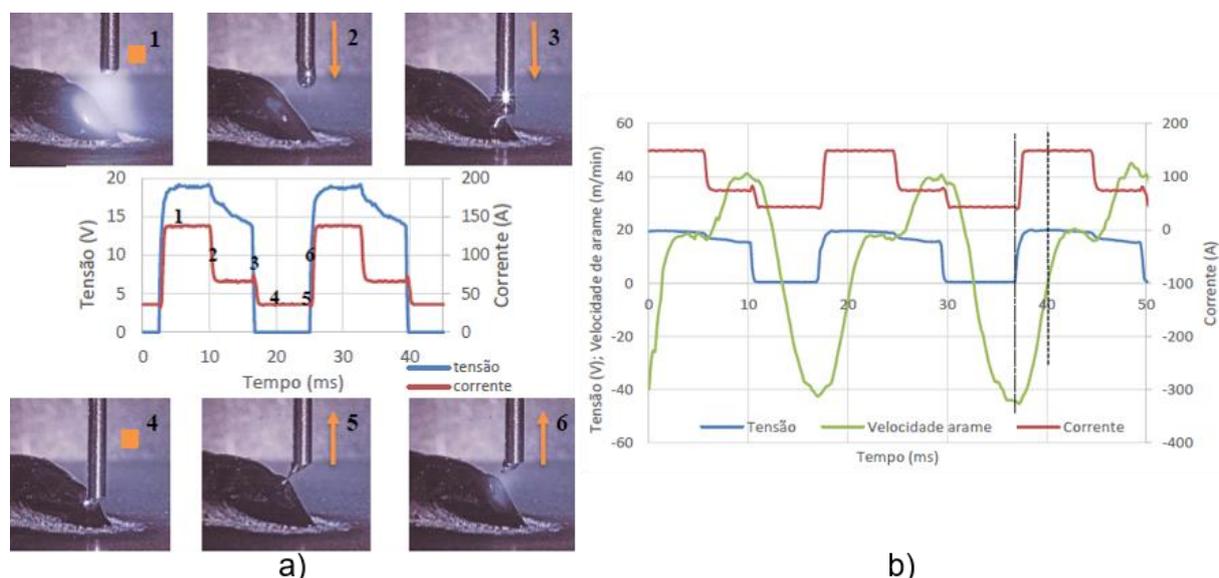


Figura 3.5 – Oscilogramas de corrente e tensão do modo CMT para arame de alumínio ER4043, 1,2 mm de diâmetro,  $V_a = 5$  m/min: a) sincronizadas com filmagem de alta velocidade; b) sincronizadas com velocidade de alimentação do arame-eletrodo (Marques, 2017)

Marques (2017) e Chen; Zhang; Wu (2017) também citaram que a curva de corrente para o aço ao carbono contém mais uma fase de pulso de corrente (*necking stage*) entre a fase de arco aberto e a fase de curto-circuito (Figura 3.6(a)), diferentemente do oscilograma de alumínio (Figura 3.4). Conforme Chen; Zhang; Wu (2017) esta fase serve para promover o aumento da força eletromagnética, favorecendo a formação do pescoço entre a gota e a poça, enquanto conforme Marques (2017) o mesmo ajuda no preaquecimento do arame-eletrodo por efeito Joule. Resumidamente, a fase de *necking* contribui para facilitar o destacamento da gota. O comportamento da velocidade de alimentação para aço ao carbono (Figura 3.6(b)) também é diferente em relação ao alumínio (a curva não apresenta uma parada no final da fase de *boost*).

Assim, percebe-se que as curvas características de corrente, tensão e velocidade de alimentação do modo CMT podem sofrer variações na sua forma em dependência do material utilizado.

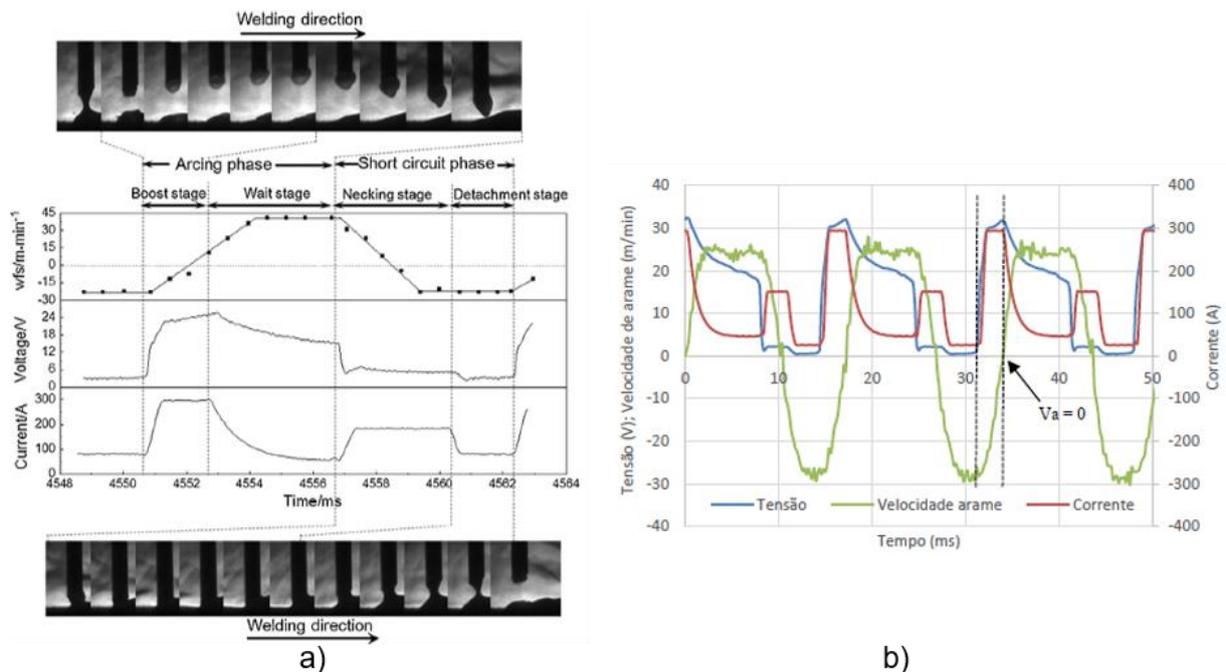


Figura 3.6 – Curva característica do modo CMT para aço ao carbono: a) distribuição das fases (CHEN; ZHANG; WU, 2017); comportamento da velocidade de alimentação do arame-eletrodo durante seu avanço e reversão (MARQUES, 2017)

Também, é interessante mencionar que apesar do modo CMT apresentar a transferência metálica por curto-circuito, o oscilograma de corrente é mais parecido com uma curva pulsada retangular (DUTRA; SILVA; MARQUES, 2013), apontando assim, que o curto-circuito se realiza forçadamente por movimento de avanço e retração do arame-eletrodo. Contudo, o movimento do arame-eletrodo age junto com a força devido à tensão superficial, naturalmente presente em um metal líquido, para promover a transferência metálica (KAPUSTKA, 2014; MARQUES, 2017). Já o efeito pinch é anulado pelo baixo nível da

corrente próximo do momento de transferência (FERREIRA COSTA et. al, 2012), porém entende-se que, caso o nível de corrente seja considerável, o efeito pinch atua também.

### *3.1.5 Aspectos operacionais do MIG/MAG CMT: regulação dos parâmetros de ajuste da correção de comprimento do arco e da correção dinâmica*

Visto que o controle do CMT é sinérgico, pouco se sabe sobre a influência dos parâmetros de regulação nos parâmetros monitorados (corrente, tensão, velocidade de alimentação, geometria de cordão, etc.). Assim, demanda-se mais informações sobre a influência dos parâmetros de regulagens, para favorecer a obtenção de resultados desejados. Por exemplo, Dutra; Silva; Marques (2013) durante a soldagem com modo CMT atingiram nível desejado da velocidade de alimentação pela regulação da correção do comprimento de arco e não pela regulação direta de velocidade de alimentação.

O modo CMT permite a regulação de três principais parâmetros. O primeiro é a velocidade de alimentação, que se regula conforme a faixa definida no programa sinérgico. O segundo é a correção de comprimento de arco, que se regula na faixa de -30 a +30. O terceiro parâmetro depende do tipo de material, por exemplo para aço inoxidável é chamado de correção *boost* (de -5 a +5), para aço ao carbono é chamado de correção dinâmica (de -5 a +5) e para o alumínio é chamado de tempo de hotstart (a regulação se faz por tempo e por tensão). Outros parâmetros (DBCP, velocidade de soldagem, etc.) são regulados livremente pela escolha do operador.

Ferreira Costa (2011), em soldagem de dutos de aço ao carbono, cita que a regulação do parâmetro de correção do comprimento de arco está diretamente relacionada com a altura do arco. Para valores negativos resulta em um comprimento de arco mais curto. Verificando a influência deste parâmetro, o autor comenta que menores valores de comprimento de arco correspondem a boa estabilidade de transferência metálica e a cordões mais estreitos. Maior comprimento de arco leva ao aumento da geração de respingos, fumos e largura do cordão. O autor definiu que para as condições utilizadas no trabalho a faixa de -20 a 10 para o parâmetro de correção de comprimento de arco garante perfil satisfatório do cordão. Em relação ao controle dinâmico, o autor comenta que não houve influência significativa no perfil do cordão e definiu deixar a regulação de parâmetro em 0 (neutro). Além disso, foi notado que a velocidade de alimentação média (real) fica em ordem de 20% abaixo do valor regulado.

Magalhães (2015) utilizou o modo CMT, entre outros, na soldagem de passes de raiz de aço ao carbono. Este autor citou que, ao se aumentar o parâmetro de correção de comprimento de arco, tem-se um aumento da tensão e de frequência de curtos-circuitos sem alteração de corrente. Já, ao se aumentar o parâmetro de correção dinâmica, não se altera muito a frequência de curtos-circuitos, mas a corrente e a velocidade de alimentação médios caíram consideravelmente. Foi notado que é difícil prever qual o nível de velocidade de

alimentação será executado pela fonte ao se alterar uma dessas regulagens, por isso, é muito importante realizar a aquisição da velocidade de alimentação.

Sequeira Almeida (2012) investigou o mesmo assunto com objetivo de definir as influências dos parâmetros de regulagem, realizando soldagens sobre chapa de aço ao carbono. Seus resultados demonstraram que ao aumentar o parâmetro de correção de comprimento de arco, os parâmetros como corrente e tensão médios, potência e taxa de deposição, frequência de curtos-circuitos e velocidade de alimentação real também aumentam. Em relação às dimensões geométricas do cordão, nota-se que a largura também aumenta, enquanto a altura do cordão não varia muito. O aumento do parâmetro “correção dinâmica” tem influência em geral contrária para parâmetros monitorados, a corrente média cai consideravelmente, enquanto a tensão média cai pouco, potência e velocidade de alimentação também caem, enquanto a frequência de curtos-circuitos não varia muito. As dimensões geométricas de cordão também não variam muito, o que é coerente com observações de Ferreira Costa (2011) e Magalhaes (2015). Da mesma forma, o autor investigou a influência de DBCP (variando de 10 mm até 18 mm) e concluiu que aumentando a DBCP a corrente se mantém, enquanto a tensão sobe, potência, taxa de deposição e velocidade de alimentação sobem, e a frequência dos curtos-circuitos quase não se altera. As dimensões geométricas também aumentam.

Marques (2017) verificou a influência de parâmetros de correção de comprimento de arco (para arame de aço inoxidável com diâmetro de 1,0 mm) e correção dinâmica (para arame de aço ao carbono com diâmetro de 1,2 mm) nas características das curvas de corrente, tensão e velocidade de alimentação, durante simples deposições sobre chapa. A variação da correção de comprimento de arco afeta o tempo de aproximação e afastamento do arame-eletrodo em relação a peça. O aumento da correção de comprimento de arco reduz o tempo de avanço e aumenta o de recuo, assim aumentando o tempo da fase de base (*wait stage*) e reduzindo o tempo de curto-circuito, alterando a duração total do período, porém sem afetar amplitude da corrente. Aumentando a correção do comprimento de arco de -30 a +30, ocorre aumento da altura de arco, como registrado por filmagem de alta velocidade, de 1,5 mm. Já a correção dinâmica, variando de -5 a +5 resultou em redução da corrente média em 22 %, principalmente por redução da corrente de curto-circuito, e sem alterar a proporção de tempo das fases dentro do período.

Na literatura do fabricante, Bruckner et al (2013), foram encontradas as seguintes citações das influências dos parâmetros. O aumento da correção de comprimento de arco leva à aumento da fase de arco e à redução da frequência de curtos-circuitos. O aumento da correção dinâmica leva à redução da corrente e da força do arco. Em relação à variação da DBCP, os autores comentam que a corrente ou/e velocidade de alimentação podem ser

alteradas para voltar ao nível de comprimento de arco de acordo com sinergismo do modo CMT.

Nota-se que os resultados dos autores não estão totalmente coerentes entre si. A influência do parâmetro de correção de comprimento de arco na corrente não está muito clara. Conforme Magalhães (2015) a corrente se mantém igual, mas conforme Sequeira Almeida (2012) a corrente se altera. A frequência de curtos-circuitos, segundo Magalhães (2015) e Sequeira Almeida (2012) aumenta com o aumento da correção de comprimento de arco, mas segundo Bruckner et al. (2013) se reduz. Além disso, utilizando como material de base o aço inoxidável, com aumento de correção de comprimento foi percebida a redução de corrente e redução de frequência de curtos-circuitos (KOVALENKO; REIS; SCOTTI, 2016). Resumidamente as influências de parâmetros de regulação nos parâmetros monitorados estão na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 – Resumo das influências de parâmetros de regulação nos parâmetros monitorados

Va regul. (m/min)	Va real (m/min)						Mat.	Referencia bibliográfica
x	20 % ↓						Aço	F. Costa, 2011
	Difícil prever						Aço	Magalhães, 2015
	↓						Inox	Kovalenko; Reis; Scotti, 2016

cca	Im (A)	Um (V)	Va (m/min)	F (Hz)	L (mm)	A (mm)	Comp. arco	Mat.	Referencia bibliográfica	
↑					↑		↑	Aço	F. Costa, 2011	
	=	↑	↑	↑				Aço	Magalhães, 2015	
	↑	↑	↑	↑	↑	=		Aço	S. Almeida, 2012	
					↓			↑	-	Bruckner et al, 2013 (Fronius)
	↓			↓	↓			↑	Inox	Marques, 2017
	↓			↓	↓	↓		↑	Inox	Kovalenko; Reis; Scotti, 2016

cb /cd	Im (A)	Um (V)	Va (m/min)	F (Hz)	L (mm)	A (mm)	Força de arco	Mat.	Referencia bibliográfica
cd↑					=	=		Aço	F. Costa, 2011
	↓	↓=	↓	=				Aço	Magalhães, 2015
	↓	↓=	↓	=	=	=		Aço	S. Almeida, 2012
	↓						Soft	-	Bruckner et al, 2013 (Fronius)
	↓	↓=	↓					Aço	Marques, 2017
cb↑	↑	↑	↑	=	↑	=		Inox	Kovalenko; Reis; Scotti, 2016

Obs.: ↑ - tendência de aumentar; ↓ - tendência de reduzir; = permanecer sem alterações; aço – aço ao carbono; inox – aço inoxidável

### 3.1.6 Aspectos operacionais de MIG/MAG CMT: regulação de parâmetros das curvas características do programa sinérgico

Os trabalhos citados acima demonstraram influências dos principais parâmetros de regulação do modo CMT sobre os parâmetros monitorados (corrente, tensão, velocidade de alimentação, perfil do cordão). Já esse item demonstra os trabalhos que apresentam as

influências de parâmetros de regulação de curvas características dos programas sinérgicos, regulados via controle remoto RCU 5000i, sobre a curva de corrente, tensão e velocidade de alimentação.

Mezrag, Deschaux-Beaume; Benachour (2015) variou a corrente e o tempo de fase de pulso (*boost*) e a corrente de fase de base (*wait*), visando a obtenção de melhor combinação entre elas para soldagem de alumínio com aço galvanizado. Eles determinaram que a redução de tempo e o aumento da corrente na fase *boost* leva ao aumento da frequência de curtos-circuitos, conseqüentemente à redução de peso da gota e de calor imposto, resultando em melhor solução para caso em questão.

Chen; Zhang; Wu (2017) estudaram a influência do tempo e da corrente da fase *boost* para o aço ao carbono. Eles notaram, que a variação da corrente de fase *boost* de 250 até 320 A não afeta fortemente o processo, enquanto a variação de tempo de 1 até 5 ms afeta consideravelmente a estabilidade e a regularidade de processo. Esses autores determinaram que a faixa de tempo de 1,6 a 3,6 ms da fase *boost* garante a transferência metálica estável, enquanto que com os valores fora dessa faixa o processo começa a apresentar respingos e instabilidade. A razão para essa instabilidade é a irregularidade de tempo de curto-circuito, que às vezes fica muito longo por promover destacamento de uma gota muito grande, e às vezes fica muito curto, resultando em não destacamento da gota. O aumento concomitante da corrente e do tempo de fase *boost* leva ao aumento da potência, velocidade de alimentação, largura e penetração do cordão, enquanto a frequência de curtos-circuitos fica variando entre 80 e 90 Hz e o reforço de cordão permanece sem alterações.

Wang et al. (2017) estudaram a influência da corrente e do tempo de fase *boost*, corrente de fase *wait*, corrente de fase de curto-circuito e da velocidade de alimentação da fase de arco aberto (soma de fases *boost* e *wait*) para o alumínio. O intuito do trabalho foi aprimorar o controle do calor imposto visando aplicação para manufatura aditiva. Eles determinaram que a maior parcela do calor da fase *boost* é gasto para a formação da poça de fusão, e pouco se gasta para a formação da gota. Com o aumento da corrente de fase *boost*, a penetração, a diluição e o ângulo de molhabilidade aumentam. Com o aumento do tempo da fase *boost*, o tempo da fase *wait* se reduz, mantendo o tempo de fase de curto-circuito constante. A duração da fase *boost* por 10 ms leva à passagem direta da gota da fase *boost* para a fase de curto-circuito, sem passar pela fase *wait* e leva à formação de respingos. A corrente da fase *wait* regulada abaixo de 40 A leva à interrupção do processo, apagamento de arco e a uma transferência metálica instável. A variação da corrente da fase de curto-circuito afeta o nível de aquecimento resistivo da poça de fusão, capaz de promover maior taxa de resfriamento e refinamento da microestrutura. A velocidade de alimentação durante a fase de arco aberto afeta o tamanho da gota, tempo da fase *wait* e da fase de curto-circuito.

Ortega et al. (2017) trabalharam sob o aumento da precisão de geometria de paredes depositadas por manufatura aditiva através da otimização de parâmetros do modo CMT, por meio de variação a partir de valores considerados padrões. Eles determinaram a influência dos parâmetros de controle da fase *boost*, da fase *wait*, da fase de curto-circuito e da velocidade de alimentação durante a fase *wait*, utilizando uma ampla faixa de valores de cada parâmetro. Estes autores obtiveram a faixa de cada parâmetro que corresponde à transferência metálica estável e à formação de camadas altamente regulares (com pequeno desvio padrão de largura), que permite à deposição com maior nível de eficiência do material.

Percebe-se que a regulação de parâmetros da curva característica do programa sinérgico no CMT é um processo muito complexo, porém que oferece grande nível de liberdade para adaptação do modo operacional para necessidade em questão. Com esse recurso, o CMT se torna altamente flexível, apenas parcialmente sinérgico e parcialmente pré-programável.

### 3.1.7 Métodos aplicáveis para previsão da geometria de cordões produzidos por MIG/MAG CMT

Devido sua complexidade de seleção e influência de parâmetros, a obtenção do perfil desejado do cordão/camada via modo CMT geralmente demanda uma série experimental de tentativas e erros, o que pode levar a gastos excessivos de recursos financeiros e de tempo. Nesse sentido, a criação de metodologias e *softwares*, voltadas à previsão de geometria do cordão/camada são de grande interesse.

Meco; Pardal; Eder (2013) trabalharam sobre um *software* de previsão do perfil de cordão para os modos operacionais CMT e Pulse, da empresa Fronius. A intenção do trabalho foi familiarizar operadores com uso de equipamento e otimizar a parametrização do modo operacional para alcance mais rápido de parâmetros desejados do cordão. Eles utilizaram um método de interpolação e de redes neurais para previsão de tais parâmetros, como calor imposto, penetração, diluição e geometria do cordão, e também do parâmetro mais adequado de correção (correção comprimento de arco e correção dinâmica). A interface do *software* está demonstrada na Figura 3.7. Estes autores definiram que o *software* a base de rede neural é mais robusto e promissor, capaz de gerar resultados até para condição de parâmetros inseridos que estão fora da base de dados da rede. Concluíram ainda que o perfil previsto foi coerente com o perfil real. Porém para aumentar mais a confiabilidade do software, sugerem a inserção de mais perfis nas bases de dados da rede para reduzir o erro.

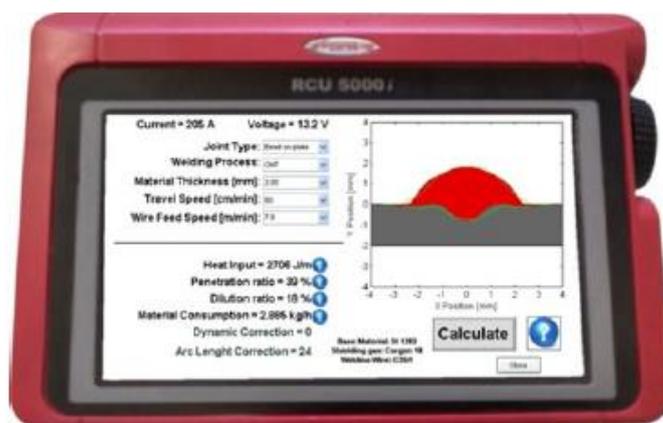


Figura 3.7 – Tela principal do programa desenvolvido para previsão de perfil de cordão no modo CMT e Pulse (MECO; PARDAL; EDER, 2013)

Välimäki (2016) trabalhou sob a criação de um modelo de previsão de parâmetros elétricos e de perfil geométrico de camada, visando simplificar a aplicação do modo operacional CMT para manufatura aditiva, usando alumínio e aço inoxidável. O planejamento experimental foi criado pelo método Taguchi e analisado com análise de variância (Anova). A avaliação do modelo foi feita pela comparação com os resultados obtidos experimentalmente. Os parâmetros investigados, definidos como mais influentes sobre o resultado final foram velocidade de alimentação, velocidade de soldagem, correção do comprimento de arco e correção dinâmica. Os parâmetros monitorados foram potência, corrente, tensão, calor imposto, área de cordão e parâmetros metalúrgicos. O erro máximo entre os dados modelados e os dados reais chegou a 62,3425 % para o alumínio e a 51,64384 % para o aço inoxidável. Obviamente, o autor resumiu que o modelo desenvolvido possui baixa precisão e baixo nível de aceitabilidade, demandando mais investigações com aumento do número de variáveis.

Kumar et al. (2016) criaram um método de previsão da geometria de cordão para soldagem de alumínio com modo CMT-Pulse a base de redes neurais. Os parâmetros de entrada foram tensão, corrente, velocidade de soldagem e vazão de gás, enquanto os de resposta foram profundidade de penetração, largura da poça de fusão e altura do cordão. Os autores confrontaram o modelo desenvolvido com dados experimentais e definiram que o modelo se encontra apto para previsão precisa, com maior erro de apenas 3,44 %.

Girinath; S. Shanmugam; Sankaranarayananasamy (2018) também desenvolveram um método de previsão para o perfil geométrico do cordão para o modo operacional CMT aplicado ao alumínio. O método apresenta um modelo matemático baseado em Matlab. Como parâmetros de regulação foram avaliados a corrente (70 – 90 A) e a velocidade de soldagem (800 – 1000 mm/min). Os autores chegaram a erros de até 15 %, o que define o modelo como razoavelmente preciso. Porém, pode ser notado que o método é bastante limitado em uso, pelo tipo e faixa de parâmetros de regulação.

Com base nos trabalhos apresentados acima, pode ser notado que a criação de um método de previsão de perfil do cordão e de parâmetros elétricos com alto nível de precisão e confiança é bastante complicado. Já o conhecimento de tendências de comportamento dos parâmetros monitorados em função de parâmetros regulados, e a sensibilidade de variação desses parâmetros pode ser um método mais simples e ao mesmo tempo funcional.

### **3.2 Estudo de efeito da regulagem de correção de comprimento de arco e da correção dinâmica para modos operacionais MIG/MAG CMT, CMT-Pulse e Pulsado**

Verificou-se na literatura que o CMT é o modo bastante utilizado para manufatura aditiva por deposição a arco usando-se o processo MIG/MAG, apesar de alguns trabalhos avaliarem a utilização de outros modos de soldagem, como os modos Convencional e Pulsado. Diante desta realidade e da capacidade da fonte utilizada, essa parte de trabalho trata da avaliação exploratória dos modos CMT e CMT-Pulse (CMT-P) como modos potenciais para aplicação de deposição de pré-formas por manufatura aditiva.

Assim, o objetivo desse trabalho foi entender melhor o princípio de funcionamento dos modos operacionais CMT e CMT-P, as finalidades das funções de correção de comprimento do arco e correção boost/correção impulso disponíveis no controle e avaliar sua influência nos parâmetros monitorados de soldagem e nas dimensões geométricas de cordão. O modo operacional Pulsado foi também analisado, para efeito de comparação. O parâmetro de regulagem de correção de comprimento do arco (cca) é auto entendível, baseado na sua denominação. O fabricante oferece a regulagem desse parâmetro, como já mencionado antes, em unidades não absolutas na faixa de -30 até +30, com escalões de 1. Já o para o parâmetro correção boost (referenciado por cb) para o modo CMT e correção impulso (referenciado por ci) para os modos CMT-P e Pulsado, a denominação não induz diretamente o seu efeito sobre o arco, e para aplicação dessa regulagem na prática o entendimento de funcionamento de modo operacional é muito importante. O fabricante oferece a regulagem desses parâmetros em unidades absolutas na faixa de -5 até +5, com escalões de 0,1. Com intuito de economia de material de liga de titânio, para esse trabalho foi utilizado aço inoxidável, já que apresenta propriedades térmicas mais próximas ao titânio, comparando com alumínio e aço carbono.

#### *3.2.1 Metodologia e planejamento experimental*

A bancada utilizada para esse trabalho consistiu em um robô MOTOMAN HP 20-A0 com controlador NX100, fonte de soldagem TransSynergic 5000, Fronius com controle remoto

RCU 5000i, sistema de aquisição de dados, mesa de apoio e grampos do tipo sargentos para fixação de corpos de teste.

Como metal de base foi utilizado o aço inoxidável 304, com dimensões das placas de teste de 200 x 38 x 4,75 mm. Como material de adição, foi utilizado um arame-eletrodo pertencente à classe ER308LSi, com diâmetro de 1,2 mm. Como gás de proteção, foi utilizada uma mistura comercial de Ar + 2 % O<sub>2</sub>. A vazão adotada durante os testes foi de 15 l/min. A execução dos testes foi feita por simples deposição sobre chapas, de forma automatizada. A tocha foi posicionada perpendicularmente à superfície da chapa. Cada placa recebeu dois cordões de aproximadamente 90 mm de comprimento.

Para finalidade de comparação dos três modos operacionais, foi utilizado mesmo valor de velocidade de alimentação de 5 m/min, mesmo nível de distância bico de contato-peça de 15 mm e mesma velocidade de soldagem de 40 cm/min em todas as deposições. No modo operacional CMT-P, foram utilizadas diferentes combinações de número de pulsos para componente Puls (dois valores) e número de curtos-circuitos para componente CMT (três valores). Foram avaliados os parâmetros monitorados (corrente média e rms, tensão média e rms, velocidade de alimentação) e dimensões geométricas de cordão (largura e reforço médios). A velocidade de alimentação real (média) foi determinada partindo-se da massa do metal depositado por tempo de soldagem (assumindo o rendimento de deposição como 100 %). As dimensões geométricas dos cordões foram medidas com ajuda de um paquímetro digital (Figura 3.8) e são apresentadas pelos valores médios e desvios padrões de 5 medidas por cordão.

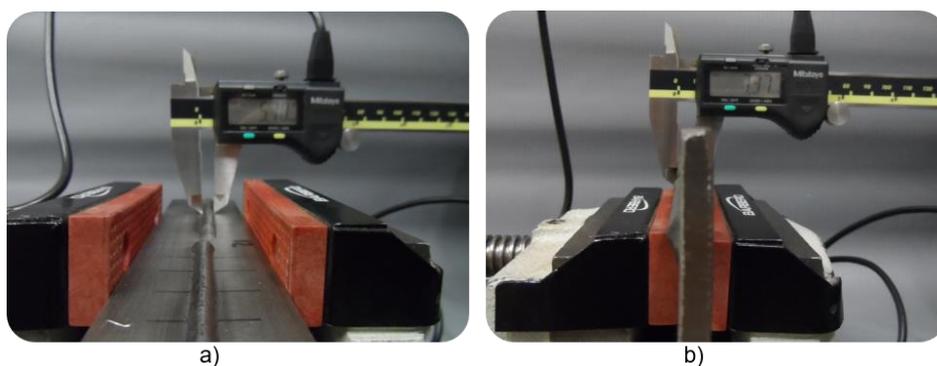


Figura 3.8 – Metodologia de medição de dimensões geométricas de cordão: (a) largura; (b) altura, que é a diferença entre medida total e a espessura da chapa

Modo operacional CMT-P consiste da combinação de dois modos operacionais CMT e Pulse, por isso para frente os mesmos vão ser chamados de componente de CMT e componente de Pulse. A programação de modo operacional CMT-P se fez por inserção independente de número de períodos da componente Pulse e da componente CMT. Como conhecido, um período tradicional de CMT grossamente se apresenta por uma fase de arco

aberto e uma fase de curto-circuito. Só que na programação do número de períodos de CMT, o número inserido corresponde ao esse número de fases de curtos-circuitos e um número a menos de fases de arco aberto (Figura 3.9(a)). Assim, o número de períodos programado na fase CMT foi sempre uma unidade a mais do que o desejado (Figura 3.9(b)).

Para cada uma das condições de deposição foram achadas as faixas de trabalho do parâmetro cca, valor mínimo e máximo. Para determinar o valor mínimo nos modos CMT e Pulsado, procurou-se, o menor possível valor de regulagem que alcançaria a quantidade mínima de respingos e um arco suave. Para o valor máximo de cca, procurou-se um comprimento de arco arbitrariamente não muito alto, para CMT em torno de 3,5 mm, e para Pulsado em torno de 5 mm. Já para o modo CMT-P, a determinação da faixa de cca foi feita a partir das oscilogramas obtidas. O valor mínimo de cca corresponde ao oscilograma de tensão livre de picos de curtos-circuitos durante a componente Pulse, mas permitindo-se acontecer até um curto-circuito acidental em cada 10 pulsos monitorados (comparar Figura 3.9(c) e (e), onde (e) foi considerada como adequada). O valor máximo de cca corresponde ao oscilogramas, onde arbitrariamente verificou-se maior estabilidade da tensão durante a componente Pulse (comparar Figura 3.9(d) e (f), onde (f) foi considerada como adequada). Em seguida, para os três modos operacionais, o valor mínimo de cca foi combinado com os valores máximo e mínimo de cb/ci, para avaliação da influência de parâmetro cb/ci.

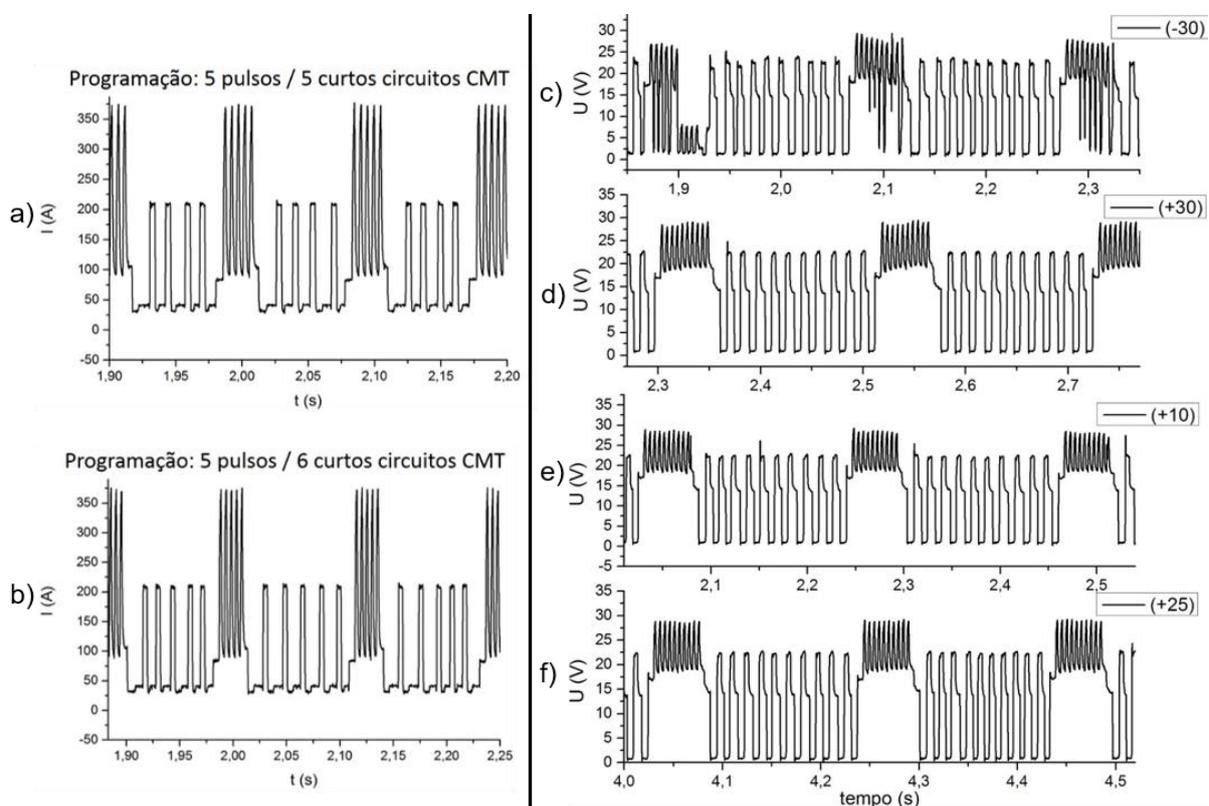


Figura 3.9 – À esquerda, programação de períodos de CMT: a) inserção de 5 períodos; b) inserção de 6 períodos. À direita, os oscilogramas da regulagem de cca no modo operacional CMT-P: (c) cca = -30; (d) cca = +30; (e) cca = +10; (f) cca = +25

Os parâmetros de regulagem, incluindo os valores de faixa de trabalho de cca, estão apresentados na Tabela 3.2.

Tabela 3.2 – Parâmetros de regulagem e parâmetros monitorados

Nº	Modo op.	Parâmetros de regulagem				Parâmetros monitorados					
		N <sub>p-p</sub>	N <sub>cc-CMT</sub>	cca	cb/ci	V <sub>alim</sub> (m/min)	I <sub>m</sub> (A)	I <sub>rms</sub> (A)	U <sub>m</sub> (V)	U <sub>rms</sub> (V)	
1	<b>CMT-Pulse</b>	10	10	+10 (min.)		3,33	106,4	140,0	13,4	16,3	
2				+25 (max.)		3,27	106,6	140,2	13,7	16,7	
3			25	+15 (min.)		3,05	96,2	127,2	12,2	15,3	
4				+30 (max.)		2,89	95,8	126,8	12,4	15,5	
5				+15 (min.)	-5 (min.)		2,79	93,1	120,7	11,7	14,8
6					+5 (max.)		3,10	101,5	137,3	12,4	15,6
7			50	+20 (min.)		2,76	91,4	121,1	11,8	15,0	
8				+30 (max.)		2,74	89,9	119,3	11,7	15,0	
9	<b>CMT-Pulse</b>	25	10	+20 (min.)		3,96	130,4	165,0	16,1	18,5	
10				+30 (max.)		3,86	127,3	162,4	16,0	18,4	
11			25	+25 (min.)		3,31	112,8	146,7	14,0	16,8	
12				+30 (max.)		3,27	112,0	145,9	14,0	16,9	
13				+25 (min.)	-5 (min.)		2,94	104,0	132,4	11,8	14,9
14					+5 (max.)		3,56	121,8	163,0	14,4	17,5
15			50	+25 (min.)		3,03	103,1	134,8	12,8	15,9	
16				+30 (max.)		2,97	102,3	133,9	12,8	16,0	
17	<b>CMT</b>			+20 (min.)		3,47	116,4	152,0	14,6	17,8	
18				+30 (max.)		3,17	108,3	144,1	14,6	17,8	
19			+20 (min.)	-5 (min.)		2,86	100,7	125,8	13,7	16,8	
20				+5 (max.)		3,74	130,9	177,6	17,1	19,7	
21	<b>Pulsado</b>			+10 (min.)		4,93	180,7	213,2	23,1	23,4	
22				+20 (max.)		5,06	187,9	219,1	25,2	25,4	
23			+10 (min.)	-5 (min.)		5,00	180,6	202,2	22,9	23,1	
24				+5 (max.)		5,00	173,2	219,2	23,2	23,7	

Obs.: N<sub>p-p</sub> – número de períodos de pulsos de componente Puls; N<sub>cc-CMT</sub> – número de períodos de curtos-circuitos de componente CMT; V<sub>alim</sub> – velocidade de alimentação real, valor médio; I<sub>m</sub> – corrente média; I<sub>rms</sub> – corrente eficaz; U<sub>m</sub> – tensão média; U<sub>rms</sub> – tensão eficaz

### 3.2.2 Resultados e discussões

Na Tabela 3.2 também estão apresentados os parâmetros monitorados. Os oscilogramas de corrente e tensão de modos operacionais CMT-P (condição N<sub>p-p</sub>/N<sub>cc-CMT</sub> 10/25), CMT e Pulsado estão apresentados nas Figuras de 3.10 a 3.12, respectivamente. As tendências de comportamento dos parâmetros monitorados (velocidade de alimentação, corrente e tensão) e dimensões geométricas do cordão (largura e reforço) em função da regulagem de cca e cb/ci estão ilustradas nas Figuras 3.13 e 3.14 respectivamente. As dimensões geométricas dos cordões e os aspectos superficiais dos mesmos estão no Apêndice na Tabela B 1 e Figuras B 1 a B 4.

### A análise dos oscilogramas

A análise dos oscilogramas referente ao efeito de cca no modo operacional CMT-P (Figura 3.10(a) e (b)) evidencia que nessa faixa esse parâmetro de regulação não apresenta efeito significativo sobre as curvas de corrente. Porém, o oscilogramas de cca min. (Figura 3.10(a)) apresenta a tensão na componente CMT menos estável do que no caso de cca max. (Figura 3.10(b)), notada pela presença sistemática de alguns picos de tensão no início de arco aberto. A principal dificuldade é obter a faixa de cca que atende os componentes de CMT e Pulse ao mesmo tempo, com um comprimento de arco não muito curto para não provocar curtos-circuitos e respingos e não muito grande para não prejudicar a estabilidade de arco. Comparando os oscilogramas da Figura 3.10(c) e (d), relativos às regulações de ci, fica perceptível que para ci maior (Figura 3.10(d)) a componente Pulse sofreu um aumento da corrente e da tensão de pulso, mais, uma maior estabilidade de tensão (comparativo com Figura 3.10(c)) está presente.

Analisando o efeito da regulação de cca sobre os oscilogramas de modo operacional CMT (Figura 3.11(a) e (b)), notou-se que nessa faixa não houve efeito significativo de cca sobre valores de corrente, mas com o aumento de cca houve uma redução da frequência de curtos-circuitos. Além disso, a curva de tensão apresentou uma regularidade maior. Os oscilogramas da Figura 3.11(c) e (d) demonstram que o aumento de cb leva ao aumento da corrente e da tensão de pulso, mas a regularidade da tensão caiu.

Finalmente, o efeito da regulação de cca sobre os oscilogramas do modo Pulsado Figura 3.12(a) e (b) indicam haver leve efeito do parâmetro cca sobre curvas de corrente e tensão, a saber, aumento de cca acarretou um aumento da frequência de pulsos, da tensão de pulso e da tensão de base. Como mostram os oscilogramas da Figura 3.12(c) e (d), o aumento do fator ci reduz a frequência e aumenta a corrente e a tensão de pulso.

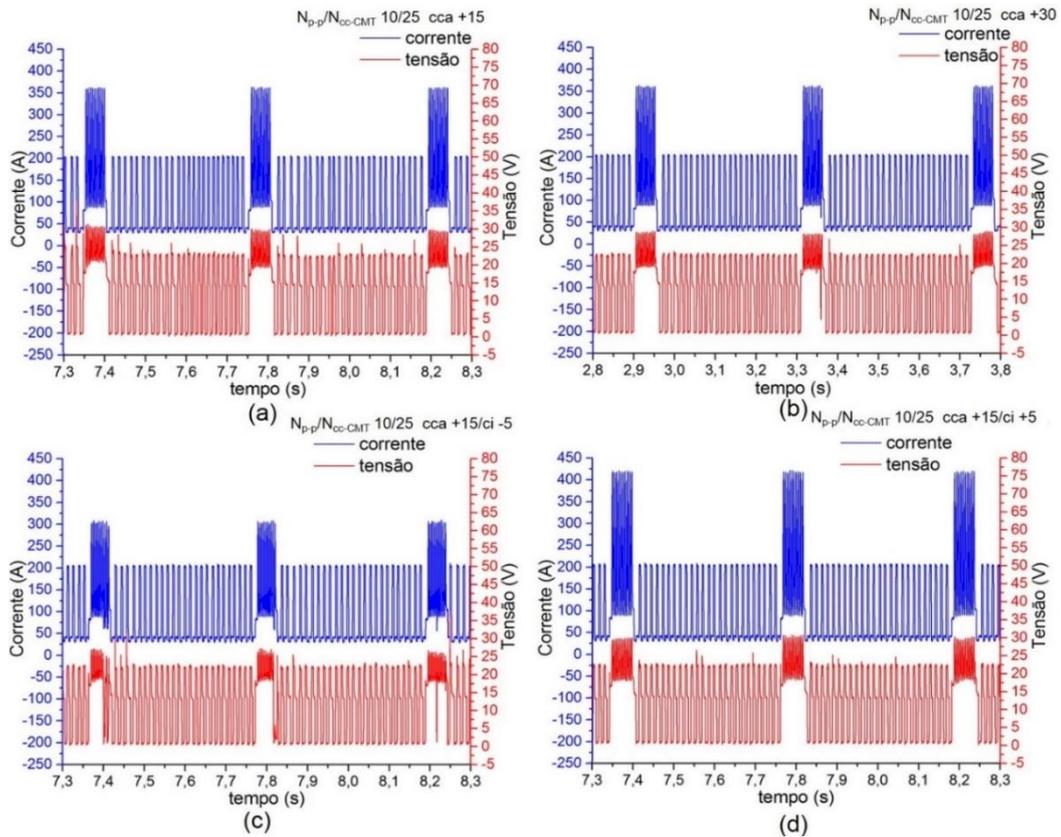


Figura 3.10 – Oscilogramas de corrente e tensão para o modo operacional CMT-P, condição  $N_{p-p}/N_{cc-CMT} 10/25$ : (a) –  $cca$  min.; (b) –  $cca$  max.; (c) –  $ci$  min e (d) –  $ci$  max.

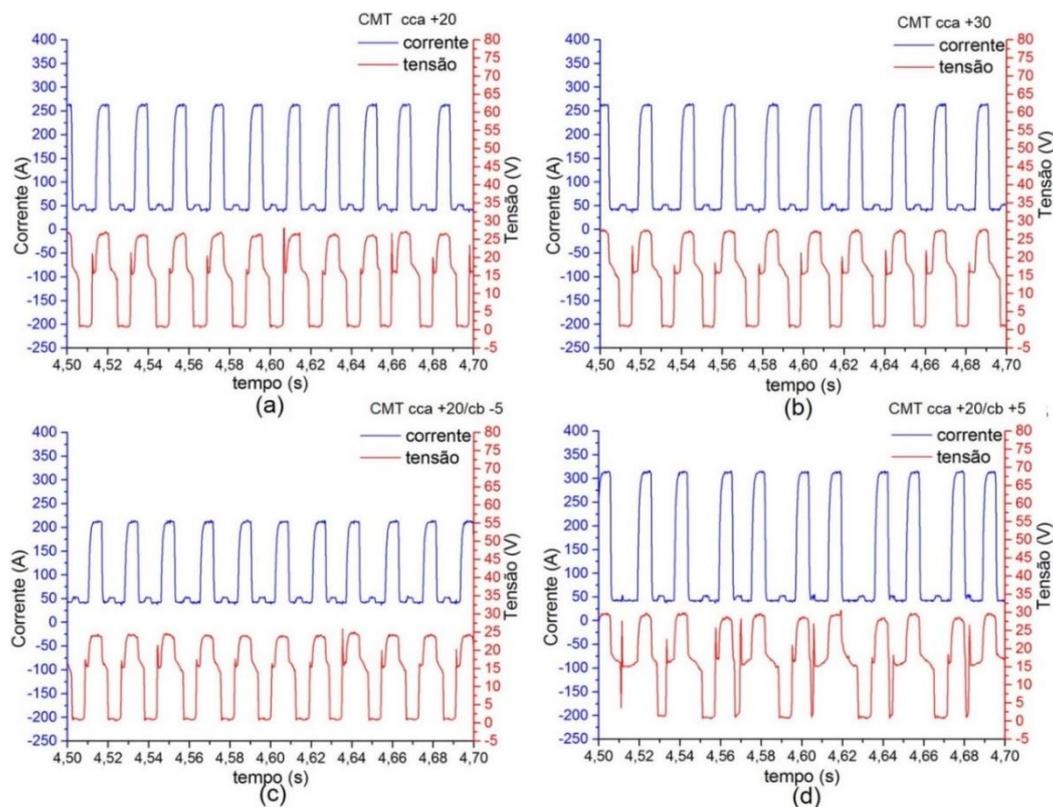


Figura 3.11 – Oscilogramas de corrente e tensão para modo operacional CMT: (a) –  $cca$  min.; (b) –  $cca$  max.; (c) –  $cb$  min. e (d) –  $cb$  max.

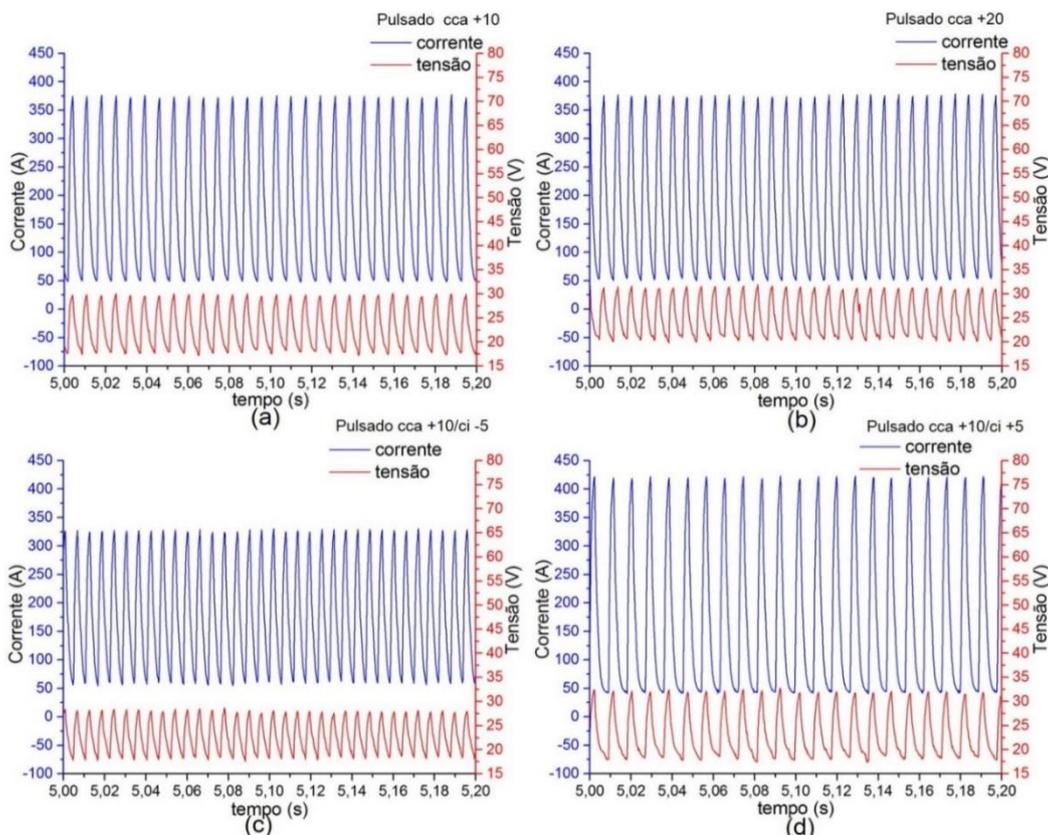


Figura 3.12 – Oscilogramas de corrente e tensão para modo operacional Pulsado: (a) – *cca* min.; (b) – *cca* max.; (c) – *ci* min. e (d) – *ci* max.

### Efeito do número de períodos de CMT no modo CMT-P sobre os parâmetros monitorados

Como mostra a Tabela 3.2, o aumento de número de períodos de CMT causa a redução de corrente, de tensão e de velocidade de alimentação. A redução da corrente e tensão se justificam pela presença de maior porcentagem da componente CMT, cuja corrente média e tensão são menores. A redução da velocidade de alimentação está em concordância com a menor corrente. Também, conforme a Tabela 3.2, o aumento do número de curtos-circuitos na componente CMT para um dado número de pulsos na componente Puls leva a redução da largura e crescimento do reforço de cordão. A análise da influência do número de curtos-circuitos sobre as dimensões geométricas de cordão é um pouco mais complicada. Por um lado, a concomitante redução da velocidade de alimentação real por si só faz decrescer o volume do cordão, largura e reforço. Por outro lado, a redução de corrente, que acontece com o aumento do número de curtos-circuitos, tende a reduzir a largura, e aumentar o reforço (menor calor imposto, menor molhabilidade). Aparentemente, a redução da molhabilidade quando se aumenta número de períodos de curtos-circuitos é o fator predominante.

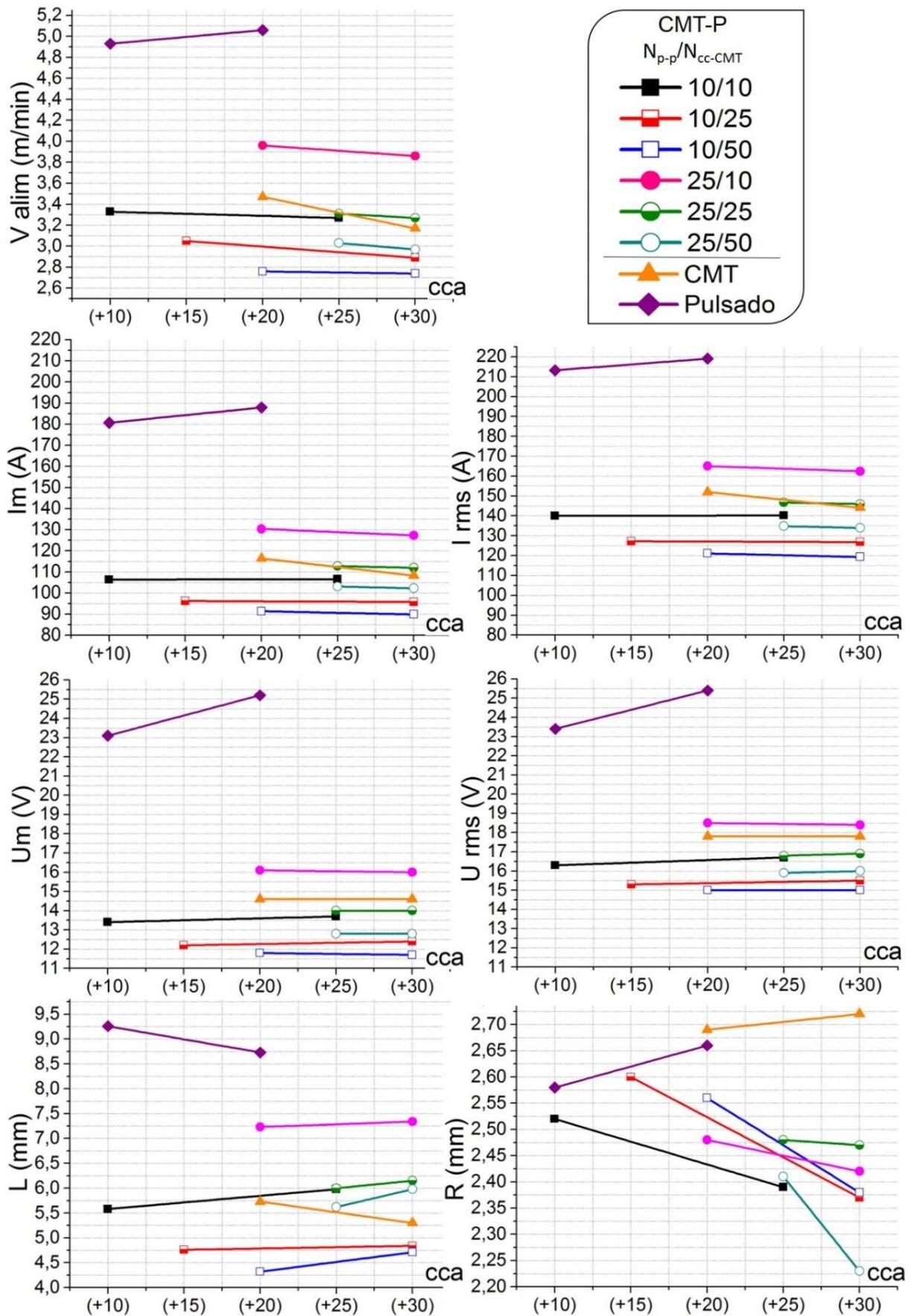


Figura 3.13 – Influência de cca sobre os parâmetros monitorados e geométricos

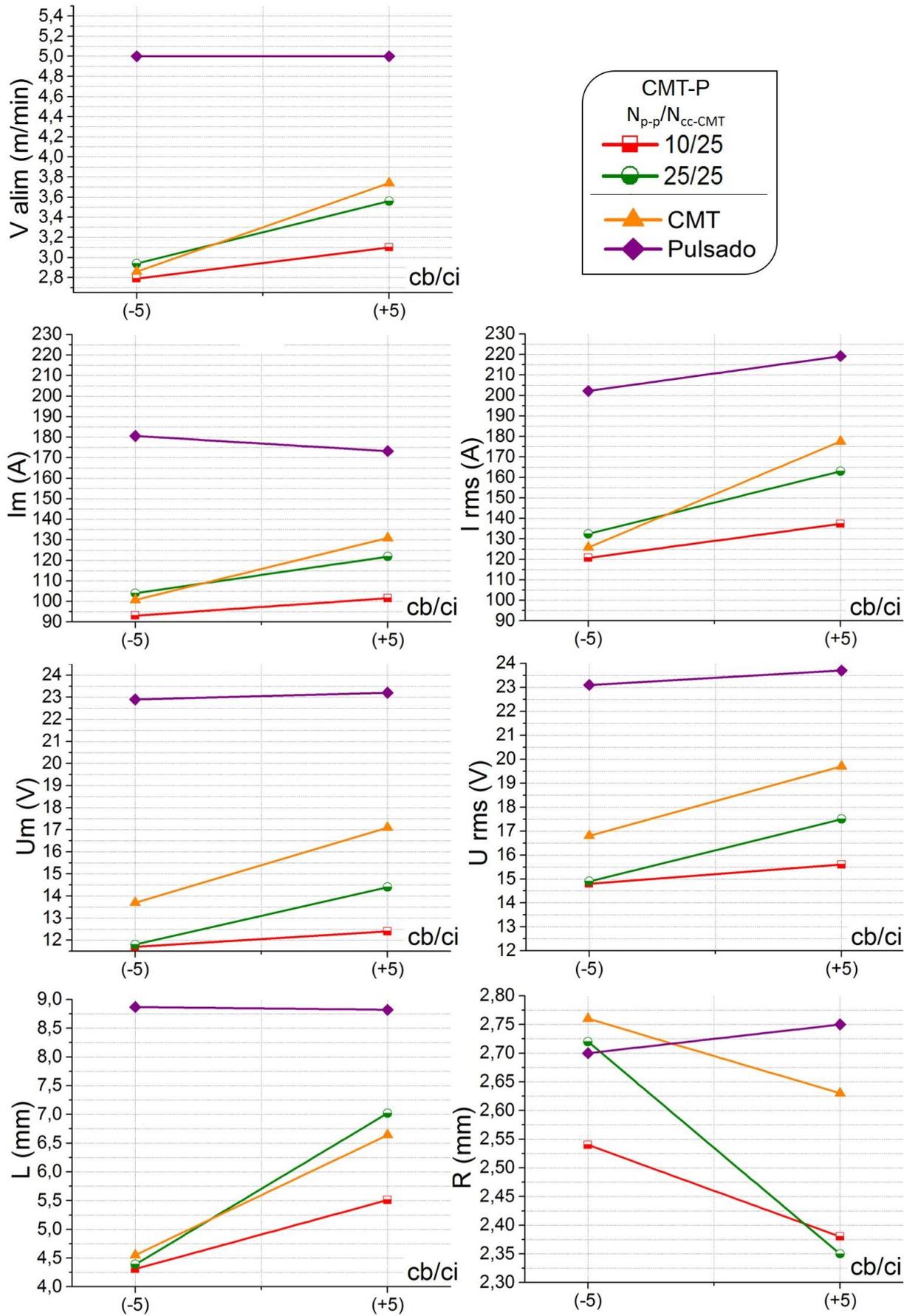


Figura 3.14 – Influência da cb/ci nos parâmetros monitorados e geométricos

Influência de cca sobre os parâmetros monitorados e dimensões geométricos de cordão para cada modo operacional

Como mostra a Tabela 3.2, com aumento de cca o valor médio da velocidade de alimentação real foi significativamente menor do que a regulada nos modos operacionais CMT-P e CMT. No modo operacional Pulsado, diferentemente, o valor da velocidade de alimentação monitorado é bastante próximo.

A Figura 3.15(a) pode facilitar o entendimento da redução da corrente e velocidade de alimentação real e da manutenção da tensão no modo operacional CMT quando se aumenta a cca. Como se vê, pode-se alcançar diferentes comprimentos de arco, no caso um arco mais longo (e um comprimento de eletrodo mais curto, para a mesma DBCP), quando a corrente é diminuída, mesmo mantendo-se a mesma tensão. Isto porque a velocidade de alimentação real caiu, satisfazendo a equação geral de consumo (Eq. 3.1), menor consumo, tanto pela menor corrente como pelo menor comprimento livre do eletrodo. No modo operacional Pulsado (Figura 3.15(b)), por outro lado, aumentando a cca a corrente e tensão cresceram e a velocidade de alimentação real quase não variou. Assim, para satisfazer a equação geral de consumo (consumo inalterado) com uma maior corrente, o comprimento livre do eletrodo teria de diminuir (consequentemente maior comprimento de arco, e tensão, para uma mesma DBCP). Chama-se atenção para o fato do modo CMT-P apresentar comportamento similar ao do modo CMT (redução da corrente e velocidade de alimentação real e manutenção da tensão, quando se aumenta a cca), porém com menor intensidade.

$$C = \alpha \times I_m + \beta \times L \times I_{rms} \quad (\text{Eq. 3.1})$$

Onde:  $C$  – consumo;  $\alpha$  e  $\beta$  – constantes;  $I_m$  – corrente média de soldagem;  $I_{rms}$  – corrente eficaz de soldagem;  $L$  – comprimento livre de eletrodo

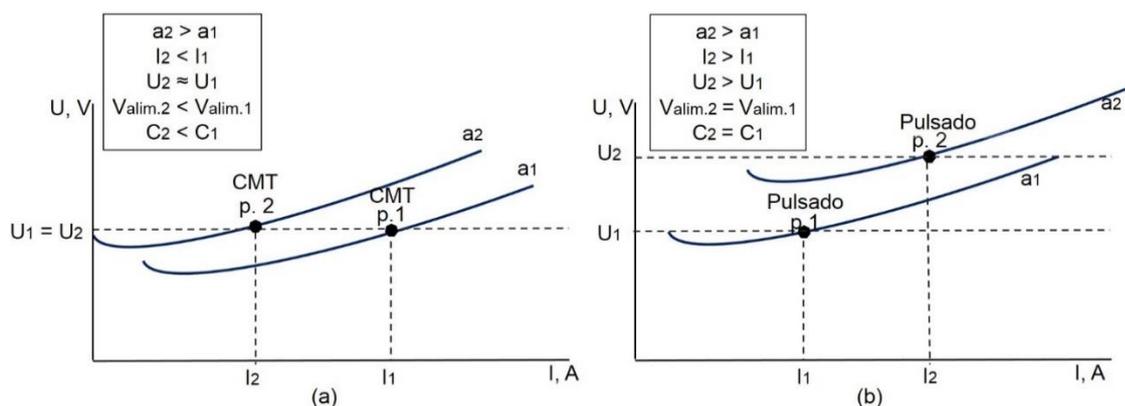


Figura 3.15 – Esquemática de características estáticas de arco nos modos operacionais CMT (a) e Pulsado (b): p<sub>1</sub> – ponto de trabalho inicial; p<sub>2</sub> – ponto de trabalho final; a<sub>1</sub> – arco inicial; a<sub>2</sub> – arco final; I<sub>1</sub> – corrente inicial, I<sub>2</sub> – corrente final; U<sub>1</sub> – tensão inicial; U<sub>2</sub> – tensão final; V<sub>alim.1</sub> – velocidade de alimentação inicial; V<sub>alim.2</sub> – velocidade de alimentação final; C<sub>1</sub> – consumo de eletrodo inicial; C<sub>2</sub> – consumo de eletrodo final

Em relação às dimensões geométricas dos cordões, esperava-se que com o aumento do comprimento de arco devido ao cca a largura de cordão crescesse e o reforço se reduzisse, como demonstra a Figura 3.16. O modo operacional CMT-P coincidiu com a expectativa, ao contrário dos modos operacionais CMT e Pulsado. Como no modo CMT foram reduzidas a velocidade de alimentação real, que fez diminuir o volume de material depositado, e corrente, que abaixou o calor imposto (molhabilidade), está justificado o comportamento contrário da largura e reforço. No modo Pulsado, a redução da largura e aumento do reforço, com aumento de cca, não são esperados e podem estar ligados ao aumento da frequência de corrente, que influenciaria na transferência metálica (efeito mecânico das gotas na formação da poça).

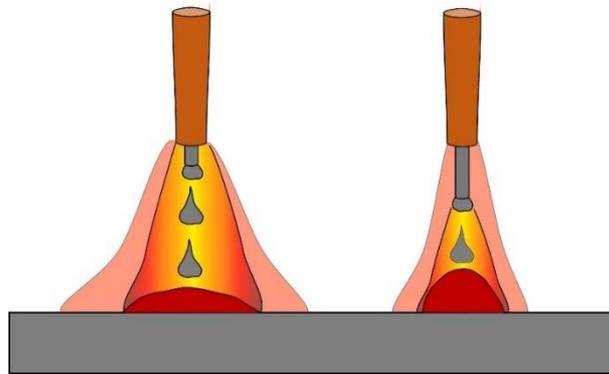


Figura 3.16 – Ilustração esquemática da alteração das dimensões geométricas do cordão em função da alteração do comprimento de arco, para uma mesma DBCP

*Influência de cb/ci sobre os parâmetros monitorados e dimensões geométricas de cordão para cada modo operacional*

O parâmetro de correção boost/correção impulso (cb/ci) tem uma influência mais intensa nos parâmetros monitorados e dimensões geométricas de cordão, de que o parâmetro de correção de comprimento de arco nos modos operacionais CMT-P e CMT, que pode ser explicado pela utilização de valores do limite da faixa. O ajuste para maiores valores de correção boost (cb) no modo CMT e correção impulso (ci) no modo CMT-P levam as alterações iguais nos parâmetros monitorados, a saber, aumento da velocidade alimentação real, corrente e tensão. Efeito somatório desses parâmetros explica o aumento da largura de cordão e redução de reforço, ou seja, o comprimento de arco deve ter também sido aumentado. No modo Pulsado, o comportamento é diferente, ou seja, o aumento do valor de ci faz manter constante a velocidade de alimentação real, mas diminui a corrente média e eleva um pouco a tensão. Porém, a influência de parâmetro correção impulso sobre os parâmetros geométricos nestas condições de soldagem foi avaliada como insignificante para largura (mesmo que no sentido de diminuir), mas com alguma significância quanto ao aumento do reforço. Como a velocidade de alimentação se manteve constante e a tensão aumentou, mesmo que pouco, poder-se-ia predizer que um aumento da largura e redução do

reforço, acontece pelo alongamento do arco. Mas como a corrente caiu (menor calor, menor molhabilidade), poderia este efeito prevalecer para tornar o reforço maior e a largura menor. Mas ainda assim haveria dúvidas, pois se o arco cresceu, o comprimento livre do eletrodo deveria ficar mais curto, levando a característica estática do arco para cima. Como então explicar pela equação geral do consumo o fato do consumo (ou  $V_{alim}$ ) ficar constante e ao mesmo tempo se reduzir o comprimento livre do arame e a corrente. Para tentar justificar este efeito controverso, não só os valores médios de corrente foram avaliados (Tabela 3.4), mas também os valores eficazes. Pode-se verificar que com o ajuste de  $c_i$  para +5, a corrente média diminuiu (em média 7,4 A), mas a corrente eficaz aumentou em torno de 17 A. Este fenômeno é possível, pois a regulagem de  $c_i$  para um valor maior faz mudar todos os parâmetros de pulso, em especial crescendo a corrente de pulso e reduzindo a frequência, como ilustra a Figura 3.17. Sabendo-se que a melhor representação da equação de consumo é usando corrente média no primeiro termo e corrente eficaz no segundo termo, mesmo fazendo o comprimento do arame livre menor, poder-se-ia obter o equilíbrio do consumo ( $I_m$  diminui, comprimento livre diminui, mas  $I_{rms}$  aumenta).

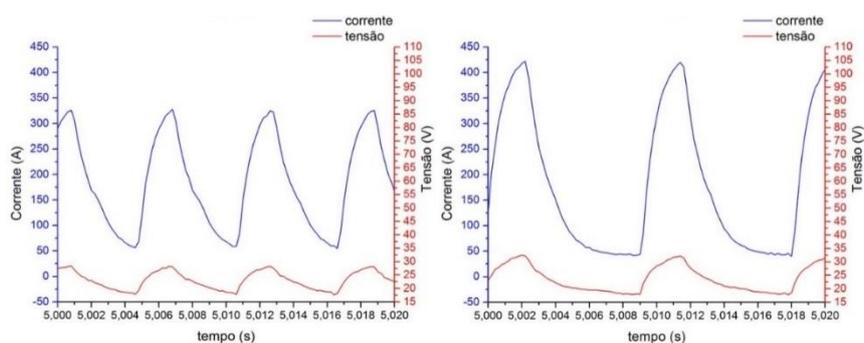


Figura 3.17 – Oscilogramas de corrente e tensão de modo operacional Pulsado, referentes à regulagem  $c_i$ : (a)  $c_i$  min.; (b)  $c_i$  max.

### 3.2.3 Conclusões

No modo operacional CMT-P, a variação da relação entre número de pulsos na componente Pulse e números de curtos-circuitos na componente CMT influencia mais de um dos parâmetros monitorados (em especial velocidade de alimentação e corrente, cujos valores regulados ou previstos, respectivamente, não correspondem aos valores reais);

- De forma similar, para o caso dos modos operacionais CMT-P e CMT, ambos parâmetros de regulagem, a saber, correção de comprimento de arco e correção boost/correção impulso, têm influências sobre mais de um dos parâmetros monitorados (em especial, velocidade de alimentação e corrente, cujos valores regulados ou previstos, respectivamente, não correspondem aos valores reais);

- Já no caso do modo Pulsado, as regulagens de correção de comprimento de arco e correção impulso não afetam o valor regulado de velocidade de alimentação, mas afetam os valores de corrente e tensão;
- A interferência das regulagens acima mencionadas sobre a velocidade de alimentação real e corrente dificulta a correção da geometria do cordão, demandando uma sequência de tentativas e erros, com consequente consumo de tempo e de recursos;
- Entretanto, conhecendo-se as tendências da influência do efeito do ajuste destes parâmetros sobre a corrente média, velocidade de alimentação real e comprimento do arco, pode-se prever alterações na geometria do cordão. Com a regulagem do parâmetro correção de comprimento de arco, por exemplo, se pode realmente ajustar a altura de arco, permitindo para menores valores deste parâmetro cordões mais largos e com menor reforço para CMT e Pulsado, e cordões menos largos e com maior reforço para CMT-P. Já com a correção boost, é possível se obter arcos mais fortes nos modos CMT e CMT-P, ou seja, aumento da corrente média, mas através do controle de corrente de pulso (pulso ao final do curto-circuito no modo CMT e pulso da componente de Pulse no modo CMT-P). Entretanto, o efeito sobre a geometria é ainda dependente da velocidade de alimentação que também se altera.
- De uma forma geral pode ser dito que modo Pulsado possui uma potência elevada, não favorável à manufatura aditiva. Em relação de modos CMT-P e CMT, não foram percebidas vantagens relevantes do CMT-P sobre CMT. Porém, o modo CMT é menos complexo de ponto de vista de seleção de parâmetros, já que opera apenas num modo de transferência metálica. Também o CMT produz cordões com aspectos superficiais altamente regulares, estáveis e lisos, enquanto o modo CMT-P produz cordões com larguras e alturas mais “onduladas” ao longo de comprimento. Assim, o modo CMT parece ser mais adequado para manufatura aditiva.

### **3.3 Demonstração exploratória da utilização do modo CMT para confecção de parede de liga de titânio**

Diante dos resultados obtidos no item 3.2 e da maior tradição de utilização de CMT em manufatura aditiva, como verificado na literatura, este modo será adotado ao longo do trabalho para as demais etapas de estudo. Assim, essa parte foi dedicada à demonstração inicial da utilização do CMT na confecção de uma parede de liga de titânio.

A bancada utilizada para esse trabalho consistiu novamente de um robô MOTOMAN HP 20-A0 com controlador NX100, uma fonte de soldagem TransSynergic 5000, Fronius com

controle remoto RCU 5000i, um sistema de aquisição de dados, uma mesa de apoio, um suporte para corpo de prova, um dispositivo *trailing gas* (primeira versão) e um pirômetro infravermelho.

Como material de base, utilizou-se chapas de liga de titânio Ti-6Al-4V com dimensões de 250 x 30 x 4 mm, O arame-eletrodo pertence à classe do material de base, sendo Ti-6Al-4V (especificação SAE AMS 4954J), com diâmetro de 1,2 mm. Como gás de proteção, foi utilizado Ar + 25 % He, com vazão de 13 l/min. Já no dispositivo *trailing gas*, primeiro protótipo descrito no Capítulo II da metodologia, foi utilizado Ar 4.8 com vazão de 20 l/min colocado integralmente na parte traseira de *trailing gas*, sendo a parte frontal não foi utilizada. Dispositivo foi posicionado a 20 mm de distancia do substrato (Figura 3.18).

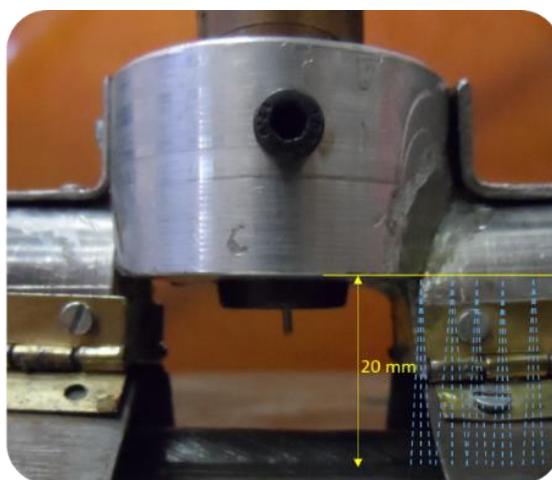


Figura 3.18 – Posicionamento do *trailing gas* em relação ao substrato

Durante a produção da parede foi utilizada a programação voltada ao alargamento da primeira camada, utilizando velocidade de soldagem reduzida e tecimento transversal. Também, foi utilizada a troca de sentidos de deposição de cada camada, sendo a primeira no sentido de vai e a próxima no sentido de vem, assim adiante (bi-direcional). Razão para isso foi a manutenção da altura ao longo de comprimento, impedindo perfil conhecido de parede depositada com único sentido, de altura maior no início e menor no final. Cada camada foi iniciada quando a depositada anteriormente havia chegado à temperatura ambiente (32 – 34 °C). A temperatura foi monitorada com um pirômetro ao infravermelho. Enquanto, a velocidade de alimentação real foi verificada via metodologia a base de massa depositada por tempo de deposição (assumindo o rendimento de deposição como 100%) para os dois tipos de regulagem, previamente a deposição de parede. Os parâmetros de regulagem utilizados estão apresentados na Tabela 3.3.

Tabela 3.3 – Parâmetros de regulagem

Camada	V <sub>a</sub> (m/min)		cca	cd	V <sub>s</sub> (cm/min)	DBCP (mm)	Tecimento transversal	
							F (Hz)	Ampl (mm)
1	8,3		0	0	30	13	3	4
De 2 a 12	8,0		0	0	32	13	-	-

Obs.: V<sub>a</sub> – velocidade de alimentação; cca – correção de comprimento de arco; cd – correção dinâmica; V<sub>s</sub> – velocidade de soldagem; DBCP – distância bico de contato à peça; F – frequência de tecimento transversal; Ampl. – amplitude de tecimento

Os parâmetros monitorados estão na Tabela 3.4. A velocidade de alimentação verificada foi de 8,0 m/min para regulagem da primeira camada, e de 7,7 m/min para regulagem das camadas posteriores. Os oscilogramas de corrente e tensão de uma das camadas, no caso da camada 4, estão apresentados na Figura 3.19. O processo se mostrou bastante estável sem a geração de respingos. Porém, durante toda deposição foi observada a instabilidade de arco do arco, representada pelos desvios aleatórios em direção de sentido de deposição.

Tabela 3.4 – Parâmetros monitorados

Camada	I <sub>m</sub> (A)	I <sub>rms</sub> (A)	U <sub>m</sub> (V)	U <sub>rms</sub> (V)
1	122,9	138,8	14,2	17,2
2	122,4	137,4	14,5	17,4
3	116,9	133,1	13,9	16,9
4	114,1	130,8	14,1	17,1
5	112,8	129,7	13,8	16,8
6	113,3	130,1	14,1	17,1
7	124,7	139,4	14,6	17,5
8	120,2	135,8	14,2	17,1
9	121,9	137,2	14,5	17,5
10	119,1	134,9	14,1	17,1
11	116,6	132,8	14,0	16,9
12	118,9	134,8	13,9	16,9

Obs.: I<sub>m</sub> – corrente média; I<sub>rms</sub> – corrente eficaz; U<sub>m</sub> – tensão média; U<sub>rms</sub> – tensão eficaz

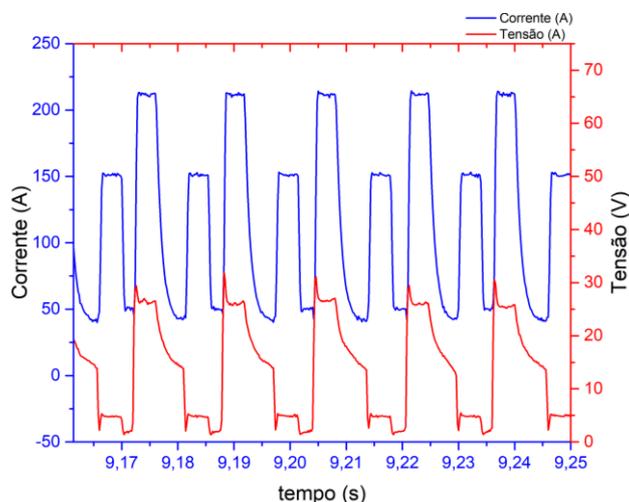


Figura 3.19 – Oscilogramas de corrente e tensão da camada 2

Os aspectos superficiais da parede depositada por CMT, de ambos os lados, e o aspecto da seção transversal estão apresentados na Figura 3.20, enquanto os detalhes de macroestrutura estão na Figura 3.21.

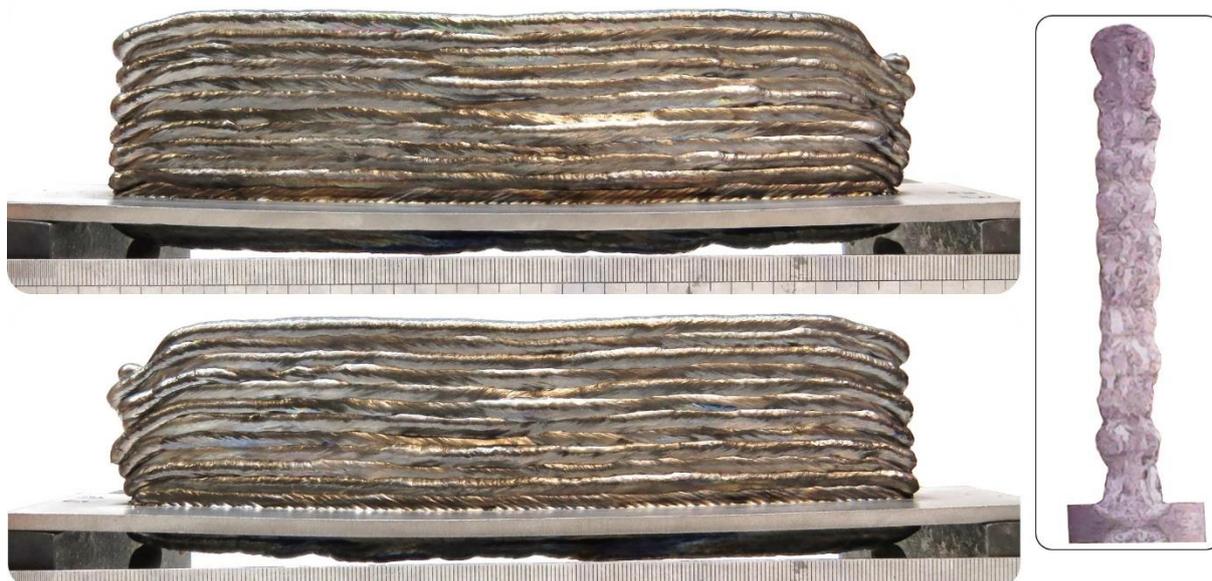


Figura 3.20 – Aspecto superficial dos ambos lados da parede e macroestrutura da seção transversal da parede depositada com modo CMT



Figura 3.21 – Macroestrutura de seção transversal com maior aproximação

A parede demonstrou aspecto visual satisfatório com boa perpendicularidade ao substrato, pouca irregularidade geométrica e boa molhabilidade, sem nenhum indício de

imperfeições. Os parâmetros geométricos e o fator *Buy-to-Apply* (segundo a metodologia de avaliação descrita no Capítulo II – Metodologia) estão na Tabela 3.5. Ainda, pode ser percebido que os grãos possuíram tamanhos médios e não estão se expandindo ao longo de várias camadas, que deve ser o resultado de técnica de troca de sentidos de deposição. O resultado coincide com resultado obtido por Saqueira Almeida e Williams (2010). Assim, ficou evidenciado que o modo operacional CMT tem bom potencial para fabricação de pré-formas por manufatura aditiva.

Tabela 3.5 – Parâmetros de avaliação da parede de Ti-6Al-4V

Altura efetiva de parede (mm)	Altura média de camada	área total (mm <sup>2</sup> )	área efetiva (mm <sup>2</sup> )	Fator <i>Buy-to-Apply</i>	Largura média efetiva (mm)
34,2	4,3	214,2	186,9	1,15	5,5

### 3.4 Metodologia de parametrização do modo operacional MIG/MAG CMT

No item 3.2 foi percebido que no modo operacional CMT os parâmetros de ajuste *cca* e *cb* influenciam bastante o perfil geométrico do cordão resultante, em função da alteração da velocidade de alimentação real, corrente, tensão e frequência de curtos-circuitos. Nessa parte do trabalho foi investigado um envelope maior de parâmetros de regulagem, incluindo além de *cca* e *cb* a velocidade de alimentação, DBCP e velocidade de soldagem. Conhecendo as influências e a intensidade das influências de cada parâmetro de regulagem, a tomada de decisão na hora de parametrização de uma geometria desejada é mais fácil, o que reduz o gasto de tempo e de recursos financeiros. O objetivo principal deste trabalho foi realização de uma complexa avaliação de comportamento de cada parâmetro de regulagem sobre parâmetros monitorados e proposta uma metodologia de parametrização de modo CMT, visando alcançar a geometria desejada de cordão de maneira mais racional.

#### 3.4.1 Metodologia e planejamento experimental

O equipamento e materiais utilizados nessa parte de trabalho são iguais ao do item 3.2.

Os parâmetros de regulagem (parâmetros de entrada) definidos para estudar seus efeitos foram:

- velocidade de alimentação (três níveis);
- correção do comprimento do arco, *cca* (em três ou dois níveis para cada velocidade de alimentação);
- correção boost, *cb* (em três níveis para uma das velocidades de alimentação);
- DBCP (em três níveis para uma das velocidades de alimentação);

- velocidade de soldagem (em três níveis para uma das velocidades de alimentação).

Os parâmetros monitorados (parâmetros de resposta) foram:

- velocidade de alimentação;
- corrente média e eficaz;
- tensão média, eficaz e máxima;
- frequência de curtos-circuitos;
- potência instantânea;
- energia de soldagem;
- largura e reforço de cordão.

A velocidade de alimentação real (média) foi determinada partindo-se da massa do metal depositado por tempo de soldagem (assumindo o rendimento de deposição como 100%). A potência instantânea apresentada por valor médio de produto de corrente e tensão instantâneos, multiplicados pontualmente. As dimensões geométricas dos cordões foram medidas com ajuda de um paquímetro digital e são apresentadas pelos valores médios de 5 medidas por cordão.

Os efeitos de parâmetros de entrada foram representados por três etapas. Primeira etapa é a representação gráfica das tendências de parâmetros de respostas (velocidade de alimentação, corrente média, tensão média, potência instantânea, energia de soldagem e largura de cordão). Segunda etapa é a representação gráfica de parâmetros de oscilogramas obtidos, representados pela corrente, tensão, tempo de cada fase e frequência de curtos circuitos. A representação gráfica de parâmetros de oscilogramas obtidos foi feita referente as fases apresentadas na Figura 3.22.

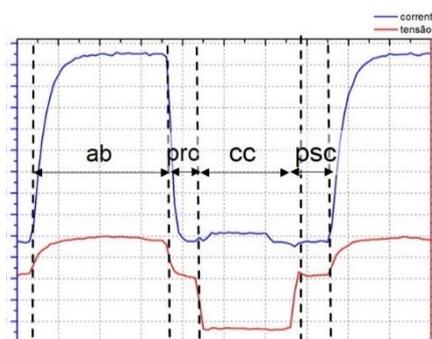


Figura 3.22 – Fases de um período de curva de corrente e tensão, onde: ab – fase de arco aberto; prc – fase de pré-curto-circuito; cc – fase de curto-circuito; psc – fase de pós-curto-circuito

Deve-se lembrar que a curva de corrente é imposta pela fonte, enquanto a curva de tensão é consequência da variação dos fenômenos inerentes. Pelos oscilogramas obtidos de corrente e tensão, foi percebido a existência de quatro fases. Além das fases de arco aberto

(pulso), de pré-curto-circuito (*wait*) e de curto-circuito, existe uma quarta fase, denominada nesse trabalho como fase de pós-curto-circuito, caracterizada pela baixa corrente e alta tensão. Presume-se que essa quarta fase aparece depois da transferência da gota para poça de fusão, quando o arco está se reacendendo (porque a tensão sobe), mas a corrente está baixa, o que deve proporcionar um arco fraco que não afeta o processo, até o início da fase de pulso (*boost*) na hora certa. Em geral, pode ser dito que as fases de arco aberto e a de curto-circuito são fundamentais para o processo acontecer, por isso sempre presentes nos oscilogramas. Já as fases de pré e pós curto-circuito, nem sempre presentes, parecem ser ferramentas da fonte para controle de processo. É importante frisar que a análise dessas fases foi feita de forma qualitativa, apesar de numérica. Um ciclo típico de cada combinação paramétrica foi avaliado, representando a maioria dos ciclos. Desta forma, o tempo de cada fase do ciclo pode apresentar uma pequena margem em relação dos valores apresentados, já que chegam de se variam de um para outro.

Terceira etapa é a criação dos mapas de sensibilidade de cada parâmetro de entrada sobre as respostas, que é uma representação esquemática do peso qualitativo do efeito de cada acréscimo/decrécimo dos parâmetros de entrada sobre parâmetros de resposta. Com estas informações, o usuário do modo operacional CMT poderá com maior facilidade chegar aos valores de respostas desejados, uma vez que pode planejar quais parâmetros de entrada a regular, afetando minimamente ou maximamente as respostas. A mapa de sensibilidade apresenta uma tabela de dados, onde os parâmetros de entrada são apresentados pelos números e os parâmetros de saída apresentados pelas setas (além da posição central representada pelos números referentes aos parâmetros de respostas). Assim, observa-se a variação de parâmetro de regulagem e a sensibilidade sofrida de parâmetros de respostas, em função dele. O nível de sensibilidade foi marcado por setas, conforme os valores arbitrários apresentados na Tabela 3.6. Por exemplo, caso uma variação na regulagem de um dos parâmetros de entrada fez aumentar ou diminuir a velocidade de alimentação de 0,20 até  $\leq 0,29$  m/min, no mapa vai aparecer duas setas.

Tabela 3.6 – Nível de sensibilidade correspondente à variação de parâmetros de respostas

Nível de sensibilidade		Variação de parâmetros de respostas						
(+)	(-)	Va real (m/min)	Im (A)	Um (V)	F (Hz)	L (mm)	Pinst (kW)	Es (W/cm)
=	=	$\pm (\leq 0,09)$	$\pm (\leq 0,9)$	$\pm (\leq 0,1)$	$\pm (\leq 1)$	$\pm (\leq 0,09)$	$\pm (\leq 0,099)$	$\pm (\leq 0,99)$
↑	↓	$\pm(0,10 \text{ até } 0,19)$	$\pm(1,0 \text{ até } 4,9)$	$\pm(0,2 \text{ até } 0,9)$	$\pm(2 \text{ até } 9)$	$\pm(0,10 \text{ até } 0,49)$	$\pm(0,100 \text{ até } 0,299)$	$\pm(1,00 \text{ até } 4,99)$
↑↑	↓↓	$\pm(0,20 \text{ até } 0,29)$	$\pm(5,0 \text{ até } 14,9)$	$\pm(1,0 \text{ até } 1,9)$	$\pm(10 \text{ até } 19)$	$\pm(0,50 \text{ até } 0,99)$	$\pm(0,300 \text{ até } 0,599)$	$\pm(5,00 \text{ até } 9,99)$
↑↑↑	↓↓↓	$\pm(0,30 \text{ até } 0,49)$	$\pm(15,0 \text{ até } 29,9)$	$\pm(2,0 \text{ até } 2,9)$	$\pm(20 \text{ até } 29)$	$\pm(1,0 \text{ até } 1,99)$	$\pm(0,600 \text{ até } 0,999)$	$\pm(10,00 \text{ até } 14,99)$
↑↑↑↑	↓↓↓↓	$\pm (\geq 0,50)$	$\pm (\geq 30,0)$	$\pm (\geq 3,0)$	$\pm (\geq 30)$	$\pm (\geq 2,00)$	$\pm (\geq 1,000)$	$\pm (\geq 15,00)$

Obs.:  $V_{a \text{ real}}$  – velocidade de alimentação monitorada;  $I_m$  – corrente média;  $U_m$  – tensão média;  $F$  – frequência de curtos-circuitos;  $L$  – largura do cordão;  $P_{inst.}$  – potência instantânea;  $E_s$  – energia de soldagem

Os mapas de sensibilidades foram aplicados para criação de um algoritmo de rota de parametrização, para o qual os principais parâmetros de avaliação foram a largura do cordão e a corrente. A metodologia proposta de parametrização do modo CMT possui também a sua validação.

O planejamento experimental para definição dos efeitos de parâmetros de entrada sobre parâmetros de respostas está na Tabela 3.7.

Tabela 3.7 – Planejamento experimental e parâmetros monitorados

Parâmetros regulados						Parâmetros monitorados											
Nº	$V_a$ (m/min)	cca	cb	DBCP (mm)	$V_s$ (cm/min)	$V_{a \text{ real}}$ (m/min)	$I_m$ (A)	$I_{rms}$ (A)	$U_m$ (V)	$U_{rms}$ (V)	F (Hz)	$U_{max}$ (V)	$P_{inst.}$ (kW)	$E_s$ (W/cm)	L (mm)	R (mm)	
1		-30	0	15	50	3,48	112,6	143,3	12,1	15,9	81	24,0	2,20	44,0	6,20	2,30	
2	3,8	0				3,20	105,6	136,2	12,4	15,8	68	24,0	1,95	38,9	4,30	2,10	
3		+30				2,25	85,2	114,5	13,9	16,5	46	26,0	1,65	32,9	4,05	2,05	
4		-15				4,55	145,0	176,8	12,1	16,4	73	25,0	2,72	54,5	6,50	2,05	
5	5,0	0				4,20	139,6	172,3	15,4	18,5	70	26,0	3,03	60,5	6,35	2,00	
6		+30				3,11	109,4	144,9	14,9	18,0	48	27,0	2,34	46,8	5,15	2,20	
7	6,2	0				5,02	165,6	198,2	17,4	19,8	72	25,5	3,76	75,3	7,10	2,50	
8		+30				3,57	129,3	166,6	18,1	20,3	50	27,8	3,09	61,8	5,55	1,80	
9			-5	0	15	2,60	88,3	109,9	11,6	14,9	68	23,5	1,50	29,9	3,10	2,00	
10	3,8		0			3,20	105,6	136,2	12,4	15,8	68	24,0	1,95	38,9	4,30	2,10	
11			+5			3,83	118,9	161,5	13,4	16,8	68	27,0	2,48	49,6	6,10	2,00	
12						10	3,73	140,9	173,5	13,7	17,3	70	24,5	2,85	57,1	6,00	1,80
13						15	4,20	139,6	172,3	15,4	18,5	70	26,0	3,03	60,5	6,35	2,00
14				20	4,75	138,1	171,1	17,2	19,9	69	27,5	3,21	64,2	6,80	2,30		
15	5,0				10	3,89	139,3	171,8	14,1	17,5	70	25,3	2,83	283,3	13,50	4,10	
16					50	4,20	139,6	172,3	15,4	18,5	70	26,0	3,03	60,5	6,35	2,00	
17					150	4,12	139,5	172,3	16,7	19,3	70	26,0	3,13	20,8	3,20	1,00	

Obs.:  $V_a$  – velocidade de alimentação, valor de regulação; cca – correção de comprimento de arco; cb – correção boost;  $V_{a \text{ real}}$  – velocidade real de alimentação, valor médio;  $I_m$  – corrente média;  $I_{rms}$  – corrente eficaz;  $U_m$  – tensão média;  $U_{rms}$  – tensão eficaz; F – frequência de curtos-circuitos;  $U_{max}$  – tensão máxima;  $P_{inst.}$  – potência instantânea;  $E_s$  – energia de soldagem; L – largura; R – reforço

### 3.4.2 - Resultados e discussões

Os parâmetros monitorados estão apresentadas na Tabela 3.7. A representação gráfica das tendências de parâmetros de respostas em função de parâmetros de entrada está na Figura 3.23.

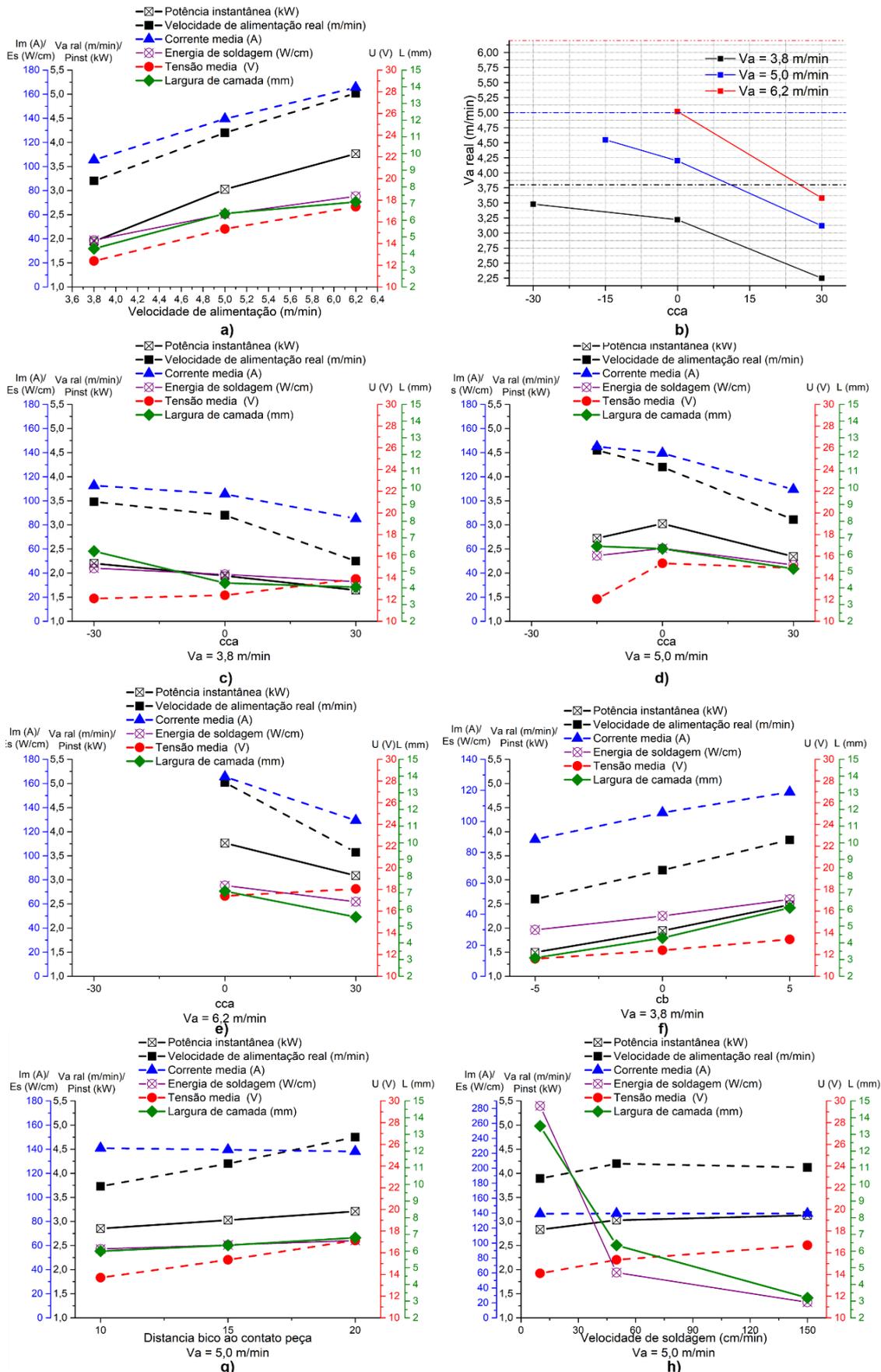


Figura 3.23 – Influência dos parâmetros de regulagem: a) de velocidade de alimentação; b) faixa de cca para três níveis de velocidade de alimentação; c) d) e) de correção de comprimento de arco; f) de correção boost; g) de DBCP; h) de velocidade de soldagem

*Velocidade de alimentação ( $V_a$ ):* Como se vê na Figura 3.23(a), o efeito de velocidade de alimentação, referente os testes № 2, 5 e 7 (onde  $V_a$  é variável e o resto de parâmetros são fixos) apresentam valores monitorados inferiores aos regulados. O aumento do valor da regulagem de velocidade de alimentação caracteriza-se pelos crescimentos de corrente e tensão, mas com pouca influência sobre a frequência de curtos-circuitos. O aumento da velocidade de alimentação causa um aumento da largura e reforço de cordão, mais significativamente sobre a largura. A análise do efeito da velocidade de alimentação sobre aumento da tensão sugere que o comprimento do arco deve ter se-mantido constante, já que quando se aumenta a velocidade de alimentação, com conseqüente aumento da corrente, a manutenção da tensão indicaria redução do comprimento do arco (se os tempos de arco aberto e de curto-circuitos são os mesmos). Acredita-se que é a reação da fonte de manter o mesmo comprimento de arco. Deve-se lembrar que em um equipamento convencional o simples aumento da velocidade de alimentação faz aumentar a corrente média, mas reduzir o comprimento de arco, demandando uma regulagem maior para recuperar o comprimento do arco.

*Correção de comprimento de arco (cca).* A influência do aumento de cca sobre as respostas, referente os testes de № 1 a 8, está graficamente apresentada nas Figura 3.23(b) a (e). A influência foi avaliada usando três valores de velocidade de alimentação. O nível inferior da regulagem de cca é desigual para velocidades de alimentação utilizadas (Figura 3.22(b)), pois corresponde ao valor abaixo do qual a quantidade de respingos gerados é muito grande. O aumento do valor da regulagem de cca caracteriza-se pelas reduções da velocidade de alimentação, corrente média e frequência de curtos-circuitos, o que causa uma redução da largura e pouca influência sobre o reforço de cordão. A análise do efeito da cca sobre tensão sugere que o comprimento do arco deve ter aumentado, já que quando se reduz a velocidade de alimentação, com conseqüente redução da corrente, a manutenção do comprimento do arco faria com que a tensão reduzisse, fato oposto ao que aconteceu. Acredita-se que este comportamento da fonte foi projetado pelo fabricante para aumentar o comprimento de arco pela redução de taxa de fusão, isto é, redução da velocidade de alimentação e corrente ao mesmo tempo. Pode-se demonstrar que ao se reduzir a velocidade de alimentação num equipamento convencional (tensão idealmente constante), consegue-se aumentar o comprimento do arco e reduzir a corrente, caso a DBCP e a tensão sejam mantidos os mesmos. Mas se ao mesmo tempo for aumentada a tensão da fonte, o arco aumentaria ainda mais. O sistema da CMT, então, provavelmente corrige o comprimento de arco tanto pela redução da velocidade de alimentação e da corrente, como pelo aumento simultâneo da tensão.

*Correção boost (cb):* A influência do aumento de cb sobre as respostas, referente os testes № 9 a 11, está graficamente apresentada na Figura 3.23(f). O aumento do valor da regulagem de cb caracteriza-se pelos crescimentos da velocidade de alimentação, corrente e tensão médios, mas com redução da frequência de curtos-circuitos. O efeito de cb causa aumento de largura e reforço de cordão, mais significativamente sobre a largura. A análise do efeito de cb sobre tensão sugere que o comprimento do arco poderia ter aumentado (aumento da tensão). Mas o aumento de cb também aumenta a velocidade de alimentação, com consequente aumento da corrente. Pode-se demonstrar que ao se aumentar a velocidade de alimentação, corrente e tensão do arco, o comprimento do arco fica menor ou igual ao inicial. A correção cb projetada pelo fabricante provavelmente procura aumentar a corrente concomitantemente com o aumento da velocidade de alimentação sem alterar muito o comprimento do arco.

*Distância bico ao contato peça (DBCP):* A influência do aumento de DBCP sobre as respostas, referente os testes № 12 a 14, está graficamente apresentada na Figura 3.23(g). O aumento do valor da regulagem de DBCP caracteriza-se pelos crescimentos da velocidade de alimentação e da tensão média, mas com mínima influência sobre corrente e a frequência de curtos-circuitos. O efeito de aumento de DBCP causa um pequeno aumento da largura e do reforço de cordão, mais significativamente sobre a largura. A análise do efeito de DBCP sobre tensão sugere inicialmente que o comprimento do arco deve aumentar. Ao se aumentar DBCP a corrente não se altera, mas a velocidade de alimentação aumenta. Pode-se demonstrar que um novo ponto de trabalho em que a corrente é a mesma, a velocidade de alimentação é maior e o comprimento do arco é maior é possível se a DBCP aumenta a tal ponto a permitir também o aumento da extensão livre do eletrodo. Assim, o fabricante projetou o equipamento de tal forma que ao se perceber o aumento da DBCP (pelo aumento da tensão), faria um aumento da velocidade de alimentação e manutenção da corrente.

*Velocidade de soldagem (Vs):* A influência do aumento da velocidade de soldagem sobre as respostas, referente os testes № 15 a 17, está graficamente apresentada na Figura 3.23(h). O aumento do valor da regulagem da velocidade de soldagem caracteriza-se pela manutenção de corrente média, velocidade de alimentação e frequência de curtos-circuitos e com pouca influência sobre tensão. O efeito de aumento da velocidade de soldagem causa a redução do volume depositado por unidade de comprimento do depósito, com consequente redução da largura e reforço de cordão depositado. A análise do efeito da velocidade de soldagem sobre tensão (diretamente proporcionais) sugere que o comprimento do arco deve ter-se aumentando, já que quando se aumenta a velocidade de soldagem, sem consequente aumento da velocidade de alimentação, a poça de fusão afasta-se da ponta de eletrodo.

A representação gráfica de parâmetros de oscilogramas obtidos em função de parâmetros de regulação está apresentada na Figura 3.24.

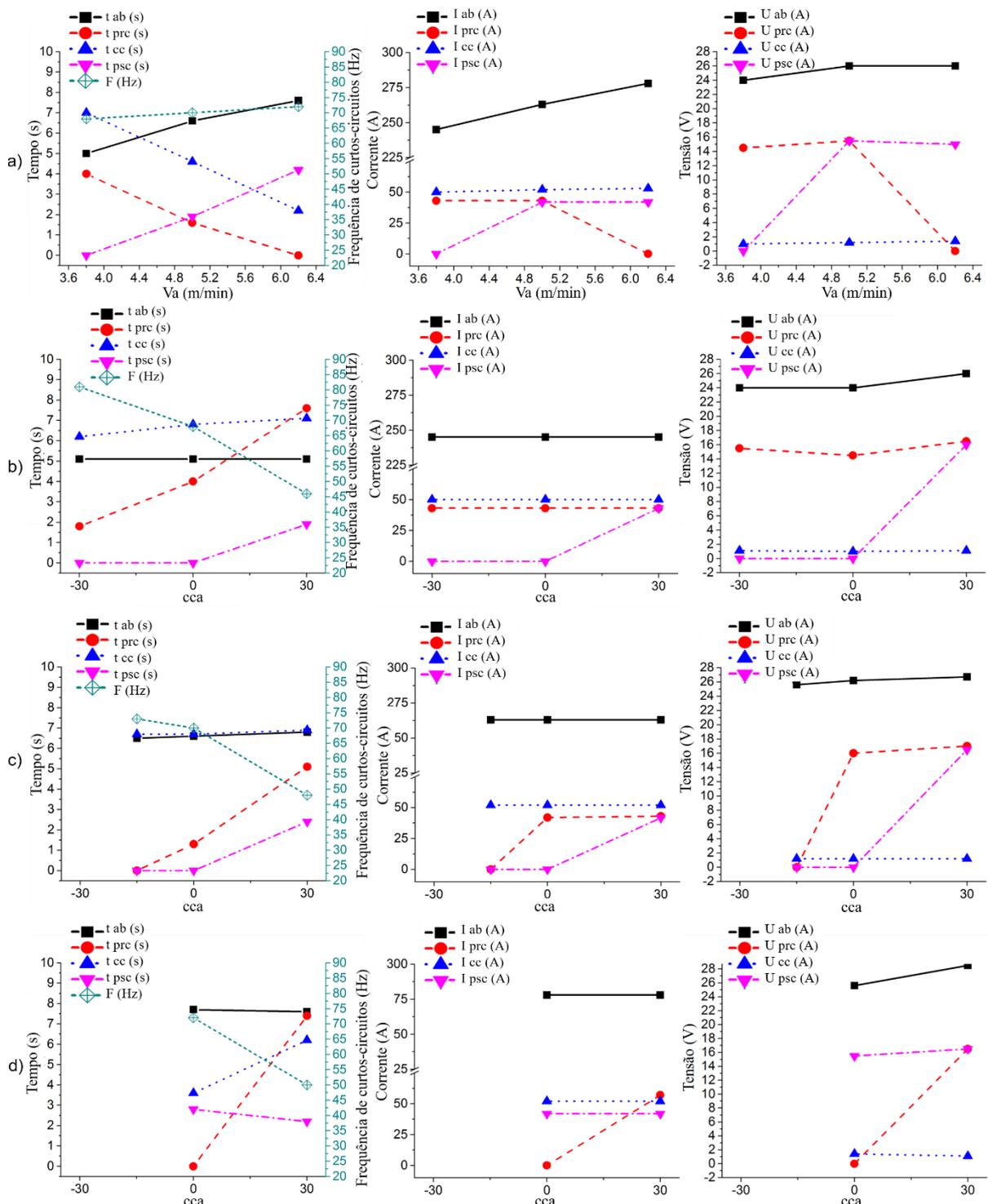


Figura 3.24 (início) – Representação gráfica de parâmetros de oscilogramas, onde: ab – fase de arco aberto; prc – fase de pré-curto-circuito; cc – fase de curto-circuito; psc – fase de pós-curto-circuito: a) – velocidade de alimentação; b) – correção de comprimento de arco para Va de 3,8 m/min; c) – correção de comprimento de arco para Va de 5,0 m/min; d) – correção de comprimento de arco para 6,2 m/min; e) correção boost; f) distancia bico ao contato peça; g) velocidade de soldagem

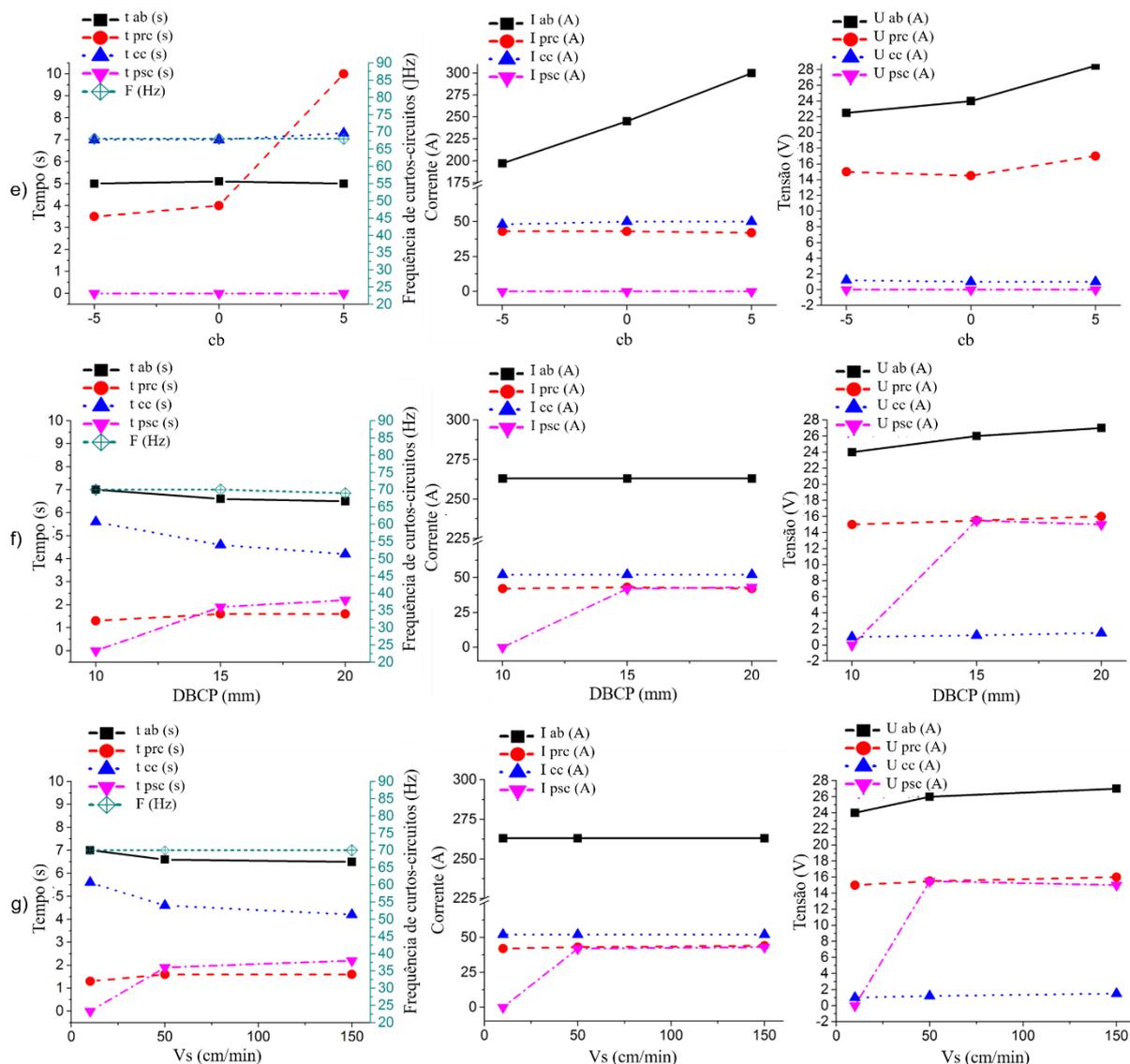


Figura 3.24 (final) – Representação gráfica de parâmetros de oscilogramas, onde: ab – fase de arco aberto; prc – fase de pré-curto-circuito; cc – fase de curto-circuito; psc – fase de pós-curto-circuito: a) – velocidade de alimentação; b) – correção de comprimento de arco para  $V_a$  de 3,8 m/min; c) – correção de comprimento de arco para  $V_a$  de 5,0 m/min; d) – correção de comprimento de arco para 6,2 m/min; e) correção boost; f) distancia bico ao contato peça; g) velocidade de soldagem

*Velocidade de alimentação ( $V_a$ ):* A representação gráfica de parâmetros de oscilogramas para caso de variação da velocidade de alimentação está apresentada na Figura 3.24(a). Percebe-se que com aumento da velocidade de alimentação, o nível de corrente e tempo da fase de arco aberto cresce, o que se explica pela demanda de mais calor para mais rápida formação da gota. O aumento da velocidade de alimentação ao mesmo tempo fez diminuir o tempo de fases de pré-curto-circuito e de curto-circuito e aumentar o tempo de pós-curto-circuito, sem alterar os valores de corrente nessas fases.

*Correção de comprimento de arco (cca):* A representação gráfica de parâmetros de oscilogramas para o caso de variação da cca está apresentada na Figura 3.24(b) a (d).

Percebe-se que com aumento da cca, a amplitude de corrente e o tempo na fase de arco aberto permanecem os mesmos. O aumento da cca ao mesmo tempo fez aumentar os tempos de pré-curto-circuito, de curto-circuito (menos significativamente) e de pós-curto-circuito, reduzindo assim a frequência de curtos-circuitos, sem alterar os valores de corrente nessas fases, mas fazendo a corrente ponderadamente menor. Para outras velocidades de alimentação, o comportamento de curva de corrente e tensão é parecido, mas no caso da  $V_{a\text{reg}} = 6,2 \text{ m/min}$  e  $\text{cca} = +30$ , o arco começa a comportar se instável.

*Correção boost (cb).* Representação gráfica de parâmetros de oscilogramas para o caso de variação de cb está apresentada na Figura 3.24(e). Percebe-se que com aumento de cb o tempo da fase de arco aberto se mantém aproximadamente igual, enquanto o nível de corrente cresce. O aumento da cb ao mesmo tempo fez aumentar o tempo de fase de pré-curto-circuito e manter o tempo de fase de curto-circuito, sem alterar os valores de corrente nessas fases. A fase de pós-curto-circuito não é influenciada.

*Distância bico ao contato peça (DBCP):* A representação gráfica de parâmetros de oscilogramas para o caso de variação de DBCP está apresentada na Figura 3.24(f). Percebe-se que com aumento da DBCP, o nível de corrente e tempo da fase de arco aberto permanecendo aproximadamente no mesmo nível. O aumento da DBCP ao mesmo tempo fez aumentar o tempo de fases de pré-curto-circuito e de pós-curto-circuito e reduzir o tempo de curto-circuito, sem alterar os valores de corrente nessas fases.

*Velocidade de soldagem (Vs):* A representação gráfica de parâmetros de oscilogramas para o caso de variação de velocidade de soldagem está apresentada na Figura 3.24(g). Percebe-se que com aumento da velocidade de soldagem, o nível de corrente e tempo da fase de arco aberto permanecem aproximadamente no mesmo nível. O aumento da velocidade de soldagem ao mesmo tempo fez manter o tempo de fases de pré-curto-circuito, pouco reduz o tempo de curto-circuito e aumenta o tempo de pós-curto-circuito, sem alterar os valores de corrente nessas fases. Comportamento se encontra parecido com a influência de aumento da DBCP.

Os mapas de sensibilidade de parâmetros de entrada sobre os parâmetros de respostas estão apresentados na Tabela 3.8.

Tabela 3.8 – Mapas de sensibilidade dos parâmetros de entrada sobre parâmetros de respostas

	Va (m/min)	Im (A)	Um (V)	F (Hz)	Va real (m/min)	Pinst (kW)	L (mm)	Es (W/cm)
a)	-1,2	↓↓↓↓	↓↓↓	↓	↓↓↓↓	↓↓↓↓	↓↓↓↓	↓↓↓↓
	-0,6	↓↓↓	↓↓	=	↓↓↓↓	↓↓	↓↓↓	↓↓↓
	5	139,55	15,35	70	4,2	3,03	6,35	60,5
	+0,6	↑↑	↑↑	=	↑↑↑	↑↑	↑	↑↑
	+1,2	↑↑↑	↑↑↑	↑	↑↑↑↑	↑↑↑	↑↑	↑↑↑

	Va (m/min)	cca	Im (A)	Um (V)	F (Hz)	Va real (m/min)	Pinst (kW)	L (mm)	Es (W/cm)
b)	3,8	-30	↑↑	↓	↑↑	↑↑	↑	↑↑↑	↑↑
		-15	↑	↓	↑	↑	↑	↑↑	↑
		0	105,6	12,4	68	3,2	1,95	4,3	38,9
		15	↓↓	↑	↓↓	↓↓↓	↓	↓	↓
		30	↓↓↓	↑↑	↓↓↓	↓↓↓	↓	↓	↓↓
5,0	-15	↑↑	↓↓↓↓	↑	↑↑↑	↓↓	↑	↓↓	
	0	139,6	15,35	70	4,2	3,03	6,35	60,5	
	15	↓↓↓	↓	↓↓	↓↓↓↓	↓↓	↓↓	↓↓	
	30	↓↓↓↓	↓	↓↓↓	↓↓↓↓	↓↓↓	↓↓↓	↓↓↓	
6,2	0	165,6	17,4	72	5,02	3,76	7,1	75,3	
	15	↓↓↓	↑	↓↓	↓↓↓↓	↓↓	↓↓	↓↓	
	30	↓↓↓↓	↑	↓↓↓	↓↓↓↓	↓↓↓	↓↓↓	↓↓↓	

	Va (m/min)	cd	Im (A)	Um (V)	F (Hz)	Va real (m/min)	Pinst (kW)	L (mm)	Es (W/cm)
c)	3,8	-5	↓↓↓	↓	=	↓↓↓↓	↓↓	↓↓↓	↓↓
		-2,5	↓↓	↓	=	↓↓↓	↓	↓↓	↓
		0	105,6	12,4	68	3,2	1,95	4,3	38,9
		2,5	↑	↑	=	↑↑↑	↑	↑↑	↑↑
		5	↑↑	↑↑	=	↑↑↑↑	↑↑	↑↑↑	↑↑↑

	Va (m/min)	DBCP (mm)	Im (A)	Um (V)	F (Hz)	Va real (m/min)	Pinst (kW)	L (mm)	Es (W/cm)
d)	5,0	10,0	↑	↓↓	=	↓↓↓	↓	↓	↓
		12,5	=	↓	=	↓↓	↓	↓	↓
		15,0	139,6	15,35	70	4,2	3,03	6,35	60,5
		17,5	=	↑	=	↑↑	↑	↑	↑
		20,0	↓	↑↑	=	↑↑↑↑	↑	↑	↑

	Va (m/min)	Vs (cm/min)	Im (A)	Um (V)	F (Hz)	Va real (m/min)	Pinst (kW)	L (mm)	Es (W/cm)
e)	5,0	10	=	↓↓	=	↓↓	↓	↑↑↑↑	↑↑↑↑
		30	=	↓	=	↓	↓	↑↑↑↑	↑↑↑↑
		50	139,6	15,4	70	4,2	3,03	6,35	60,5
		100	=	↑	=	=	=	↓↓↓	↓↓↓↓
		150	=	↑↑	=	↓	↑	↓↓↓↓	↓↓↓↓

O mapa de sensibilidade da velocidade de alimentação está apresentado na Tabela 3.8(a), para uma faixa de velocidade de alimentação de 3,8 m/min a 6,2 m/min, com incremento/decremento de 0,6 m/min. Para esta faixa de incrementos, a sensibilidade do parâmetro de entrada (velocidade de alimentação regulada) é alta para velocidade de alimentação real, corrente, largura e reforço de cordão (aumentam proporcionalmente), enquanto é baixa ou desprezível para a frequência de curtos-circuitos. Isto quer dizer que, caso o interesse seja o aumento da largura de cordão depositado, o aumento da velocidade de regulagem vai funcionar, porém as custas ao crescer também a corrente.

O mapa de sensibilidade da cca está apresentado na Tabela 3.8(b), para uma faixa de -30, -15 e 0 (dependendo da velocidade de alimentação) até +30, com incremento/decremento de 15. Para esta faixa de incrementos, a sensibilidade do parâmetro de entrada (cca) para as respostas velocidade de alimentação real, corrente, frequência de curtos-circuitos, largura e reforço do cordão é alta (todas reduziram proporcionalmente). Isto quer dizer que, caso o interesse seja o aumento da largura do cordão depositado, a redução da cca vai funcionar, porém às custas de crescer também a corrente.

O mapa de sensibilidade de cb está na Tabela 3.8(c), para uma faixa de cb de -5 até +5, com incremento/decremento de 2,5. Para esta faixa de incrementos, a sensibilidade do parâmetro de entrada (cb) é alta para a velocidade de alimentação real, corrente, frequência de curtos-circuitos, largura e reforço de cordão (aumentam proporcionalmente). Isto quer dizer que, caso seja de interesse o aumento da largura do cordão depositado, o aumento de cb vai funcionar, porém às custas do crescimento da corrente.

O mapa de sensibilidade de DBCP está na Tabela 3.8(d), para uma faixa de 10 até 20, com incremento/decremento de 2,5. Para esta faixa de incrementos, a sensibilidade do parâmetro de entrada (DBCP) é baixa para corrente, frequência de curtos-circuitos, largura de cordão (aumentam proporcionalmente), e a média para velocidade de alimentação e reforço do cordão. Isto quer dizer que, caso o interesse seja um pequeno aumento da largura do cordão depositado, o aumento de DBCP vai funcionar, sem as custas ao crescer também a corrente.

O mapa de sensibilidade da velocidade de soldagem está na Tabela 3.8(e), para uma faixa de velocidade de soldagem de 10 m/min a 150 m/min, com incremento/decremento de 20 e 50 m/min. Para esta faixa de incrementos, a sensibilidade do parâmetro de entrada (velocidade de soldagem) é desprezível para velocidade de alimentação real e corrente média, enquanto é alta para largura e reforço de cordão. Isto quer dizer que, caso seja de interesse o aumento da largura de cordão depositado, a redução da velocidade de soldagem vai funcionar, sem afetar os mais parâmetros de regulagem.

Rota para parametrização do modo operacional CMT

Para fins deste trabalho, entende-se por rota de parametrização uma sequência de ações baseadas em tomadas interativas de decisões entre elas, visando alcançar os requisitos finais a partir de uma condição inicial. Para as tomadas de decisões, serão utilizados os mapas de sensibilidade de tal forma a atuar sobre os parâmetros de entrada com maior sensibilidade sobre as respostas. Chama-se a atenção para o fato de que os presentes mapas não foram construídos para quantificar a relação entre parâmetros de entrada e resposta, mas sim, para estabelecer as tendências destas relações para dado material. Pode-se supor que as principais demandas para manufatura aditiva seriam relacionadas com largura e/ou o nível de energia de soldagem. Verifica-se pelos mapas de sensibilidade que os parâmetros de entrada mais sensíveis são a velocidade de alimentação, cca e cb. Já para a largura, os parâmetros mais sensíveis são além de velocidade de alimentação, cca, cb e velocidade de soldagem. Para ambas as respostas, a DBCP tem baixa sensibilidade.

A Tabela 3.9 mostra que o efeito de cada parâmetro de entrada tem uma influência direta sobre a corrente e largura de cordão, isto é, quando um parâmetro de entrada aumenta, tanto a corrente quanto a largura aumentam. A única exceção é o efeito da DBCP, que é uma influência inversa, isto é, quando esse parâmetro de entrada aumenta, a corrente diminui e a largura aumenta. Desta forma, a Tabela 3.9 também mostra que seria muito difícil corrigir a largura para um valor desejado sem alterar o valor de corrente. A menos que se consiga isto pelo ajuste de DBCP.

Tabela 3.9 – Sensibilidade qualitativa entre cada parâmetro de entrada sobre parâmetros de resposta

Parâmetros de entrada										Parâmetros de respostas
Va (m/min)		cca		cb		DBCP (mm)		Vs (cm/min)		
grau de sensibilidade das respostas frente às variações dos parâmetros de entrada, regulagem crescente (+) e regulagem decrescente (-)										
(+1,2)	(- 1,2)	(+ 30)	(-30)	(+ 5)	(- 5)	(+ 5)	(- 5)	(+ 100)	(- 40)	
↑↑↑↑	↓↓↓↓	↓↓↓↓	↑↑↑	↑↑↑↑	↓↓↓↓	↑↑↑↑	↓↓↓	=	=	Va real (m/min)
↑↑↑	↓↓↓↓	↓↓↓↓	↑↑	↑↑	↓↓↓	↓	↑	=	=	Im (A)
↑↑	↓↓↓↓	↓↓↓	↑↑↑	↑↑↑	↓↓↓	↑	↓	↓↓↓↓	↑↑↑↑	L (mm)
↑↑↑	↓↓↓↓	↓↓↓	↑	↑↑	↓↓	↑	↓	↑	↓	Pinst (kW)
↑↑↑	↓↓↓↓	↓↓↓	↑↑	↑↑↑	↓↓	↑	↓	↓↓↓↓	↑↑↑↑	Es (W/cm)

O algoritmo da Figura 3.25 apresenta a rota de parametrização proposta para esse trabalho, na qual considera-se a largura de cordão e a corrente como as demandas principais. A ordem dos parâmetros de regulagem para cada ponto de tomada de decisão foi baseada

na Tabela 3.8. Naturalmente, a experiência e o bom senso do operador pode governar a decisão sobre qual regulagem a se-fazer.

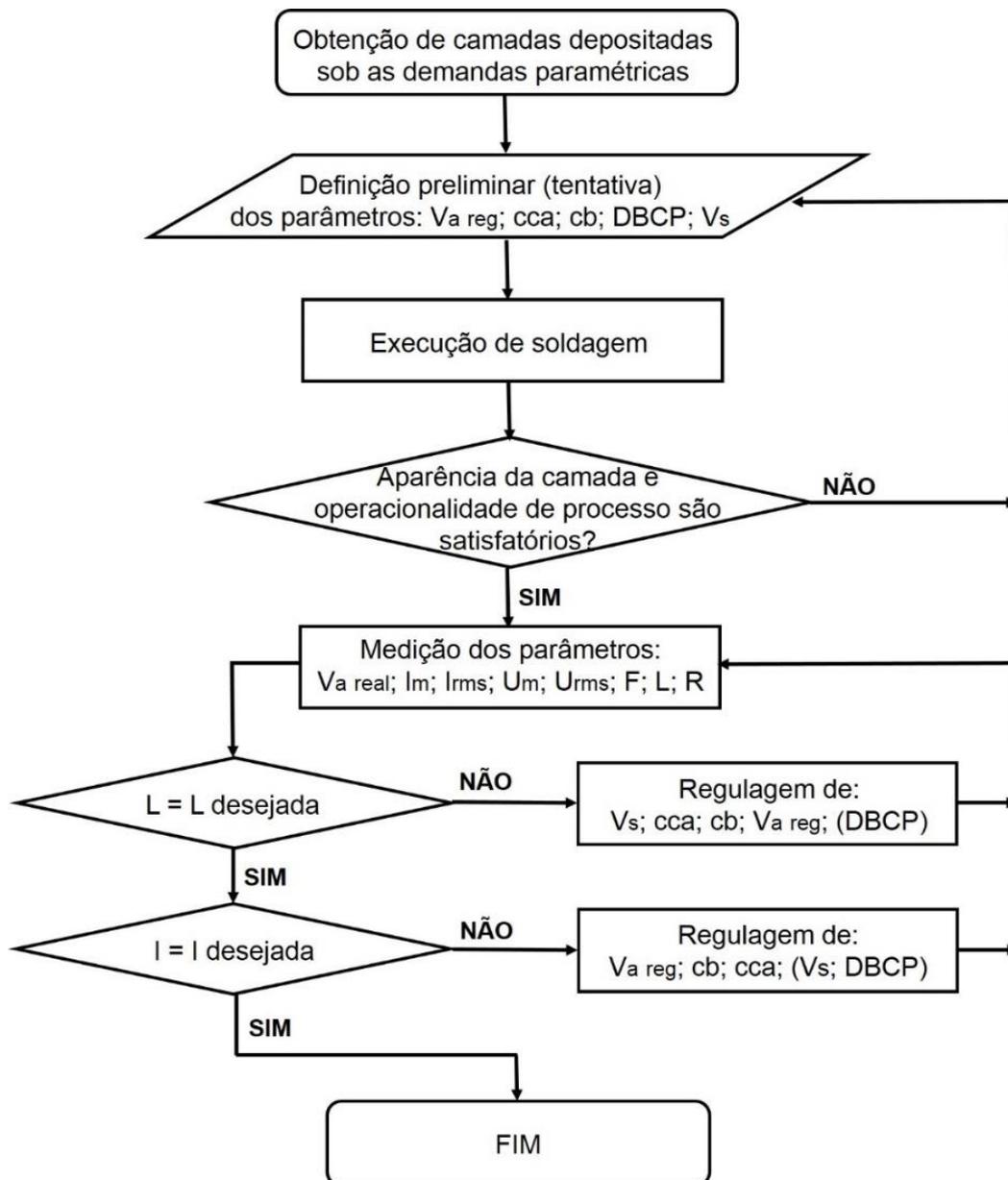


Figura 3.25 – A rota de parametrização de modo operacional de CMT

Obs.:  $V_{alim}$  – velocidade de alimentação;  $cca$  – correção arco voltaico;  $cb$  – correção Boost; DBCP – distancia bico ao contato peça;  $V_s$  – velocidade de soldagem,  $I_m$  – corrente média;  $I_{rms}$  – corrente eficaz;  $U_m$  – tensão média;  $U_{rms}$  – tensão eficaz;  $F$  – frequência de curtos-circuitos;  $L$  – largura do cordão;  $R$  – reforço do cordão; os parâmetros de regulagem entre parêntesis são os menos sensíveis entre parâmetros presentes

#### Validação da metodologia proposta

Caso 1. O cordão atual possui a largura de 6,35 mm. Porém, demanda-se uma largura de 5,00 mm e o nível de corrente sem alteração. Assim, a largura deve ser reduzida em 1,35

mm (↓↓↓) e a corrente mantida fixa (=). Para achar a variável que satisfaz os pré-requisitos de maneira mais fácil precisa fazer uma análise, como mostra a Tabela 3.10.

Tabela 3.10 – Análise de variáveis para redução de largura de 6,35 para 5,00 mm

Variável	Ação	Previsão de resp.	Apl.
Va	abaix. 0,6	Reduz a largura (↓↓↓), porem reduz a corrente (↓↓↓)	na
cca	aum. +30	Reduz a largura (↓↓↓), porem reduz a corrente (↓↓↓)	na
cb	abaix. -5	Reduz a largura (↓↓↓), porem reduz a corrente (↓↓↓)	na
DBCP	abaix. 5	Reduz a largura (↓), porem aumenta a corrente (↑)	na
Vs	aum. 50	Reduz a largura (↓↓↓) e mantem a corrente (=)	a

Obs: onde abaix. – abaixar;aum. – aumentar; na – não aplicável; a – aplicável

A análise mostrou que a variável mais adequada foi a velocidade de soldagem. Os resultados obtidos com essa variável estão na Tabela 3.11. Com velocidade de 70 cm/min foi alcançada a largura de 5,00 mm sem alterar a corrente.

Tabela 3.11 – Resultado de obtenção de redução de largura de 6,35 para 5,00 mm

Par. de entrada			Par. de resposta						
Va (m/min)	DBCP (mm)	Vs (cm/min)	V <sub>m alim</sub> (m/min)	I <sub>m</sub> (A)	I <sub>rms</sub> (A)	U <sub>m</sub> (V)	U <sub>rms</sub> (V)	L (mm)	R (mm)
5	15	55	4,64	138,7	171,3	14,6	18,3	5,72	2,28
			4,64	138,9	171,3	14,5	18,2	6,12	2,17
		70	4,32	139,8	172,4	16,4	19,2	5,00	1,90
			4,30	139,6	172,3	15,6	18,7	5,00	1,94

Caso 2. O cordão atual possui a largura de 6,35 mm. Porém, demanda-se uma largura de 6,60 mm, e o nível de corrente sem alteração. Assim, a largura deve ser aumentada em 0,25 mm (↑) e a corrente mantida fixa (=). Para achar a variável que satisfaz os pré-requisitos de maneira mais eficaz precisa fazer uma análise, como mostra a Tabela 3.12.

Tabela 3.12 – Análise de variáveis para aumento de largura de 6,35 até 6,60 mm

Variável	Ação	Previsão de resp.	Apl.
Va reg	aum. 0,6	Aumenta a largura (↑), porem aumenta a corrente (↑↑)	na
cca	abaix. -15	Aumenta a largura (↑), porem aumenta a corrente (↑↑)	na
cb	aum. +2,5	Aumenta a largura até (↑↑), porem aumenta a corrente até (↑)	na
DBCP	aum. +2,5	Aumenta a largura (↑), e mantem a corrente (=)	a
Vs	abaix. 20	Aumenta a largura até (↑↑↑) e mantem a corrente (=)	a

Obs: onde abaix. – abaixar;aum. – aumentar; na – não aplicável; a – aplicável

A análise mostrou que as variáveis mais adequadas foram DBCP e velocidade de soldagem. Os resultados obtidos com essas variáveis estão na Tabela 3.13. Com uso dessas variáveis foi alcançada a largura de 6,60 mm, sem alteração da corrente.

Tabela 3.13 – Resultado de obtenção de aumento de largura de 6,35 até 6,60 mm

Par. de entrada			Par. de resposta						
Va (m/min)	DBCP (mm)	Vs (cm/min)	V <sub>m alim</sub> (m/min)	I <sub>m</sub> (A)	I <sub>rms</sub> (A)	U <sub>m</sub> (V)	U <sub>rms</sub> (V)	L (mm)	R (mm)
5	18	50	5,00	138,6	170,6	15,8	19,1	6,56	2,39
			4,83	138,2	171,1	15,9	19,2	6,58	2,44
	15	45	4,54	138,4	171,3	15,2	18,7	6,69	2,37
			4,55	138,2	171,2	14,9	18,4	6,66	2,41

Caso 3. O cordão atual possui uma corrente de 139,6 A. Porém, demanda-se uma corrente de 145,0 A, sem variar a largura de cordão. Assim, a corrente deve ser aumentada em 5 A (↑), e a largura mantida fixa (=). Para achar a variável que satisfaz os pré-requisitos de maneira mais eficaz precisa fazer uma análise, como mostra a Tabela 3.14.

Tabela 3.14 – Análise de variáveis para aumento de corrente de 139,6 A até 145 A

Variável	Ação	Previsão de resp.	Apl.
Va reg	aum. 0,6	Aumenta a corrente até (↑↑) e aumenta a largura (↑)	a
cca	abaix. até-15	Aumenta a corrente até (↑↑) e aumenta a largura (↑)	a
cb	aum. +2,5	Aumenta a corrente até (↑) e reduz a largura (↑↑)	na
DBCP	abaix. 5	Aumenta a corrente até (↑) e reduz a largura (↓)	a
Vs	(=)	Mantem a corrente (=)	na

Obs: onde abaix. – abaixar;aum. – aumentar; na – não aplicável; a – aplicável

A análise mostrou que as variáveis mais adequadas são velocidade de alimentação, correção de comprimento de arco e DBCP. Foi escolhido utilizar a cca. Os resultados obtidos com essa variável estão na Tabela 3.15. Com uso de cca foi alcançada a corrente de 145 A mm, sem alterar a largura.

Tabela 3.15 – Resultados obtidos

Par. de entrada				Par. de resposta						
Va (m/min)	cca	DBCP (mm)	Vs (cm/min)	V <sub>m alim</sub> (m/min)	I <sub>m</sub> (A)	I <sub>rms</sub> (A)	U <sub>m</sub> (V)	U <sub>rms</sub> (V)	L (mm)	R (mm)
5	-10	15	50	5,08	145,6	178,1	12,8	17,1	6,44	2,79
				5,00	145,7	177,4	13,0	17,3	6,44	2,54

### 3.4.3 Conclusões

Baseado nos resultados obtidos neste capítulo, conclui-se que:

Os parâmetros de regulação, a saber, velocidade de alimentação, correção do comprimento de arco, correção boost/correção dinâmica, têm influências sobre mais de um dos parâmetros monitorados (em especial, velocidade de alimentação e corrente, cujos valores regulados ou previstos, respectivamente, não correspondem aos valores reais).

O parâmetro DBCP afeta em princípio a velocidade de alimentação, sem alteração significativa de corrente. A velocidade de soldagem tem influência significativa na geometria de cordão com pouca influência na potência instantânea, por causa de crescimento de tensão, no caso da velocidade de soldagem alta.

Entretanto, os mapas de sensibilidade criadas nesse trabalho e a rota de parametrização proposta ajudam a escolher a regulagem mais adequada para cada caso. A rota de parametrização considera-se uma metodologia funcional e prática, que pode ser adotada para área de soldagem e de manufatura aditiva.

## CAPÍTULO IV

### EFEITO DO TEOR DE OXIGÊNIO EM ARGÔNIO SOBRE A EMISSÃO POR CAMPO (COMPORTAMENTO DO ARCO) EM SOLDAGEM MIG/MAG

Ligas de aços inoxidáveis, alumínio e titânio apresentam alto poder de oxidação, acelerado sob ação de altas temperaturas. Por isto, a soldagem desses materiais se faz com proteção de gases inertes, como o argônio. Porém, experiências práticas demonstram que o arco de soldagem não fica muito estável ao se soldar com Ar puro, percebendo-se desvios de direção e alargamento do arco, hipoteticamente devido à busca por óxidos para facilitar sua manutenção (emissão por campo). Esta instabilidade de arco se torna mais crítica em manufatura aditiva a arco ao se confeccionar as camadas sobre uma parede delgada do que sobre uma chapa plana, por causa de restrição de disponibilidade de óxidos na superfície, em função de menor área de acoplamento do arco sobre a camada anteriormente depositada e a maior distância que o arco deve percorrer para captar óxidos nas laterais da parede. Além disto, hipoteticamente, a superfície de camadas de parede contém uma camada de óxidos recém gerada que é diferente de camada de óxidos da chapa, na condição como fabricada, que também pode alterar a condição de disponibilidade de óxidos. Por outro lado, para os aços inoxidáveis já é conhecido que a estabilidade do arco aumenta ao se soldar protegido com Ar misturado com baixo percentual de  $O_2$ . Desta forma, o objetivo desta etapa do trabalho foi avaliar o efeito da presença de pequenos teores de  $O_2$  no gás de proteção a base de Ar, como forma de aumentar a estabilidade do processo MIG/MAG CMT aplicado na manufatura aditiva com liga de titânio. O aço inoxidável foi utilizado como a base de comparação.

#### 4.1 - Revisão bibliográfica

##### 4.1.1 Aspectos operacionais de soldabilidade de titânio e suas ligas por processo MIG

Em 1938, foi desenvolvido e patenteado por William J. Kroll um método de fabricação de titânio e suas ligas (KROLL, 1940), que após ter passado por várias etapas de aperfeiçoamento chegou a ser o método mais utilizado no mundo. Uma das maiores

fabricantes de titânio, a empresa japonesa OTC, começou pelo processo de William J. Kroll em 1952 (NAKAMURA et al., 2017). Porém, só a partir da sexta década de século XX, foram iniciadas as primeiras explorações científicas sobre o uso do titânio e suas ligas na área de soldagem. Para soldagem de chapas finas de titânio, o processo mais adotado era o TIG (SALTER e SCOTT, 1964), mas com a aplicação do titânio na área naval e subaquática, surgiu-se então a necessidade de soldagem de chapas grossas, assim vindo a utilização do processo MIG (STARK, 1966; MITCHELL e FEIGE, 1967). Em geral, os trabalhos foram dedicados ao estudo das propriedades mecânicas das soldas realizadas pelo processo MIG em função do tipo de arame-eletrodo, do tipo de transferência metálica, do nível de energia aplicada, pré e/ou pós tratamento térmico, etc. Nesses estudos, por várias vezes foram citadas a presença de comportamento errático do arco.

Comportamento errático (ou *wandering*, em inglês) é definido neste trabalho como uma instabilidade do arco caracterizada por um movimento sem curso definido (imprevisível, desorganizado) da raiz do arco. Raiz do arco, por sua vez, é definido aqui pelo acoplamento do arco com o metal de base, estando este no polo negativo (emissão catódica acontecendo no metal de base, seja sobre a poça, seja sobre a superfície vizinha à poça). Quando os pontos de emissão catódica não se mantêm na região logo abaixo do arco, ficam vagando a procura por pontos mais estáveis mesmo em regiões mais distantes. Isto provoca um movimento errático do arco, podendo haver inclusive desvio visível do arco (semelhantemente à sopro magnético). As razões para que os pontos catódicos não sejam estáveis podem ser muitas e de difícil caracterização. Por hipóteses, propõem-se dois fenômenos, ou seja, a inexistência de óxidos na superfície quando o metal se funde e a mudança da trajetória do arco para um caminho mais longo por se tornar um caminho mais fácil (resistividade elétrica do metal menor numa dada região do metal). Cabe esclarecer que não é enfoque deste trabalho estudar essas causas de forma sistemática, e como se verá adiante, a inexistência de óxidos na superfície será evidenciada como a provável causa do comportamento errático observado.

Apesar de serem conhecidas essas características de arco errático em materiais mais comumente utilizados, como o aço ao carbono, o aço inoxidável e o alumínio, o titânio apresenta as mesmas de forma mais evidentemente manifestada. Assim, essa parte da revisão tem o propósito de demonstrar a visão e evolução dessas características nos trabalhos ao longo dos anos, até os dias atuais. E por se tratar de material de uso mais restrito e pouco estudado, uma parte das referências encontradas sobre comportamento do arco na soldagem/deposição de titânio são relativamente antigas, mas relevantes.

Franco-Ferreira e Patriarca (1959) trabalharam para a obtenção de qualidade da solda de uma junta de topo em um passe único, utilizando o titânio grau A55, classe de titânio comercialmente puro, com espessura de 6,35 mm, pelo processo MIG DCEP. Eles utilizaram

um arame elétrodo de 1,6 mm de diâmetro, e uma faixa de correntes altas, de 315 a 470 A. No início do trabalho, depositando cordões sobre chapa, foram obtidos cordões irregulares (Figura 4.1(a)), o que foi relacionado com instabilidade de arco. Por sua vez, os autores relacionaram o arco estável a uma soma de fatores, como comprimento constante de arco, mínimo de comportamento errático (*wandering*) e uma transferência metálica regular, no caso, do tipo spray. A avaliação ocorria por observação visual do arco durante a soldagem e de contorno superficial do cordão. Os autores definiram que as variáveis que mais afetam a estabilidade de arco foram DBCP, velocidade de alimentação e nível da corrente. A DBCP foi estabelecida como uma variável que afeta além do comportamento errático a geração de respingos, e que deve estar em um certo balanço, suficientemente alta para promover o aquecimento do elétrodo livre por efeito Joule, assim reduzindo geração de respingos, mas não exageradamente alta, para não provocar comportamento errático do arco. Eles observaram que com aumento da corrente de 200 A para 350 A junto com redução de DBCP de 15,9 para 11,1 mm o comportamento errático reduziu e passou ser minimamente perceptível. Esses pesquisadores apresentam ainda gráficos de corrente e tensão de arco estável e instável (Figura 4.2), onde para arco instável acontece oscilação das curvas e para arco estável as curvas estão regulares.

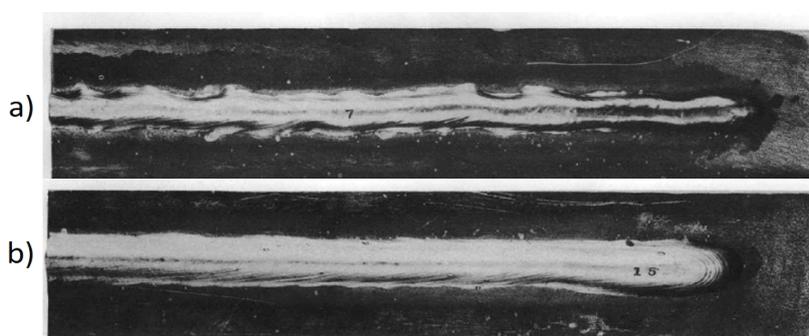


Figura 4.1– Aspecto superficial de cordão obtido na soldagem MIG de titânio: (a) – produzido por arco instável; (b) – produzido por arco de estabilidade satisfatória (FRANCO-FERREIRA; PATRIARCA, 1959)

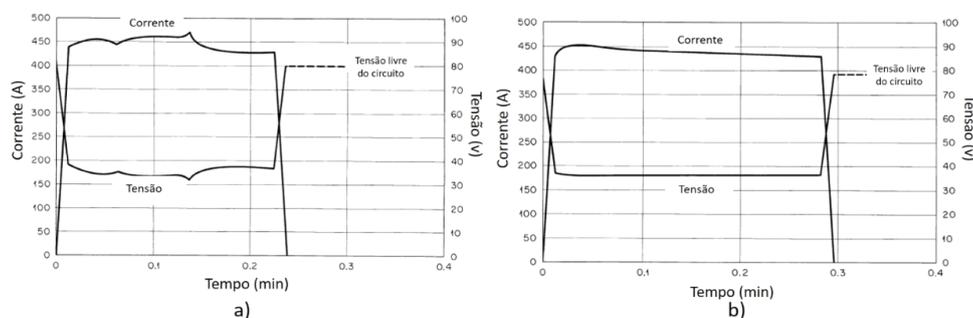


Figura 4.2– Oscilogramas de corrente e tensão de soldagem MIG de titânio: (a) – produzido por arco instável; (b) – produzido por arco de estabilidade satisfatória (FRANCO-FERREIRA; PATRIARCA, 1959)

Stark; Bartlo; Porter (1962) utilizaram o processo MIG com transferência metálica do tipo spray (I de 300 a 400 A) na soldagem de uma junta de topo com espessura de 25,4 mm e abertura de chanfro de 90° de uma liga de titânio Ti-6Al-4V, comparando o uso de três tipos de arame-elétronodo (Ti-6Al-4V, Ti-5Al-2,5Sn e MST55, titânio comercialmente puro). Os autores comentaram que o processo MIG pode ser utilizado com êxito na soldagem de titânio, desde que seja mantido um certo comprimento livre do arame-elétronodo, impedindo a queima de bico de contato e suficiente nível de potência, assegurando estabilidade de arco com transferência do spray, já que a potência baixa causa geração exagerada de respingos e instabilidade de arco.

Wolfe et al. (1965) em outro trabalho sobre soldagem da liga Ti721 com o processo MIG, compararam as transferências metálicas por spray e por curto-circuito, usando três tipos do arame-elétronodos diferentes (Ti721, Ti621 e Ti521). Eles afirmaram que para soldagem de chapas espessas (25,4 mm) com transferência por curto-circuito, é preciso manter a poça de fusão aquecida e fluida, aumentando o tempo de arco aberto. Entretanto, todos os cordões feitos com transferência por curtos-circuitos apresentaram pequenas trincas na fase de raiz, enquanto os que foram feitos com spray não as apresentaram. Esses pesquisadores relataram ainda que a transferência das gotas durante a soldagem por curto-circuito de titânio é mais prolongada/lenta do que com aço ao carbono ou aço inoxidável e isso pode ser causado pela alta resistividade elétrica do titânio. Esses autores acreditam que a mistura de 75 % Ar e 25 % He é a mais adequada para soldagem com transferência por curto-circuito, mas que o aumento de porcentagem de He na mistura, apesar de aquecer mais a poça de fusão, provoca um comportamento errático do arco e geração de respingos.

Salter e Scott (1967) realizaram um trabalho intensivo e complexo sobre caracterização de comportamento do arco em soldagem de liga de titânio com processo de soldagem MIG. Foram analisados os comportamentos do arco nas condições de corrente constante no nível baixo e alto, na polaridade inversa e direta e a corrente pulsada na polaridade inversa. A soldagem com corrente pulsada foi conseguida com uma montagem especial de duas fontes, trabalhando em paralelo para reproduzir a onda requerida, já que não havia tecnologia de inversores naquela época. Assim, foi verificado o comportamento da transferência metálica de arames de titânio em curtos-circuitos, spray e pulsado. Como metal de base foi utilizada a liga de titânio Ti721 (7,1 % Al; 2,3 % Nb; 1,1 % Ta; 0,15 % Fe; 0,02 % C; 0,006 % N; 0,068 % O) com espessura de 6,35 mm para caracterização do arco e de 25,4 mm para soldagem. Usou-se diâmetros de arame-elétronodo de 0,8 e 1,6 mm, sendo que o gás de proteção foi Ar puro, Ar+25 % He e He puro, dependendo da etapa do trabalho.

Em relação à caracterização do arco na soldagem com corrente constante, os autores acima citados notaram ser extremamente complicada a obtenção de reprodutibilidade de

resultados, em razão da alta sensibilidade do processo em relação aos parâmetros de soldagem. Em polaridade positiva, o arco se caracteriza pela saída de um jato catódico da raiz do arco na poça de fusão. Com uma corrente baixa, o jato catódico dominava o jato do anodo do arco, por ser mais forte, e a transferência metálica se tornava lenta, pesada e com as gotas de grande tamanho. As gotas entrando na poça de fusão se quebram em partes, que se projetam para fora de poça de fusão (Figura 4.3(a)). Com aumento de nível de corrente, o jato de anodo se fortalece e começa a dominar o jato de cátodo, aparentemente por causa de formação de vários pontos catódicos e maior espalhamento deles pela poça de fusão. O aumento da corrente e o fortalecimento do jato do anodo levam ao aumento de frequência do destacamento das gotas e de redução do diâmetro dos mesmos (Figura 4.3(b)). Na polaridade negativa estaria presente apenas um jato do anodo, muito instável. Com uma corrente baixa, o jato do anodo lentamente gira em volta de arame-elétrodo, projetando as gotas em direção do giro (Figura 4.3(c)). A gota cresce até o momento quando a força de gravidade supera a força de tensão superficial e provoca o destacamento. Com aumento de corrente, a velocidade de rotação do jato de anodo em volta do arame-elétrodo também aumenta, e as gotas se dividem e transformam em vários respingos (Figura 4.3(d)). Os autores apontaram que na soldagem de aço ou alumínio não está presente a influência da interrelação entre o jato de anodo e o cátodo no comportamento de arco.

Ainda de acordo com Salter e Scott (1967), em soldagem com corrente pulsada na polaridade positiva foi obtida uma transferência regular com condição de uma gota depois de cada pulso, direcionada para a poça de fusão. Os desvios de arco em vista de um jato catódico saindo da poça de fusão na frente da tocha estavam presentes com uso de três tipos de gases de proteção, porém sem afetar a transferência metálica. Soldagens com Ar puro e Ar + 25 % He como gases de proteção apresentaram características parecidas do arco (Figura 4.4(a)), mas a transferência metálica é mais vantajosa com Ar +25 % He. Com uso de He puro o desvio do arco foi consideravelmente reduzido (Figura 4.4(b)).

Em geral, Salter e Scott (1967) destacaram que com a transferência pulsada e Ar puro os cordões ficam mais convexos no centro, enquanto com Ar + 25 % He, que torna o arco mais quente, suaviza esse aspecto. Com transferência por curto-circuito existe uma grande possibilidade de aparecer uma falta de fusão nas laterais de cordão e menos provável no centro. A transferência estável por spray foi obtida apenas com diâmetro de arame eletrodo de 1,6 mm e apresentou uma leve porosidade.

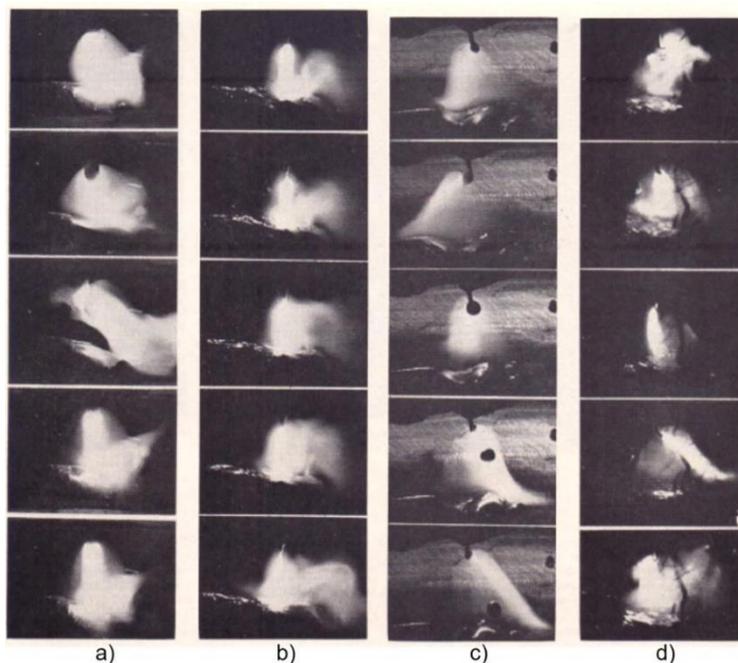


Figura 4.3 – Influência da polaridade no aspecto do arco de soldagem de liga de titânio: a) MIG DCEP com corrente baixa; b) MIG DCEP com corrente alta; c) MIG DCEN com corrente baixa; d) MIG DCEN com corrente alta (SALTER e SCOTT, 1967)

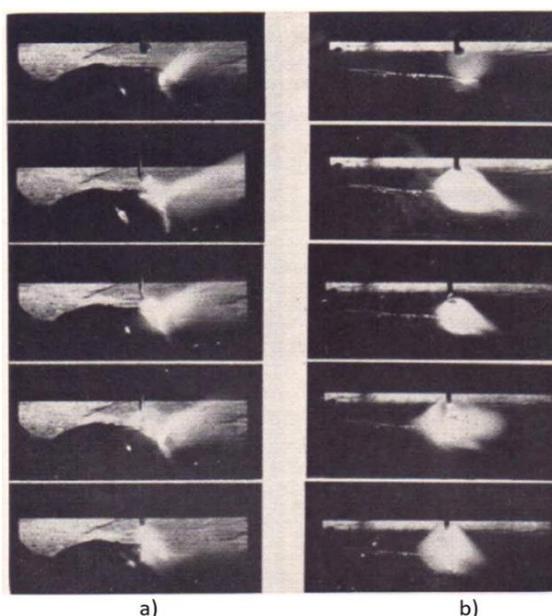


Figura 4.4– Influência do gás de proteção no aspecto do arco de soldagem de liga de titânio: (a) Ar puro ou mistura de Ar com He; (b) – He puro (SALTER e SCOTT, 1967)

Ries (1983) realizou uma investigação de influência de corrente constante e corrente pulsada na soldagem MIG de titânio, assim como de alumínio (como testes preliminares). O objetivo principal do trabalho foi obter o controle sob a transferência metálica e a formação de um cordão regular. Em relação à soldagem de titânio com MIG DCEP, o autor observou a maior taxa de geração de respingos para correntes menores. A descrição dele de mecanismo de formação de respingos coincide com a explicação do Salter e Scott (1967). Em geral, o

autor observou que o jato de plasma catódico forma em um ponto e se move erraticamente (*wandering*) ou vira em volta de coluna de arco na frequência de transferência metálica, o que não foi observado na soldagem de alumínio.

Ries (1983) acredita que a redução ou eliminação de formação de respingos possível com corrente pulsada, assim reduzindo a magnitude da força de Lorentz. Na soldagem de alumínio, os óxidos flutuam na superfície da poça de fusão e a gota fundida, servindo como emissores de elétrons mais eficientes que o metal líquido. No caso de titânio, os óxidos se dissolvem no metal fundido, dificultando a emissão catódica difusa, assim, o jato catódico fica vagando pela poça de fusão dificultando a transferência metálica.

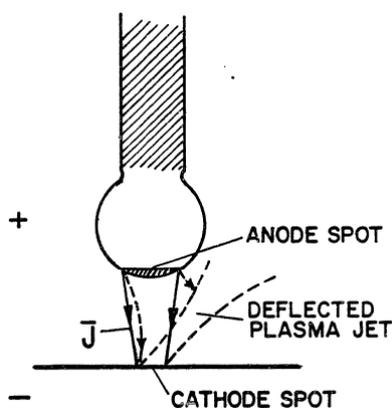


Figura 4.5– Esquematização de deflexão de jato de plasma na soldagem MIG DCEP de titânio (RIES, 1983)

Ries (1983) também determinou que a soldagem DCEN de titânio é completamente não controlável e pouco ou quase nada de metal de adição se transfere para a poça. Um forte jato de plasma catódico forma-se na superfície da gota. As gotas se rompem eventualmente e imediatamente se defletem fora da poça de fusão. De outro lado, no processo MIG com corrente pulsada o autor chegou na condição de transferência com condição de uma gota por pulso, que ofereceu incrível controle de transferência metálica com o mínimo de respingos.

Eickhoff e Eagar (1990) continuaram a investigação de geração de respingos durante a soldagem MIG de titânio. Eles definiram três forças que participam no mecanismo de geração de respingos (Figura 4.6(a)). Força de Lorentz e força de fluxo de plasma (*stream force*), as quais são responsáveis pela separação de uma parte de gota, que está em transferência para a poça, e a força de jato catódico (Figura 4.6(b)), que repele essa parte da gota para fora da poça, depois dela separar da poça.

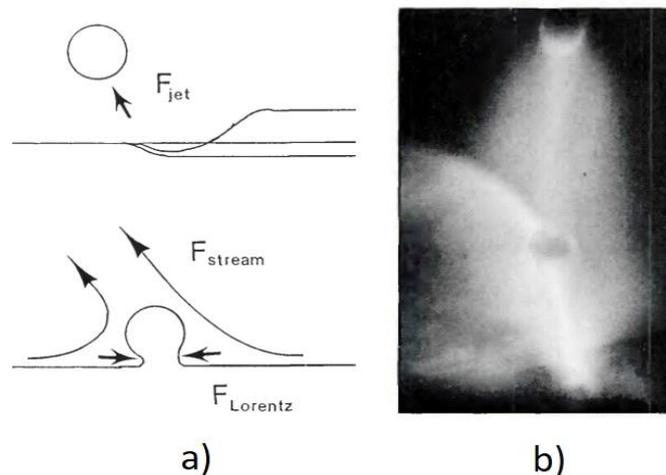


Figura 4.6– Ilustração de criação de respingos na soldagem MIG de titânio: (a) – as forças que participam no mecanismo de criação de respingo; (b) – foto de respingo repellido por jato de cátodo (EICKHOFF; EAGAR, 1990)

Segundo os Eickhoff e Eagar (1990), a emissão por campo e a emissão termiônica pode ocorrer simultaneamente em um processo. A emissão por campo se caracteriza por inúmeros pontos catódicos móveis, que resultam em um arco difuso e sem um jato catódico. A suposição dos autores é de que a camada áspera de impurezas na superfície de chapa, em particular, a camada de óxidos, pode auxiliar na intensidade do campo na superfície do cátodo. Essa função pode ser substituída pela presença de uma pequena quantidade de oxigênio no gás de proteção. Do ponto de vista dos autores, o titânio é suficientemente refratário para sustentar a emissão termiônica e o ponto catódico estável, o que trata a presença de um jato do cátodo como prova do comportamento termiônico. Para trabalhos futuros esses autores recomendam investigar métodos de distribuição do ponto catódico, que ajudara a evitar os respingos.

Nishikawa et al. (2000) realizaram um trabalho de soldagem de titânio Grau 1, comercialmente puro, pelo processo MIG com corrente pulsada de onda trapezoidal (30 Hz) e quadrada (77 Hz). A intensão do trabalho foi promover a estabilidade do arco por adição de pequena quantidade de gases oxidantes no argônio em teor de 1-5 % de  $O_2$  e 2-10 % de  $CO_2$ . Eles avaliaram o comportamento de arco, ponto catódico e transferência metálica (por filmagem em alta velocidade) e as propriedades mecânicas. Eles acharam que o comportamento instável do ponto catódico acontece em proteção de Ar puro durante tempo de base, quando nível de corrente está baixa, enquanto com uso de gás Ar + 2 %  $O_2$  o ponto catódico se posiciona perpendicularmente ao arame-eletrodo, estabilizando o arco e formação de cordão. Porém a transferência metálica com a condição de uma gota por pulso (UGPP) em proteção de Ar puro passou para várias gotas por pulso (VGPP) para proteção com gás oxidante. O trabalho demonstra que a diluição de oxigênio no metal de solda com uso de Ar + 2 %  $O_2$  está dentro de limite permitido pela norma utilizada no trabalho (JIS H

4600). Já a microdureza e quantidade de trincas pela linha de ZTA correspondentes à proteção com Ar + 1 % O<sub>2</sub> não atenderam as normas utilizadas (WES 7102 e JIS Z 3805).

O trabalho de Nishikawa et al. (2000) se assemelha com a ideia do presente trabalho, que comprova a existência de interesse sobre viabilidade de gases levemente oxidantes ao estabilizar o arco durante soldagem/deposição de titânio pelo processo MIG. O trabalho de Nishikawa et al. (2000) apresenta os quadros de filmagem em alta velocidade sem nitidez e clareza (acredita-se que por limitação tecnológica da época), que impossibilita a imaginação dos fenômenos e complica entendimento de explicações de autores. Também, não foi verificada a influência de menor teor de gases oxigenados (menos de 1 %). Assim, o trabalho é considerado relevante, porém não suficientemente exaurido.

Zhang e Li (2001) apontam a presença de forte jato catódico como um fenômeno único existente apenas na soldagem de titânio. Eles desenvolveram uma curva de corrente especial, que oferece um elevado controle sob a transferência metálica, a saber, uma condição robusta de UGPP sem a geração de respingos. Para alcançar o propósito, os autores criaram a curva que consiste em duas fases de pulso e uma fase de base entre eles. Autores apresentam dois formatos de curva, original e modificada (Figura 4.7), sendo a principal diferença entre elas a amplitude de corrente do primeiro pulso e o tempo de base. A corrente de segundo pulso é alta e no caso de curva modificada é mais alta de que a corrente do primeiro pulso. O primeiro pulso executa a função de formação da gota, a corrente de base serve para criação de uma oscilação da gota (na curva original no sentido de destacamento, na curva modificada no sentido oposto de destacamento) e o segundo pulso serve para proceder o destacamento da gota. A particularidade da curva resume na extrema importância do segundo pulso de alta corrente, que deve ser bastante potente para criar a força eletromagnética suficiente para vencer a força de tensão superficial durante o destacamento da gota. Eles conseguiram uma transferência controlada, robusta e repetitiva, sem desvios das gotas e formação de respingos. Porém, não comentaram nada sobre o comportamento do arco.

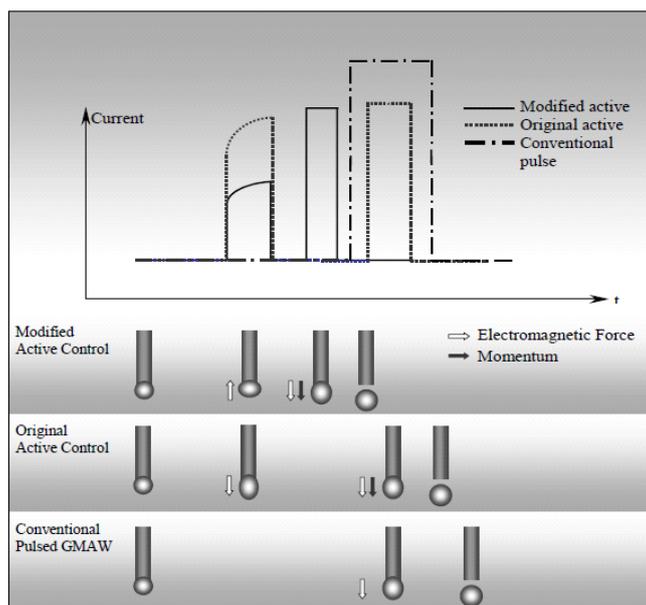


Figura 4.7 – Esquematização de curvas de corrente desenvolvidas (original e modificada) em comparação com curva convencional pulsada (ZHANG; LI, 2001)

Toyoda et al. (2003) apresentaram um arame-eléctrodo desenvolvido especialmente para soldagem de titânio e suas ligas pela empresa japonesa *Daido Steel Co. Ltd.* A especialidade do arame-eléctrodo consiste em uma camada superficial enriquecida em oxigênio por tratamento térmico, que melhora o deslizamento de arame-eléctrodo pelos roletes do alimentador e promove estabilidade do arco. Conforme os autores, a soldagem de titânio com arame-eléctrodo convencional ocorre com mau deslizamento de arame pelos roletes, causando travamento do arame, sob altas velocidades de alimentação. Caso a alimentação se mantivesse estável, a soldagem de titânio estaria estável. A transferência metálica de soldagem MIG com corrente pulsada utilizando arame-eléctrodo convencional foi caracterizada como irregular, com as gotas de diferentes tamanhos e condição de transferência metálica com uma gota por vários pulsos. E quando se utilizou-se o arame-eléctrodo desenvolvido, a transferência metálica passa ser regular, suave e com as gotas do mesmo tamanho e transferência com condição UGPP. Aspectos superficiais dos cordões referentes às soldagens estão apresentados na Figura 4.8.

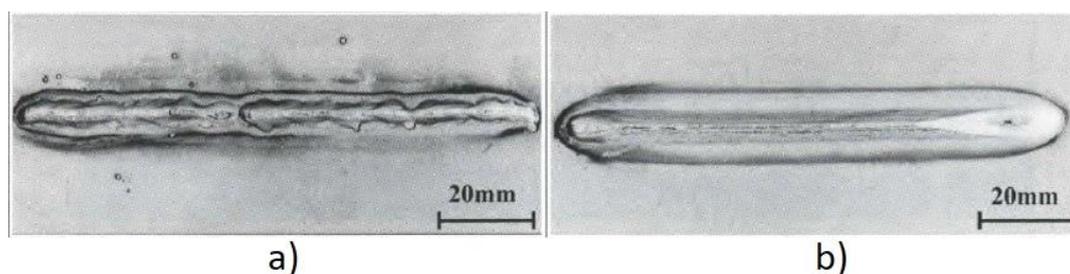


Figura 4.8– Aspectos superficiais das soldagens MIG com corrente pulsada: a) arame-eléctrodo convencional; b) arame-eléctrodo desenvolvido (TOYODA et al., 2003)

Shinn; Farson; Denney (2005) realizaram um trabalho voltado ao controle de deslocamento dinâmico do arco na soldagem de titânio, usando um feixe de laser de baixa potência focado no ponto catódico como meio de estabilização. A ideia de usar laser como meio de estabilização surgiu referindo-se à facilidade de abertura/trigiring dos arcos em vacuum por feixe de laser direcionado entre o cátodo e anodo. Foram efetuadas soldagens com processo MIG com tensão constante (25 V) e pulsada (com transferência UGPP,  $I_p$  de 275 A e  $I_b$  de 40 A,  $f = 52$  Hz), usando como material de arame-eléctrodo e material de base o Ti-6Al-4V, e como meio estabilizante o laser Nd-YAG (potência de 200 – 300 W e diâmetro de ponto de laser de 0,3-0,6 mm), cujo foco foi o posicionado na borda frontal da poça de fusão. A tocha de soldagem foi inclinada sob o ângulo de  $30^\circ$ . Foram feitas filmagens em alta velocidade com duração de 1,4 s de soldagem, com taxa de aquisição de 12 000 quadros por segundo.

Durante a soldagem MIG com tensão constante, Shinn; Farson; Denney (2005) observaram a formação de ponto catódico no topo de gota em transferência para poça de fusão, que guia toda corrente ao passar através dessa gota, favorecendo o surgimento de efeito eletromagnético (efeito pinch) e, conseqüentemente, a formação de respingo (Figura 4.9). Assim, o deslocamento do ponto catódico define-se como a primeira fonte de respingos durante soldagem de titânio. Informação que coincide com os dados apresentados por Salter e Scott (1967), Ries (1983) e Eickhoff e Eagar (1990).

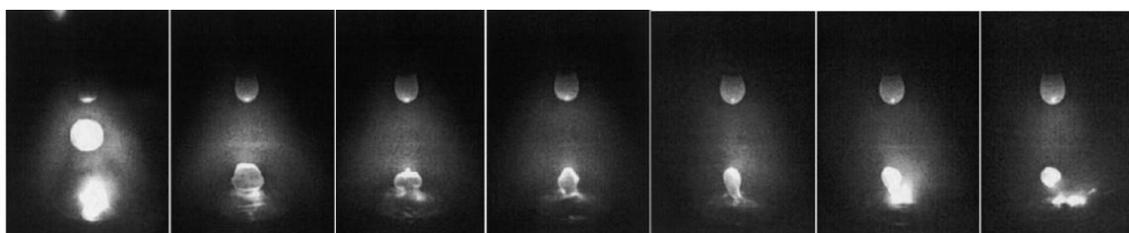


Figura 4.9 – Quadros de alta velocidade de passagem de ponto catódico no topo de gota de metal líquido em transferência e provocação de respingo (SHINN, FARSON, DENNEY, 2005)

Ainda conforme os Shinn; Farson; Denney (2005), o ponto catódico muda de posição depois de cada gota estar transferida e permanece relativamente estável em relação à poça de fusão até a próxima transferência de gota acontecer. Então, o mesmo fenômeno de deslocamento do ponto catódico é responsável pela formação de respingos e a formação irregular do cordão. A Figura 4.10(a) demonstra o aspecto superficial de cordão irregular obtido com processo MIG com tensão constante. Com uso de feixe de laser localizado na parte frontal da poça de fusão, esses autores conseguiram restringir o ponto catódico dentro de ponto de laser, sem se mover para o topo de gota em transferência. Isso impediu a geração de respingos e promoveu a formação regular e uniforme do cordão de solda (Figura 4.10(b)).

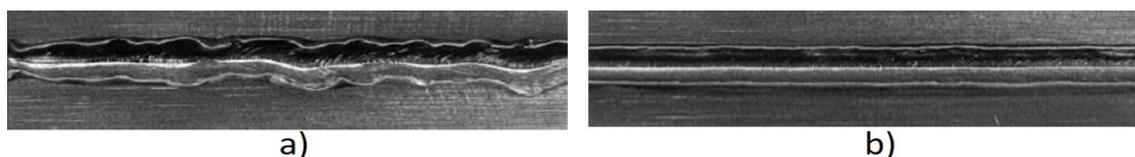


Figura 4.10– Aspecto superficial de cordão de soldagem MIG: a) com tensão constante; b) com tensão constante e feixe de laser (SHINN; FARSON; DENNEY, 2015)

Figura 4.11(a) apresenta quadros de filmagem em alta velocidade de soldagem MIG com tensão pulsada pelos autores acima citados. Eles comentam que para parâmetros utilizados nessa filmagem, o arco preferiu existir com um ponto catódico (ponto concentrado), que também sofre o deslocamento do lado direito para centro da poça. Segunda e terceira imagem do lado esquerdo da Figura 4.11(a) apresentam o jato catódico que se emitiu da poça de fusão e direcionou-se para lado direito do arco. Inicialmente o jato tem fluxo laminar, embora após se resfriar e se misturar com ar do ambiente torna se turbulento. Na Figura 4.11(b) estão demonstrados os quadros de soldagem MIG com tensão pulsada, sem e com a estabilização por feixe de laser, onde no caso da estabilização por feixe de laser o jato de plasma tem formato comum e ponto catódico está fixo. Shinn; Farson; Denney (2005) acham que a potência adicional de laser no ponto catódico favorece a evaporação de material superficial, o que pode ser fator de estabilização do ponto catódico. Durante soldagem pulsada podem existir dois pontos catódicos simultaneamente, um no topo de gota em transferência e outro no local original. Também, Shinn, Farson, Denney (2005) chamam a atenção que o tamanho de região de emissão do ponto catódico não necessariamente é igual ao tamanho aparente da região de emissão óptica, e a comparação entre eles está sujeita a erros.

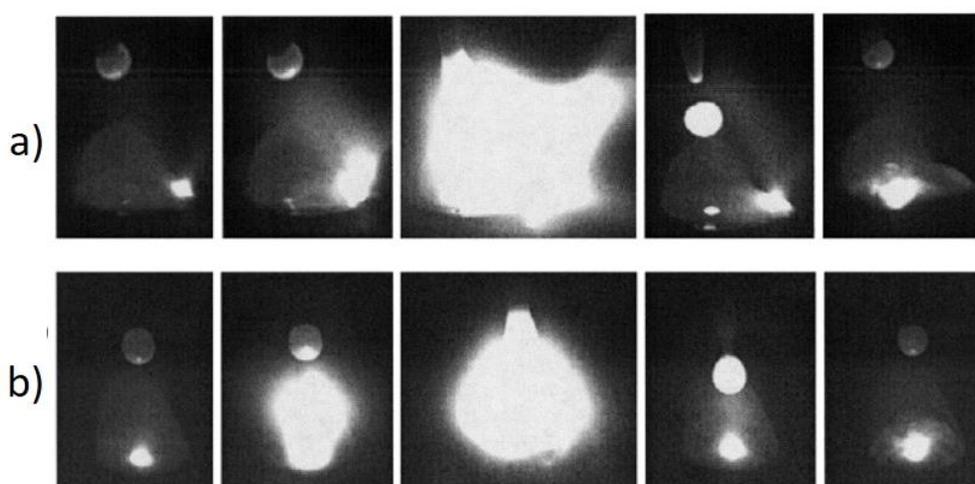


Figura 4.11 – Quadros de alta velocidade de processo de soldagem: a) MIG com tensão pulsada; b) MIG com tensão pulsada e estabilização com feixe de laser (SHINN, FARSON, DENNEY, 2005)

Otani (2007) apresenta um método promissor para a soldagem MIG de titânio para combater o problema de instabilidade de arco, mantendo-se alta eficiência e alta taxa de deposição do processo. Conforme o autor, a superfície do titânio coberto por placa de óxidos emite os elétrons mais facilmente que o próprio titânio. Por causa disso, os elétrons saem aleatoriamente de toda área quando o titânio começa a ser soldado, o que causa surgimento do fenômeno chamado de comportamento errático (*wandering*, tendência do arco de deslocar em volta de si). O cordão afetado por comportamento errático está demonstrado na Figura 4.12(a). O método desenvolvido para contrapor esse fenômeno indesejado consiste em aplicação de uma oscilação de baixa amplitude e de alta frequência da tocha de soldagem no sentido perpendicular à direção de velocidade de soldagem (amplitudes possíveis de 0,5 mm, 1,0 mm e 1,5 mm, frequência possível na faixa de 0 até 50 Hz). Otani (2007) conseguiu obter um bom resultado, demonstrado na Figura 4.12(b). Ele também comenta que para resolver o problema de comportamento errático do arco pode ser adicionado 2 % de oxigênio no argônio para estabilizar o arco, porém isso torna a mistura mais cara do que argônio puro e poderia prejudicar as propriedades mecânicas da solda realizada.

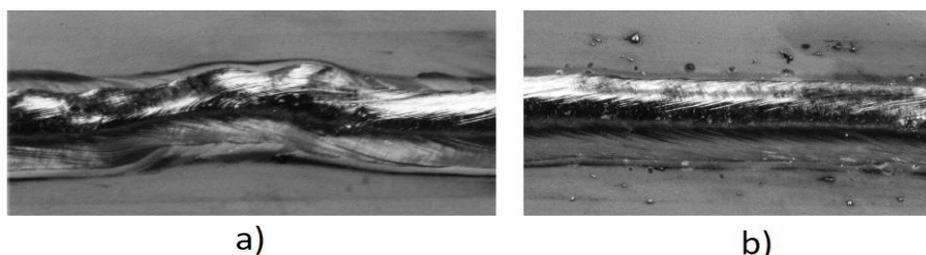


Figura 4.12 – Aspecto superficial de cordão obtido na soldagem MIG de titânio: a) afetado por instabilidade de arco,  $I = 280$  A,  $U = 26$  V,  $V_s = 0,6$  m/min; b) amplitude de oscilação 0,5 mm, frequência de oscilação 50 Hz,  $I = 280$  A,  $U = 26$  V,  $V_s = 0,6$  m/min (OTANI, 2007)

Kapustka (2008) também demonstrou um método voltado à solução de problema de comportamento errático (*wandering*) do arco durante soldagem MIG do titânio, que pode resultar na formação dos cordões irregulares e desalinhados. O autor utilizou o processo MIG com movimento retrativo da alimentação do arame para manufatura aditiva da liga de titânio Ti-6Al-4V. O método proposto pelo autor consiste em posicionar um arco do processo TIG com corrente adequada na parte frontal da poça de fusão formada pelo MIG, assim resultando em um processo tandem com TIG e MIG com movimento retrativo do arame-eletrodo no processo MIG. Como demonstra a Figura 4.13, a incorporação do processo TIG favoreceu a precisão da deposição e geometria dos cordões. O trabalho está apresentado em forma de um relatório e não cita os parâmetros e detalhes usados durante o estudo. Porém, o trabalho apresenta a semelhança com ideia apresentada por Shinn; Farson; Denney (2005).

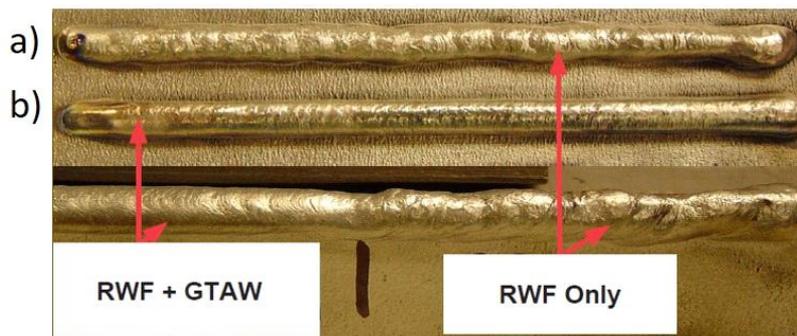


Figura 4.13 – Aspecto superficial de cordões de Ti-6Al-4V depositados pelo processo: a) MIG com movimento retrativo do arame-eletrodo; b) processo tandem com TIG e MIG com movimento retrativo do arame-eletrodo (KAPUSTKA, 2008)

Sequeira Almeida e Williams (2010a) avaliaram os processos GTCAW (*Gas Tungsten Constricted Arc Welding*, arco constricto através de pulsação de corrente em alta frequência), MIG DCEP e MIG CMT para exibir as diferenças e vantagens de processos visando aplicação na manufatura aditiva de liga de titânio Ti-6Al-4V. Eles introduzem que o arco de soldagem MIG DCEP de titânio se caracteriza como instável, incontrolável e muito propenso a condições de severos respingos, o que prejudica a qualidade do cordão e a eficiência geral do processo. A natureza do comportamento errático do arco de titânio os autores atribuem ao mecanismo dinâmico de relocação de ponto catódico observado na região ativa do cátodo, na poça de fusão. Cordões feitos com MIG DCEP (diâmetro de arame elétrodo de 0,9 mm, velocidade de alimentação de 5 e 10 m/min, corrente de 45,6 e 80,1 A e a tensão de 16 e 17 V, respectivamente para os dois níveis energia) apresentaram aspectos superficiais irregulares (Figura 4.14). Comportamento errático de ponto catódico e geração de muitos respingos grosseiros foi observado na condição de  $V_a$  de 5 m/min, enquanto para  $V_a$  de 10 m/min foi observado transferência globular com respingos grosseiros e comportamento errático (*wandering*) do arco.

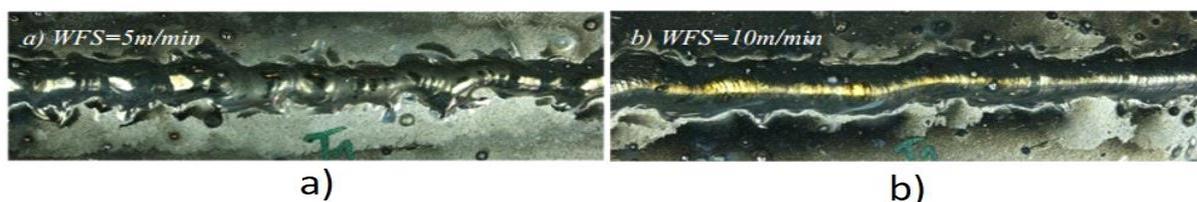


Figura 4.14– Aspectos superficiais dos cordões obtidos na soldagem DCEP MIG da liga Ti-6Al-4V: a)  $V_a$  de 5 m/min; b)  $V_a$  de 10 m/min (SEQUEIRA ALMEIDA; WILLIAMS, 2010a)

Em relação ao MIG CMT, Sequeira Almeida e Williams (2010a) observaram, que o processo impede o mecanismo de relocação do ponto catódico e, assim, comportamento errático (*wandering*) do arco, durante deposições de liga Ti-6Al-4V, favorecendo a obtenção de camadas uniformes, de alta qualidade e com reprodutibilidade (Figura 4.15). O fator que

resultou nessa diferença, segundo os autores foi o mecanismo especial da transferência mecânica, que é extremamente controlado e acontece sem a transferência das gotas em voo livre. Assim, os respingos gerados pela força de Lorentz na hora de passagem da gota para a poça ou ação de jato catódico nesses respingos estão prevenidos. Além disso, a transferência metálica ocorre por força de tensão superficial em corrente baixa, onde a poça de fusão suga a gota e rompe a ponte líquida.

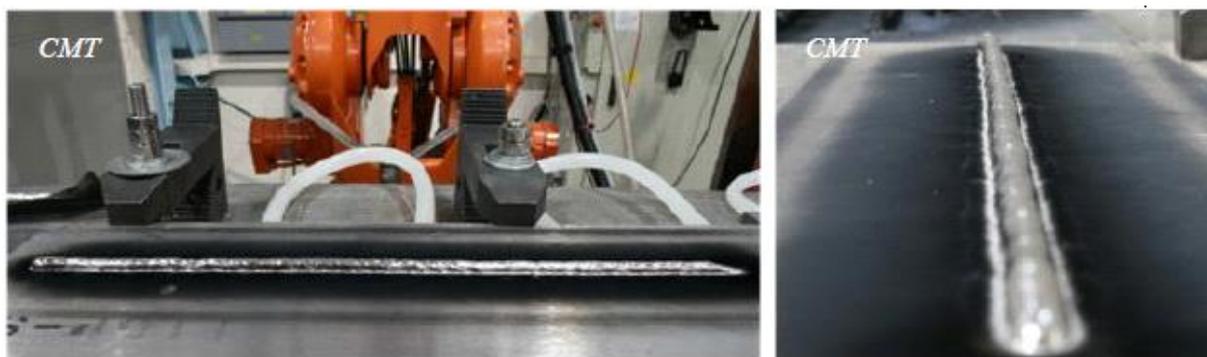


Figura 4.15– Aspecto superficial do cordão obtido na soldagem MIG CMT da liga Ti-6Al-4V (SEQUEIRA ALMEIDA; WILLIAMS, 2010a)

Sequeira Almeida e Williams (2010b) *apud* Sequeira Almeida (2012) apresentaram quadros de filmagem de alta velocidade do arco na soldagem MIG CMT de Ti-6Al-4V (Figura 4.16), onde pode ser percebido que o arco está inclinado sob um ângulo em relação ao eixo de arame-elétrodo. Conforme o autor (SEQUEIRA ALMEIDA, 2012), a complicação do controle de coluna de arco e da direção dela causados por existência de pontos catódicos estáveis, porém muito móveis, causa o maior prejuízo da soldagem MIG do titânio. O efeito foi referido principalmente às propriedades físicas do titânio, que determinam o mecanismo de emissão catódica. Ele declara que o titânio é material refratário e entra no grupo de cátodos quentes, assim promovendo ilhas de emissão termiônica bem estável. O fenômeno de comportamento errático (*wandering*) apresenta-se como a outra grande preocupação na soldagem MIG de titânio e ligas dele, quando utilizam MIG DCEP e Pulsado. O fenômeno prejudica o controle da coluna de arco, a posição perpendicular dela em relação do cordão de solda, que piora as características de deposição. Segundo Sequeira Almeida (2012), parece que o fenômeno aparece em função do mecanismo de emissão de elétrons (função de trabalho).

É de se chamar atenção de que a linguagem do Sequeira Almeida (2012) sobre esse assunto parece ser um pouco confusa, não fica muito claro se o termo do comportamento errático do arco e o *wandering* representam o mesmo fenômeno ou fenômenos diferentes. Ele utiliza termos como *erratic arc behaviour*, *cathode spot wandering*, *cathode spot relocation*

*mechanism, arc wandering* que dificulta o entendimento.

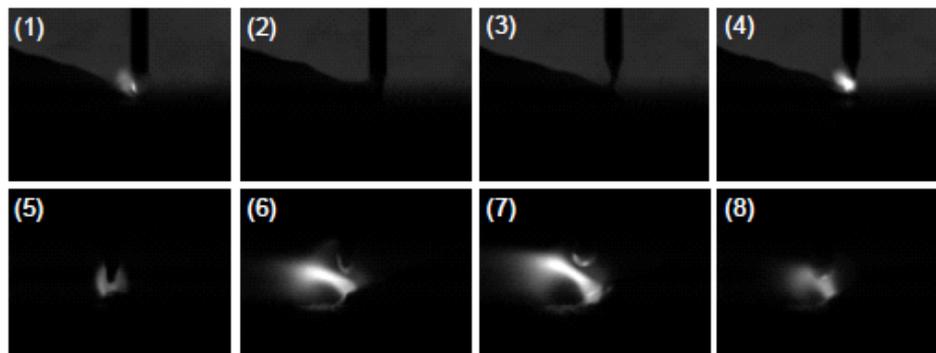


Figura 4.16 – Quadros de filmagem de alta velocidade do arco de soldagem MIG-CMT de titânio, parâmetros de soldagem: diâmetro de arame de 1,2 mm;  $V_a$  de 8,5 m/min; gás de proteção Ar+75 % He (SEQUEIRA ALMEIDA e WILLIAMS, 2010 *apud* SEQUEIRA ALMEIDA, 2012)

Sun et al. (2015) apresentaram um estudo sobre comportamento de transferência metálica do processo MIG CMT de liga de titânio Ti-6Al-4V. A análise foi feita com ajuda de filmagens em alta velocidade e oscilogramas de corrente e tensão. Eles observaram a imposição pela linha sinérgica de um pulso de alta corrente na fase de curto-circuito, que comparativamente é maior para linha sinérgica de soldagem de liga de titânio Ti-6Al-4V (Figura 4.17(a)) de que para aço inoxidável 308L (Figura 4.17(b)) usando mesma velocidade de alimentação. Segundo eles, isso aumenta a imposição de calor e favorece uma transferência suave de gotas, que tem relativamente alta tensão superficial durante soldagem de titânio. Esses pesquisadores tentaram realizar a solda reduzindo esse pulso de alta corrente na fase de curto-circuito em duas vezes e observaram arco instável com interrupções (Figura 4.17(c)). Sun et al. (2015) também comentam sobre presença de sopro magnético (*arc blow phenomenon*) nas baixas velocidades de soldagem, e relacionam isso com a migração de ponto catódico da poça de fusão (que está mais na chapa) para superfície de cordão, que acontece por preferência de arco passar pelo caminho de menor resistência. Quando a velocidade de soldagem é aumentada a gota se distancia de cordão e o sopro magnético se reduz.

O presente trabalho deve ser lido com bastante atenção, os termos utilizados não parecem ser muito precisos e sente-se uma falta dos valores de corrente e tensão nos oscilogramas apresentadas.

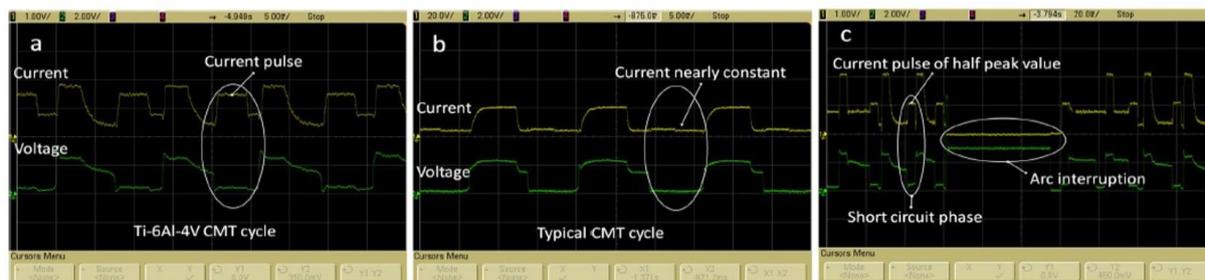


Figura 4.17 – Oscilogramas de corrente e tensão de soldagem com processo MIG CMT: a) – soldagem de Ti-6Al-4V; b) soldagem de AISI308L; c) soldagem de Ti-6Al-4V com regulagem de pulso de alta corrente na fase de curto-circuito reduzida em duas vezes (SUN et al.; 2015)

Com essas informações, pode ser visto que a formação irregular do cordão, formação de respingos e comportamento errático do arco são as características coexistentes na soldagem MIG de titânio e suas ligas, que foram destacadas ainda nos primeiros trabalhos científicos. São mais manifestados na soldagem com corrente constante da polaridade inversa, e menos com corrente pulsada, já que a polaridade direta nem se aplica. Por causa de algumas propriedades do titânio ou da placa de óxidos na superfície do titânio, o ponto catódico constantemente muda a posição durante a soldagem, acompanhado de desvios de respingos por um jato catódico e, conseqüentemente, pela formação de cordão irregular. Esse mecanismo de geração de respingos é totalmente diferente do que geralmente é visto na soldagem de matérias mais populares, a saber, ou durante destacamento da gota de arame-eléctrodo em voo livre (transferência pulsada ou spray) ou na hora de efeito pinch, quando rompe-se a ponte entre a gota e a poça (transferência por curto-circuito). Na soldagem de titânio, geração de respingos acontece quando a parte de gota já está transferida para poça de fusão. Assim, as características indesejáveis da soldagem de titânio estão em uma forte interligação entre si. Foram encontrados comentários sobre ação da placa de óxidos na superfície de chapa, que favorece a emissão de elétrons, porém a maioria dos trabalhos foi realizada em cima de chapas com superfície escovada, assim sem presença da placa de óxidos. Como a placa pode influenciar a emissão catódica, então a mesma deveria ser preservada estrategicamente. Vários autores acharam que a magnitude desses fenômenos pode ser controlada por alguns fatores da soldagem e apresentaram a própria solução, que resumidamente estão apresentadas na Tabela 4.1. Porém, a maioria das hipóteses apresentadas por autores baseia-se nas expressões como “pode ser”, “parece”, “sente-se”, assim demonstrando uma certa incerteza nas afirmações. Assim, demanda-se a apresentação de fatos concretos, que claramente evidenciam o motivo dos fenômenos. Em geral, o comportamento do ponto catódico e a estabilidade do mesmo são os fatores relevantes num grande número de aplicações importantes (incluindo em soldagem), porém os mecanismos físicos que governam o comportamento de ponto catódico ainda não estão

completamente entendidos e os estudos deles são de interesse fundamental prático e teórico (SHINN, FARSON E DENNEY, 2005).

Tabela 4.1. – Motivos para o surgimento das características indesejadas na soldagem de titânio e soluções sugeridas

Nº	Motivo	Referência
1	Propriedade de titânio (tipo de emissão, deslocamento de ponto catódico, presença de placa de óxidos)	Salter e Scott (1967); Ries (1983); Eickhoff e Eagar (1990); Shinn, Farson, Denney (2005); Otani (2007); Sequeira Almeida (2012).
2	Tipo de polaridade e curva de corrente	Salter e Scott (1967); Ries (1983); Zhang e Li (2001).
3	Parametrização de soldagem (nível de potência, nível de corrente)	Franco-Ferreira e Patriarca (1959); Stark; Bartlo; Porter (1962); Ries (1983).
4	Gás de proteção (Ar puro)	Salter e Scott (1967); Wolfe et al. (1965); Nishikawa et al. (2000).
8	Propriedade de titânio (tensão superficial)	Zhang e Li (2001); Sun et al. (2015).
6	Deslizamento de arame-elétron em roletes	Toyoda et al. (2003).
7	Alta resistividade elétrica	Wolfe et al. (1965).
	<b>Soluções</b>	<b>Referência</b>
1	Polaridade e curva de corrente especial (MIG Pulsado, MIG CMT)	Salter e Scott (1967); Ries (1983); Zhang e Li (2001); Sequeira Almeida e Williams (2010a).
2	Otimização de parâmetros de soldagem	Franco-Ferreira e Patriarca (1959); Stark; Bartlo; Porter (1962).
3	Teor de O <sub>2</sub> no gás de proteção	Nishikawa et al. (2000).
4	Gás de proteção com teor de He	Wolfe et al. (1965); Salter e Scott (1967).
5	Micro oscilação da tocha de alta frequência	Otani (2007).
6	Adição de uma fonte de calor na frente da poça de fusão (Laser, TIG)	Shinn, Farson, Denney (2005); Kapustka (2008).
7	Arame-elétron revestido com óxidos	Toyoda et al. (2003).

#### 4.1.2 Função da camada de óxidos na superfície de metal de base durante ação de arco elétrico

Existem vários trabalhos que discorrem sobre o efeito de óxidos naturais, que compunham a camada superficial da chapa, nas características do arco elétrico e qualidade final do cordão. Realmente, todos os materiais metálicos estão cobertos por uma camada de óxidos, formada durante o tempo de contato/reação com um meio oxidante.

Essa camada com correspondente composição e formada nas condições de estabilidade termodinâmica, tem função passiva, que impede crescimento contínuo da

camada de óxido (VIRTANEN, 2011), por apresentar átomos muito compactos que dificultam a difusão de  $O_2$  para dentro de material. A camada é benéfica para o material por apresentar uma certa resistência à corrosão (verificado para materiais como aço inoxidável, alumínio, titânio, etc.). Porém, durante a soldagem a camada de óxidos pode entrar na poça de fusão, e causar a formação de inclusões, mesmo microscópicas, afetando as propriedades mecânicas. A camada de óxido de alumínio tem temperatura de fusão muito maior do que o próprio alumínio, assim a mesma causa dificuldade a fusão do material na polaridade negativa (VIEIRA JÚNIOR e SCOTTI, 1999) e aumenta risco de surgimento dos defeitos como porosidades, trincas e faltas de fusão (MATHERS, 2002; LANCASTER, 1999; KOU, 2003). As temperaturas de fusão de material e de óxido correspondente estão apresentadas na Tabela 4.2.

Tabela 4.2 – Temperaturas de fusão de metal e de óxido desse metal

Metal	$T_f$ metal, °C	Óxido de metal	$T_f$ óxido, °C
AISI 304L	1455 <sup>1</sup>	$Cr_2O_3$	2330 <sup>2</sup>
Al 2014-O	638 <sup>1</sup>	$Al_2O_3$	2072 <sup>2;3</sup>
Ti-6Al-4V	1660 <sup>1</sup>	$TiO_2$	1843 <sup>2;3</sup>

Obs.: 1 – ASM Aerospace Specification Metals Inc, website; 2 – Patnaik (2002); 3 – João et al. (2017)

Os materiais se dividem entre refratários, como W, Mo, Ta, Nb, e não refratários, como Al, Fe e etc. Material refratário são aqueles que não mudam suas propriedades em altas temperaturas. Desta forma, refratariedade é uma característica relativa e não uma propriedade intrínseca do material, pois depende da propriedade a que se refere. Porém, alguns autores relacionam refratariedade com o ponto de fusão; os metais considerados como refratários têm o ponto de fusão acima de 1800 ° C (FANG, 2018), 2000° C (ROWE e STARCK, 2003; LEICHTFRIED; STICKLER; KNABL, 2004), como W, Ta, Mo, Nb, Zr, Os, Ir, Re. O titânio, encontra-se em algumas fontes citadas como refratário (EICKHOFF; EAGAR, 1990; SEQUEIRA ALMEIDA, 2012) e em outros como não refratário (ASM Metals Handbook v2, 1990).

Do ponto de vista de soldagem, materiais refratários são aqueles que emitem elétrons em temperaturas abaixo da fusão, como sugere Cruz e Scotti (2015). Os refratários, caso sejam atuando como cátodo sustentam a emissão termiônica, denominados como cátodo quente, e os não refratários sustentam a emissão por campo, denominados como cátodo frio. Cruz e Scotti (2015) demonstraram que o Fe poderia atuar como emissor termiônico, caso o diâmetro de eletrodo seja em torno de alguns metros para uma dada corrente típica de soldagem. Mas para isto, este diâmetro teria de se aquecer por efeito joule (assim, fato não realista).

A emissão por campo propaga a limpeza catódica em volta da poça de fusão, e da efetividade dessa limpeza depende a qualidade final do cordão. Caso a chapa atue como anodo, geralmente executam alguns cuidados prévios de remoção da camada de óxidos por meios mecânicos e/ou químicos (Lancaster, 1999; Mandal, 2001; Kou, 2003). Depois de limpeza do material seja feita, a soldagem/deposição deve ser realizada dentro de um curto período de tempo. No caso de alumínio, por exemplo, um período de até quatro horas geralmente é considerado aceitável (Mathers, 2002). Sob a limpeza previa entende-se principalmente a remoção de sujeiras, óleo e graxas do que do óxido propriamente dito, até por que, conforme Thulukkanam (2013) e Jeurgens et. al. (2002), a regeneração da camada de óxidos em materiais com alto potencial de oxidação, como Al, Cr e Ti é muito rápida, então acontecendo antes do início da soldagem/deposição.

Em relação de titânio, encontram-se algumas sugestões de normas e guias práticos, listadas a seguir:

- A Norma AWS D10.6/D10.6M (2000), um guia de soldagem de tubos de titânio por processo TIG, indica uso de polaridade EN e recomenda executar a limpeza completa de chapas e de material de adição, incluindo a limpeza de impressões digitais, imediatamente antes de soldagem para prevenir contaminações. Mesmo tubos recebidos direto de fabricação, que não apresentam a placa de óxidos, devem passar por desengorduramento em acetona ou álcool. Camada de óxidos formada à 600 °C pode ser removida por decapagem em solução de ácidos. Já camadas de óxidos formadas em temperaturas acima de 600 °C, que são mais grossas, precisam ser banhadas em sal fundido ou passar por remoção mecânica seguindo por decapagem em solução de ácidos;
- A Norma AWS G2.4/G2.4M (2007), um outro guia para soldagem por fusão de titânio e ligas de titânio, indica uso de EN para processos GTAW e PAW e uso de DCEP para MIG, apontando que as camadas de óxidos de titânio consistem de três tipos de óxidos,  $TiO_2$  na superfície,  $Ti_2O_3$  abaixo e  $TiO$  próximo ao metal.
- Já a norma AWS G2.4/G2.4M (2014) recomenda executar cuidadosamente a limpeza previa da zona a ser soldada e das zonas de vizinhança;
- A Norma AWS D1.9/D1.9M (2015), um código de soldagem estrutural – titânio para processos TIG, PAW, MIG, EBW e LBW, não permite a soldagem de chapas com superfícies contendo grande quantidade de carepa, óxidos, carbetos ou nitretos;
- Conforme Hornberger (1999), autor de um guia pratica de soldagem de titânio da AWS pelos processos de soldagem TIG, PAW, MIG, EBW, LBW e RW, recomenda remoção de carepa e outras contaminações obrigatoriamente antes de soldagem;

- O AWS Welding Handbook (2015) destaca que placa de óxidos formada a 595 °C, como por exemplo durante processo de conformação, é de difícil remoção por apenas meio químico e a remoção mecânica é necessária antes de remoção química. Uma micrografia da camada de óxidos formada na superfície de titânio Grade 2 forjado está ilustrada na Figura 4.18.

Também, foi encontrado um método não tradicional de remoção de camada de óxido e outras contaminações residuais na superfície de chapas de titânio, através da pulsação de um laser de fibra ótica em meio de argônio (Kumar et al., 2010). Esse método foi utilizado como preparação previa para soldagem TIG DCEN que garante o controle de espessura removida, precisão de posição, pouco efeito sobre propriedades e excelente qualidade de juntas soldadas. Porém, a base de informação apresentada acima não fica muito claro se é necessário efetuar a remoção completa da camada de óxidos ou realizar apenas um desengorduramento, e se o procedimento é obrigatório para todos os tipos de soldagem.



Figura 4.18– Micrografia de camada de óxidos formada na superfície de titânio Grade 2 forjado (adaptado de AWS WELDING HANDBOOK, 2015)

No caso de soldagem de alumínio, como a camada de óxidos apresenta uma dificuldade de ser fundida, agregando uma possibilidade de surgimento de defeitos, a caracterização dela encontra-se bastante estudada para processos de soldagem PAW e TIG com a alternância das polaridades (CA). Onda retangular de corrente CA combina os benefícios de duas polaridades, EN e EP. O principal benefício da polaridade EP é a ocorrência de emissão por campo, que se manifesta por surgimento dos pontos catódicos na superfície, responsáveis pela limpeza catódica, em meio de gases inertes. Sarrafi e Kovacevic (2010) verificaram que a espessura de camada dos óxidos naturais passou, depois de ação de polaridade EP, de 450-500 nm para 40-50 nm. Os autores notaram que espessura final foi provavelmente formada por reoxidação formada depois de passagem de arco, mas mesmo assim a redução ficou em torno de 10 vezes. Acha-se, que a ocorrência dos pontos catódicos é favorecida por presença de camada de óxidos, que tem menor nível de função de trabalho de que o próprio metal. Conforme Fuerschbach (1998) a presença de óxidos na superfície

contribui na estabilidade de arco, porém a ação muito longa de EP resulta em uma limpeza catódica abundante, que recolhe todos os óxidos da superfície e deixa o arco vagando, resultando em instabilidade de arco. Alargamento da zona de limpeza catódica em volta de cordão pode significar arco vagando excessivamente e formação dos cordões insatisfatórios. Scotti; Dutra; Sanches (1998) deduzem no trabalho deles que se houver pouco óxido na superfície da chapa, não acontece a emissão, e o arco vagaria a superfície procurando por óxidos novos, como a fonte de própria sustentação. Assim, precisa-se de uma condição ótima de tempo de ação de EP, que proporcione uma boa limpeza catódica, sem formação de defeitos e afeto da estabilidade de arco. Também, existe uma outra opinião sobre a instabilidade de arco, onde se acha que a espessura de placa de óxidos pode ser irregular, que acaba variando a função de trabalho, deixando os pontos catódicos surgir em pontos aleatórios de menor resistência, gerando uma instabilidade de arco (CHO; LEE; BAE, 2015).

A eficiência da limpeza catódica pode ser controlada por parâmetros de soldagem (FUERSCHBACH, 1998; SARRAFI; LIN; KOVACEVIC, 2009). Foi determinado que o tempo de duração de DCEP é um fator mais influente na qualidade de limpeza catódica e deve estar na faixa de 1,3-2,1 ms, que garante uma limpeza catódica e estabilidade de arco satisfatório (SCOTTI; DUTRA; SANCHES, 1998; SCOTTI; REIS, 1999; CIRINO; DUTRA, 2009; SARRAFI; LIN; KOVACEVIC, 2009), sem prejudicar estado do elétrodo de tungstênio. Aumento de tempo de ação de EP leva ao aumento da zona de limpeza catódica (SARRAFI; LIN; KOVACEVIC, 2009) e aumento do desgaste do elétrodo de tungstênio, formando uma ponta redonda, que também pode vir a ser motivo da instabilidade de arco (CHO; LEE; BAE, 2015). O tempo de ação de EP chegou a ser otimizado até um nível sinérgico, onde a polaridade é alterada apenas nos momentos quando é necessário realizar uma remoção dos óxidos, proporcionando a uma alta eficiência térmica, por usar mais a polaridade DCEN, boa limpeza catódica e estabilidade de arco adequada, por estar agindo na polaridade DCEP apenas o tempo determinado por controle. A empresa dinamarquesa *MIGATRONIC* desenvolveu esse tipo de sistema para fins comerciais, com controle baseado no sinal de tensão (POULSEN; SCHEELE; JORGENSEN, 1993). Rocha e Scotti (2002) desenvolveram um sistema parecido, porém dedicado mais para fins científicos, e a parametrização de soldagem se ajusta só pelo nível de corrente. Em relação a outros parâmetros de soldagem, foi achado que a corrente e velocidade de soldagem têm menor influência na limpeza catódica, enquanto a frequência de troca de polaridades quase não tem influência na limpeza catódica (SARRAFI; LIN; KOVACEVIC, 2009).

Scotti; Dutra; Sanches (1998) estudaram a influência do tempo de ação de EP, amplitude de corrente e velocidade de soldagem na estabilidade de arco, utilizando a condição natural dos óxidos na superficiais da chapa. Eles relataram que duração de EP por 2 ms é adequado para garantir a estabilidade de arco, mas com um valor maior pode melhorar

a geometria de cordão de alguns tipos de alumínio. Vieira Júnior e Scotti (1999) verificaram a influência de condições superficiais da chapa, como com óxidos naturais, com a remoção química de óxidos e com oxidação artificial na estabilidade de arco e determinaram que no caso da condição de óxidos naturais a largura de cordão e da zona de limpeza catódica são menores, enquanto a superfície com a remoção química provoca a largura de cordão e a zona de limpeza catódica maiores, assim e maior instabilidade do arco. Yarmuch e Patchett (2007) também compararam o comportamento de arco usando as chapas com óxidos removidos da superfície, com oxidação artificial e oxidação por anodização. Eles acharam que no caso de chapas com óxidos naturais removidos e com a oxidação artificial o aumento de duração de EP leva a aumento igual da penetração e da largura de cordão. Já no caso de oxidação por anodização, onde se espera maior quantidade de óxidos, a penetração aumentou mais do que nos primeiros dois casos citados, e a zona de limpeza catódica reduziu.

Costuma-se considerar uma maior eficiência térmica na polaridade DCEN (Mathers, 2002; Kou, 2003; Norrish, 1992; ASME Metals Handbook v6, 1993). Scotti; Dutra; Sanches, (1998) determinaram que aumento de tempo de ação de EN (com a frequência de até 100 Hz) leva ao aumento da penetração e estabilidade de arco. Em contradição à essa afirmação, existem trabalhos que declaram que a eficiência térmica é maior na polaridade EP (YARMUCH; PATCHETT, 2007; CIRINO; DUTRA, 2009; CHO; BAE, 2015). No ponto de vista de Yarmuch e Patchett (2007), o fenômeno acontece exclusivamente em situação de presença de óxidos naturais na superfície, que favorece aumento da quantidade de pontos catódicos, assim e todos os processos térmicos característicos, como bombardeamento iônico, convecção e radiação térmica, conseqüentemente o imposto de calor aumentam. Cirino e Dutra (2009) acham que o fenômeno é mais pronunciado na situação de duração da polaridade EP na faixa de 20-50 %, que favorece a criação da maior área de contato entre arco e a peça, assim aumentando a densidade de energia, porém é notado que a tendência não é totalmente linear e depende de cada nível de porcentagem de EP. Cho, Lee, Bae (2015) acham que a espessura mais grossa de óxidos corresponde à maior densidade de energia de que a espessura mais fina, para mesmo tempo de EP. Fuerschbach (1998) em relação da eficiência de arco no processo PAW VP, utilizou chapas com os óxidos superficiais removíveis quimicamente e determinou que a polaridade não tem efeito consistente na transferência de calor em chapa. Também verificou que, ao contrário da emissão termiônica, na emissão por campo não acontece resfriamento de cátodo por saída de elétrons. Das características de pontos catódicos está conhecido que são pequenos pontos brilhantes de diferente tamanho e tempo de vida, que depende de cada material e espessura de camada de óxidos (GUILE, 1980). De acordo com Sarrafi e Kovacevic (2010), foi determinado que os pontos catódicos ocorrem pela toda área coberta por arco de soldagem, executando caminho de ida e volta pelo mesmo campo, porém a densidade de pontos varia pela área, que resulta em formação

de uma zona perto de cordão mais limpa e brilhante, e a outra zona, mais afastada de cordão, menos. Ainda, encontra-se a informação (SHINICHI et. al., 2015) de que o comportamento dos pontos catódicos está diretamente ligado à distribuição de corrente no jato de plasma, e que a velocidade de pontos catódicos é maior perto do centro da poça de fusão (100 m/s), sendo que os mesmos estão ausentes na área côncava no meio da poça, e a velocidade menor na área em volta da poça coberta por óxidos (10 m/s). A área de vizinhança de poça de fusão não está suficientemente protegida de oxidação por gás de proteção e os pontos catódicos permanecem mais tempo nessa área. Em relação ao tipo de pontos catódicos, Guile (1979) *apud* Lancaster (1984) classificam três tipos de pontos catódicos durante a emissão, a saber, tipo vapor (*vapor type*), para superfícies que não possuíam placa de óxidos; tipo túnel (*tunneling type*), para superfícies que possuíam placa de óxidos até 10 nm; e tipo misto (*switching type*), para superfícies que possuíam placa de óxidos grossa.

#### 4.1.3 Ação estabilizante no arco elétrico pelo gás de proteção com pequeno teor de oxigênio

Pela analogia da soldagem de alumínio com processo TIG e PAW VP em meio de gases inertes, onde o arco se torna instável quando a chapa atua como cátodo por longo tempo, na soldagem MIG EP em meio de gases inertes, onde a chapa atua com cátodo, também é declarado ocorrência de instabilidade de arco. Considera-se que essa instabilidade é causada por alta mobilidade de pontos catódicos (MODENESI e NIXON, 1994) e foi notada na soldagem de vários metais, como aço ao carbono (LANCASTER, 1986; COSTA; STARLING; MODENESI, 2007), aço inoxidável, alumínio (COSTA; STARLING; MODENESI, 2007) e titânio (ver item 4.1.1).

Jonsson; Murphy; Szekely (1995) criaram um modelo teórico baseado no cálculo de propriedades termofísicos do argônio puro e com adição de até 5 % de oxigênio para determinar se a ação estabilizante do gás contendo  $O_2$  é em função de alteração de características de arco ou características de ponto de anodo e cátodo. Eles determinaram que adição de até 5 % de  $O_2$  no argônio tem pouca influência nas características de arco, alteração de até 5 % no fluxo de massa, momentum de fluxo, potencial elétrico e temperatura, e assim é maior no comportamento de cátodo, que favorece a formação dos óxidos e redução da movimentação dos pontos catódicos. A regeneração contínua da placa de óxidos na superfície de material durante a soldagem executa efeito estabilizante na emissão catódica e o arco (MODENESI e NIXON, 1994). Modenesi e Nixon (1994) também afirmaram que quando utilizado um gás de proteção relativamente rico em oxigênio na soldagem MIG/MAG, os pontos catódicos serão localizados apenas na borda da poça de fusão e ocupará a área minimamente necessária. No entanto, se o potencial de oxidação do gás de proteção não está suficientemente alto, a região catódica vai se expandir para alcançar áreas de óxidos frescos e a área vai aumentar.

Shackleton e Lucas (1974) estudaram a influência de adição de pequenos teores de  $O_2$  e  $CO_2$  (misturas tipo Ar- $O_2$ , Ar- $CO_2$ , Ar-He- $O_2$  e Ar-He- $CO_2$ ) nas misturas gasosas para soldagem MIG/MAG de aços ao carbono micro ligados HY80 e HY130. Autores definiram que na soldagem com eletrodo positivo e os gases inertes puros, além de mecanismos catódicos instáveis, ocorre a transferência metálica errática, a poça tem baixa molhabilidade e os cordões têm perfis convexos. Conforme eles, esse comportamento, e os problemas associados, são eliminados por adição de pequena quantidade de gás oxidante (1,5 %  $O_2$  e 1-10 %  $CO_2$ ), enquanto a mistura de Ar + 2 %  $O_2$  é uma combinação que oferece melhores características operacionais e geométricas das soldas. Paton; Rimskiy; Galinich (2014) consideram a quantidade ótima de oxigênio no Ar entre 3 e 5 % para soldagem de aços ao baixo de carbono e aços de baixa liga, enquanto para aços inoxidáveis austeníticos é entre 1 e 2 %, que melhora a estabilidade de arco e a transferência metálica.

Experiências indicam a adição de menos de 5 % de  $O_2$ , por redução de corrente de transição (PATON; RIMSKIY; GALINICH, 2014); transferência metálica instável; alta molhabilidade da poça de fusão e formação de cordões com aspecto de escorrimento (BAIXO; DUTRA, 2009); redução de quantidade de elementos de liga (FERRARESI ET. AL., 2008); aumento de quantidade de escoria (FERREIRA FILHO; BÁLSAMO; FERRARESI, 2007). Interessante notar que na soldagem de aço inoxidável austenítico pelo processo TIG EN, a adição de até 1 % de oxigênio provoca grande aumento de penetração, hipoteticamente por reação entre a placa de óxidos e o mecanismo de convecção Marangoni na poça de fusão (LU; FUJII; NOGI, 2009).

#### 4.1.4 Resultado de reação entre titânio e oxigênio

As ligas de titânio podem se apresentar na forma de duas fases alotrópicas e a predominância ou não entre estas fases em temperatura ambiente determina a classificação geral das ligas como ligas do tipo  $\alpha$ , ligas do tipo  $\alpha$ - $\beta$  e ligas do tipo  $\beta$ . A fase  $\alpha$  tem estrutura cristalina hexagonal compacta, mais dura e frágil e fase  $\beta$  tem estrutura cúbica de corpo centrado, menos dura e mais dútil. Titânio comercialmente puro é composto principalmente por fase  $\alpha$ . A liga de titânio Ti-6Al-4V faz parte das ligas  $\alpha$ - $\beta$ , com temperatura de transformação de fases a 980 °C, assim mantendo a fase  $\alpha$  até 980 °C e a fase  $\beta$  depois de 980 °C. A formação das ligas por adição de outros elementos em titânio puro leva à variação da porcentagem das fases e da temperatura de transformação das mesmas. Elementos com Al, O, N, C estabilizam fase  $\alpha$ , enquanto elementos como Mo, V, Nb, Ta, Mn, Cr, Co, Ni, Fe, Cu e Si estabilizam fase  $\beta$  (CAMPBELL, 2006). Ou seja, os elementos de liga fazem parte de rearranjo microestrutural do material, se juntando com o titânio em vista de fase  $\alpha$  ou  $\beta$ .

Caracterização de camada de óxidos. Conforme Leyens e Peters (2003), a formação de camada de óxidos a partir de superfície limpa de um metal acontece em quatro passos: absorção de oxigênio pela superfície, nucleação de óxido, crescimento lateral de núcleo, formação de camada compacta de óxido (Figura 4.19.) Quando a formação é concluída e a superfície está completamente coberta por óxido, a mesma protege o material de meio gasoso. A continuidade de crescimento da camada de óxido depende do mecanismo de transporte de massas (difusão de gás) através de camada de óxidos. Kafstad (1966) cita que dependendo da temperatura de aquecimento, a cinética de oxidação segue uma certa lei, indo de logarítmico, cúbico, logaritmo-parabólico, parabólico para linear com aumento da temperatura. Também, esse autor determinou que durante o aquecimento de titânio em atmosfera de gases inertes acontece a perda de peso, que representa a evaporação de material, enquanto ganho de peso acontece depois de iniciação de oxidação de material.

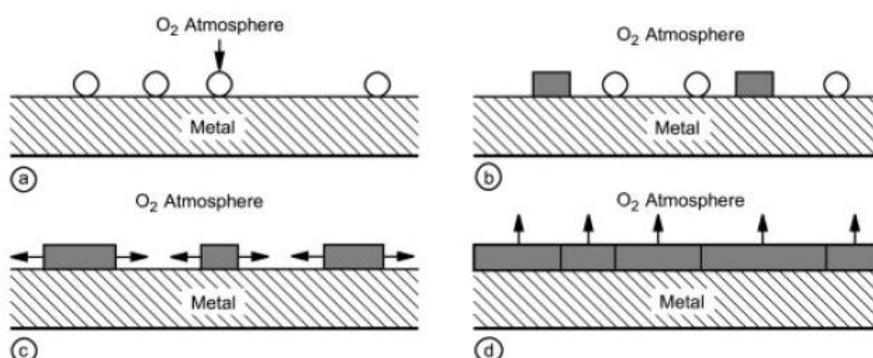


Figura 4.19 – Principais passos de crescimento de camada de óxidos (LEYENS e PETERS, 2003)

Gaddam et al. (2015) caracterizaram as camadas de óxidos formados em 500, 593 e 700 °C durante 500 h numa liga de titânio Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo em meio de ar ambiente. Os aspectos micrográficos das camadas de óxidos obtidos estão demonstradas na Figura 4.20. Autores comentam que amostras aquecidas até 500 °C e 593 °C tenham uma camada de óxidos densa e compacta com boa aderência ao substrato, enquanto amostra aquecida até 700 °C apresenta a camada de óxidos porosa e que chega de se destacar de substrato já com 200 h de tratamento.

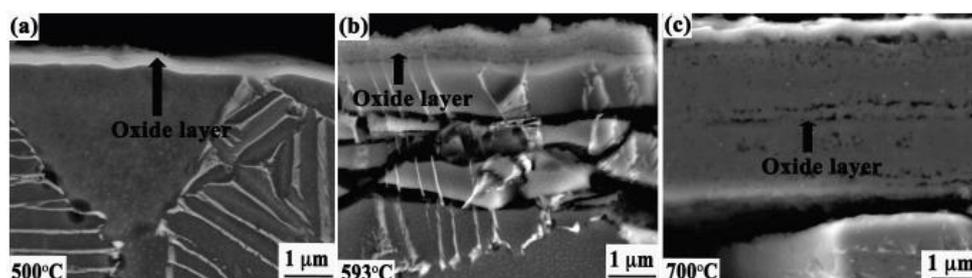


Figura 4.20 – Aspecto micrográfico de camadas de óxidos formados em 500, 593 e 700 °C depois de tratamento térmico de 500 h em meio de ar ambiente (GADDAM et al., 2015)

Sefer (2014) comenta que aparentemente diferentes elementos de liga do material tenham suas influências no mecanismo de oxidação. Para liga Ti-6Al-4V foi observado a formação de multicamadas de óxidos, que consistem em camadas de  $TiO_2$  e camadas de  $Al_2O_3$  arranjadas em certo ordem e distanciamento (Figura 4.21), o que não foi visto para liga Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo. Esses autores comentam que a separação de camada de óxidos em Ti-6Al-4V acontece por causa de diferente coeficiente de expansão térmica entre camada de óxido e metal de substrato, que se expande progressivamente pela toda área de contato. Conforme Du et al. (1994), a camada externa das multicamadas, na interface óxido/gás, consiste sempre de  $Al_2O_3$  e a camada, na interface óxido/metal, consiste sempre de  $TiO_2$ . Acima de 850 °C, camadas de  $Al_2O_3$  começam se formar mais frequente e as multicamadas de  $Al_2O_3$  e  $TiO_2$  chagam a apresentar trincas entre si. Óxido tipo  $TiO_2$  é o mais comum, que se forma depois de chegar ao 1300 °C, enquanto a formação dos óxidos  $Ti_2O$ ,  $TiO$ ,  $Ti_2O_3$ ,  $Ti_3O_5$  depende de especificidade das condições térmicas, conforme Kafstad (1966).

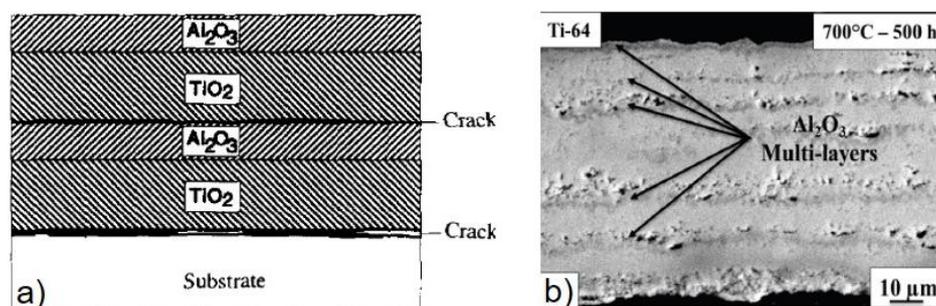


Figura 4.21 – a) Esquema ilustrativa de processo de oxidação de Ti-6Al-4V entre 650 e 850 °C (Du et al., 1994) b) Aspecto micrográfico de multicamadas de óxidos formados em Ti-6Al-4V em 700 °C (SEFER, 2014)

Caracterização de  $\alpha$ -case. Conforme Ogden e Holden (1958), o  $\alpha$ -case é uma camada altamente dura e frágil formada na superfície interna de material em resultado de difusão de oxigênio sob a ação de altas temperaturas. Geralmente  $\alpha$ -case pode ser visto pela análise microestrutural, para cuja revelação utiliza-se o ataque químico especial. Porém nem sempre essa análise transmite a profundidade equivalente e a profundidade pode ser maior de que revelada por análise de macro/microestrutura. Hogue (2012) comenta que a diferença entre revelação da profundidade de  $\alpha$ -case por análise microscópica e por análise de microdureza pode acontecer por causa do tipo de ataque utilizado. Conforme Sefer (2014), o reagente Kroll utilizado para revelação de microestrutura, contém o ácido HF, que dissolve a camada de óxido e o metal, e o ácido  $HNO_3$ , que serve como agente oxidante que passiva a superfície do titânio. Para revelação do  $\alpha$ -case aplica-se a solução 2 % HF com água ou solução a base de ácido oxálico, o último apresenta maior contraste. Porém, a análise mais confiável para determinação da profundidade de  $\alpha$ -case considera-se a microdureza (Ogden e Holden 1958,

Li; Xie; Zhou, 2005). A norma AWS D10.6/D10.6M (2000) credita um aumento de microdureza em até 30 Brinell em relação de apresentado pelo metal de base.

Conhecido que o aquecimento do titânio em uma proteção gasosa insuficiente se manifesta pela coloração da superfície. Geralmente, a cor prata e dourada considera-se como a proteção suficiente (AWS G2.4/G2.4M, 2014; AWS D10.6/D10.6M, 2000). Os pesquisadores Li; Xie; Zhou (2005) estudaram a relação entre a coloração superficial do material com a contaminação, propriedades mecânicas e microestruturais, formados depois de soldagem a laser do titânio puro CP-2 Ti, utilizando como gás de proteção a mistura de Ar 99,9999% e o oxigênio com teor na faixa de 0 – 10 %. Tomando como base uma microdureza do metal de base de 191 HV, a soldagem com Ar puro resultou em superfície de cor prata e microdureza de 242 HV. Já com mistura de Ar e 0,15 %, 0,5 % e 1,5 % de oxigênio passou para coloração dourada, dourada escura e dourada escura/roxa, respectivamente, acompanhada com aumento de microdureza para 246 HV, 247 HV e 254 HV. O uso de uma mistura de Ar com teores de O<sub>2</sub> tão altos como 2 %, 3 %, 5 % e 10 % levou a uma reação mais crítica, a coloração passou para dourada escura/roxa, roxa/azul, azul e azul seguido pelo aumento de microdureza para 282 HV, 295 HV, 323 HV e 373 HV, respectivamente. Nesse trabalho, os autores definiram o teor de oxigênio de até 2 % como aceitável, já como a alteração de microdureza está dentro de faixa permitida pelas normas utilizadas no trabalho. Em relação de microdureza, os autores definiram que a microestrutura de metal de base é alfa equiaxial uniforme, enquanto para o caso de soldagem com Ar puro a microestrutura passou para mistura de grãos grosseiros de alfa com aspecto de “dentes de serra” e alfa acicular refinada. Já no caso de mistura com 0,5 a 1,0 % de O<sub>2</sub> reduziu o tamanho de grão e quantidade de alfa com aspecto de “dentes de serra”, mas aumentou alfa acicular e alfa em plaquetas. Para a mistura com 1,5 % a 2,0 % de O<sub>2</sub> na microestrutura predomina alfa acicular e em plaquetas, enquanto para mistura com O<sub>2</sub> acima de 2 % a microestrutura se manifesta por alfa em plaquetas agrupadas em colônias, formando a estrutura Widmanstatten, morfologia clássica do tipo “trançado”. Li; Xie; Zhou (2005) comentam que os resultados são diferentes de resultados geralmente observados na soldagem TIG, por causa de menor calor imposto, maior taxa de resfriamento e, assim, menor difusão de oxigênio.

Jordan (2008) também trabalhou sob a correlação entre a coloração superficial e formação de  $\alpha$ -case, durante o tratamento térmico, em vácuo e ao ar, de liga de titânio Ti-6Al-4V. Ele determinou que as colorações prata, dourado e dourado escuro obtido em condições de aquecimento e resfriamento em vácuo não apresentam  $\alpha$ -case. Já as amostras aquecidas em vácuo e resfriadas com o forno aberto resultou em coloração azul e roxo/azul apresentando o  $\alpha$ -case de espessura de 10,1  $\mu\text{m}$  (ambiente úmido) e 7,6  $\mu\text{m}$  (ambiente seco) correspondente. Tratamento totalmente ao ar ambiente resultou em coloração cinza/marrom e  $\alpha$ -case de 3,81  $\mu\text{m}$  com a escória de óxidos de 5,05  $\mu\text{m}$ . As amostras que apresentaram  $\alpha$ -

case também demonstraram ganho de peso de 0,0012 g e 0,0014 g. Gaddam et al. (2013) investigaram as características do  $\alpha$ -case durante tratamento térmico de liga de titânio Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo e Ti-6Al-4V, nas temperaturas de 500/593 °C e 593/700 °C respectivamente, durante 500 h seguidos. Os dois materiais durante a tratamento até 593 °C apresentaram parecido de até 30  $\mu$ m, enquanto sob a temperatura de 700 °C apresentou  $\alpha$ -case de 200  $\mu$ m e um maior ganho de peso.

Wu et al. (2016) investigaram o comportamento de Ti-6Al-4V com espessura de amostras de 2, 3 e 4 mm com presença de  $\alpha$ -case de 0,35 mm de profundidade durante ensaio de flexão e de impacto (colocando as amostras com lado de  $\alpha$ -case virado de face ou de costas para a força atuante, simulando a tensão de tração e compressão). A força máxima de flexão suportada pela amostra sem  $\alpha$ -case foi de 1410 MPa. Amostra sob tensão de compressão aumentou a força máxima de flexão para 1570 MPa, que caiu um pouco com aumento da espessura de amostra. Amostra sob tensão de tração reduziu a força máxima de flexão para 710 MPa, que aumentou consideravelmente com aumento de espessura de amostra (reduzindo a parcela de  $\alpha$ -case por seção). A energia de impacto absorvida pela amostra sem  $\alpha$ -case ficou em 35,3 J, enquanto para amostra com face de  $\alpha$ -case na direção de impacto reduziu para 29,9 J, e para amostra com  $\alpha$ -case de costas na direção de impacto reduziu para 7,5 J. Os resultados se explicam pela facilidade de surgimento de trincas em  $\alpha$ -case quais rapidamente se propagam para material e prejudicam as propriedades mecânicas.

Chretien et al. (2010) declararam que a presença de  $\alpha$ -case não pode ser aceita nas aplicações aeroespaciais, por possibilidade de provocar falhas em funcionamento das peças. Por causa disto, a mesma deve ser removida se a peça trabalha sob grandes esforços e condições dinâmicos (CHRETIEN et. al., 2010; GADDAM et al., 2013). A espessura de  $\alpha$ -case serve como a medida mínima que deve ser removida. Existe a informação que na área de fundição e forjamento acontece a contaminação de titânio por causa de contato de metal líquido ou aquecido com a superfície de molde. Chretien et. al. (2010) trabalharam sob a redução da formação de  $\alpha$ -case durante forjamento a quente, visando otimizar o custo de produto final. Esses autores utilizaram como material de investigação uma liga de titânio Ti-6Al-4V e Ti-6Al-4V ELI e três tipos de revestimento dos moldes. Autores determinaram que a liga Ti-6Al-4V ELI (com menor quantidade de O, N, He, Fe e C na composição química) forma  $\alpha$ -case de menor profundidade do que a liga Ti-6Al-4V em mesmas condições de experimento. O molde com revestimento *SJ advanced* causa formação de  $\alpha$ -case de menor espessura de que molde sem revestimento e com revestimento *SJ*. Os revestimentos *SJ* e *SJ advanced* pertencem os materiais desenvolvidos por *Advanced Technical Products Supply Co., Inc., USA*, que apresentam de si um revestimento cerâmico à base de fluxo (pó) de vidro (> 50 %) e água (< 50 %) destinado para proteger e lubrificar (durante forjamento e extrusão) as ligas de titânio contra crescimento de camadas de óxidos, camadas de  $\alpha$ -case e absorção

de hidrogênio. Também, os autores demonstram que a determinação da profundidade de  $\alpha$ -case por meio de medição de microdureza apresenta os valores maiores, que podem chegar aos 20 - 120 % acima de valores medidos por microscopia óptica. Assim, as profundidades de 42  $\mu\text{m}$  e 45  $\mu\text{m}$  medidas por microscopia óptica passam de ser 50  $\mu\text{m}$  e 100  $\mu\text{m}$  respectivamente, obtidos por medição de microdureza. A correlação de tipo de revestimento com a microdureza pode ser consultada no trabalho. Sung; Han; Kim (2005) criaram um tipo de revestimento de moldes, consistente de mistura de pós de  $\text{TiO}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  e sílica coloidal, que previne a formação de  $\alpha$ -case e fornece a microdureza uniforme durante todo perfil de produto fundido.

## 4.2 Desenvolvimento experimental

### 4.2.1 Metodologia, consumíveis, planejamento experimental e equipamento

Para alcançar o objetivo desse trabalho, a metodologia proposta foi baseada numa série de deposições por WAAM e para cada uma delas registrado o comportamento do arco por filmagens em alta velocidade. Ainda do ponto de vista metodológico, duas condições de deposição de camadas foram utilizadas, a saber:

- Deposição de uma camada sobre chapa com as dimensões 250 x 38 x 4,75 mm de aço inoxidável e 250 x 30 x 4,00 mm de liga de titânio (Figura 4.22(a)). Assumiu-se a largura das chapas como “infinita” do ponto de vista térmico;
- Deposição de múltiplas camadas sobrepostas sobre pré-parede (a chapa colocada perpendicularmente na superfície lateral, Figura 4.22(b)), com as dimensões 250 x 4,75 x 38 mm e 250 x 4,00 x 30 mm, para aço inoxidável e liga de titânio, respectivamente. A largura considerada como “finita”.

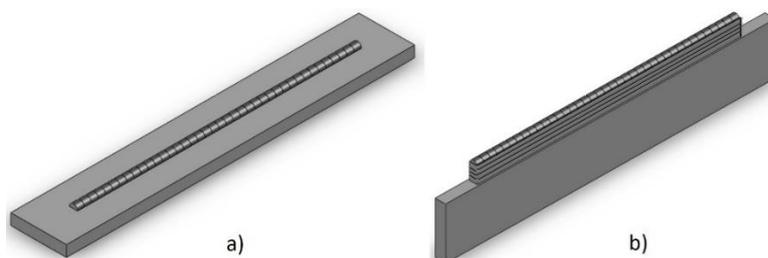


Figura 4.22 – Tipos de deposições: (a) deposição de uma camada sobre chapa; (b) deposição de múltiplas camadas sobre pré-parede

Para visualização mais completa do arco, as filmagens foram feitas por duas vistas, de frente e de lado em relação ao sentido de velocidade de deposição, como demonstra a Figura 4.23. Além das filmagens citadas acima, foram feitas mais duas séries adicionais, uma para observar a influência da velocidade de soldagem e a outra para observar o arco,

utilizando uma outra configuração da câmera, com o tempo de obturador menor, aproximando assim o aspecto do arco para a condição observada visualmente. Essas filmagens foram feitas, na sua maioria, apenas com vista lateral, na qual são os mais evidentes.

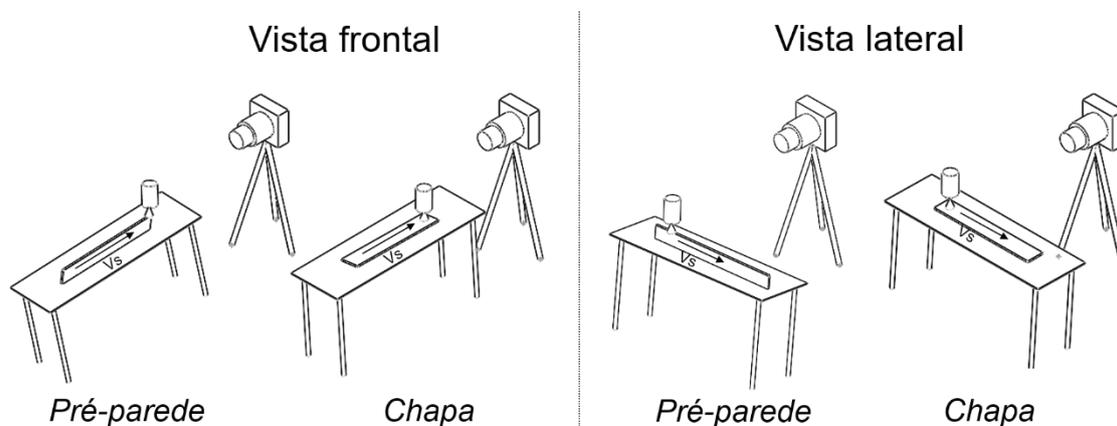


Figura 4.23 – Esquematização das vistas de filmagens

Como materiais de base foram utilizados uma liga de titânio Ti-6Al-4V e um aço inoxidável austenítico AISI 304. O arame-eletrodo é pertencente à classe do material de base, sendo Ti-6Al-4V (especificação SAE AMS 4954J) para deposição de titânio e ER308LSi para deposição de aço inoxidável, ambos com diâmetro de 1,2 mm. Como gás de proteção, foram utilizadas quatro misturas à base de Ar, com diferentes teores de oxigênio, entre eles, duas misturas comerciais, classe Ar 6.0 e Ar 4.8, uma mistura especial Ar + 200 ppm O<sub>2</sub> e outra mistura comercial classe Ar + 2 % O<sub>2</sub>. O respectivo teor de O<sub>2</sub> dos gases de proteção está apresentado na Tabela 4.3. O trailing gás foi utilizado para proteção de áreas aquecidas depois de deposição, por Ar 4.8 com vazão de 15 l/min.

Tabela 4.3 – Tipos de gás utilizados

Gás de proteção	Teor de O <sub>2</sub> (ppm)
Ar 6.0	0,2
Ar 4.8	3,0
Ar + 200 ppm O <sub>2</sub>	200,0
Ar + 2 % O <sub>2</sub>	20000,0

Resumidamente o planejamento experimental está apresentado na Figura 4.24.

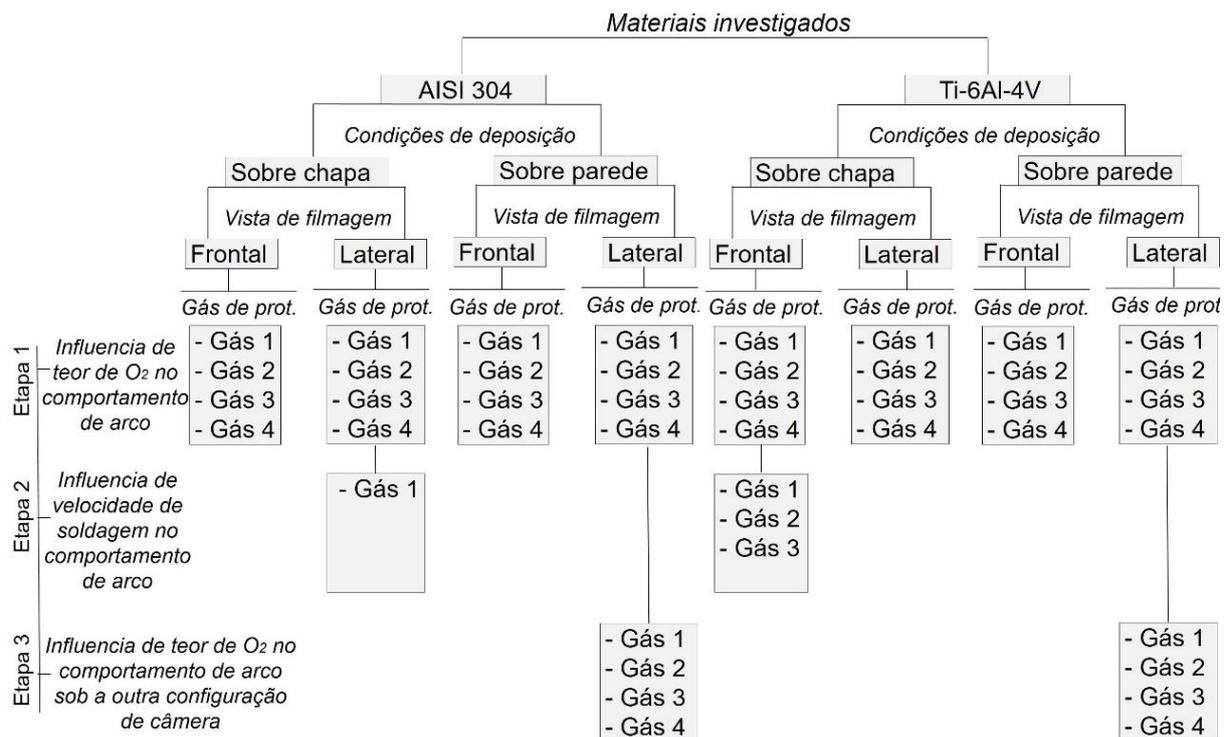


Figura 4.24 – Planejamento experimental

Para cada material foram utilizados parâmetros iguais de soldagem ao longo de todos os testes e estão apresentados na Tabela 4.4.

Tabela 4.4 – Parâmetros de regulagem do MIG/MAG CMT para aço inoxidável e liga de titânio (Vgás = 15 l/min)

No	Material	Linha sinérgica	DBCP (mm)	V <sub>alim</sub> (m/min)	cca	cb	V <sub>s</sub> (cm/min)	
							Etapa 1 e 3	Etapa 2
1	AISI 304	C0928	15	5,0	0	0	40	60
2	Ti-6Al-4V	C1001	15	6,0	0	0	40	50

Obs.: V<sub>a reg</sub> – velocidade de alimentação regulada; cca – correção do comprimento de arco; cb – correção boost; DBCP – distância bico de contato peça; Vgás – vazão de gás; V<sub>s</sub> – velocidade de soldagem

O teor de O<sub>2</sub> no gás de proteção Ar + 20000 ppm O<sub>2</sub> foi verificado por meio de um analisador de gás Oxybaby, cujo valor real é de 2,7 % de O<sub>2</sub>, ou seja, 27000 ppm. Porém, no texto será mantido Ar + 20000 ppm, seguindo a nomenclatura do fabricante, até porque a acurácia do Oxibaby para medição de O<sub>2</sub> não é elevada. Para os outros gases não foi possível efetuar a mesma verificação devido à resolução do aparelho-analisador. Sempre antes de iniciar a deposição, a vazão de gás foi verificada por meio de um bibímetro Dwyer (modelo RMA-22-SSV). Também, com intuito de aumentar a confiabilidade dos resultados obtidos, cada teste contou com a replicagem.

As camadas depositadas se formavam pelo deslocamento de substrato, uma vez que, para manutenção de foco, a tocha de soldagem foi mantida estacionária. A mesa teve sua posição alterada de forma a realizar as filmagens em duas vistas (Figura 4.25(a) e (b)). Para garantir uma fixação rígida dos substratos (materiais de base) na mesa de deposição, impedindo a variação involuntária da DBCP e empenamentos, a chapa foi fixada com ajuda de quatro grampos (Figura 4.25(c)) e a pré-parede foi fixada por um suporte para manter a perpendicularidade da parede em relação à superfície da mesa (Figura 4.25(d)). Para reduzir a oxidação do material posterior à tocha e aquecido pelo arco de soldagem nas deposições de liga de titânio, o dispositivo de proteção gasosa auxiliar em linha (traseiro) foi preso ao bocal da tocha, com distância de afastamento de 10 mm da chapa.

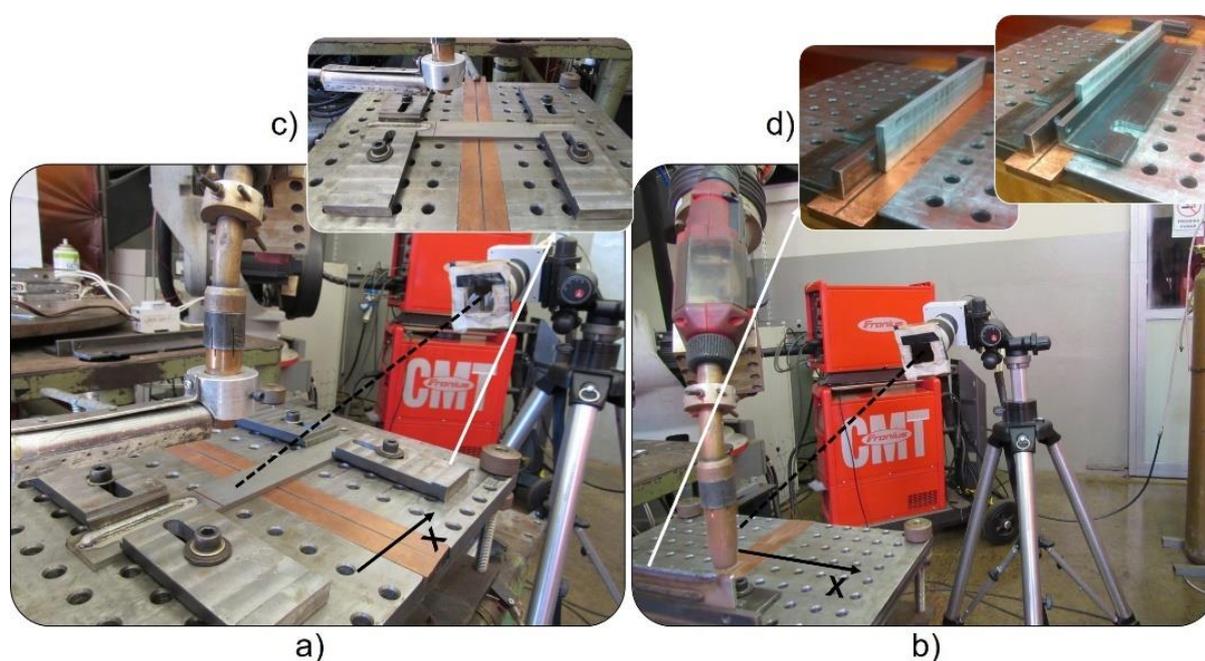


Figura 4.25 – Esquemas de filmagem: (a) para vista frontal; (b) para vista lateral; (c) suporte para fixação de chapa; (d) suporte para fixação de parede

As filmagens foram executadas com uma câmera NAC Image Technology (modelo Hi-Dcam II), com lentes Micro-Nikkor 200 mm e Nikon Elicar V-HQ Super Macro MC 90 mm. Foram utilizados filtros ND (Neutral Density) NewPort para diminuir a intensidade de luz captada pela câmera, mas sem alterar muito o balanço de cores. A inclinação da câmera em relação ao plano do substrato foi  $15^\circ$ . Imagens foram capturadas a uma taxa de 2000 quadros por segundo. A distância focal da câmera até o arco, em função da lente utilizada, foi variada de 0,6 até 1,6 m. A configuração da filmagem foi ajustada de acordo com o que se queria observar em maior destaque; uma configuração para observar mais o comportamento das manchas catódicas e outra, com tempo de obturador maior, para visualizar mais o contorno do arco em geral. O tempo de deposição e de captura de imagens para o caso do aço

inoxidável ficou entre 10 e 15 s, enquanto para o caso da liga de titânio ficou entre 8 e 10 s. Parâmetros de filmagem de alta velocidade estão apresentados na Tabela 4.5.

Tabela 4.5 – Parâmetros de filmagem de alta velocidade

Configuração de filmagem	Dep. sobre	Vista de film.	Parâmetros de filmagem			
			Lente (mm)	Diaf.	Filtro ND	Tempo de obturador (s)
Etapa 1 e 2	Ch/Pr	Fr/Ld	200	f16	10	1/100000
	Ch/Pr	Fr/Ld	90	f4.0	20	1/100000
Etapa 3	Pr	Ld	200	f16	10	1/2000

Obs.: Ch – chapa; Pr – parede; Fr – vista frontal; Ld – vista lateral

#### 4.2.2 – Sequência de apresentação dos resultados

A avaliação dos resultados foi feita pelas seguintes aspectos e sequência:

- a) Parâmetros monitorados de deposições de aço inoxidável e liga de titânio, como: corrente média,  $I_m$  (A); corrente eficaz,  $I_{rms}$  (A); tensão média,  $U_m$  (V); tensão eficaz,  $U_{rms}$  (V); velocidade de alimentação média,  $V_{alim}$  (m/min); frequência,  $F$  (Hz); potência instantânea,  $P_{inst}$  (kW)). Mas foi feito um detalhamento dos parâmetros monitorados, tomando como base o oscilograma de tensão, para deposição de cada material com quatro gases utilizados, relevando tais parâmetros como frequência de curtos-circuitos, tempo de arco aberto, tempo de curto-circuito e índice de regularidade de Vilarinho.
- b) Teor de  $O_2$  sobre características de deposição para aço inoxidável:
  - Aspecto superficial das camadas e das áreas de limpeza catódica depositadas (sobre chapa, sobre pré-parede, sobre chapa com maior velocidade de deposição);
  - Aspecto macrográfico e micrográfico de seções transversais das camadas depositadas sobre pré-parede;
  - Aspecto do arco das camadas depositadas (sobre chapa, duas vistas; sobre pré-parede, duas vistas; sobre chapa com maiores velocidades de deposição, vista de lado; sobre pré-parede sob a outra configuração de câmera, vista de lado).
- c) Avaliação do efeito de teor de  $O_2$  sobre características de deposição para liga de titânio:
  - Aspecto superficial das camadas e das áreas de limpeza catódica depositadas (sobre chapa; sobre pré-parede; sobre chapa com maiores velocidades de deposição);
  - Aspecto macrográfico, micrográfico e análise de microdureza de seções transversais das camadas depositadas sobre a chapa;
  - Aspecto do arco das camadas depositadas (sobre chapa, duas vistas; sobre pré-parede, duas vistas; sobre chapa com maiores velocidades de deposição, vista de lado; sobre pré-parede sob a outra configuração de câmera, vista de lado).

A comparação entre os gases utilizados teve caráter puramente qualitativo, que se deu em avaliação dos quadros de melhor representação dos fenômenos interessados desde abertura até fechamento do arco. Como a soldagem foi feita com o eletrodo ligado ao polo positivo, as manchas catódicas se localizaram no metal de base. Se encontraram dois tipos de mancha catódica, difusa e concentrada. Difusa se caracteriza por pequenas manchas, brilhantes e intermitentes de vida curta, na área do acoplamento arco-superfície metálica (Figura 4.26(a)). Concentrada, por sua vez, apresenta um ponto catódico grande, supostamente consistente de concentração de muitos pontos (Figura 4.26(b)). A comparação entre os gases utilizados foi feita pelos aspectos de abertura de arco, e a presença e posição das manchas catódicas durante arco aberto.



Figura 4.26 – Exemplos de aspectos do arco para fins da avaliação: (a) manchas catódicas difusas; (b) manchas catódicas concentradas

Outros aspectos de avaliação foram o contorno geral do arco, em particularidade os desvios de arco, revelados por filmagens com tempo de obturador maior, que quase impossibilita a visão das manchas catódicas, porém deixa o arco com aspecto próximo ao aspecto natural. O contorno geral de arco pode apresentar geometria simétrica, coaxial com o arame-elétrodo (Figura 4.27(b)), pode apresentar os desvios de jato de plasma do arco para baixo e para frente (Figura 4.27(a)) ou para cima e para frente ((Figura 4.27(c)). Foi feita uma medição qualitativa dos laterais do arco e do ângulo de inclinação do jato de plasma em relação ao eixo do arame-elétrodo.

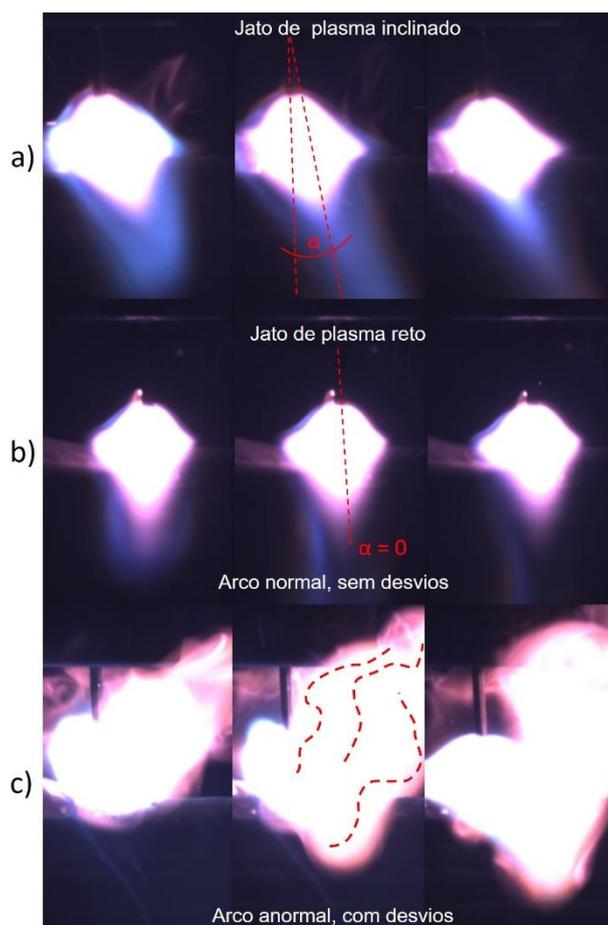


Figura 4.27 – Exemplos de contornos do arco para fins da avaliação: (a) desvio do jato de plasma de arco em baixo para frente; (b) jato de plasma simétrico, coaxial com arame elétrico; (c) desvio do jato de plasma de arco em cima para frente

As análises de seções transversais das deposições foram feitas por meio de macrografia, micrografia e medição de microdureza. Preparação de amostras de aço inoxidável foi feito por lixamento até granulação # 1000, polimento com alumina 0,3  $\mu\text{m}$  e ataque por submersão em solução Marbel aquecida a 90  $^{\circ}\text{C}$ . A preparação de amostras de liga de titânio para análise macrográfica foi feita por lixamento até granulação de 2500 mesh, polimento com alumina 0,3  $\mu\text{m}$  e ataque com solução Kroll por esfregação. Análise micrográfico de  $\alpha$ -case de amostras de titânio foi feito com a solução de 2 % de ácido fluorídrico e 98 % de água destilada.

A macrografia foi feita com ajuda de microscópio estereoscópio, com aumento de até 64 vezes (Figura 4.28(a)). A micrografia foi feita com ajuda de microscópio Olympus BX51M, com lente Olympus SC30 e aumento de até 1000 vezes (Figura 4.28(b)) e a microdureza foi feita com ajuda de microdurometro Shimadzu série HMV-G (Figura 4.28(c)). A carga utilizada para medições de microdureza foi de 980,7 mN e o tempo de ação da força de 15 s.

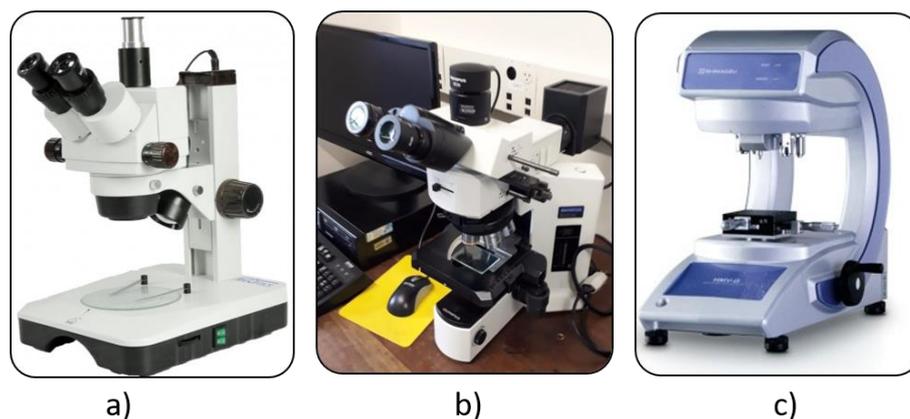


Figura 4.28– Equipamento usado para análise: a) microscópio estereoscópico; b) microscópio Olympus BX51M; c) microdurometro Shimadzu

### 4.3 Resultados e discussões

#### 4.3.1 A avaliação dos parâmetros monitorados de deposições de aço inoxidável e liga de titânio

Os parâmetros médios monitorados de deposições sobre chapa e sobre pré-parede estão apresentados nas Tabelas 4.6 e 4.7, respectivamente para aço inoxidável e liga de titânio. Os valores monitorados de cada camada depositada, sobre chapa e sobre pré-parede, estão apresentados no Apêndice, para o aço inoxidável na Tabela A 1 e A 2 e para liga de titânio na Tabela A 4 e A 5. Os detalhes adicionais de parâmetros monitorados (frequência de curtos-circuitos, tempo de arco aberto, tempo de curto-circuito e índice de regularidade de Vilarinho), revelados com ajuda de um software especial interno sobre os oscilogramas de tensão, também estão apresentados no Apêndice, para aço inoxidável na Tabela A 3 e para liga de titânio na Tabela A 6.

Tabela 4.6 – Parâmetros monitorados de soldagem nas deposições de aço inoxidável

Nº	Obs:	Gás de proteção	$I_m$ (A)	$I_{rms}$ (A)	$U_m$ (V)	$U_{rms}$ (V)	$V_{alim}$ (m/min)	$P_{inst}$ (kW)
1	Média entre duas deposições sobre chapa	Ar+0,2 ppm O <sub>2</sub>	130,0	165,2	13,9	19,0	4,5	2,96
2		Ar+3 ppm O <sub>2</sub>	132,2	166,3	14,0	18,7	4,5	2,95
3		Ar+200 ppm O <sub>2</sub>	131,1	165,2	14,9	20,3	4,6	3,16
4		Ar+20000 ppm O <sub>2</sub>	136,9	170,3	14,0	18,1	4,4	2,95
1	Média entre 7 camadas depositadas sobre parede	Ar+0,2 ppm O <sub>2</sub>	129,8	162,9	14,2	19,4	4,6	3,00
2		Ar+3 ppm O <sub>2</sub>	132,9	166,5	13,9	18,6	4,4	2,97
3		Ar+200 ppm O <sub>2</sub>	129,5	163,5	14,5	19,8	4,5	3,06
4		Ar+20000 ppm O <sub>2</sub>	135,6	169,2	14,1	18,3	4,4	2,99

Tabela 4.7 – Parâmetros monitorados de soldagem nas deposições de liga de titânio

Nº	Obs:	Gás de proteção	$I_m$ (A)	$I_{rms}$ (A)	$U_m$ (V)	$U_{rms}$ (V)	$V_{alim}$ (m/min)	$P_{inst}$ (kW)
1	Média entre duas deposições sobre chapa	Ar+0,2 ppm O <sub>2</sub>	113,7	125,3	12,9	15,4	6,6	1,56
2		Ar+3 ppm O <sub>2</sub>	110,2	122,6	12,8	15,4	6,5	1,52
3		Ar+200 ppm O <sub>2</sub>	111,7	123,8	13,1	15,7	6,7	1,57
4		Ar+20000 ppm O <sub>2</sub>	113,7	125,3	12,8	15,4	6,4	1,56
1	Média entre 5 camadas depositadas sobre parede	Ar+0,2 ppm O <sub>2</sub>	110,7	122,8	13,2	15,6	6,8	1,58
2		Ar+3 ppm O <sub>2</sub>	111,3	122,7	13,2	15,8	6,7	1,59
3		Ar+200 ppm O <sub>2</sub>	108,6	120,8	12,3	14,8	6,5	1,46
4		Ar+20000 ppm O <sub>2</sub>	113,3	126,5	12,5	15,1	6,8	1,54

De modo geral, pode ser dito que o processo de deposição para os dois materiais ocorreu em condições regulares e sem presença de respingos. Analisando os dados obtidos, percebe-se que o nível da velocidade de alimentação se diferencia dos valores regulados, ocorrência conhecida no modo operacional MIG/MAG CMT (DUTRA; SILVA; MARQUES, 2013; KOVALENKO; REIS; SCOTTI, 2016). Acredita-se que isso ocorra devido ao algoritmo de controle (sinergismo do modo operacional), que faz uma correção automática da velocidade de alimentação para manter um arco mais estável para as dadas condições reguladas. Aqui cabe ressaltar que o trabalho não teve como propósito utilizar parâmetros de regulagem fixos para os dois materiais, mas sim que em ambos os casos se tivesse boa estabilidade de deposição, tanto em termos de geometria quanto de comprimento de arco. Mas para o aço inoxidável a correção de velocidade de alimentação corrigiu para menos (em média 0,5 m/min) e para liga de titânio para mais (em média 0,6 m/min), formando uma diferença de quase 2 m/min. No entanto, para aço inoxidável observou-se um nível de corrente média,  $I_m$  (A), maior do que para liga de titânio. A representação dos dados obtidos está apresentada na Figura 4.29. Além disso, para aço inoxidável foi percebido que o valor de corrente média está maior para deposições com gás Ar + 20000 ppm O<sub>2</sub> em relação aos outros gases, porém não significativamente. A ocorrência não se observou para liga de titânio. Em relação à regularidade de transferência metálica, avaliada pelo índice Vilarinho de regularidade da transferência em curto-circuito (IV<sub>cc</sub>), conforme Tabelas A 3 e A 6, pode ser dito que a maior regularidade para liga de titânio foi obtida com Ar + 0,2 ppm de O<sub>2</sub>, enquanto o mesmo gás provocou maior irregularidade da transferência para aço inoxidável.

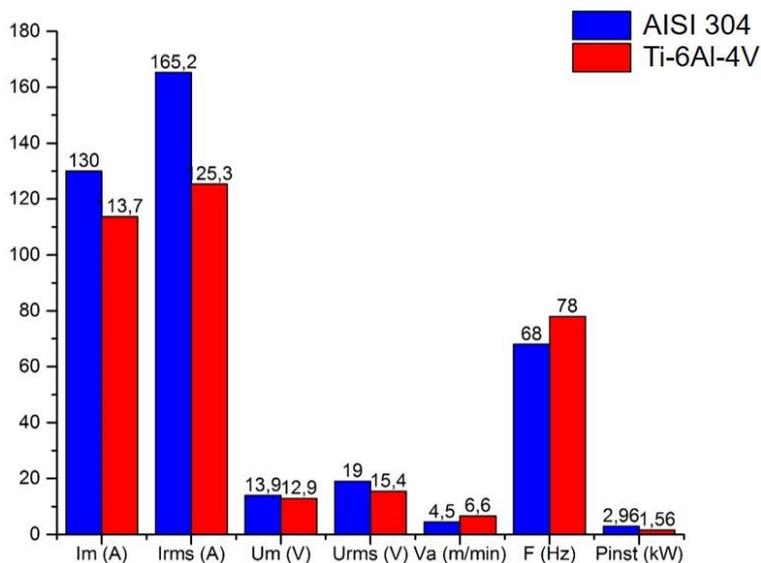


Figura 4.29 – Representação comparativa entre os parâmetros monitorados obtidos para os dois materiais com gás Ar + 0,2 ppm O<sub>2</sub>

Os oscilogramas de corrente e tensão obtidos para cada dos quatro gases utilizados estão apresentados na Figura 4.30 e 4.31, respectivamente para aço inoxidável e para liga de titânio.

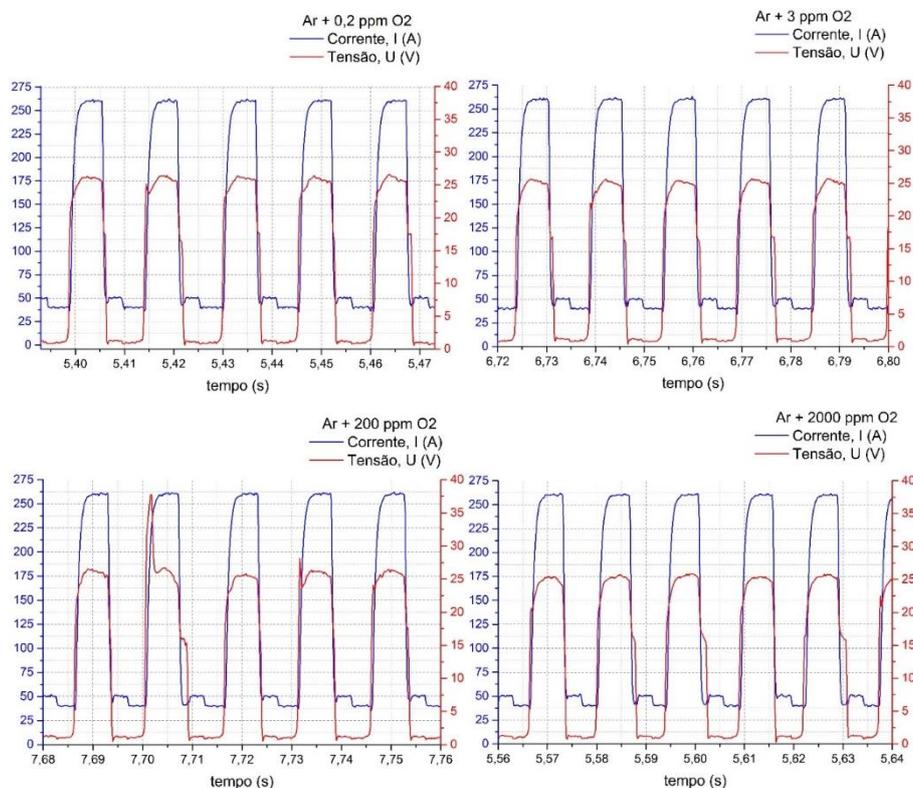


Figura 30 – Oscilogramas representativas de deposições de aço inoxidável com quatro gases utilizados

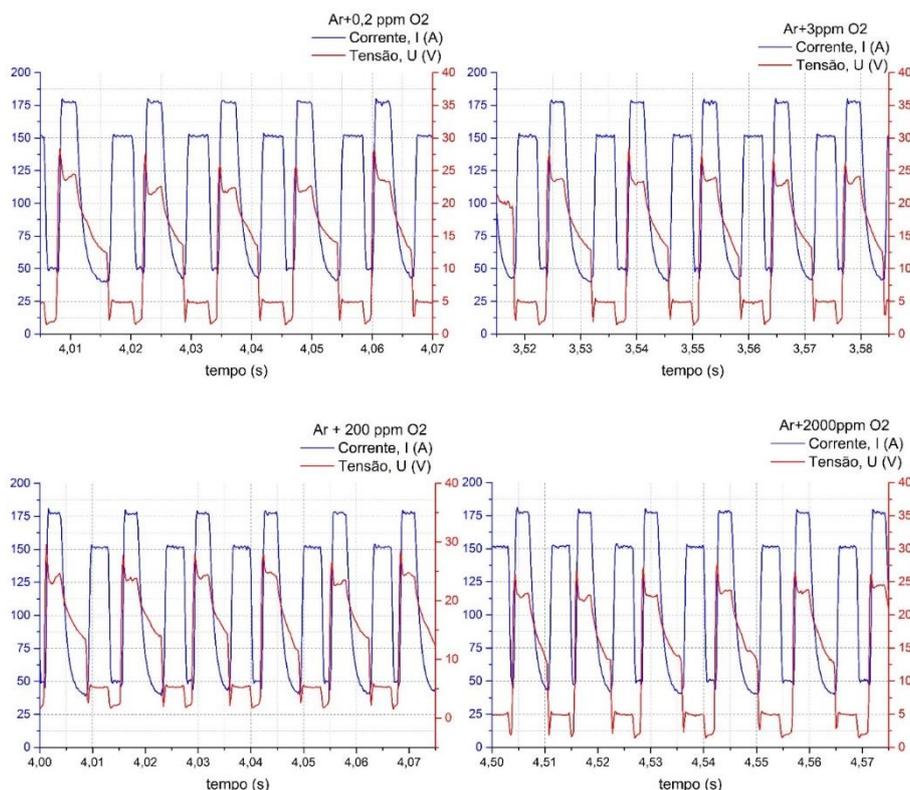


Figura 31 – Oscilogramas representativas de deposições de liga de titânio com quatro gases utilizados

A comparação dos oscilogramas de corrente e tensão, montados na mesma escala, obtidos nas deposições com o mesmo gás de proteção está apresentada na Figura 4.32(a) e (b). Percebem-se diferenças significativas nas oscilogramas dos dois materiais, tanto de tensão como de corrente. A corrente média das deposições de liga de titânio tem valor menor do que a do aço inoxidável, mesmo com a velocidade de alimentação para a liga de titânio sendo maior. De um lado, uma maior temperatura de fusão do titânio demanda mais calor para alcançar o estado líquido. Porém, por causa da sua menor condutividade térmica, maior resistividade elétrica e menor capacidade térmica, esta material demanda menos energia para manter a fusão do que os aços, inclusive os inoxidáveis, notado por Akulov (1971). Conforme esse mesmo autor, no caso do titânio é recomendado utilizar uma DBCP reduzida para não provocar superaquecimento do arame-eléctrodo. Otani (2007) também comenta que o titânio pode ser soldado com corrente menor do que os aços, por causa de sua alta resistência específica, o que pode ser entendido como válido também para manufatura aditiva.

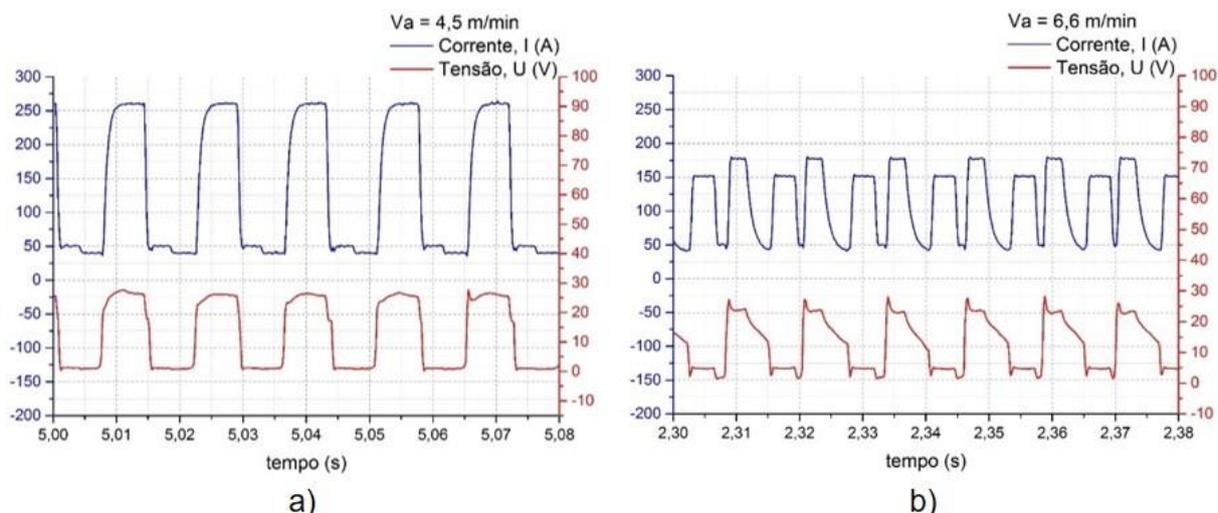


Figura 4.32 – Oscilogramas de corrente e tensão da deposição com gás Ar + 0,2 ppm O<sub>2</sub>: (a) aço inoxidável; (b) liga de titânio

Outro fato observado, é que a corrente durante o curto-circuito está muito próximo à corrente de arco aberto, no caso do titânio (Figura 4.33(b)), algo não observado no caso do aço inoxidável (Figura 4.33(a)). Isso explica o valor Irms muito próximo do valor Im.

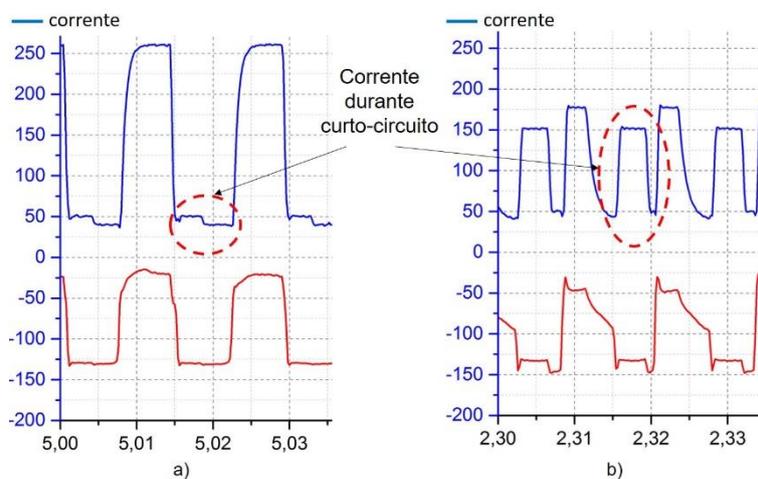


Figura 4.33 – Diferença do nível de corrente durante curto-circuito da curva MIG/MAG CMT para os dois materiais: (a) – aço inoxidável; (b) – liga de titânio

Comparando com os oscilogramas de MIG/MAG CMT para alumínio e aço carbono, percebe-se que no caso de alumínio a corrente durante curto-circuito está baixa (Figura 4.34(a)), enquanto no caso de aço carbono a corrente durante curto-circuito está menor que a metade de corrente de arco aberto (Figura 4.34(b)).

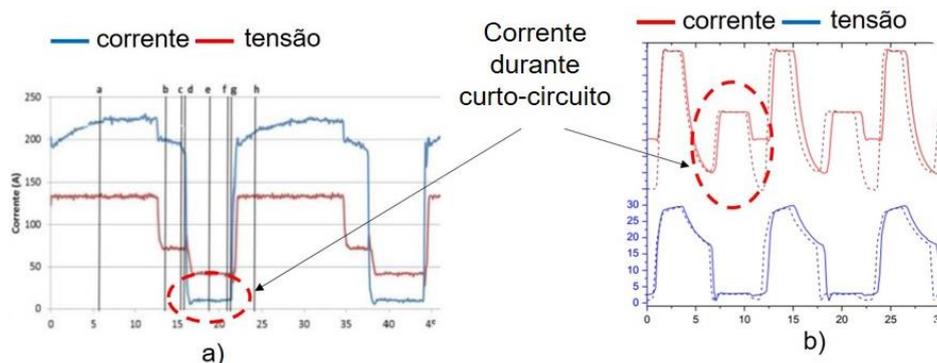


Figura 4.34 – Diferença de nível de corrente durante curto-circuito da curva MIG/MAG CMT para dois materiais: (a) – liga de alumínio (DUTRA; SILVA; MARQUES, 2013); (b) – aço carbono (MAGALHÃES, 2012)

Conforme Sun et al. (2015), a elevada tensão superficial do titânio e o baixo calor imposto do processo MIG/MAG CMT dificultam a formação e o rompimento da ponte líquida entre eletrodo e a gota e, por isso, a corrente elevada durante o curto-circuito cria uma maior força eletromagnética, capaz de facilitar o destacamento da gota. Em adição, os autores comentam que a corrente elevada durante curto-circuito aumenta a estabilidade do processo. Também, a corrente maior tem como função a redução do comportamento errático do arco (Franco-Ferreira e Patriarca, 1959; Salter e Scott, 1967) e, conseqüentemente, a geração de respingos (ZHANG e LI, 2001; EICKHOFF e EAGAR, 1990). Também se sabe da literatura que uma corrente menor tem características diferentes de força eletromagnética, como discutido a seguir. A força eletromagnética existe devido à interação entre a corrente que passa no condutor (eletrodo e arco) e o campo magnético gerado ao redor por essa corrente. Essa força tem o efeito de apertar radialmente esse condutor e é proporcional à corrente ao quadrado. Conforme Paton (1974) e Scotti e Ponomarev (2008), se a seção do condutor é variável (no caso do MIG/MAG formada pelo arame-eletrodo, gota, arco e ânodo), aparece uma componente axial da força eletromagnética com direção da menor para a maior seção radial do condutor, como ilustra a Figura 4.35. Se o tamanho do ânodo é menor do que diâmetro do eletrodo, a força axial vai dificultar a transferência metálica, e vice-versa. Zhang e Li (2001) mostraram que correntes a partir de 140 A facilitam a soldagem de titânio, enquanto que menores que 100 A dificultam, o que deve também valer para manufatura aditiva. Baseando-se nas informações listadas acima, pode-se supor que no caso do processo MIG/MAG CMT as correntes baixas durante a fase de curto-circuito dificultam a transferência da gota para a poça e/ou resultariam em geração de respingos.

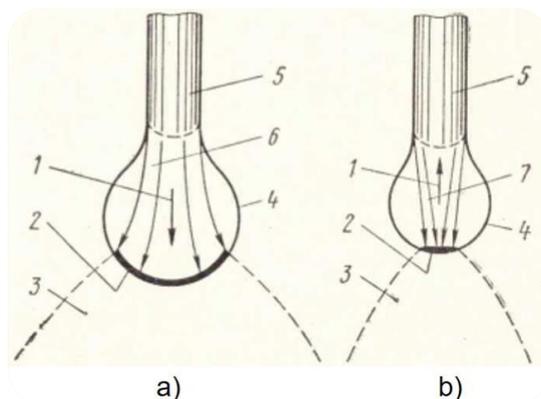


Figura 4.35 – Influência da intensidade de corrente na forma do arco e na direção da força eletromagnética (Paton, 1974), onde: 1 – componente axial da força eletromagnética; 2 – ânodo; 3 – arco; 4 – gota; 5 – arame-eletródo; 6 – divergência das linhas de corrente; 7 – convergência das linhas de corrente

A partir da base de informações apresentadas acima pode ser feita a dedução de que a curva sinérgica do processo MIG/MAG CMT para o titânio apresenta corrente alta durante fase de curto-circuito para facilitar o destacamento da gota para poça sem geração de respingos.

A sincronização de fases da curva de corrente e de tensão de modo operacional MIG/MAG CMT para Ti-6Al-4V sincronizado com a filmagem de alta velocidade está apresentada na Figura 4.36. Percebe-se que independentemente do material utilizado, o funcionamento do processo continua a ser igual aos outros materiais, como descrito por Feng; Zhang; He (2009).

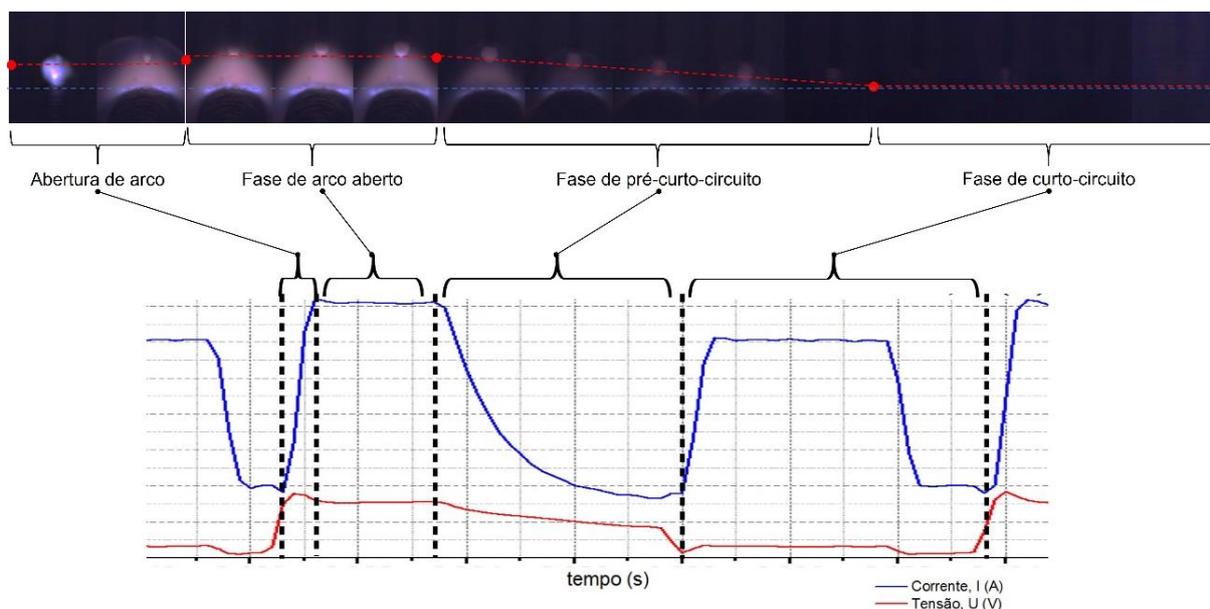


Figura 4.36 – As fases da curva de corrente e de tensão de um período inteiro de linha sinérgica para Ti-6Al-4V

### 4.3.2 Análise do efeito do teor de oxigênio sobre características de deposição para aço inoxidável

#### a) Aspecto superficial das camadas depositadas

Os aspectos superficiais das camadas depositadas sobre chapa de aço inoxidável estão apresentados na Figura 4.37. As respectivas características dimensionais estão apresentadas na Tabela 4.8.

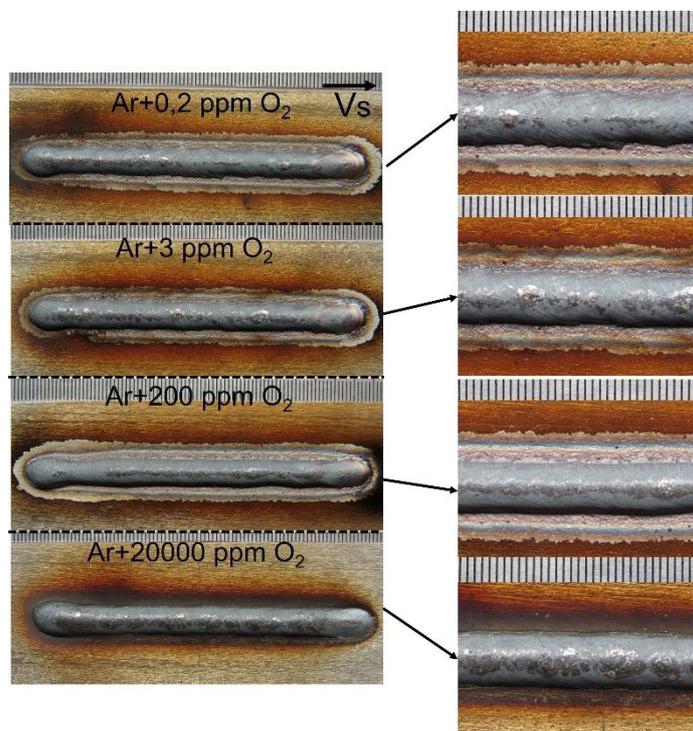


Figura 4.37 – Aspectos superficiais das camadas depositadas com aço inoxidável sobre chapa

Tabela 4.8 – Características dimensionais das camadas depositadas sobre chapa de aço inoxidável ( $V_{alim} = 4,5/4,6$  m/min e  $V_s = 40$  cm/min)

	Mat.	Gás de proteção	L (mm)	A (mm)	$L_c$ min (mm)	$L_c$ max (mm)	$\Delta L$ (mm)
1	Aço	Ar +0,2 ppm $O_2$	6,5	2,4	14,0	14,7	7,9
2		Ar+3 ppm $O_2$	6,6	2,3	13,0	14,3	7,1
3	Inox	Ar+200 ppm $O_2$	6,5	2,5	13,5	14,2	7,4
4		Ar+20000 ppm $O_2$	7,0	2,3	0,00	00,0	0,0

Obs.:  $L$  – largura da camada;  $A$  – altura da camada;  $L_c$  min – largura mínima da zona de limpeza catódica;  $L_c$  máx – largura máxima da zona de limpeza catódica

As camadas depositadas apresentam aspectos superficiais contínuos, regulares e de qualidade visual aceitáveis. Além disso, superficialmente não apresentaram nenhum tipo de defeito. As camadas depositadas com gases Ar + 0,2 ppm  $O_2$ , Ar + 3 ppm  $O_2$  e Ar + 200 ppm  $O_2$  apresentaram zonas de limpeza catódica similares, porém um pouco maior para Ar + 0,2 ppm  $O_2$ . Em geral, neste caso, as zonas de limpeza catódica foram relativamente pequenas e bastante regulares. Já a camada depositada com Ar + 20000 ppm  $O_2$ , apresentou a zona

catódica quase imperceptível. Verifica-se, que com o aumento do teor de oxigênio a área de limpeza catódica é reduzida, chegando praticamente a ser eliminada. As larguras das camadas depositadas com os três gases de menor teor de oxigênio ficaram menores.

Os aspectos superficiais das camadas depositadas sobre pré-parede de aço inoxidável estão apresentados nas Figuras 4.38 e 4.39. As respectivas características dimensionais estão apresentadas na Tabela 4.9.

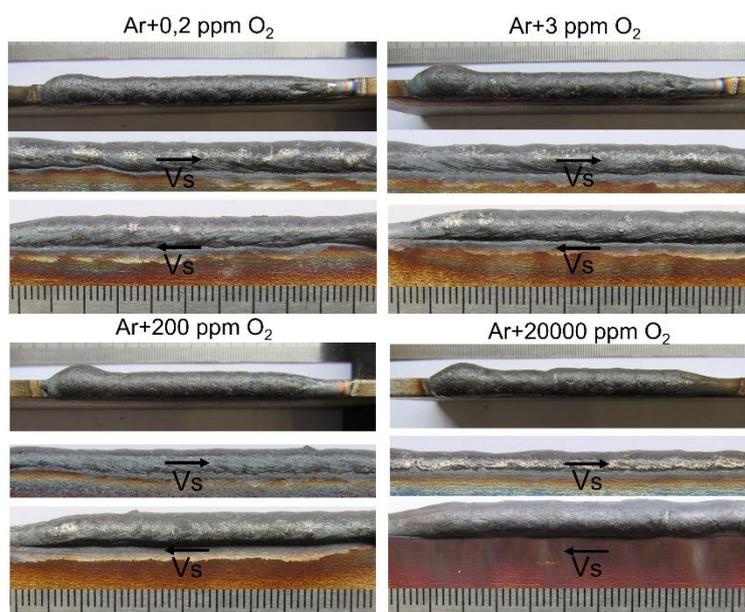


Figura 4.38 – Aspectos superficiais de primeira camada depositada com aço inoxidável sobre pré-parede

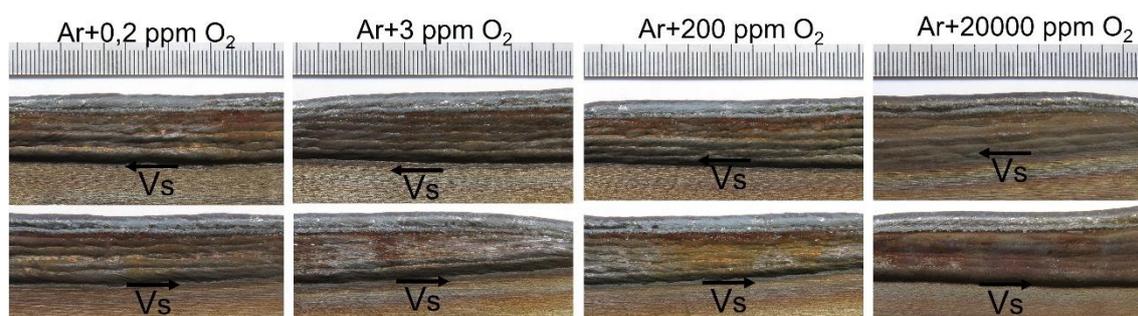


Figura 4.39 – Aspectos superficiais de múltiplas camadas depositadas com aço inoxidável sobre pré-parede

Tabela 4.9 – Características dimensionais das camadas depositadas sobre pré-parede ( $V_{alim} = 4,4-4,6$  m/min e  $V_s = 40$  cm/min)

Nº	Mat.	Gás de proteção	L (mm)	A (mm)
1	304	Ar+0,2 ppm O <sub>2</sub>	6,5	16,4
2		Ar+3 ppm O <sub>2</sub>	6,6	16,6
3		Ar+200 ppm O <sub>2</sub>	6,5	16,6
4		Ar+20000 ppm O <sub>2</sub>	6,7	16,9

Obs.: L – largura da camada; A – altura da camada

Avaliando os aspectos superficiais das primeiras camadas depositadas sobre pré-parede, nota-se que a zona de limpeza catódica se formou nas laterais de paredes, indicando, então, que o arco tem a tendência de descer pela parede em busca por óxidos (Figura 4.36). As zonas de limpeza catódica não foram totalmente simétricas nos dois lados da parede. Se a camada foi eventualmente inclinada mais para um lado, a zona de limpeza catódica seguiu mais esse lado de deposição, como no caso de camada depositada com Ar + 200 ppm O<sub>2</sub>. Já para o gás de maior teor de oxigênio não foi identificado a zona de limpeza catódica, coerente com o resultado obtido na deposição sobre chapa. Os aspectos superficiais das múltiplas camadas sobrepostas, para todos os gases utilizados ficaram com a camada superior da parede mais limpa, que desce até metade de espessura de camada anterior (Figura 4.37). Acredita-se que assim se manifesta a zona de limpeza catódica no caso de manufatura aditiva. As outras camadas apresentam superfície com resíduos de sedimento de fumos. Diferentemente das deposições sobre chapa, as deposições sobre pré-parede demonstraram geometrias das camadas bem parecidas, indicando que o teor de oxigênio não influencia significativamente sobre as dimensões da pré-forma. Isso deve estar relacionado às dimensões do substrato sobre o qual ocorre a formação da poça de fusão, que pode afetar a geometria dos depósitos.

Os aspectos superficiais das camadas depositadas sobre chapa com maior velocidade de deposição estão na Figura 4.40. As respectivas características dimensionais estão apresentadas na Tabela 4.10.

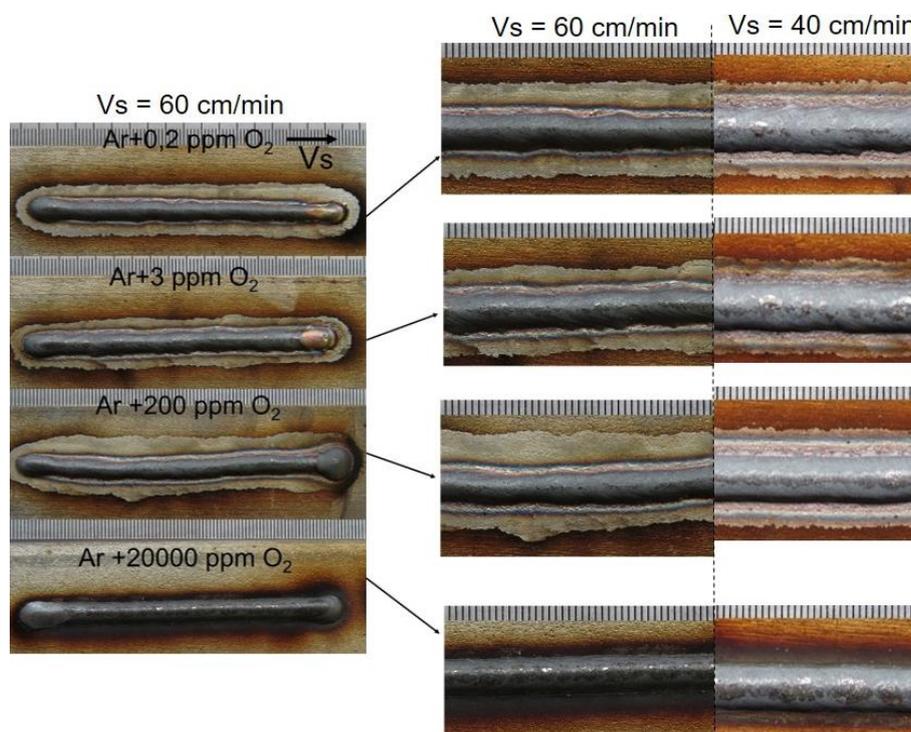


Figura 4.40 – Aspectos superficiais de camadas depositadas com aço inoxidável sobre chapa com velocidade de deposição maior

Tabela 4.10 – Características dimensionas das camadas depositadas

№	Gás de proteção	Vs 60 cm/min					Vs 40 cm/min
		L (mm)	A (mm)	L <sub>c</sub> min (mm)	L <sub>c</sub> max (mm)	ΔL (mm)	ΔL (mm)
1	Ar+0,2 ppm O <sub>2</sub>	4,7	2,2	13,0	15,2	9,4	7,9
2	Ar+3 ppm O <sub>2</sub>	4,7	2,0	12,6	14,3	8,8	7,1
3	Ar+200 ppm O <sub>2</sub>	5,1	2,2	13,7	16,8	10,2	7,4
4	Ar+20000 ppm O <sub>2</sub>	5,0	2,1	00,0	00,0	00,0	0,0

Obs.: L – largura da camada; A – altura da camada; L<sub>c</sub> mín – largura mínima da zona de limpeza catódica; L<sub>c</sub> máx – largura máxima da zona de limpeza catódica; ΔL – largura absoluta de zona de limpeza catódica,  $\Delta L = ((L_c \text{ max} + L_c \text{ min})/2) - L$

O aumento da velocidade de deposição fez um efeito mais pronunciado na largura das camadas do que na altura. Analisado o parâmetro ΔL da Tabela 4.10 e a Figura 4.38, parece que a zona de limpeza catódica aumentou com aumento da velocidade de deposição. No entanto, pode ser apenas um efeito visual, já que ocorreu uma redução da largura da camada, porém as larguras máximas de zonas de limpezas catódicas ficaram similares. Pode ser resumido que o aumento da velocidade de deposição de aço inoxidável não afetou perceptivelmente a emissão catódica.

b) Aspectos macrográficos e micrográficos das camadas depositadas sobre pré-parede

Os aspectos macrográficos das camadas depositadas sobre parede de aço inoxidável estão apresentados na Figura 4.41. A análise micrográfica de uma das paredes feita para ampliar as zonas centrais e laterais entre camadas está ilustrada Figura 4.42.

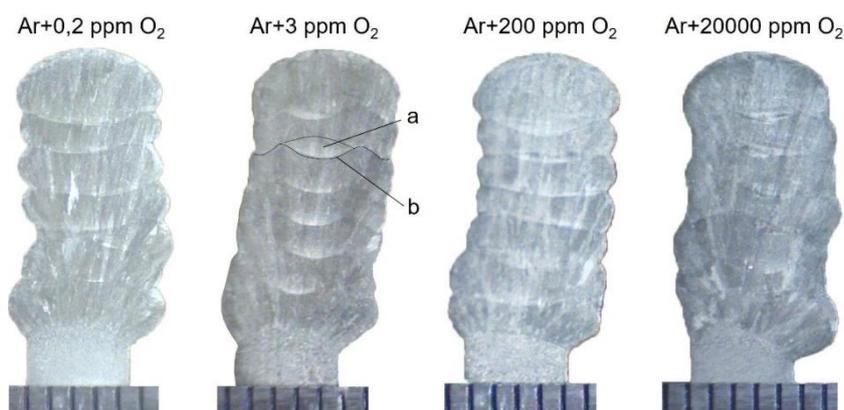


Figura 4.41 – Aspectos macrográficos das camadas depositadas sobre parede de aço inoxidável, onde: a – linha de fusão entre as camadas; b – linha de ZTA

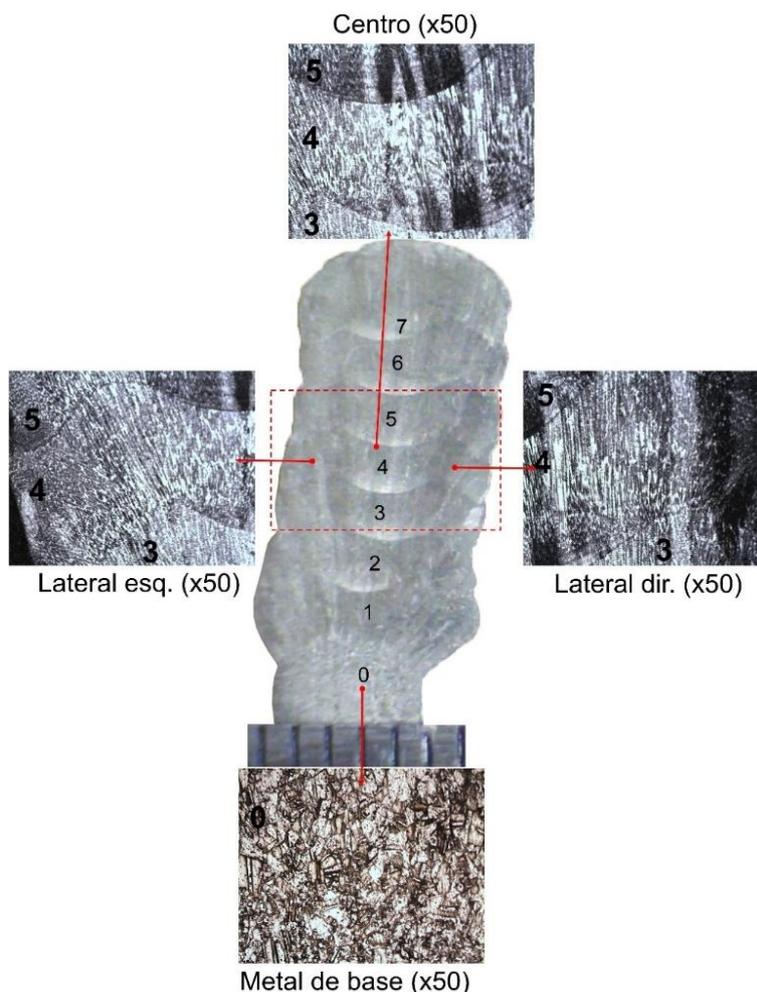


Figura 4.42 – Aspectos macrográficos das zonas de fusão entre as camadas

Inicialmente, nota-se que as camadas depositadas não ficaram idealmente perpendiculares à superfície de deposição, provavelmente pelo fato da deposição ter sido feita com uma mesa de coordenadas de somente um eixo de movimento, que podia ter sofrido algum eventual deslocamento de centro. Porém, as seções transversais mostraram fusão total entre as camadas, sem presença de defeitos. Nota-se a presença de duas linhas entre as camadas para todos os gases utilizados. Acredita-se que a linha superior (“a” da Figura 4.42) apresenta a linha de fusão entre as camadas e a linha inferior (“b” da Figura 4.42) representa a zona termicamente afetada pelo calor dentro de camada anterior. A zona central de seção apresenta a zona de crescimento dos grãos diferenciados, enquanto as zonas laterais não apresentaram mudanças de tamanho de grão.

### c) Aspecto do arco durante deposições de camadas

As imagens frontais e laterais do arco representativas das filmagens em alta velocidade das deposições de aço inoxidável sobre chapa estão apresentadas nas Figura

4.43. O período inteiro, ao qual pertence o quadro unitário apresentado, está no Apêndice na Figura A 1 e A 2, para vista frontal e lateral respectivamente.

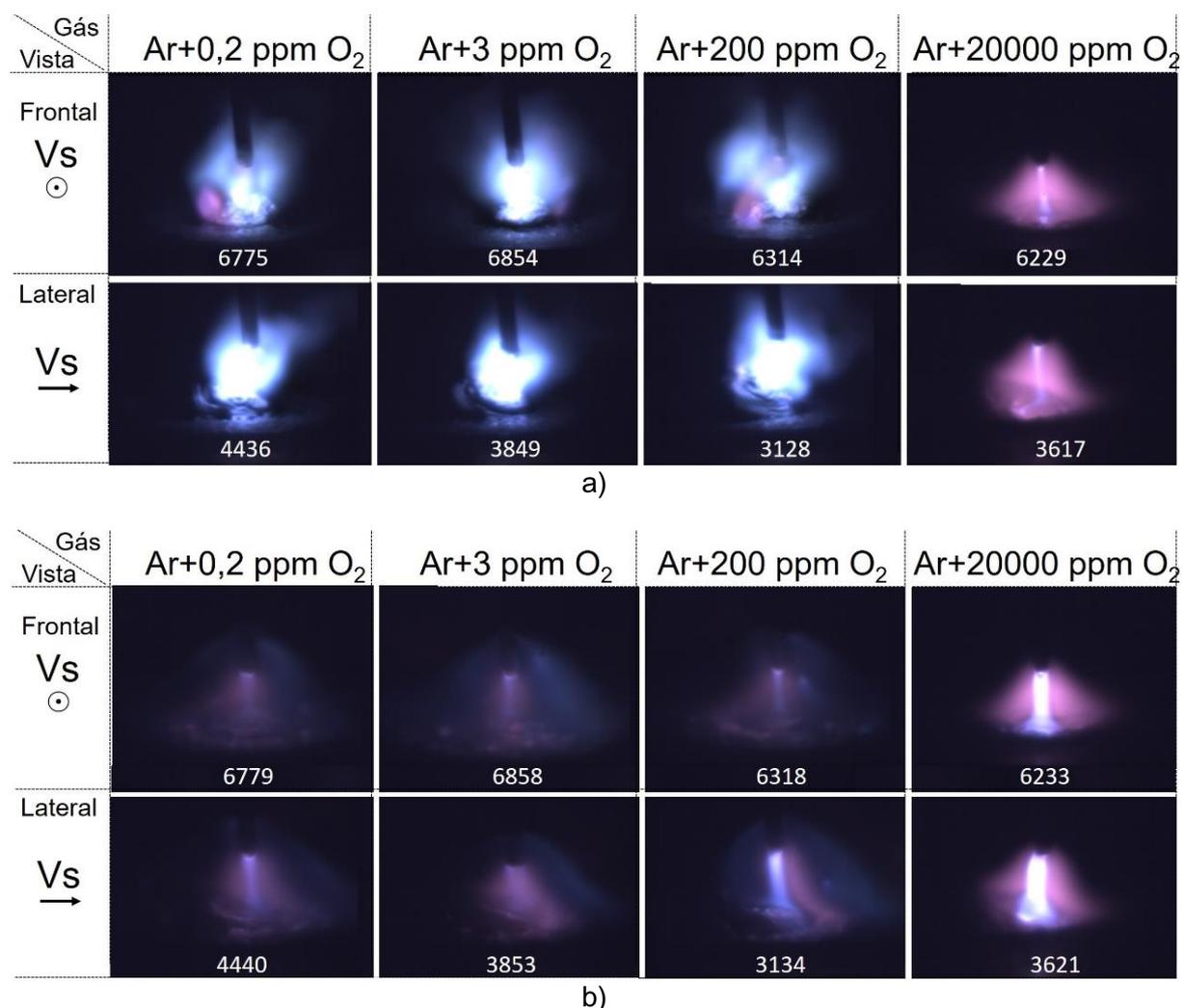


Figura 4.43 – Quadros representativos do arco durante deposições de uma camada sobre chapa de aço inoxidável: a) abertura de arco; b) fase de arco aberto

- Os arcos correspondentes aos três gases com menor teor de oxigênio apresentaram comportamento em geral bastante instável, porém com momentos de estabilidade nos instantes de reabertura e na fase de arco aberto já em regime. Parte significativa dos períodos de deposição ocorre com reabertura instável do arco (Figura 4.43(a)). Nestes casos, o arco exibe caráter “turbulento”, que dura alguns instantes (varia de período para período) ou persiste até a metade ou mesmo final da fase de arco aberto entre os curtos-circuitos. Todavia, se estabilizando na maioria das vezes antes da finalização desta fase. Outra parte de períodos apresenta arco estável, na fase de reabertura e na fase de arco aberto (Figura 4.43(a)). A deposição com gás de maior teor de oxigênio apresentou arco sempre estável;
- Também para os três gases com menor teor de oxigênio, durante cada período de deposição foram observados pontos catódicos (Figura 4.43(b)), seja durante os períodos

estáveis, seja depois do término da “turbulência” em períodos não estáveis. Os pontos catódicos visíveis aparecem com a reabertura ou estabilização do arco e ficam ao redor do seu perímetro, espalhando-se junto com crescimento do mesmo. O arco com gás de maior teor de oxigênio não demonstrou presença de pontos catódicos;

- Analisando a vista frontal dos períodos estáveis, o perfil do arco ficou maior (mais aberto) nos casos dos três gases de menor teor de oxigênio, em contraste com o arco mais estreito com o gás de maior teor de oxigênio. Analisando a vista lateral da mesma figura, com os gases de menor teor de oxigênio o arco cresce mais para frente (adiante da posição de deposição) e os pontos catódicos ficam mais no contorno frontal do arco. Para o gás com maior teor de oxigênio o arco fica mais para trás (posterior à posição de deposição).

Assim, pode-se resumir que o gás Ar+20000 ppm O<sub>2</sub> teve efeito estabilizante no arco na deposição do aço inoxidável, enquanto que gases com teor de oxigênio menor do que 200 ppm não proveram este benefício.

As imagens frontais e laterais do arco representáveis dos resultados obtidos com as filmagens em alta velocidade das deposições sobre pré-parede de aço inoxidável estão apresentadas na Figura 4.44. O período inteiro, ao qual pertence o quadro unitário apresentado, está no Apêndice na Figura A 3 e A 4, para vista frontal e lateral respectivamente.

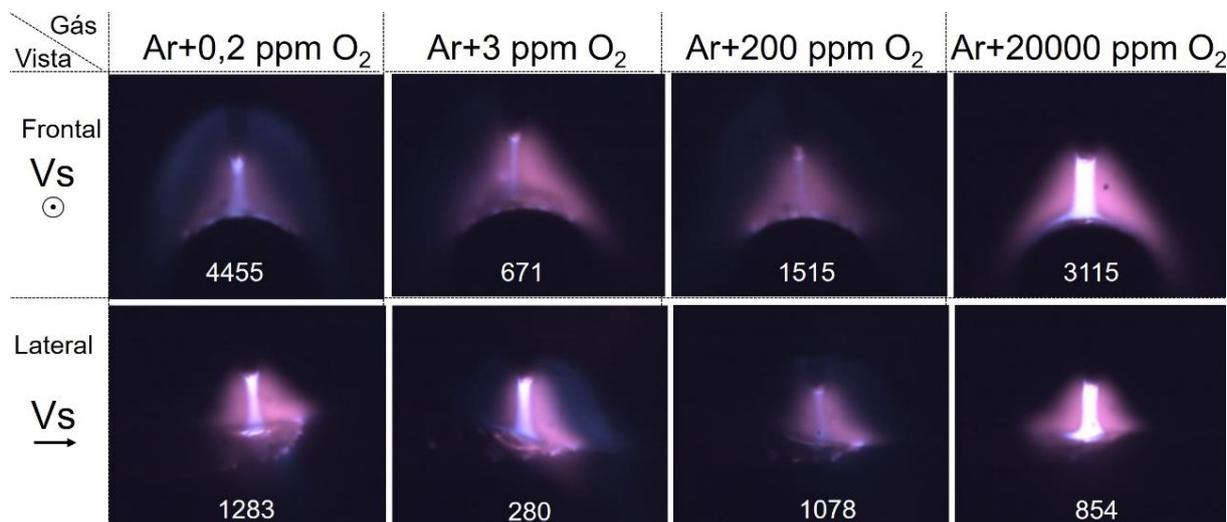


Figura 4.44 – Imagens representativas do arco durante as deposições das camadas sobre pré-parede de aço inoxidável

Pode-se perceber que não aconteceram mudanças significativas em relação à deposição sobre chapa. A principal diferença foi que a superfície abaixo do arco ficou obviamente limitada. Por isso o perfil do arco não pôde se abrir mais de que permitia a largura da parede. Porém, o arco desceu pelas camadas anteriores à procura de óxidos. As manchas catódicas ficaram ao redor do perímetro do arco, localizando-se mais na parte frontal e lateral.

As fases de aberturas do arco tiveram o mesmo comportamento constatado nas deposições sobre chapa, e por isso estão apresentadas imagens apenas com o arco aberto em regime.

As imagens representativas das deposições feitas com a velocidade de deposição maior estão na Figura 4.45.

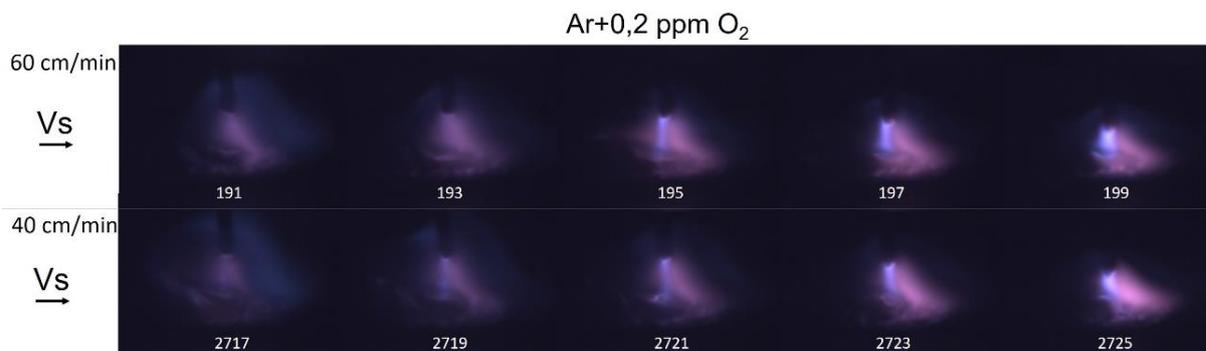


Figura 4.45 – Imagens representativas da filmagem de alta velocidade das deposições sobre chapa

No momento da avaliação do efeito do aumento da velocidade de deposição, foi encontrada uma certa dificuldade, pela falta de diferença visual entre as filmagens, por isso esse item não foi executado em matriz completa. Filmagens foram realizadas apenas para um gás nas duas velocidades. A avaliação principal do efeito foi deixada para análise de aspectos superficiais das camadas.

A execução de filmagens com tempo de obturador maior permitiu completar mais a caracterização do arco. As aberturas de arco de caráter “turbulento” têm um volume maior, e o arco no estado estável apresenta uns desvios para baixo e frente, que não foi observado nas filmagens com tempo de obturador menor, como apresenta a Figura 4.46. A comparação de quadros de uma configuração de câmera com a outra tem caráter demonstrativo a partir de duas filmagens independentes.

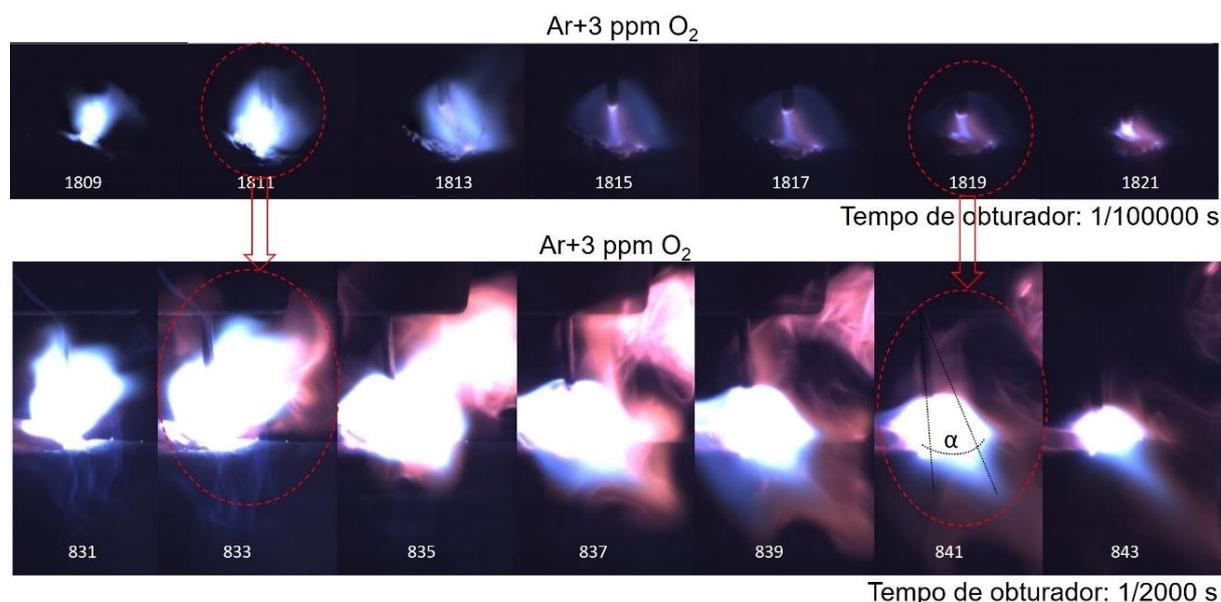


Figura 4.46 – Exemplo de aparência de arco filmada nas configurações de câmera diferente

As imagens representativas das filmagens com tempo de obturador maior, de deposições sobre pré-parede de aço inoxidável estão apresentadas a seguir. As imagens de desvios de jato de plasma para cima e para frente, correspondentes as fases instáveis de caráter “turbulento” estão na Figura 4.47, enquanto os desvios de jato de plasma para baixo e para frente, correspondentes aos instantes estáveis, estão apresentadas na Figura 4.48. O período inteiro, ao qual pertence o quadro unitário apresentado, está no Apêndice na Figura A 5.

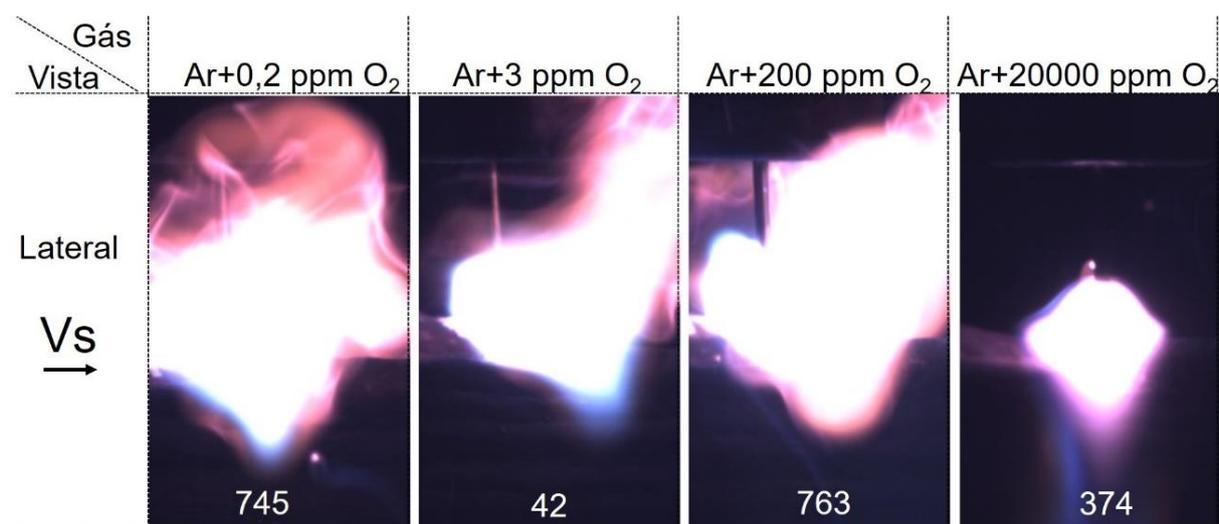


Figura 4.47 – Imagens representativas de filmagens com tempo de obturador maior de deposições de camadas sobre parede de aço inoxidável, fases instáveis (lente 200 mm, abertura f16, filtro ND 10, tempo de obturador 1/2000)

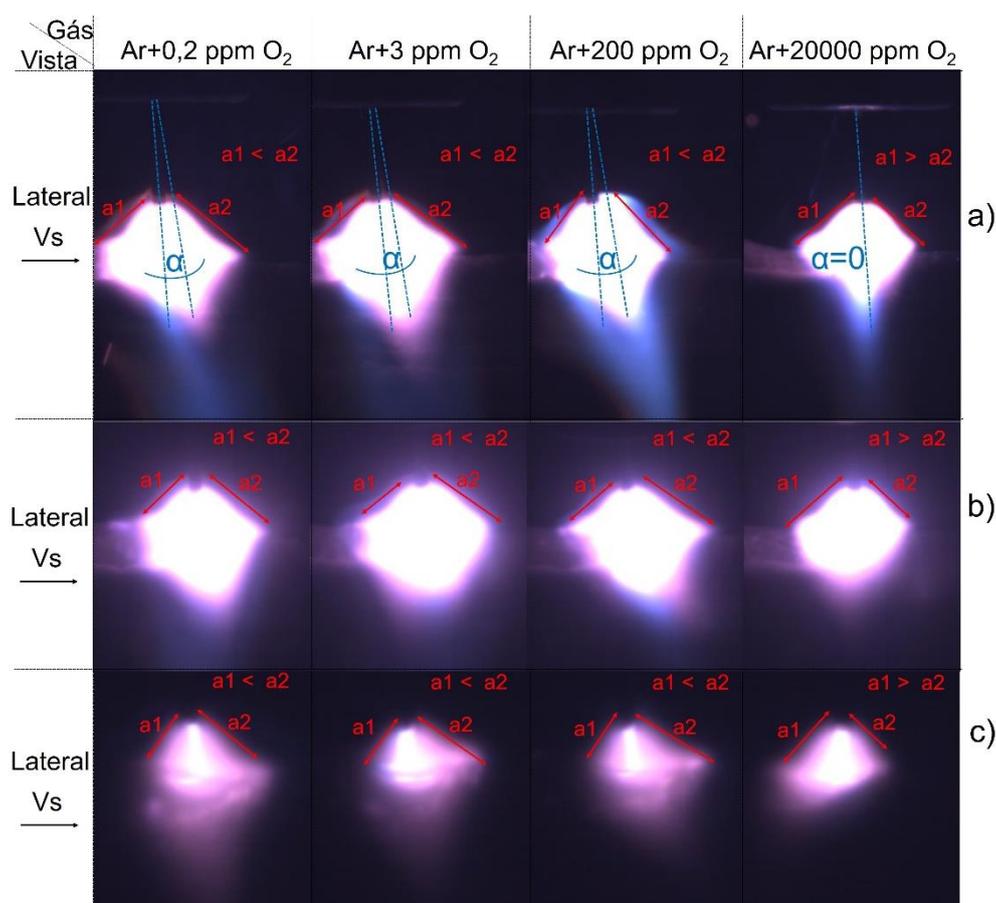


Figura 4.48 – Imagens representativas de filmagens com tempo de obturador maior de deposições de camadas sobre parede de aço inoxidável, fases estáveis: (a) lente 200 mm, abertura f16, filtro ND 10, tempo de obturador 1/2000; (b) lente 90 mm, abertura f4.0, filtro ND 20, tempo de obturador 1/3000; (c) lente 90 mm, abertura f2.5, filtro ND 20, tempo de obturador 1/100000

Pela Figura 4.47 observa-se que para três gases de menor teor de oxigênio, a instabilidade de arco nos instantes “turbulentos” obteve uma vista mais volumosa com fortes desvios de jato de plasma, que se lança mais para frente e para cima. Com o gás de maior teor de oxigênio o arco se mostrou estável. Nos instantes estáveis foram observados desvios de arco para baixo e para frente (Figura 4.48), que podem ser tratados como ocorrência de emissão catódica, observada nas filmagens dos itens anteriores. Para confirmar a ocorrência as filmagens foram repetidas utilizando outras configurações de câmera, para evitar possibilidade de imprecisão. Chama-se atenção de que o arame-eletrodo não está totalmente perpendicular em relação à superfície, por causa da presença de curvatura de arame passada pela bobina. Porém, para cada serie filmada foi mantido a posição constante de bocal e da tocha para favorecer uma comparação direta entre os quatro gases.

Nas imagens da Figura 4.48(a) o fenômeno pode ser visto com mais nitidez do que na Figura 4.48(b) e (c). Para auxiliar a visualização estão presentes as duas linhas (Figura 4.48(a)), uma coincide com eixo de arame-elétrodo e outra com eixo do arco, formando um

ângulo ( $\alpha^\circ$ ), que identifica a inclinação do arco. Além disto, estão presentes os catetos de arco  $a_1$  e  $a_2$  para efeito comparativo do comprimento entre si. É possível perceber que para gases com menor teor de oxigênio o jato de plasma se inclina mais para frente, formando um ângulo maior (o cateto  $a_2$  está maior). Para o gás de maior teor de oxigênio, o jato de plasma ficou sem desvio, coaxial ao eixo do eletrodo e cateto  $a_2$  está menor do que o  $a_1$ . Com auxílio de programa de digitalização de imagem foi feita a medição dos ângulos de inclinação do jato de plasma em relação ao eixo eletrodo. As imagens representativas dos ângulos medidos estão no Apêndice na Figura A 6. Os dados de medição estão apresentados na Tabela 4.11. Pelos dados apresentados pode ser notado que o ângulo de inclinação diminui com aumento de teor de oxigênio no gás de proteção, comprovando a teoria de suficiência de quantidade de óxidos em atmosfera de proteção.

Tabela 4.11 – Dados de medição de ângulo de inclinação de jato de plasma ao eixo de eletrodo

Gás de proteção	$\alpha^\circ$					Média
	$\alpha^\circ 1$	$\alpha^\circ 2$	$\alpha^\circ 3$	$\alpha^\circ 4$	$\alpha^\circ 5$	
Ar + 0,2 ppm O <sub>2</sub>	4,5	5,0	8,0	8,0	7,5	6,6
Ar + 3 ppm O <sub>2</sub>	5,0	7,5	8,0	5,5	6,5	6,5
Ar + 200 ppm O <sub>2</sub>	3,5	3,5	4,5	4,5	4,0	4,0
Ar + 20000 ppm O <sub>2</sub>	-0,5	0	0,5	0	0	0

#### 4.3.3 *Análise do efeito do teor de oxigênio sobre os aspectos superficiais das camadas depositadas de liga de titânio*

##### a) Aspectos superficiais das camadas depositadas

Os aspectos superficiais das camadas depositadas sobre chapa de liga de titânio estão apresentados na Figura 4.49. As respectivas características dimensionais das camadas produzidas estão apresentadas na Tabela 4.12.

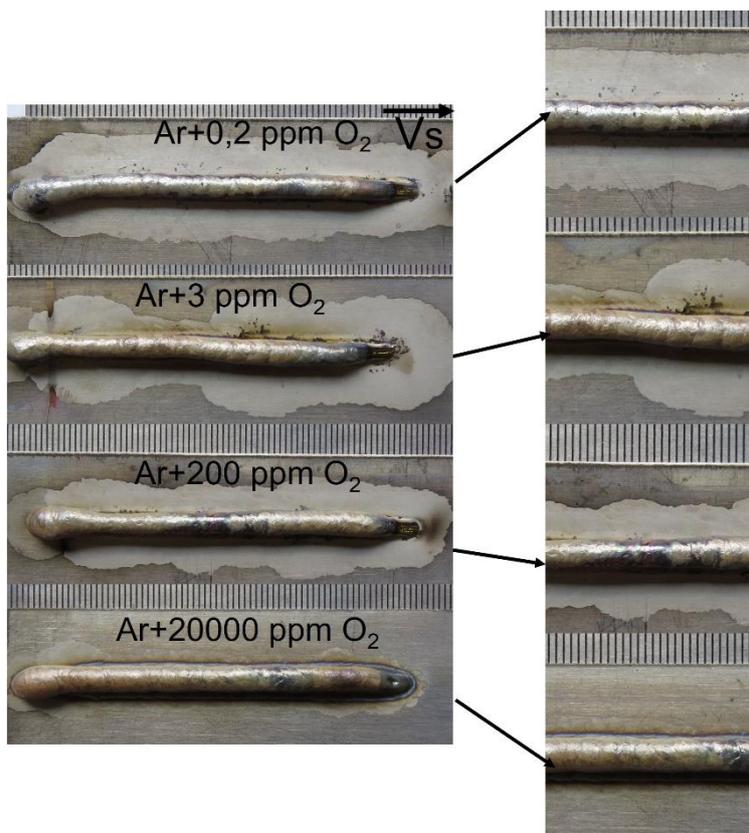


Figura 4.49 – Aspecto superficial das camadas depositadas sobre chapa de liga de titânio

Tabela 4.12 – Características dimensionas das camadas depositadas sobre chapa

	Gás de proteção	L (mm)	A (mm)	Lc min (mm)	Lc max (mm)	$\Delta L$ (mm)
1	Ar +0,2 ppm O <sub>2</sub>	5,1	3,8	13,8	18,2	10,9
2	Ar+3 ppm O <sub>2</sub>	4,9	3,9	11,0	21,0	11,1
3	Ar+200 ppm O <sub>2</sub>	5,0	3,7	13,0	17,5	10,3
4	Ar+20000 ppm O <sub>2</sub>	4,9	3,8	9,0	11,5	5,4

Obs.: L – largura da camada; A – altura da camada; Lc mín – largura mínima da zona de limpeza catódica; Lc máx – largura máxima da zona de limpeza catódica;  $\Delta L$  – largura absoluta de zona de limpeza catódica,  $\Delta L = ((Lc\ max+Lc\ min)/2)-L$

As camadas depositadas foram contínuas e regulares e tiveram qualidade visual aceitável. Além disso, como também ocorreu para o caso do aço inoxidável, superficialmente não apresentaram nenhum tipo de descontinuidade. Porém, as camadas foram relativamente mais convexas, provavelmente pelo fato da liga de titânio apresentar maior tensão superficial e menor condutividade térmica do que o aço inoxidável, o que dificulta a molhabilidade do material depositado sobre o substrato.

Neste caso, as zonas de limpeza catódica nas deposições sobre chapa foram relativamente grandes e não regulares. Como a área de limpeza catódica corresponde à área de emissão dos elétrons, pode-se dizer que a liga de titânio emitiu uma quantidade grande de elétrons mesmo com nível de corrente médio menor em relação ao caso do aço inoxidável. É

a consequência do alto poder de emissão dos elétrons da liga de titânio, que é provavelmente responsável pela alta irregularidade da zona de limpeza catódica. A zona de limpeza catódica da camada depositada com Ar + 0,2 ppm O<sub>2</sub> apresentou área maior do que com os outros gases, porém a largura máxima da zona de limpeza foi obtida com Ar + 3 ppm O<sub>2</sub>. As zonas de limpezas catódicas correspondentes às deposições com gases Ar + 3 ppm O<sub>2</sub> e Ar + 200 ppm O<sub>2</sub> ficaram mais irregulares (larguras variáveis), enquanto a camada depositada com gás Ar + 20000 ppm de O<sub>2</sub> apresentou uma zona catódica muito estreita. Resumidamente, pode ser dito que, as deposições com teor de oxigênio em até 200 ppm apresentaram áreas de limpeza catódica similar entre si. Já com o gás de maior teor de oxigênio, Ar + 20000 ppm de O<sub>2</sub>, a zona catódica ficou consideravelmente menor, semelhante com resultado obtido com aço inoxidável.

Além disso, os depósitos produzidos com os gases de menor teor de oxigênio (até 200 ppm) exibiram superfícies mais brilhantes, enquanto os depósitos executados com maior teor de oxigênio (20000 ppm) ficaram quase totalmente acinzentados e foscos (indicações de elevada oxidação). Essas observações foram mais perceptíveis na aparência lateral dos cordões e estão apresentadas na Figura 4.50.

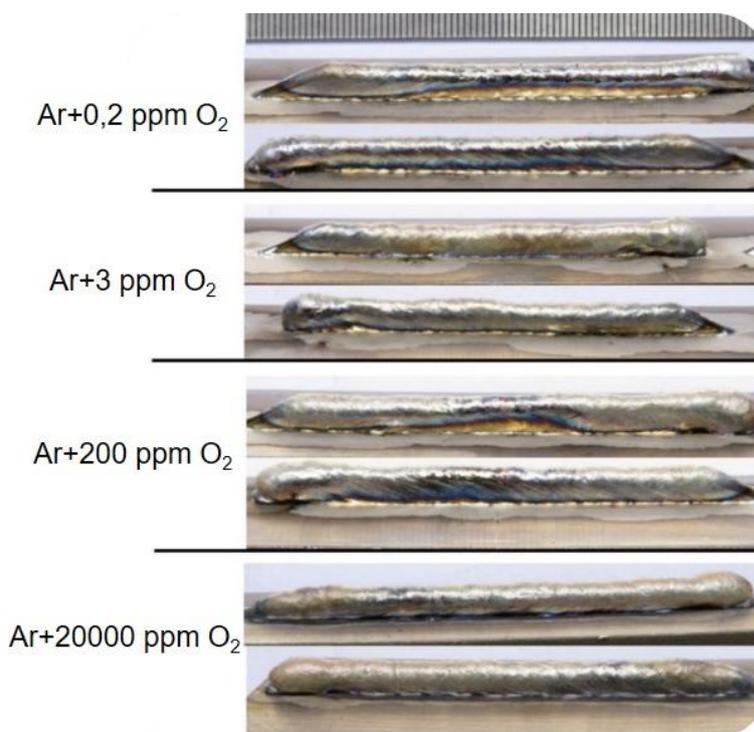


Figura 4.50 – Aspecto superficial lateral dos cordões depositados com liga de titânio

Também foi percebido que para todos os gases utilizados os cordões de liga de titânio apresentaram superfícies mais irregulares, com pequena variação de altura, sem formação de escamas na superfície, típica para deposição MIG/MAG com curto-circuito, como está

presente nas camadas de aço inoxidável. Esta ocorrência pode ser também devido às propriedades térmicas da liga de titânio. Como a camada deste material acumula mais calor, esta pode passar mais tempo no estado líquido e assim ser mais sensível à vibração da poça de fusão, formando uma superfície irregular (Figura 4.51).

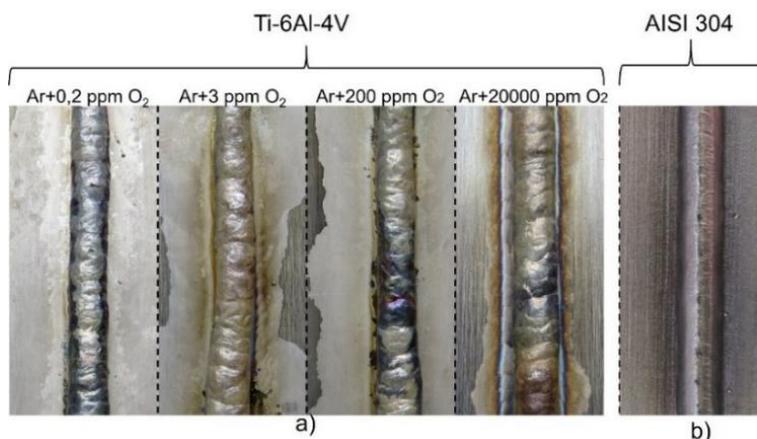


Figura 4.51 – Aspecto da regularidade das camadas: (a) – liga de titânio; (b) – aço inoxidável

Também, foram feitas as verificações de composições químicas das superfícies sem aspecto de oxidação, com aspectos de oxidação e da chapa no estado como fabricada, por análise via EDS-*Energy-dispersive X-ray spectroscopy* (utilizando equipamento modelo SwiftED 3000 do fabricante *Hitachi High-Technologies Corporation*®, de Laboratório de Ensino e Pesquisa em Usinagem – LEPU, da Universidade Federal de Uberlândia). Esses resultados estão apresentados na Figura 4.52 e na Tabela 4.13, que contém os valores médios de três medições com desvio padrão. Pode ser notado, que os espectros 2 e 3, correspondentes à superfície com a oxidação, obtidas na sua maioria, apresentaram maior porcentagem de  $O_2$ , que indica a proteção não suficiente e uma certa desigualdade da condição inicial da chapa. Mas, a espessura dessa camada não foi avaliada.

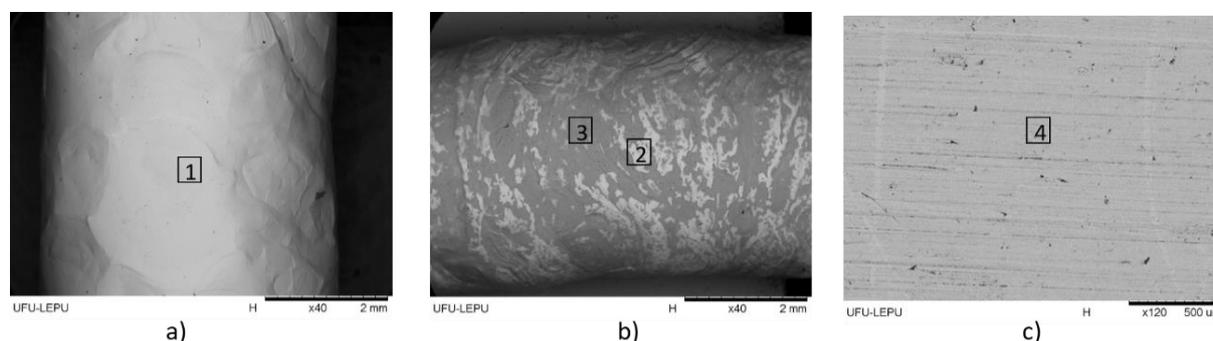


Figura 4.52 – Apresentação de regiões de interesse de análise: a) superfície sem oxidação; b) superfície com oxidação; c) superfície de chapa como fabricada

Tabela 4.13 – Valores médios e de desvio padrão das medições

Sp. Ne	Elementos químicos identificados							
	C		N		O		Ti	
	Média	DP.	Média	DP.	Média	DP.	Média	DP.
1	1,585	0,497	0,951	0,835	8,918	0,236	89,075	1,165
2	2,174	1,616	2,067	0,456	25,260	3,744	71,224	2,216
3	2,798	0,148	0,000	0,000	47,631	4,472	49,572	4,433
4	3,251	0,149	0,743	0,498	15,135	0,556	81,118	0,896

Obs: 1 – superfície de cordão sem oxidação; 2 – região clara de superfície de cordão com oxidação; 3 - região escura de superfície de cordão com oxidação; 4 - superfície de chapa como fabricada

Avaliando o aspecto superficial da primeira camada depositada sobre parede com gás Ar + 3 ppm O<sub>2</sub>, nota-se que a zona de limpeza catódica se formou na lateral da superfície de pré-parede, indicando então que o arco tem a tendência de descer por suas laterais em busca por óxidos (Figura 4.53).



Figura 4.53 – Deposição da primeira camada sobre a pré-parede de liga de titânio com gás Ar + 3 ppm O<sub>2</sub>: a) Descida dos pontos catódicos pelas laterais; b) Aspecto superficial da camada

Os aspectos superficiais das camadas depositadas sobre pré-parede de liga de titânio estão apresentados na Figura 4.54. As características dimensionais das camadas produzidas estão apresentadas na Tabela 4.14.

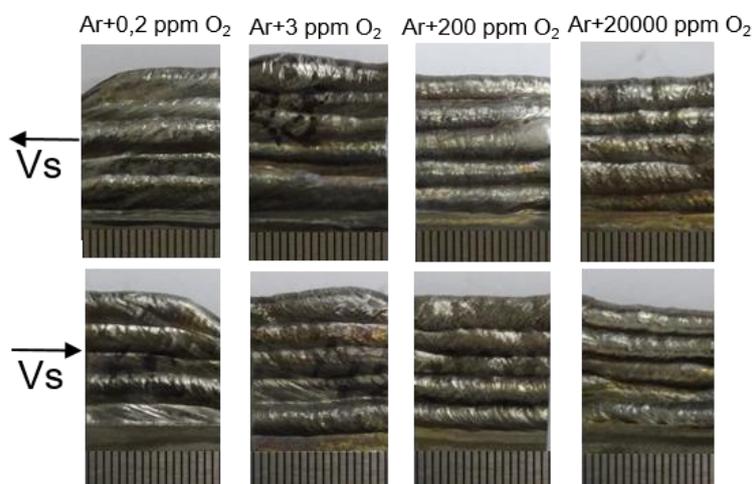


Figura 4.54 – Aspecto superficial da deposição de cinco camadas de liga de titânio sobre pré-parede

Tabela 4.14 – Características dimensionas das camadas depositadas sobre pré-parede

	Gás de proteção	L (mm)	A (mm)
1	Ar +0,2 ppm O <sub>2</sub> (Ar 6.0)	4,8	18,9
2	Ar+3 ppm O <sub>2</sub> (Ar 4.8)	4,7	18,6
3	Ar+200 ppm O <sub>2</sub>	4,7	18,6
4	Ar+20000 ppm O <sub>2</sub>	4,8	18,5

Obs.: L – largura da camada; A – altura da camada

As camadas de liga de titânio depositadas sobre parede sofreram uma oxidação mais forte do que as depositadas sobre chapa, provavelmente por causa do reaquecimento das camadas anteriores. Acredita-se que o uso de um sistema de *trailing gás* de melhor performance possa permitir uma proteção mais eficaz em toda a parede depositada. Para exibir o aspecto mais claro das paredes, as mesmas passaram por uma limpeza de escova.

Os aspectos superficiais das camadas depositadas sobre chapa com velocidades de deposição maior estão apresentados na Figura 4.55. As características dimensionais das camadas produzidas estão apresentadas na Tabela 4.15.

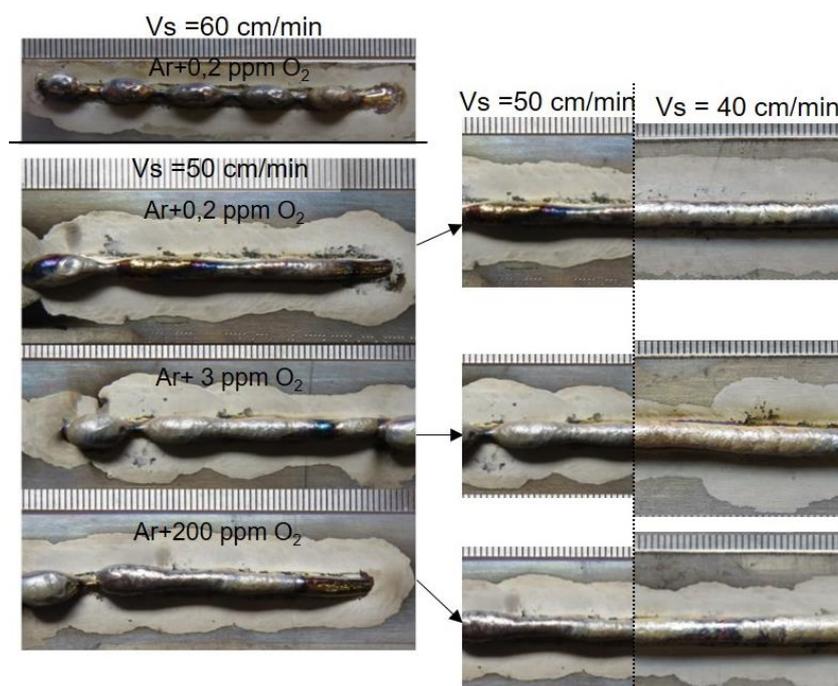


Figura 4.55 – Aspecto superficial de uma camada depositada sobre chapa de liga de titânio sob maiores velocidades de deposição

Tabela 4.15 – Características dimensionas dos cordões depositados

№	Mat.	Gás de proteção	Vs 50 (cm/min)					Vs 40 (cm/min)
			L (mm)	A (mm)	Lc min (mm)	Lc max (mm)	$\Delta L$ (mm)	$\Delta L$ (mm)
1	Ti	Ar +0,2 ppm O <sub>2</sub> (Ar 6.0)	3,0	4,0	12,1	13,4	9,8	10,9
2		Ar+3 ppm O <sub>2</sub> (Ar 4.8)	2,9	4,3	10,5	16,6	10,7	11,1
3		Ar+200 ppm O <sub>2</sub>	3,1	4,3	13,2	15,0	11,0	10,3
4		Ar+20000 ppm O <sub>2</sub>	-	-	-	-	-	5,4

Obs.: L – largura da camada; A – altura da camada; Lc mín – largura mínima da zona de limpeza catódica; Lc máx – largura máxima da zona de limpeza catódica;  $\Delta L$  – largura absoluta de zona de limpeza catódica,  $\Delta L = ((Lc\ max+Lc\ min)/2)-L$

Inicialmente, analisando os aspectos superficiais, percebe-se que as camadas de liga de titânio são muito sensíveis ao aumento de velocidade de deposição, com velocidade de 60 cm/min foi apresentado um defeito, que parece a “costa de dragão”. Com redução da velocidade de deposição até 50 cm/min, as camadas de liga de titânio eliminaram esse defeito, porém, ficaram com início da camada ainda irregular. Além disso, percebe-se, com auxílio da Tabela 4.11, que para liga de titânio a altura da camada ficou maior do que a largura. Analisando as zonas de limpeza catódica, nota-se que as tendências percebidas com a velocidade de deposição menor, foram mantidas. A zona de limpeza catódica obtida com Ar +0,2 ppm O<sub>2</sub> ficou maior e mais regular, enquanto para gases Ar +3 ppm O<sub>2</sub> e Ar + 200 ppm O<sub>2</sub> ficaram menores e menos regulares. As larguras máximas de zonas de limpeza catódica foram um pouco reduzidas, para todos os gases, mas estão dentro de margem de erro. Pode ser resumido, que o aumento da velocidade de deposição para liga de titânio não afetou a zona de limpeza catódica.

#### b) Análise macrográfica e micrográfica de camadas depositadas sobre chapa e análise de microdureza

Aspectos macrográficos de camadas depositadas sobre a chapa estão apresentados na Figura 4.56, enquanto os micrográficos na Figura 4.57. Resultados de análise de microdureza estão apresentados na Figura 4.58.

Pelos aspectos macrográficos de Figura 4.56, pode ser visto que as seções transversais não apresentaram algum tipo de defeito. Seções estão com perfil geométrico semelhantes entre os quatro gases utilizados. Também se percebe uma leve redução de tamanho de grão para deposição com Ar + 20000 ppm de O<sub>2</sub>. Mas, para confirmação dessa notação deveria ser feito uma análise separada. Conforme Figura 4.57 as deposições apresentaram uma camada superior de  $\alpha$ -case, que se encontrou parecida para os três gases

de menor teor de oxigênio, em torno de 53-65  $\mu\text{m}$ . Já a deposição feita com Ar + 20000 ppm de  $\text{O}_2$  apresentou a camada de  $\alpha$ -case de maior profundidade, em torno de 80  $\mu\text{m}$ .

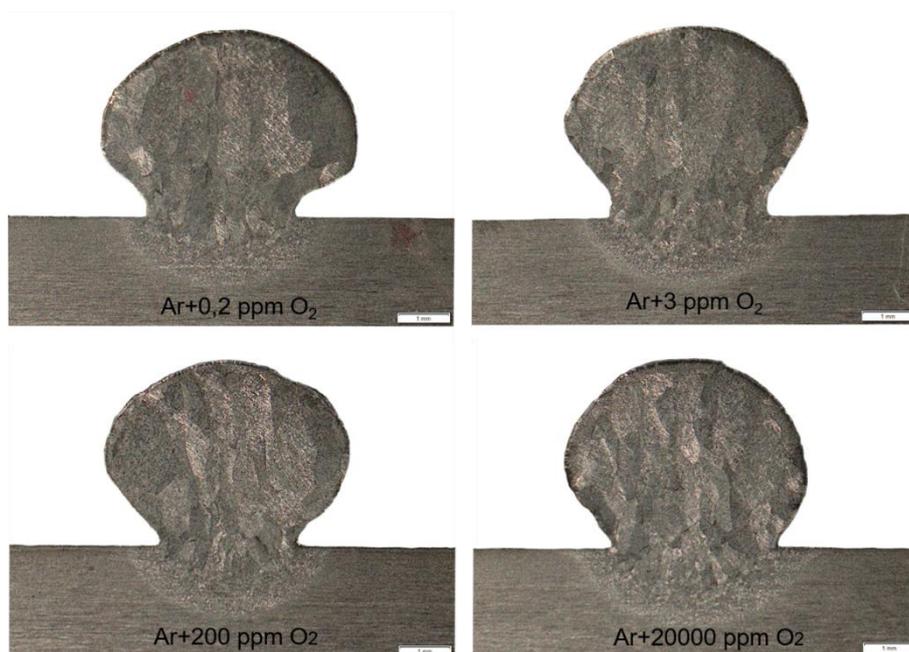


Figura 4.56 – Aspectos macrográficos de seções transversais de deposições sobre chapa

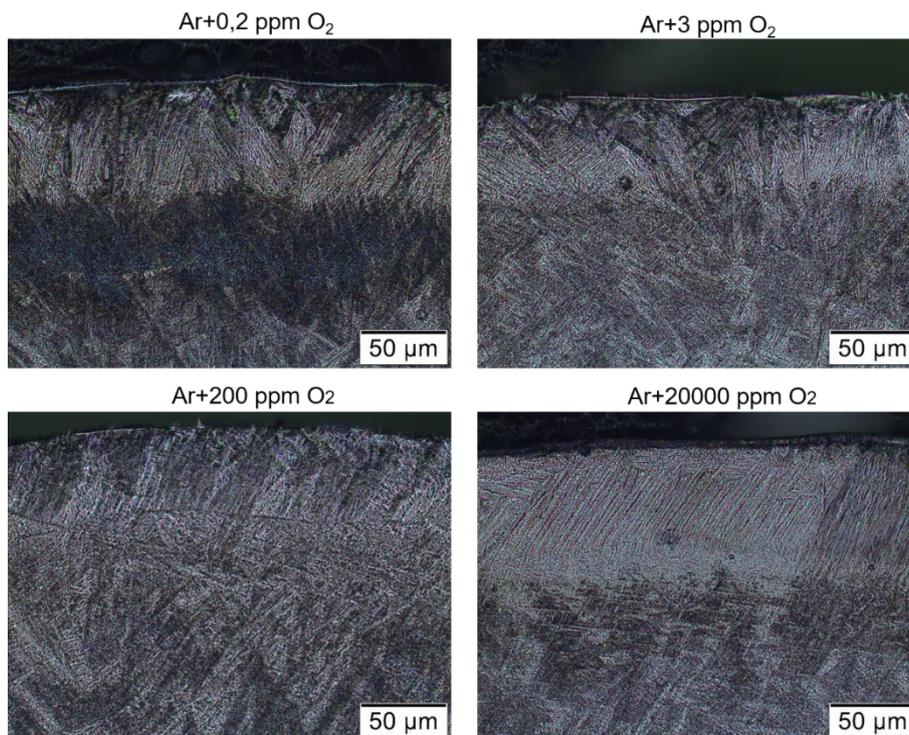


Figura 4.57 – Aspectos micrográficos de seções transversais de deposições sobre chapa

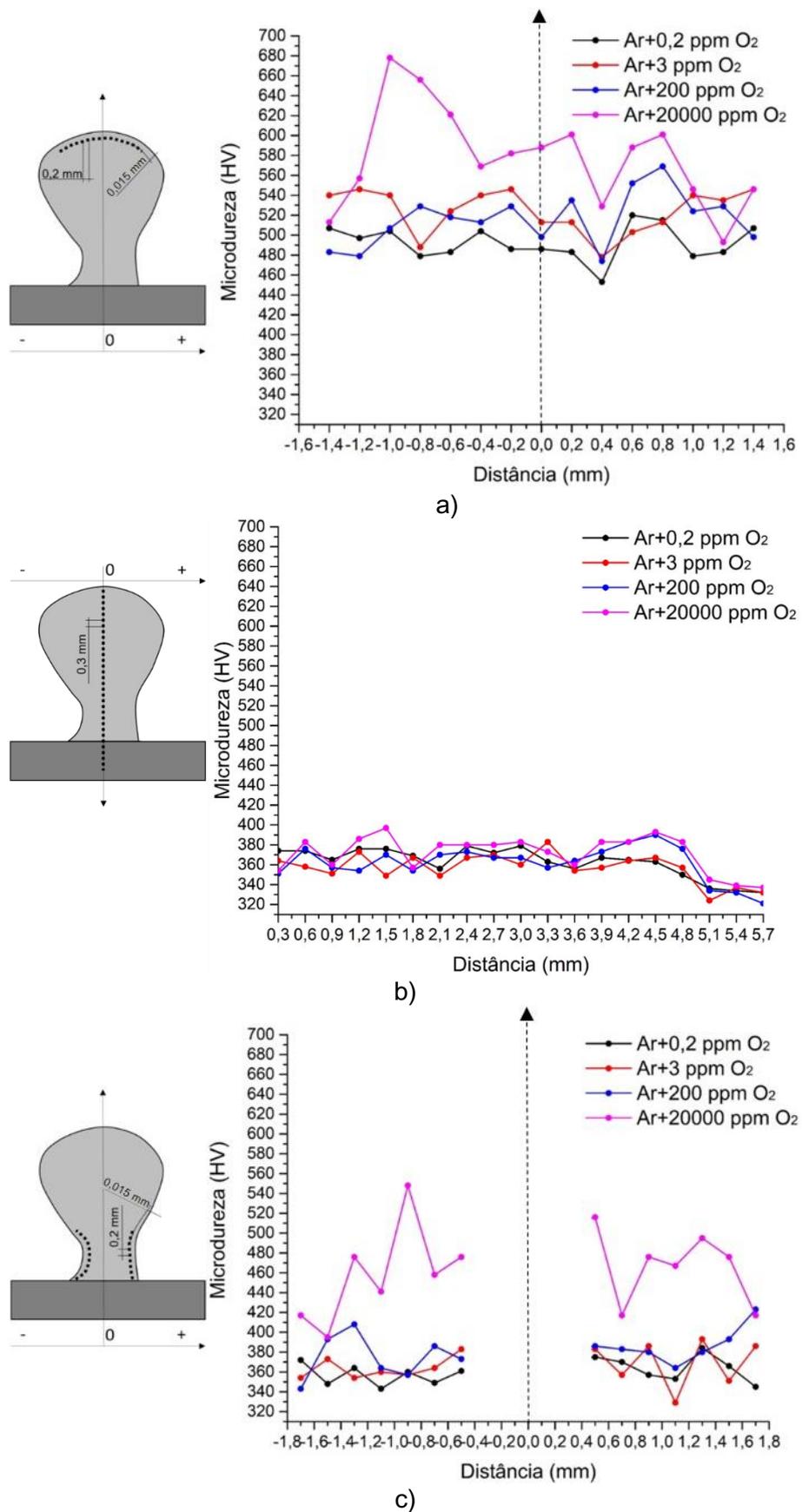
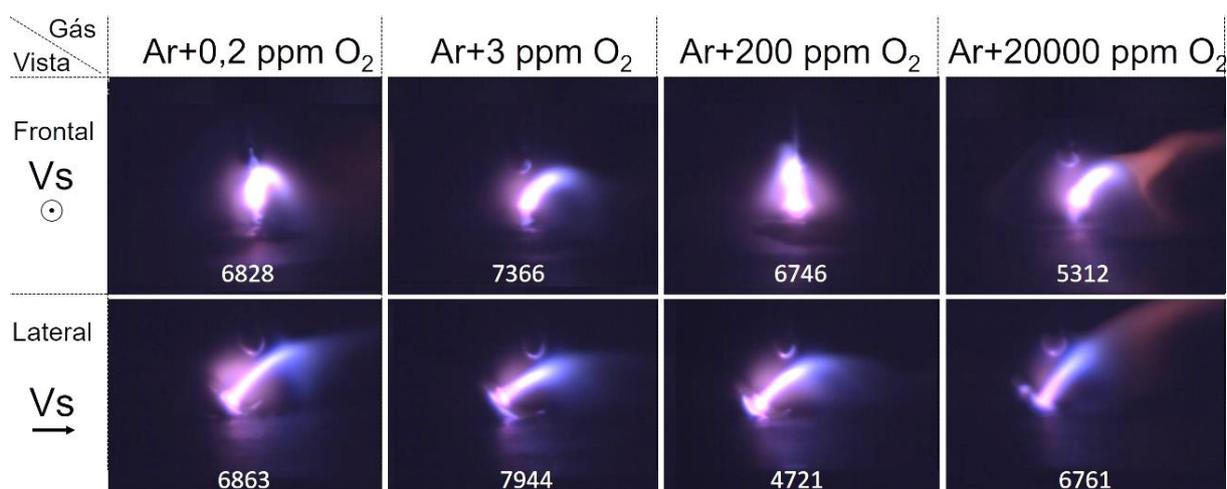


Figura 4.58 – Análise de microdureza: a) na superfície superior de cordão; b) na linha central de seção transversal; c) nas laterais inferiores de cordão

O foco da análise de microdureza foi exibir a diferença da medida entre os gases utilizados e não a verificação de profundidade de  $\alpha$ -case por si só. A Figura 4.58(a) representa a medição na microdureza numa linha em 0,015 mm de distância do contorno de camada depositada, ou seja, de maior nível de microdureza que foi possível medir. Os valores de microdureza de deposições seguem o posicionamento gradual conforme o teor de oxigênio no gás de proteção, seja maior para deposição com Ar + 20000 ppm de  $O_2$  e menor para deposição com Ar + 0,2 ppm de  $O_2$ . A microdureza de material central (Figura 4.58(b)) de seção também chega a se afetar por contaminação de oxigênio. Todas deposições demonstraram a microdureza na faixa de 350-380 HV, que é apenas um pouco maior que a microdureza original de 330 HV. Um fato interessante pode ser notado por Figura 4.58(c), que demonstra a microdureza nas partes laterais de seção, quais são bem menores de qua a parte de cima, deve ser por causa de maior taxa de resfriamento atingida por essa parte da camada. Maiores valores foram apresentados pela deposição com Ar + 20000 ppm de  $O_2$ . De uma forma geral, pode ser concluído, que desde a  $\alpha$ -case seja removido, os quatro gases apresentam perfis de microdureza satisfatória. Porém, a deposição com gás Ar + 20000 ppm de  $O_2$  precisa de remoção da camada de  $\alpha$ -case de maior profundidade.

### c) Aspecto do arco durante deposições de camadas

As imagens frontais e laterais do arco representativas dos resultados obtidos com as filmagens em alta velocidade das deposições de liga de titânio sobre chapa estão apresentadas na Figura 4.59. O período inteiro, ao qual pertence o quadro unitário apresentado está no Apêndice na Figura A 7 e A 8, para vista frontal e lateral respectivamente.



a)

Figura 4.59 (início) – Quadros representativos do arco durante deposições de uma camada sobre chapa de liga de titânio

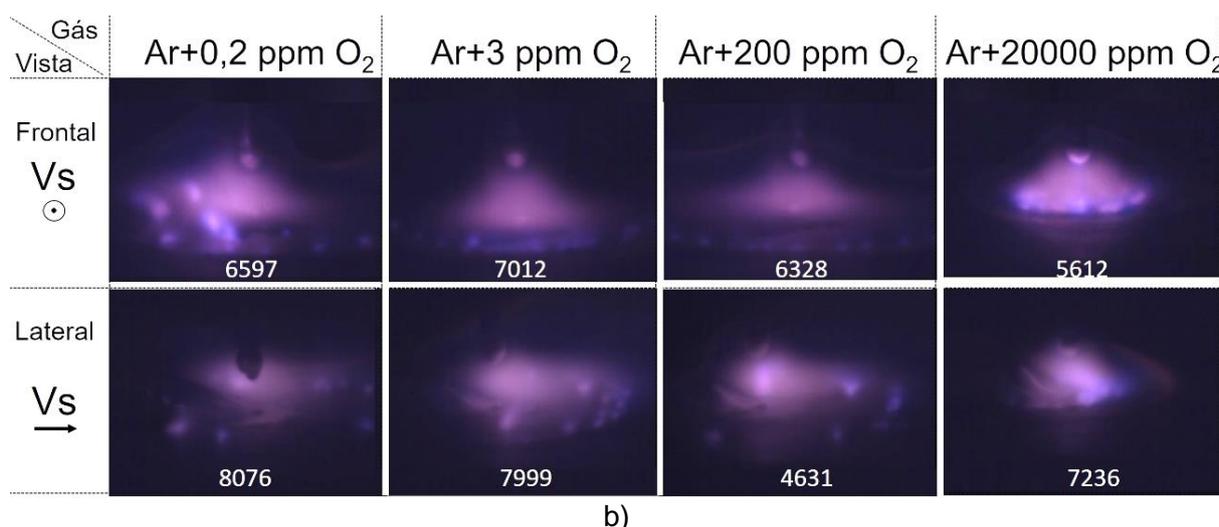


Figura 4.59 (final) – Quadros representativos do arco durante deposições de uma camada sobre chapa de liga de titânio

- Analisando a vista frontal da Figura 4.59(a), pode-se perceber que o jato de plasma se desvia erraticamente da ponta do arame-elétrodo, fenômeno observado em certa quantidade dos períodos. Pela vista lateral da mesma figura, nota-se que o arco se inclina sempre para frente (adiante da posição de deposição) independentemente do gás utilizado. A vista frontal da Figura 4.59(b) demonstra que o perfil do arco ficou mais largo para os gases com menor teor de O<sub>2</sub>, em contraste com o aspecto mais estreito no caso com maior teor de oxigênio;
- A instabilidade observada no caso da liga de titânio, opostamente ao caso do aço inoxidável, tem caráter “laminar” e esteve presente na maior parte dos períodos. Nos raros momentos de estabilidade, esta se caracteriza pela presença de pontos catódicos (Figura 4.59(b)), que ficam posicionados no contorno frontal e lateral do arco (raramente atrás). Esses períodos acontecem eventualmente, ora individualmente, ora sequencialmente;
- A ocorrência dos pontos catódicos no caso da liga do titânio não demonstrou ser um fenômeno organizado, pois ao que parece depende mais da disponibilidade (oferta) de óxidos na superfície de substrato. Assim, o arco, ao tomar todos os óxidos possíveis no seu caminho, deixa uma área relativamente grande à frente virtualmente sem óxidos, o que provoca maior sequência de períodos instáveis.

Assim, pode ser concluído que nem um dos gases avaliados teve efeito estabilizante sobre o arco. Contudo o gás com teor de oxigênio em 20000 ppm favoreceu um arco com menor abertura, assim menor demanda por óxidos.

As imagens frontais e laterais do arco representativas dos resultados obtidos com as filmagens em alta velocidade das deposições de liga de titânio sobre pré-parede estão apresentadas na Figura 4.60. O período inteiro, ao qual pertence o quadro unitário

apresentado está no Apêndice na Figura A 9 e A 10, para vista frontal e lateral respectivamente.

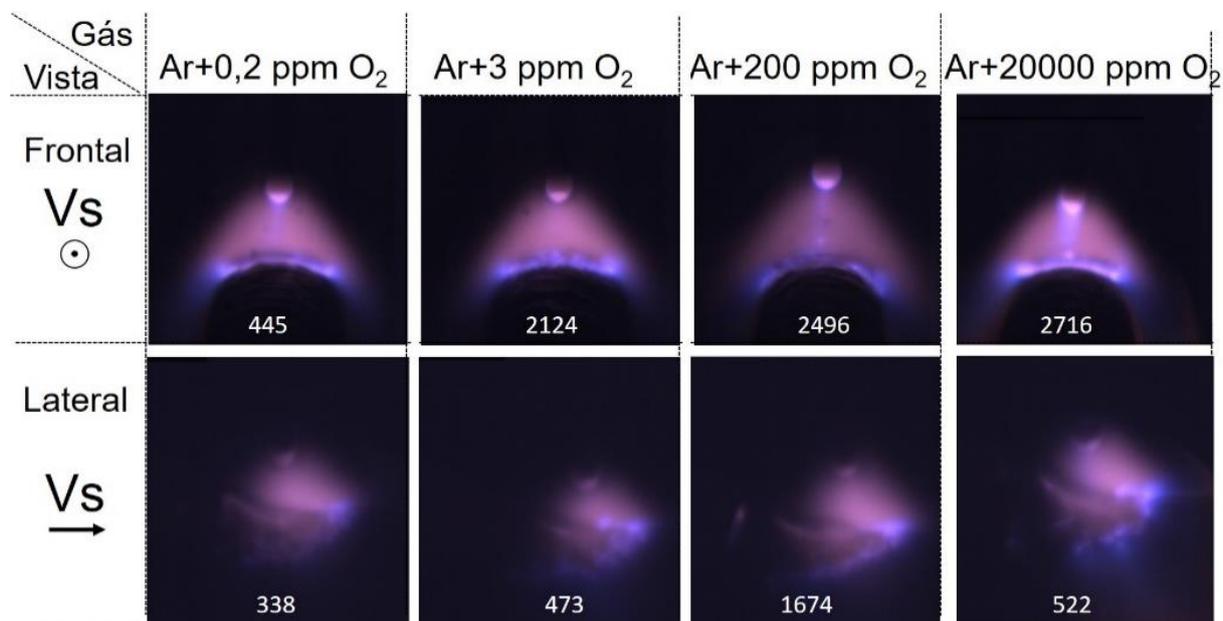


Figura 4.60 – Imagens representativas do arco durante as deposições das camadas sobre pré-parede de liga de titânio

As imagens da Figura 4.60 levam às mesmas conclusões dos resultados obtidos das deposições sobre chapa. O arco desce à procura de óxidos nas camadas anteriores. As manchas catódicas ficaram ao redor do perímetro do arco, localizando-se na parte frontal e lateral. As instabilidades de arco tinham o mesmo comportamento como nas deposições sobre chapa, por isso não estão apresentados.

As imagens representativas das filmagens em deposições sobre chapa com velocidades de deposição maior estão apresentadas na Figura 4.61. Para liga de titânio foi escolhido executar as filmagens com vista frontal, com o intuito de observar mais a abertura transversal do perfil do arco. Porém, pelas imagens obtidas não houve diferenças marcantes.

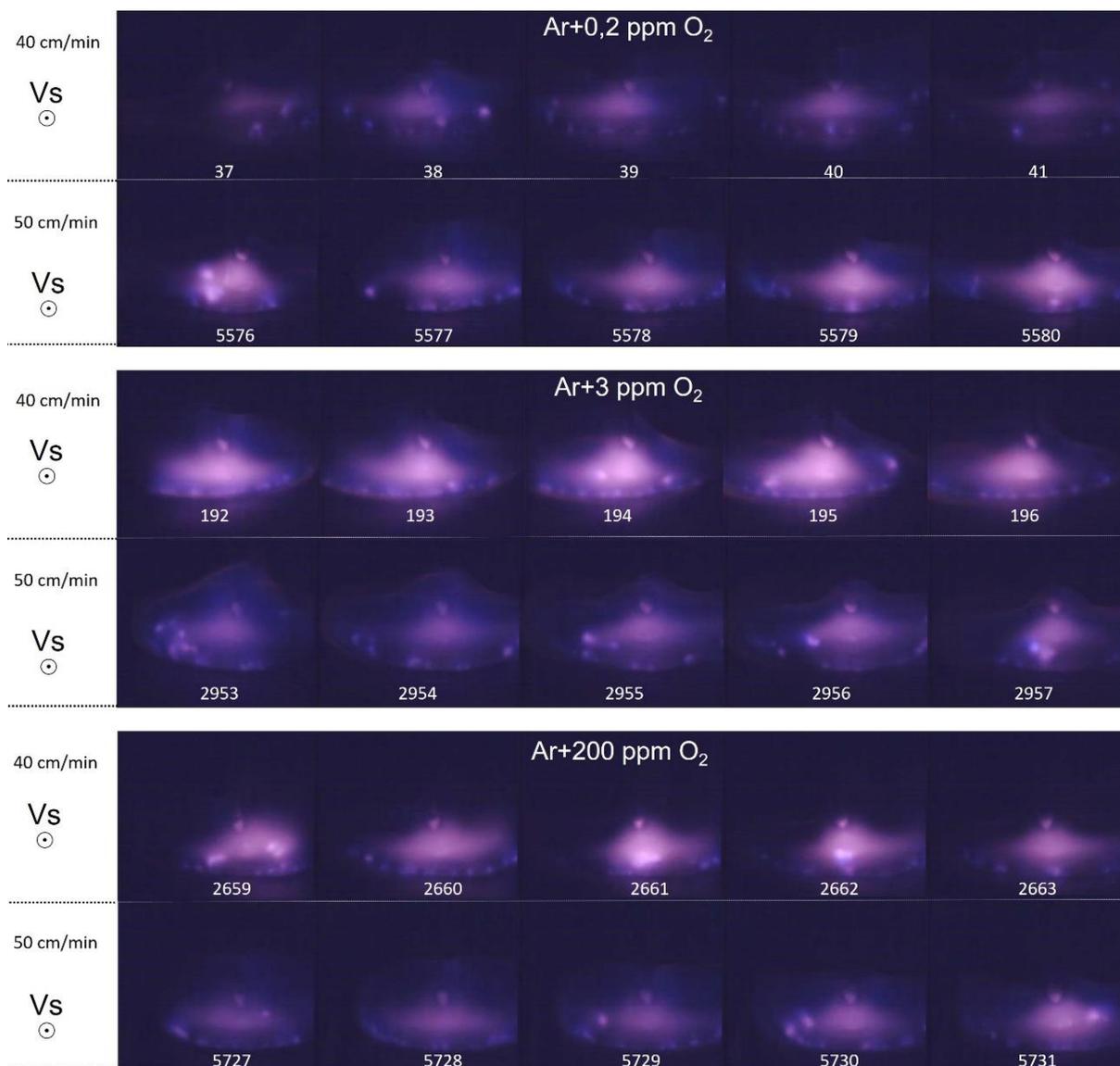


Figura 4.61 – Imagens representativas das filmagens em alta velocidade das deposições sobre chapa de liga de titânio

As imagens representativas de filmagens em alta velocidade com tempo de obturador maior estão apresentadas a seguir. Desvios de jato de plasma para cima e para frente, correspondentes às fases instáveis, estão apresentados na Figura 4.62, enquanto desvios de jato de plasma para baixo e para frente, correspondentes às fases estáveis, estão apresentados na Figura 4.63. O período inteiro, ao qual pertence o quadro unitário apresentado está no Apêndice na Figura A 11.

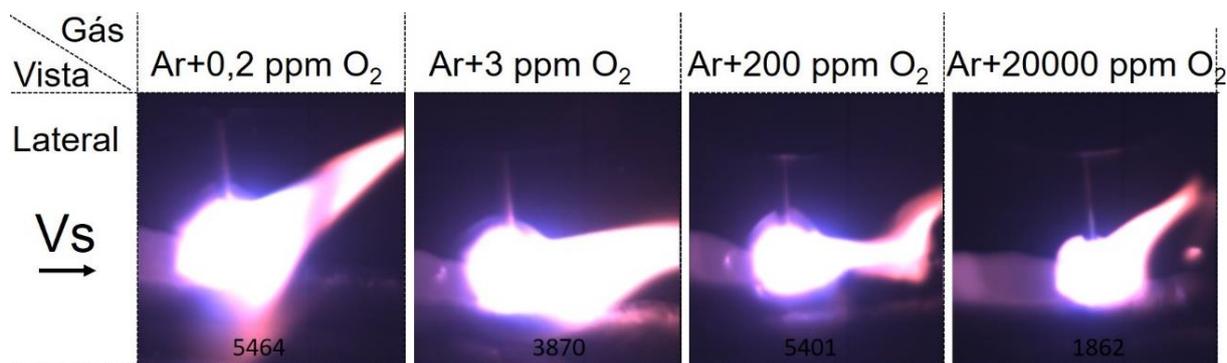


Figura 4.62 – Imagens representativas da filmagem de alta velocidade das deposições de camadas sobre parede de liga de titânio

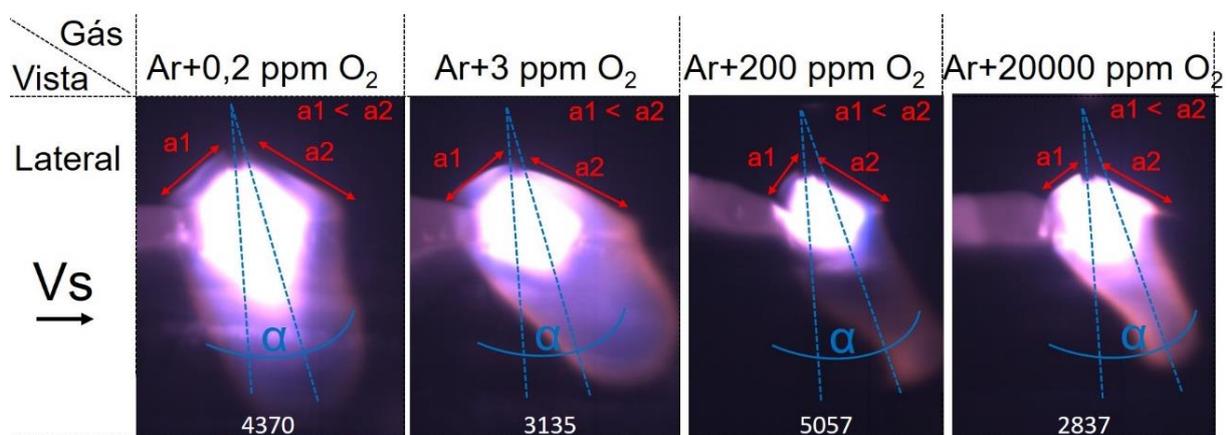


Figura 4.63 – Imagens representativas da filmagem de alta velocidade da inclinação do jato de plasma nas deposições sobre parede de liga de titânio

A Figura 4.62 apresenta um perfil do jato de plasma do arco de deposição de liga de titânio, dos períodos instáveis, que não é volumoso e chega a se estender sobre o substrato ou camada já depositada, chegando ao se pôr no plano de superfície horizontal (imagens 3870 e 5401) na busca por óxidos. Acredita-se que a intensidade de inclinação do arco depende da relação entre oferta de óxidos na superfície, necessidade de arco ao se estabilizar e a capacidade de consumir esses óxidos. A Figura 4.63 apresenta o perfil do arco, dos períodos estáveis, correspondentes à ocorrência das manchas catódicas. Nota-se que, para todos os casos, o jato de plasma se inclina para baixo e para frente, formando um ângulo entre o eixo do eletrodo e o eixo do arco ( $\alpha$ ), supostamente consumindo os óxidos.

d) Caracterização de emissão catódica durante deposição de camadas de liga de titânio

Em relação ao comportamento errático do arco foram adicionados alguns quadros interessantes, que estão apresentados nas Figuras 4.64 a 4.70, para apresentar mais informações sobre emissão catódica.

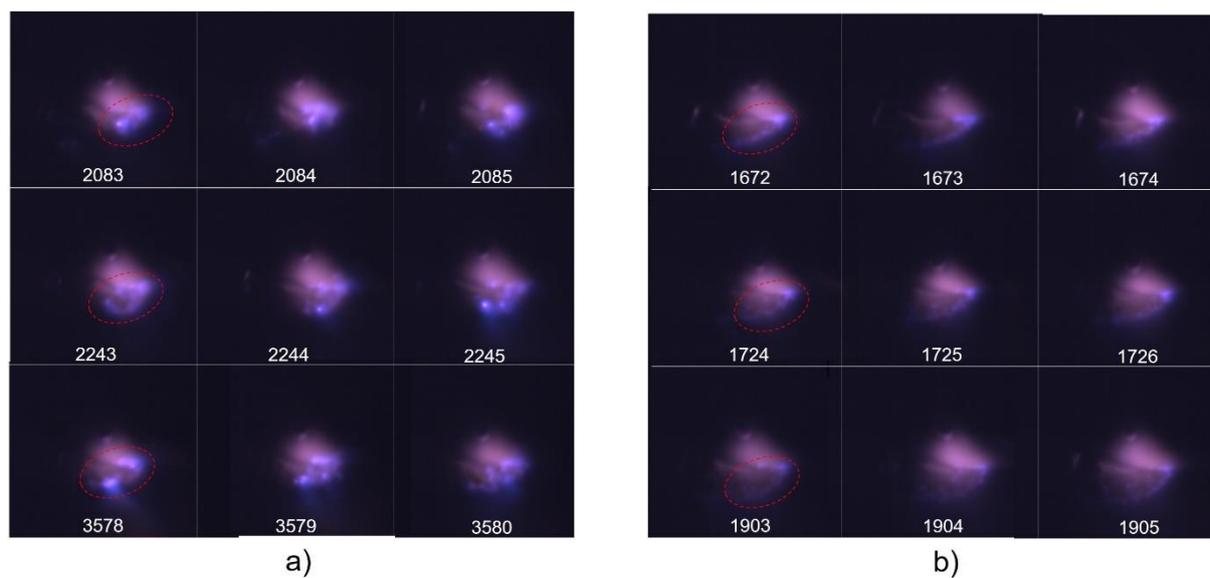


Figura 4.64 – Aspecto de tamanho de manchas catódicas em função de superfície de substrato durante deposição de liga de titânio sobre pré-parede, vista lateral, sentido de deslocamento do arco para a direita, com Ar + 200 ppm O<sub>2</sub>: a) deposição sobre a camada com casca de óxidos; b) deposição sobre camada sem casca de óxidos

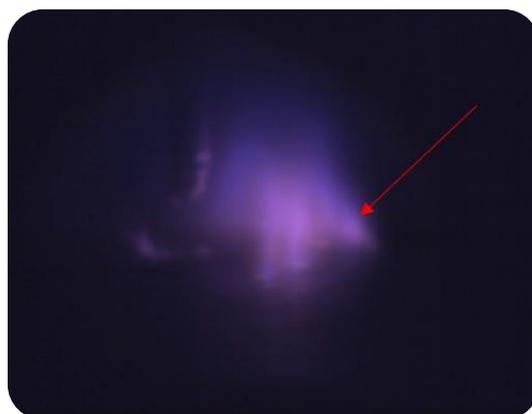


Figura 4.65 – Aspecto visual de manchas catódicas durante deposição de liga de titânio



Figura 4.66 – Aspecto visual de manchas catódicas durante deposição de liga de titânio: a) sobre chapa, vista frontal, Ar + 0,2 ppm O<sub>2</sub>; b) sobre chapa, vista frontal, Ar + 3 ppm O<sub>2</sub>; c) sobre chapa, vista frontal, Ar + 200 ppm O<sub>2</sub>; d) sobre chapa, vista frontal, Ar + 20000 ppm O<sub>2</sub>; e) sobre pré-parede, vista frontal, Ar + 0,2 ppm O<sub>2</sub>



Figura 4.67 – Aspecto visual de mais de um jato catódico presente durante deposição de liga de titânio: a) sobre chapa, sentido de deslocamento do arco para a direita, vista lateral, Ar + 0,2 ppm O<sub>2</sub>; b) sobre chapa, vista lateral, sentido de deslocamento do arco para a direita, Ar + 0,2 ppm O<sub>2</sub>; c) sobre pré-parede, vista frontal, Ar + 3 ppm O<sub>2</sub>; d) sobre pré-parede, vista frontal, Ar + 0,2 ppm O<sub>2</sub>

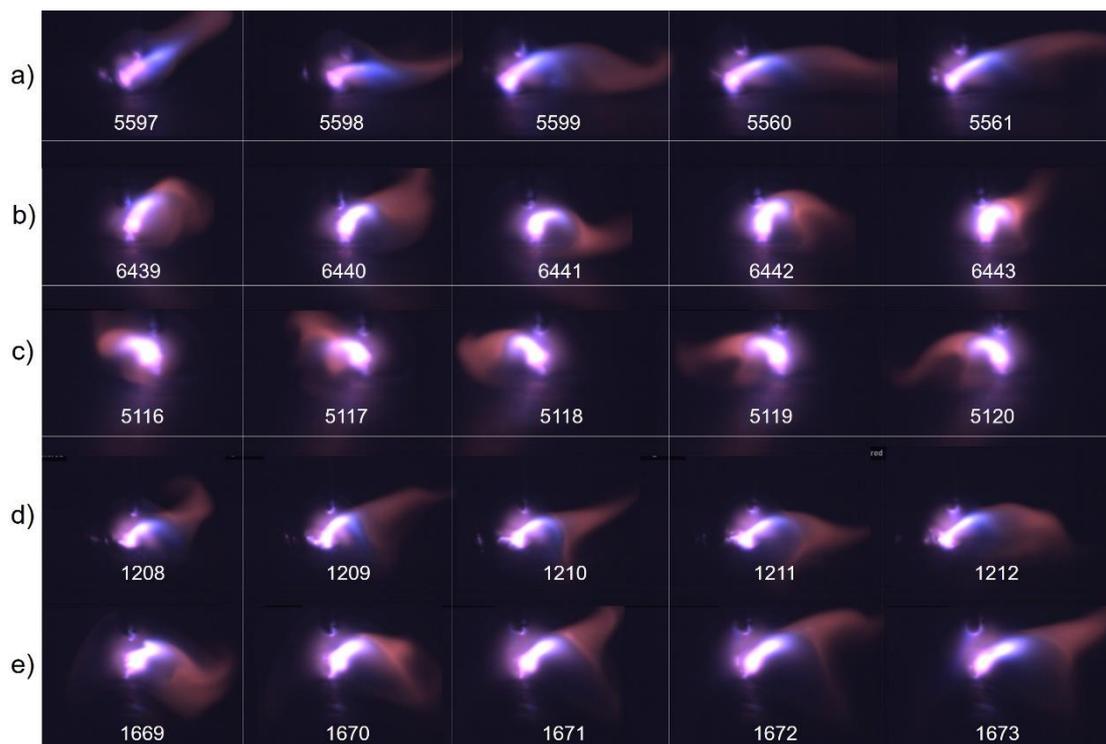


Figura 4.68 – Aspecto visual de desvios de jato de plasma de ponto de arame-eléetrodo, sem apresentar as manchas catódicas: a) sobre chapa, vista lateral, sentido de deslocamento do arco para a direita, Ar + 20000 ppm O<sub>2</sub>; b) sobre chapa, vista frontal, Ar + 3 ppm O<sub>2</sub>; c) sobre chapa, vista frontal, Ar + 20000 ppm O<sub>2</sub>; d) sobre parede, vista lateral, , sentido de deslocamento do arco para a direita, Ar + 20000 ppm O<sub>2</sub>; e) sobre pré-parede, vista frontal, Ar + 20000 ppm O<sub>2</sub>

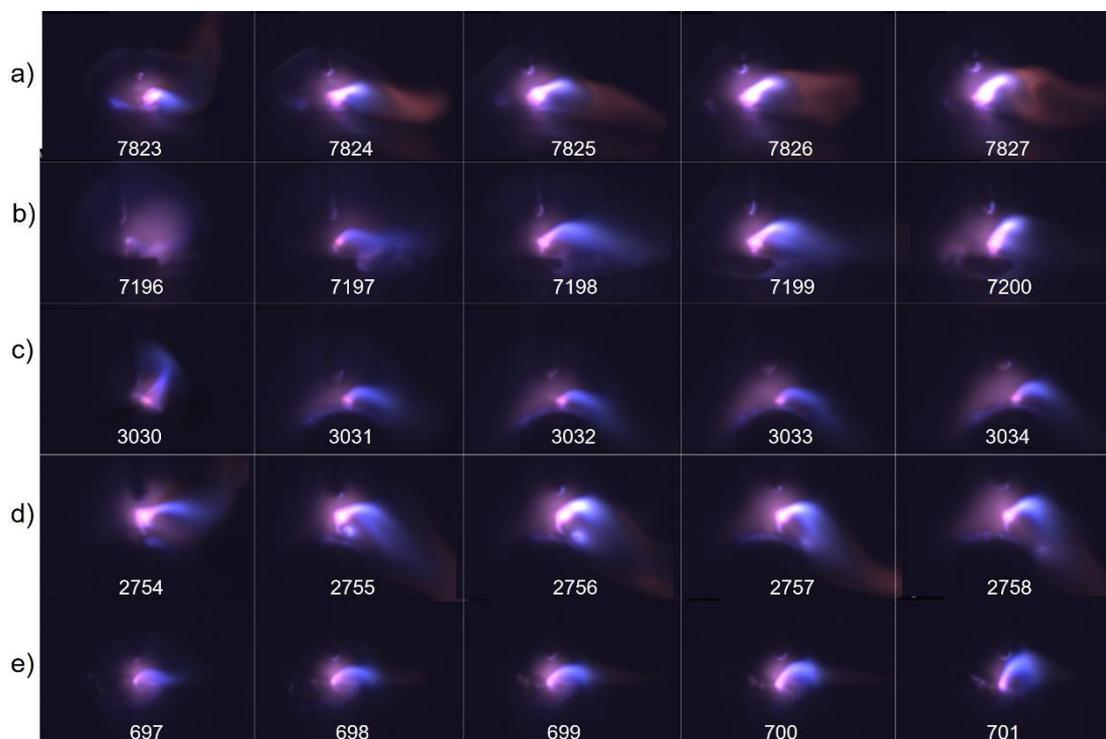


Figura 4.69 – Aspecto visual de desvios de jato de plasma de ponto de arame-eléetrodo, com presença das manchas catódicas: a) sobre chapa, vista frontal, Ar + 20000 ppm O<sub>2</sub>; b) sobre chapa, vista frontal, Ar + 200 ppm O<sub>2</sub>; c) sobre pré-parede, vista frontal, Ar + 0,3 ppm O<sub>2</sub>; d) sobre pré-parede, vista frontal, Ar + 200 ppm O<sub>2</sub>; e) sobre parede, vista lateral, sentido de deslocamento do arco para a direita Ar + 200 ppm O<sub>2</sub>

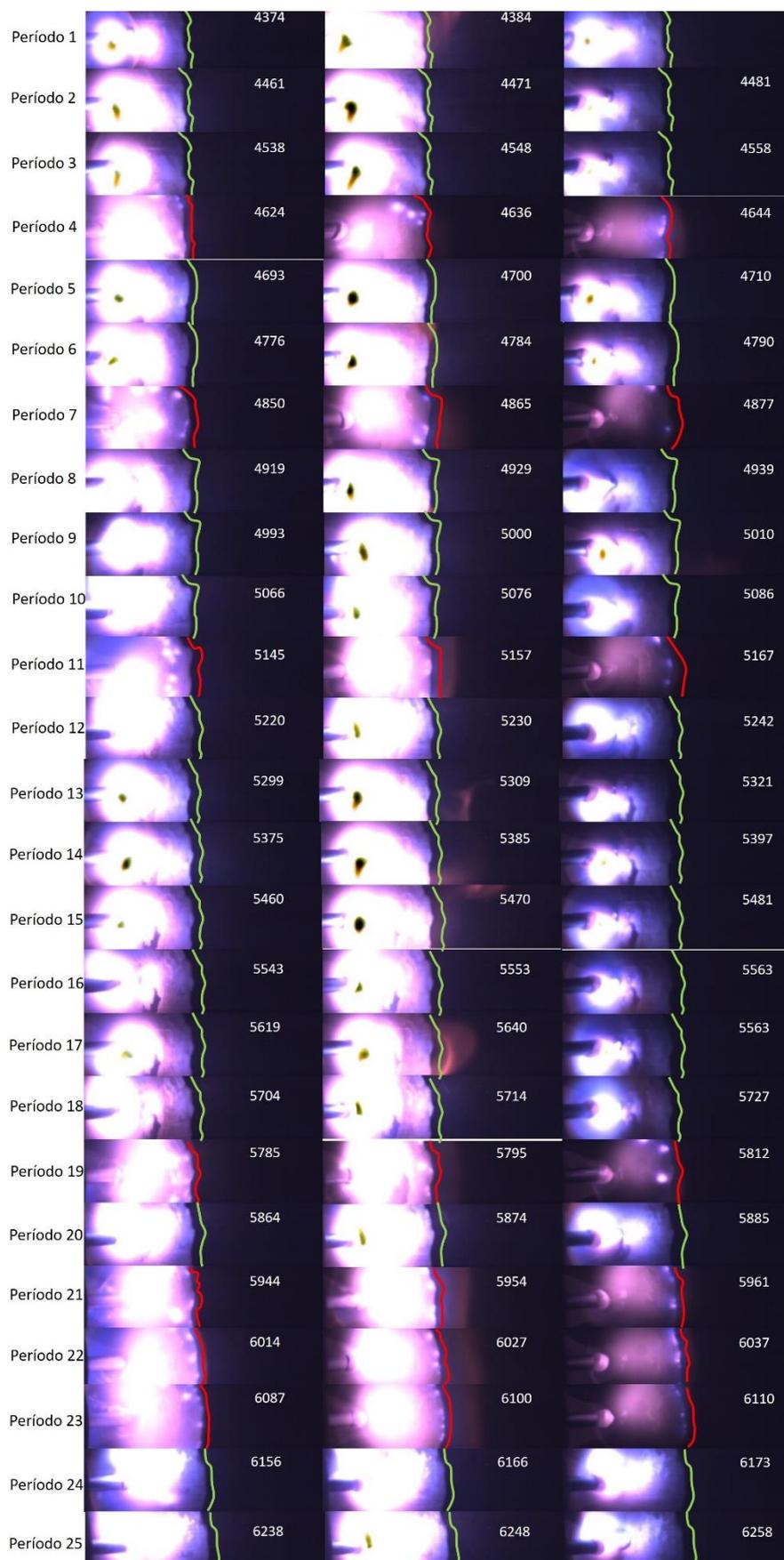


Figura 4.70 – Aspecto de contorno da área de limpeza catódica em função de presença ou não as manchas catódicas durante deposição de liga de titânio em Ar + 3 ppm O<sub>2</sub>

A Figura 4.64 apresenta aspecto das manchas catódicas durante deposição sobre a pré-parede por camada coberta com casca de óxidos e sobre camada sem presença de casca de óxidos. A diferença de tamanho das manchas é visivelmente diferente, deposição sobre casca de óxidos apresenta maior tamanho das manchas catódicas. A Figura 4.65 apresenta as manchas catódicas prolongadas para cima, evento comumente visto na deposição de liga de titânio, que geralmente surge no instante de abertura ou fechamento do arco. Esse tipo de mancha é mais notado nas deposições sobre chapa e menos nas deposições sobre pré-parede (Figura 4.66), visto que a espessura da camada de óxidos superficiais não é igual, da chapa (estado como fabricada) e da camada depositada sobre pré-parede (depende das condições de deposição e proteção gasosa). Essa observação encontra coerência com informação apresentada por Guile (1979), que notou que espessura de camada de óxidos muda o tipo de emissão catódica. Para espessura mais grossa, que seria o caso de deposição sobre chapa, a emissão observada parece ser do tipo misto (*switching type*), característica para superfícies que possuíram camada grossa de óxidos. Por esse motivo, ou algum outro desconhecido, chegam a acontecer casos quando durante a deposição estão presentes os dois jatos catódicos ao mesmo tempo (Figura 4.67). Shinn; Farson; Denney (2005) já notaram a existência de dois pontos catódicos, um no topo de gota em transferência e outro no local original, porém essa observação não foi confirmada nesse trabalho. Também, pode ser notado que o ponto catódico concentrado (durante períodos instáveis) não apresenta o comportamento errático (*wandering*), supostamente graças à transferência metálica controlada de curto-circuito por ação elétrica e mecânica do processo MIG/MAG CMT, concordando com afirmações de Sequeira Almeida e Williams (2010a). Porém, o acoplamento jato de plasma e ponto de arame-elétrodo não mantem a conexão, durante mesmos períodos instáveis, demonstrando os desvios de arco para os lados (Figura 4.68 e 4.69). Ao observar mais esses desvios parece que são desvios especialmente direcionados à procura dos óxidos nas áreas de vizinhança, demonstrado pelo um toque por parte de jato na superfície de chapa ou pré-parede. Os desvios se encontram sem (Figura 4.68) ou raramente com (Figura 4.69) presença de pouca quantidade de manchas catódicas. Acredita-se que os desvios aconteçam quando a superfície está ou totalmente limpa de óxidos, ou com alguma quantidade de óxidos não suficiente para promover a emissão catódica difusa.

A filmagem, cujos quadros estão apresentados na Figura 4.70, foi feita com configurações especiais, que permitem visualizar as manchas catódicas e o contorno de área de limpeza catódica na frente da poça de fusão. Das configurações principais destacam-se: 5000 quadros/s, tempo de obturador 1/100000, abertura de lente 8.0f, filtro de densidade neutro 5. A Figura 4.70 demonstra o comportamento do arco e a dinâmica da limpeza catódica durante 25 períodos seguidos, onde pode ser visto claramente que a emissão catódica difusa é a responsável pela ocorrência de limpeza catódica, ou seja, o consumo de placa de óxidos

na superfície acontece por ação de múltiplos pontos catódicos. Durante períodos instáveis, sem presença das manchas catódicas, os contornos de área de limpeza catódica estão fixos, como demonstrado por linha verde, durante alguns períodos. Já durante períodos estáveis (com ação das manchas catódicas difusas), os contornos da área de limpeza catódica estão se-mudando durante cada quadro, demonstrado por linhas vermelhas. Isso comprova a teoria de surgimento de instabilidade de arco por motivo de ausência de camada de óxidos na superfície, que se manifesta por desvios de jato de plasma em procura de óxidos na vizinhança. Assim, pode ser dito, que a instabilidade de arco na soldagem/deposição de liga de titânio tem a mesma origem que na soldagem de ligas de alumínio, referente os trabalhos de Fuerschbach (1998); Scotti; Dutra; Sanches (1998); Sarrafi e Kovacevic (2010). Desse jeito, as menções de Otani (2007) e Cho; Lee; Bae (2015), de que a instabilidade do arco ocorre por causa de uma fácil emissão dos elétrons por camada de óxidos na superfície, de ordem aleatório, não são verdadeiras. Segundo esses últimos autores, os elétrons seriam emitidos a partir de qualquer ponto de superfície perto de deposição, provocando instabilidade e comportamento errático do arco, o que difere do observado neste trabalho, que evidência que a instabilidade, o comportamento errático do arco, está ligada à indisponibilidade de óxidos na superfície de chapa ou pré-parede.

Ainda, foi feita uma avaliação de relação entre quantidade de períodos estáveis e instáveis, que estão apresentados no Apêndice, para deposições sobre chapa na Tabela A7 e para deposições sobre pré-parede na Tabela A8. As deposições sobre chapa apresentaram maior quantidade de períodos estáveis, na faixa entre 9,8 e 34,1 %, enquanto sobre pré-parede a quantidade se reduziu para faixa entre 2,8 e 18,5 %. Assim, pode ser dito que a deposição sobre pré-parede apresenta maior instabilidade de arco de que deposições sobre chapa, supostamente por limitação da área física e mudança da qualidade superficial de pré-camada.

Também, podem ser feitas algumas observações gerais. Na literatura encontra-se informação de que os pontos catódicos difusos caracterizam a emissão catódica, deduziu-se desse trabalho que os pontos catódicos difusos no geral acompanham a emissão catódica, mas não a definem. Durante a soldagem/deposição de materiais não refratários, os pontos catódicos podem não se manifestar expressamente, mas o material não deixa de ser emissor por campo. Assim, não se confirmou nesse trabalho a opinião, que titânio é um material que emite termionicamente e por campo.

#### 4.4 Conclusões

Baseado nos resultados obtidos neste trabalho, com a utilização do processo MIG/MAG CMT operando com proteção por argônio com diferentes teores de  $O_2$  para deposição de camadas de material sobre chapas e sobre pré-paredes, visando sua utilização em manufatura aditiva com aços inoxidáveis e ligas de titânio, conclui-se que:

- O comportamento do arco durante deposição de camadas de aço inoxidável se mostrou bastante instável com a utilização dos gases com teor de oxigênio de até 200 ppm. A instabilidade observada neste caso tem característica “turbulenta”, com o jato de plasma assumindo perfil volumoso, apontando-se para frente e para cima, com manifestação mais frequente nos instantes de reabertura de arco e se desfazendo de forma aleatória. A deposição com gás mais rico em  $O_2$  (20000 ppm), por outro lado, demonstrou efeito estabilizante no arco;
- O comportamento do arco na deposição de camadas de liga de titânio se revelou também muito instável, mas para todos os teores de  $O_2$  avaliados (até 20000 ppm). A instabilidade neste caso tem caráter “laminar”, com o jato de plasma exibindo perfil menos volumoso, se lançando para frente e para cima a procura de óxidos, chegando ao se por sobre a superfície do substrato ou camada anterior;
- A instabilidade de arco durante deposição de liga de titânio acontece por causa de um potente consumo de óxidos da superfície por ação de múltiplos pontos catódicos, que provoca a necessidade de realização de busca dos mesmos pelo jato de plasma;
- Tanto na deposição do aço inoxidável quanto da liga de titânio, o perfil de arco se apresentou com maior abertura em sua base (maior raio sobre a superfície de deposição) para os gases com teor de  $O_2$  até 200 ppm, em contraste com o arco mais estreito observado com 20000 ppm, sendo o arco com a liga de titânio notavelmente mais aberto;
- O aumento da velocidade de deposição não tem influência significativa na zona de limpeza catódica nas deposições de aço inoxidável e de liga de titânio. Além disso, liga de titânio está mais sensível ao aumento da velocidade de deposição para mesma velocidade de alimentação de arame e pode apresentar perfil irregular da camada com aspecto de “costas de dragão”.

## CAPÍTULO V

### AVALIAÇÃO DO EFEITO DA ADIÇÃO DO ARAME FRIO NA DEPOSIÇÃO DE PAREDES PELO PROCESSO MIG/MAG

Um dos desafios de manufatura aditiva é o controle de geometria da parede. A adição de arame frio é uma técnica promissora neste sentido, pois permite controlar o volume da poça de fusão, a viscosidade da poça de fusão, a dimensão da zona afetada pelo calor e, conseqüentemente, a geometria de parede e a taxa de deposição, através de resfriamento de metal líquido.

#### 5.1 – Revisão bibliográfica

##### 5.1.1 Adição de arames frios como meio de aumento de produção

A técnica de adição de material na poça de fusão é muito utilizada nos processos de soldagem, como TIG, PAW, LBW e EBW, durante o preenchimento da junta ou a realização de revestimento. A técnica existe na versão de adição de arame frio e adição de arame quente. A adição de arame quente (aquecido por resistência, com gasto de energia elétrica) tem o propósito de elevar mais a taxa de deposição/produção, sem necessariamente afetar a zona fundida. Já adição de arame frio (na temperatura ambiente, sem gasto adicional de energia elétrica) favorece ao mesmo tempo o aumento da taxa de deposição e a redução da zona fundida, aproveitando melhor o calor gerado pelo arco. O calor para fundir o arame frio é desviado da região arco/poça de fusão, resultando num menor calor imposto ao metal de base. De acordo com Reis e Scotti (2007) a adição de material frio na poça de fusão ajuda no controle da tensão superficial e viscosidade do metal líquido da poça, por deixar a mesma mais “fria”. O resfriamento da poça de fusão se comprova por baixos níveis de diluição, geralmente obtidos com essa técnica. Por exemplo, com o processo TIG com alimentação de arame frio, aplicado para revestimentos, foi atingida a diluição de apenas 5 % (CARVALHO SILVA, 2010).

Recentemente começaram a explorar uma técnica de adição de arame frio para processo MIG/MAG (GMAW), nomeada de *Cold Wire* GMAW (CW-GMAW), alcançando assim ao mesmo tempo o crescimento de produção e a redução de calor imposto ao metal de base (RIBEIRO et al., 2015). A esquematização de MIG/MAG com adição de arame frio está demonstrada na Figura 5.1. A utilização dessa técnica encontrou-se muito vantajosa para área de revestimentos, capaz de atingir a diluição de 5 % (M. MOTA et al., 2016) e também para soldagem de passe de raiz, capaz de superar a folga de 5 mm (C. ASSUNÇÃO et al., 2017). Costa et al. (2017) ainda compararam níveis de tensões residuais entre MIG/MAG com adição de arame frio e MIG/MAG Convencional utilizando medição por difração de raio-x e por birrefringência de ultrassom. Medições mostraram que a redução de calor imposto, através da adição de arame frio, proporciona à redução de tensões residuais.

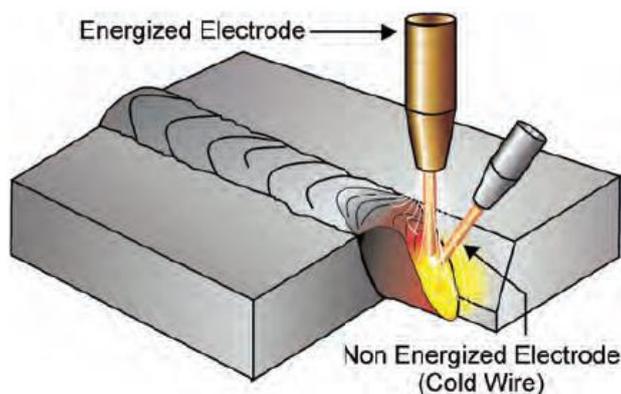


Figura 5.1 – Esquematização de MIG/MAG com adição de arame frio (RIBEIRO et al., 2015)

Modo de fusão de arame frio e de formação de cordão depende de vários parâmetros, como velocidade de alimentação, local de entrada de arame na poça de fusão, ângulo de entrada de arame na poça de fusão, distância de poça de fusão e outros. Influências desses parâmetros podem ser encontradas nos trabalhos de Heralic (2009); Carvalho Silva (2010); Geng et al. (2017). Focando especificamente no aumento de produção, além de velocidade de alimentação, os parâmetros como diâmetro de arame e a quantidade de arames de adição parecem ter maior influência.

Conforme a observação de Machado (1996) os arames de menor diâmetro apresentam uma maior taxa de fusão (kg/h) para a mesma intensidade de corrente, como demonstra Figura 5.2(a). Maior taxa de fusão as vezes é expressa pelo maior nível de velocidade de alimentação, como representado por Norrish (1992) e Nadzam (2004) na Figura 5.2(b). Contudo é importante salientar, que a afirmação é dada para o caso de soldagem MIG/MAG (arame é eletrodo). Entretanto, para técnica de adição arame frio, pouco se sabe sobre a relação entre diâmetro de arame e a taxa de deposição.

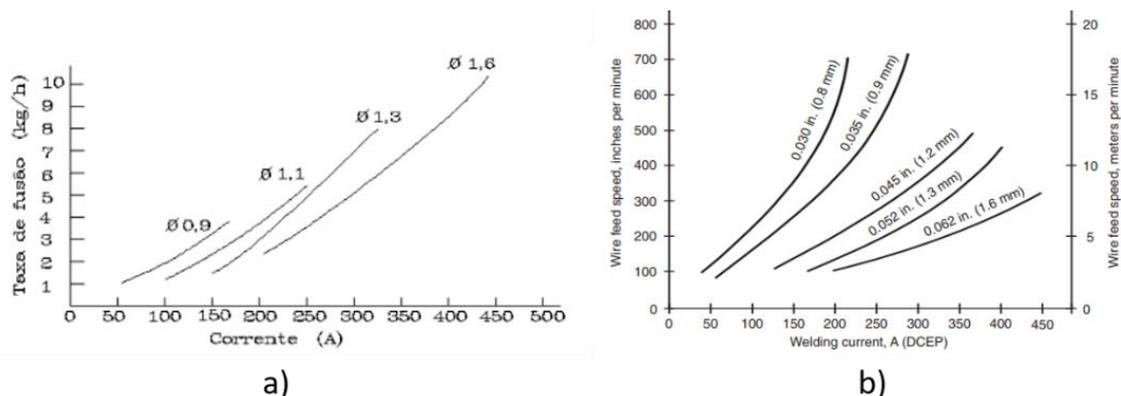


Figura 5.2 – a) Taxa de fusão em função da intensidade de corrente para diferentes diâmetros de arame-eletrodo (MACHADO, 1996); b) velocidade de alimentação em função da intensidade de corrente para diferentes diâmetros de arame-eletrodo (NADZAM, 2004)

A maior taxa de fusão de arame-eletrodo de menor diâmetro explica-se pela maior densidade da corrente (SCOTTI, 2011; NADZAM, 2004). Porém, também pode ser estimulada por mais um fator, o que favorece à fusão dos arames mais finos, a saber, a maior relação superfície/volume de arame. Esta premissa se baseia em alguns fatos da literatura. Por exemplo, a adição do pó de ferro (alta relação superfície/volume) no revestimento dos eletrodos revestidos acarreta uma maior taxa de deposição sem a necessidade do aumento proporcional de corrente (basta comparar as características de fusão dos eletrodos do tipo 7016, 7018 e 7024). O fato tinha gerado um dilema, se a maior taxa de deposição acontece em função de capacidade se trabalhar com maior nível de corrente ou em função de maior eficiência de fusão do pó de ferro adicionado em revestimento de eletrodo, verificada por Nascimento Magalhães et al. (2015). Os autores confirmaram que o pó de ferro no revestimento de eletrodo demanda menos energia do que o aço maciço de alma para se fundir e incorporar como o metal de solda. Com a mesma corrente, o eletrodo com maior teor de pó de ferro corresponde ao aumento de taxa de fusão, cerca de 60 % (Figura 5.3). Assim, a capacidade de condução de maior corrente é um fator adicional, secundário. Também, foi declarado que junto ao aumento de taxa de fusão a zona afetada pelo calor foi reduzida.

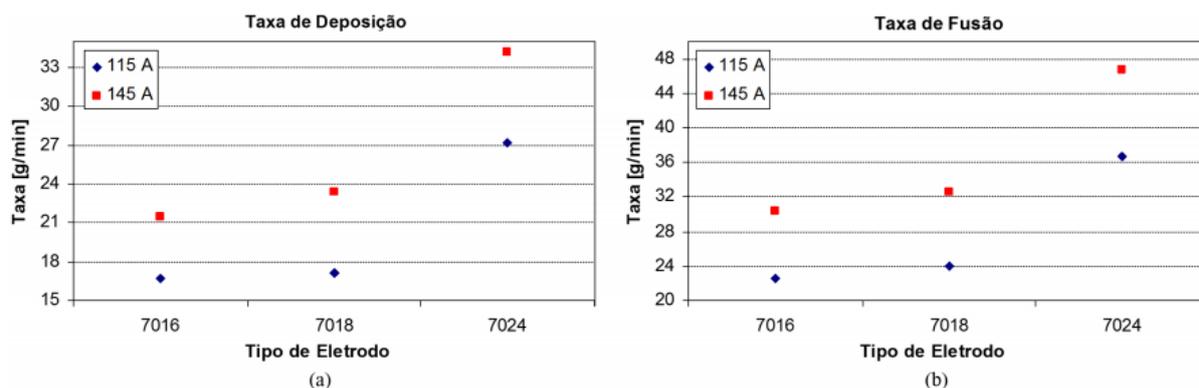


Figura 5.3 – Efeito da intensidade de corrente e tipo de eletrodo revestido (NASCIMENTO MAGALHÃOES et al., 2015).

Conforme Nippon Steel & Sumikin Welding (2016) a taxa de deposição na soldagem por arco submerso pode ser duplicada, caso o chanfro seja preenchido com cortes de arame de diâmetro de 1,0 mm e de mesmo comprimento de 1,0 mm, como demonstra a Figura 5.4. Mas, obviamente a zona afetada pelo calor fica reduzida. Os autores não explicam o efeito de adição de pequenos cortes de arame, porém infere-se que os mesmos se fundem mais facilmente com o mesmo calor gerado pelo arco, devido a sua alta relação superfície/volume.

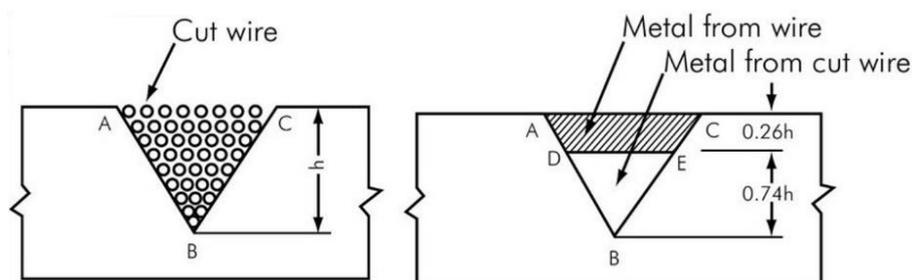


Figura 5.4 – Esquema de *Cut Wire Submerged Arc Welding Process* (Nippon Steel & Sumikin Welding, 2016)

No trabalho de Zheng; Min; Dayou (1999) foi testado a adição de dois arames frios do mesmo diâmetro em comparação com de um arame, para revestimentos com processo TIG. Os autores chegaram à conclusão que na utilização de dois arames, a taxa de deposição pode ser aumentada em mais de 50 % para mesmo nível de corrente (Figura 5.5), com conseqüente redução de diluição, zona termicamente afetada e distorções.

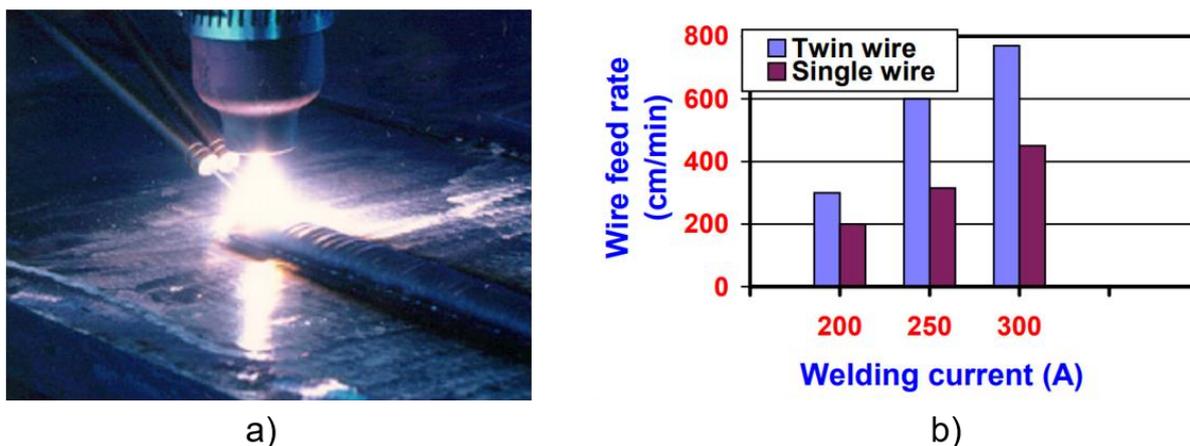


Figura 5.5 – a) Processo TIG com alimentação de dois arames frios; b) Representação da velocidade de alimentação em função de corrente e quantidade de arame, onde para dois arames é usado o valor somatório de velocidades de alimentação dos dois arames (ZHENG; MIN; DAYOU, 1999)

A adição de dois arames frios na poça de fusão pode ser interessante de ponto de vista de modificação da composição química de depósito, através de uso de arames de diferentes materiais. Essa abordagem foi vista no trabalho de Ma et al., (2015), onde autores utilizaram um arame de titânio puro com diâmetro de 1,0 mm e outro de alumínio puro com diâmetro de 0,9 mm, em manufatura aditiva com processo TIG (Figura 5.6). O arame de alumínio foi alimentado com maior velocidade de que o de titânio, mas acredita-se que se justifica por menor temperatura de fusão de alumínio e a composição química definida para a parede.

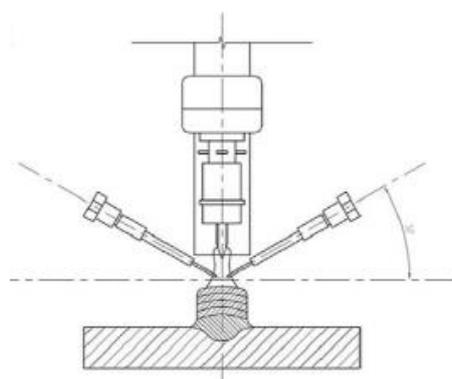


Figura 5.6 – Esquema de deposição de parede por manufatura aditiva pelo processo TIG com adição de dois arames (MA et al., 2015)

Já Feng et al. (2018) utilizaram o processo PAW com adição de dois arames frios (DWF-PAW) para deposição de pré-formas de aço inoxidável por manufatura aditiva, em comparação com o processo PAW com adição de um arame frio (SWF-PAM). Eles determinaram que no caso de DWF-PAW foi obtido maior taxa de deposição (Figura 5.7), redução de tamanho de grão (de 20,93  $\mu\text{m}$ , 15,18  $\mu\text{m}$  e 11,14  $\mu\text{m}$  de SWF-PAW para 11,67

$\mu\text{m}$ ,  $9,52 \mu\text{m}$  e  $8,96 \mu\text{m}$  de DWF-PAW), aumento de limite de resistência à tração em 10,2 % e aumento de ductilidade em 176 %. Assim, aplicação de dois arames frios se mostrou mais benéfico de que adição de um arame.

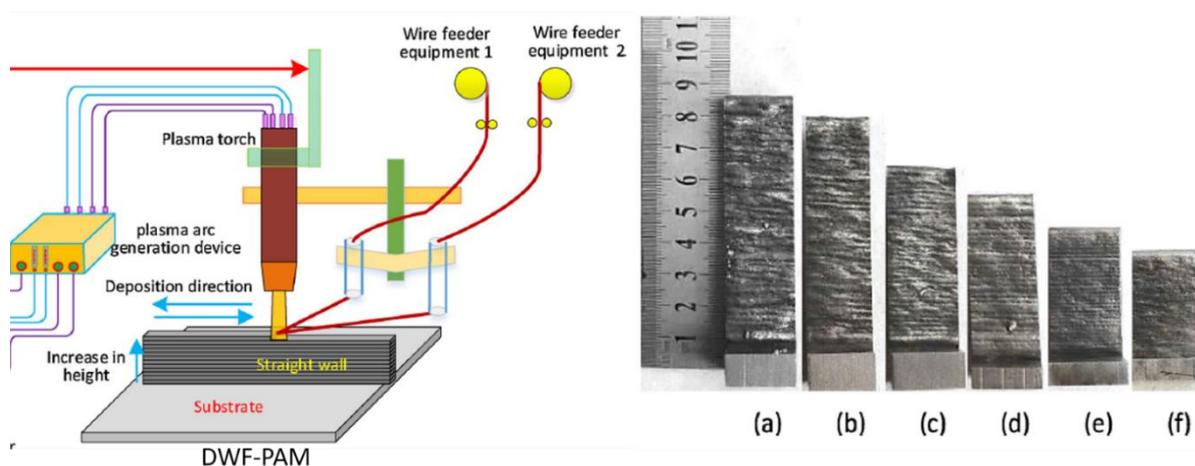


Figura 5.7 – Esquema de processo PAW com adição de dois arames frios (DWF-PAW) para manufatura aditiva; a), b) e c) DWF-PAW com velocidade de soldagem 30, 50 e 60 cm/min; d) e) e f) SWF-PAM com velocidade de soldagem 30, 50 e 60 cm/min (FENG et al., 2018)

Barroi et al. (2014) desenvolveram um método para revestimento, em que a abertura e manutenção de arco acontece entre os dois arames-eletrodos, um ligado ao polo positivo e outro ao negativo, eliminando a passagem de corrente através do metal de base. A taxa de deposição atingida foi de 7,5 kg/h, que potencialmente pode ser aumentada até 20 kg/h. O aquecimento de metal de base, para promover a formação de camada e predefinir a largura da mesma foi controlado com ajuda de um laser, posicionado na frente. O método foi nomeado de *Laser-Assisted Double-Wire non-Transferred Arc (LDNA) Surfacing Process* e está apresentado na Figura 5.8.

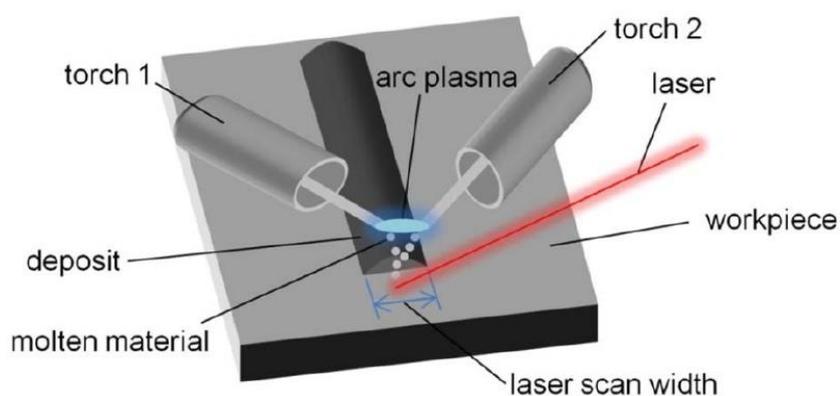


Figura 5.8 – Esquema de método *Laser-Assisted Double-Wire non-Transferred Arc (LDNA) Surfacing Process* (BARROI et al., 2014)

Yang; He; Zhang (2016) criaram um sistema para deposição de paredes finas por manufatura aditiva, esquematizado na Figura 5.9, onde ao mesmo tempo foi utilizado a tocha MIG/MAG e TIG. O objetivo disso foi manter a taxa de fusão do arame-eletrodo do processo MIG/MAG, porem reduzir o calor imposto em metal de base, através de desvio (subtração) de uma parcela pré-programada de corrente através de eletrodo de tungstênio de processo TIG. A parcela de corrente volta para o arame-eletrodo da tocha MIG/MAG, somando-se à corrente já existente, aumentando assim a taxa de fusão de arame-eletrodo. Assim, os autores conseguiram reduzir a largura, aumentar a altura e a eficiência de utilização de material das paredes depositadas.

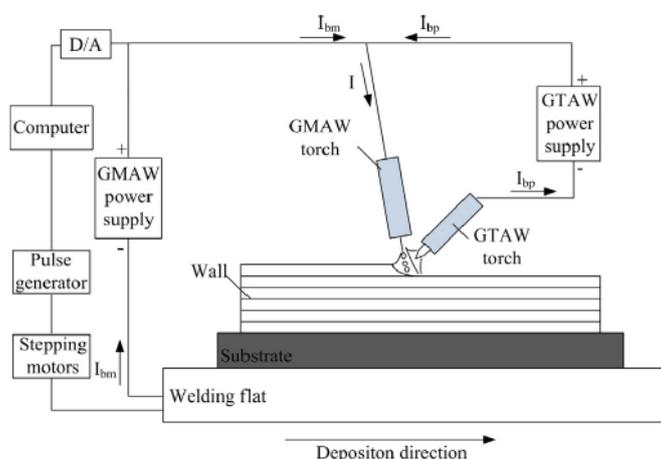


Figura 5.9 – Esquema de realização de manufatura aditiva por deposicao a arco usando-se o processo MIG/MAG com desvio de corrente por processo TIG (YANG; HE; ZHANG, 2016)

Baseando-se na informação revelada, observa-se certa vantagem em utilização de arame frio como simplicidade de execução (montagem simples de direcionador de arame na tocha MIG/MAG); aumento de produção, redução de calor imposto em metal de base, sem alteração do custo de produção. Assim, o processo MIG/MAG com adição de arame frio parece ser a melhor opção para atender essas necessidades. Também criou-se um interesse sobre a determinação da influência de adição de arame frio de diferentes diâmetros e diferente tipo de arranjo, por exemplo de um e de dois arames.

### 5.1.2 Técnicas operacionais aplicadas a manufatura aditiva de ligas de titânio

Em manufatura aditiva, a fabricação de pré-formas acontece camada por camada, onde cada novamente depositada é em cima de várias já depositadas, que dependendo de parâmetros, podem novamente ser atingidos por temperatura de transformação liquidus – solidus e de transformação de fases, sofrendo assim refusão e retransformação repetida das fases (FRAZIER, 2014). O ciclo térmico repetitivo causa uma série de efeitos, como geração de *bands* (linhas brancas), microestruturas diferentes e crescimento epitaxial dos grãos.

Wang, Williams; Rush (2011) explicam esse tipo de crescimento dos grãos em manufatura aditiva. Na hora de deposição da primeira camada, o material de base se funde e o material de vizinhança se afeta termicamente (ZTA), a partir dos pequenos grãos equiaxiais de  $\alpha$  e  $\beta$  (pertencentes a microestrutura original de metal de base) da zona ZTA, começa a transformação generalizada em grãos  $\beta$  primários, que continua sua propagação por toda região que passa pela temperatura de transformação das fases. Os grãos  $\beta$  no fundo da poça de fusão atuam como pontos ideais de nucleação, a partir dos quais começa a solidificação da poça de fusão e crescimento dos grãos. Sob a ação de fluxo de calor unidirecional, com cada camada depositada o grão continua a crescer a partir de um já existente na linha de fusão, e serve como base de nucleação para o próximo, que vem com deposição da próxima camada, formando o grão colunar. O esquema e os exemplos de crescimento epitaxial dos grãos estão na Figura 5.10.

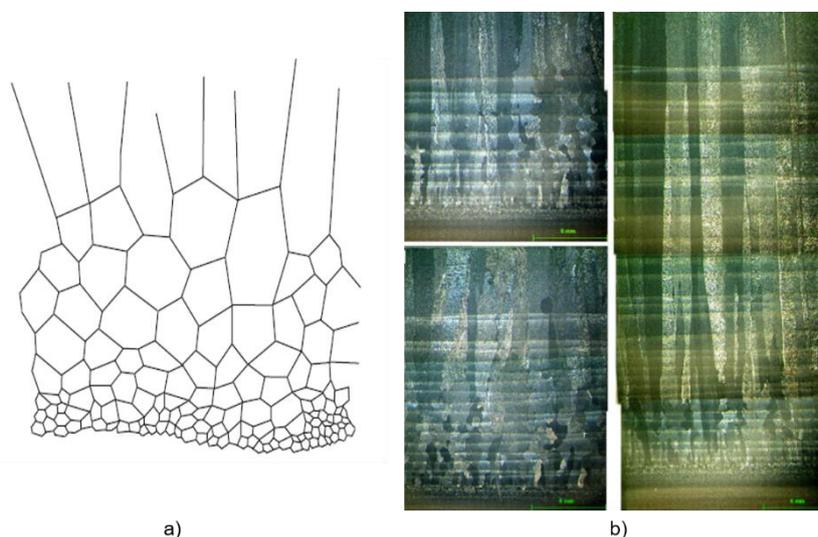


Figura 5.10 – a) Esquema de crescimento epitaxial dos grãos; b) Exemplos de crescimento epitaxial dos grãos (WANG, WILLIAMS; RUSH, 2011)

Os grãos colunares se propagam através de várias camadas, e chegam de ser alguns milímetros em largura e comprimento. Os grãos grandes são mais característicos para manufatura aditiva a arco, por causa de baixa taxa de resfriamento, enquanto para manufatura aditiva a laser e sopro de pó foi observado os grãos menores (FRAZIER, 2014). A microestrutura rica em grãos colunares pode levar à anisotropia de propriedades mecânicas.

Várias técnicas foram testadas com objetivo de refinar a microestrutura de Ti-6Al-4V. Saqueira Almeida e Williams (2010) obtiveram a microestrutura refinada durante a deposição de parede de Ti-6Al-4V com o modo operacional CMT utilizando a troca de sentido (vai e vem) de deposição (Figura 5.11(a)). Também, esses autores citaram que o gás de proteção rico em He proporciona o refinamento dos grãos (Figura 5.11(b)).

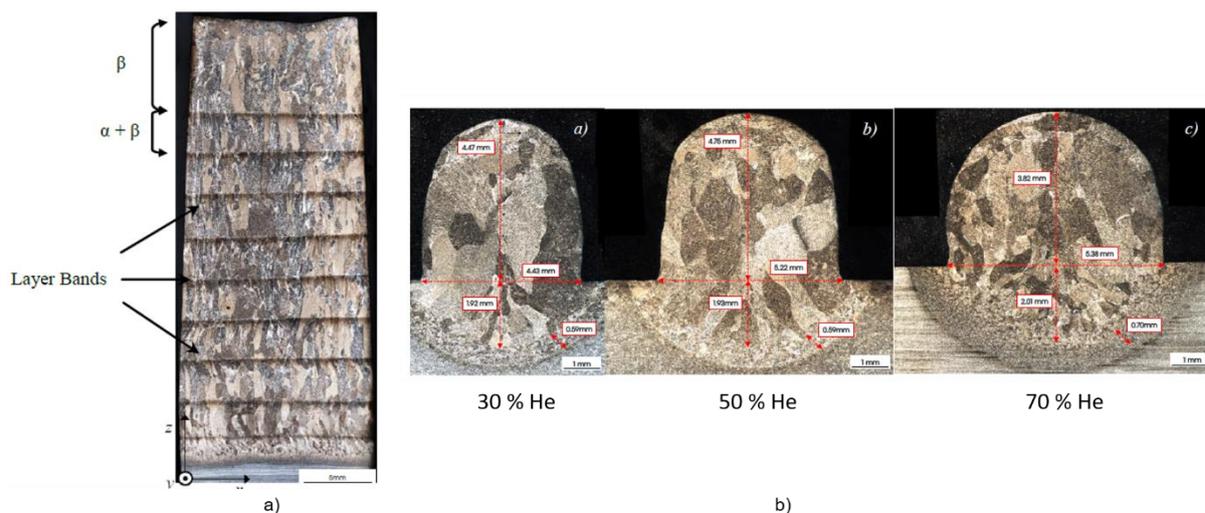


Figura 5.11 – Refinamento de microestrutura através de: a) aplicação de modo operacional CMT; b) aumento de teor de He (SAQUEIRA ALMEIDA; WILLIAMS, 2010)

Parimi et al. (2014) realizaram a manufatura aditiva de Inconel 718 com processo *Direct Laser Fabrication* (feixe de laser com sopro de pó) sem e com troca de sentido de deposição e com diferentes níveis de energia. Os autores revelaram, que a deposição em um sentido proporciona crescimento de dendritos orientados numa direção, enquanto a deposição com troca de sentido proporciona crescimento de dendritos orientados em direção “zig-zag” (Figura 5.12).

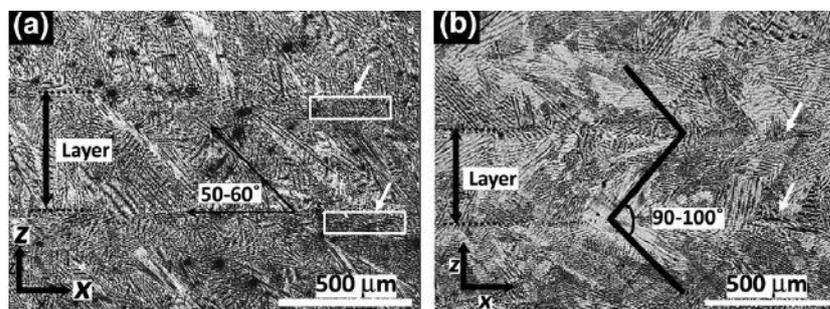


Figura 5.12 – Orientação de dendritos obtida em resultado de deposição: a) em uma direção; b) com troca de direção (PARIMI et al., 2014)

Porém, Parimi et al. (2014) também revelaram que o funcionamento de metodologia de troca de sentido de deposição funciona com baixo nível de energia imposta, já com a energia alta se observa o crescimento unidirecional de grandes grãos (Figura 5.13).

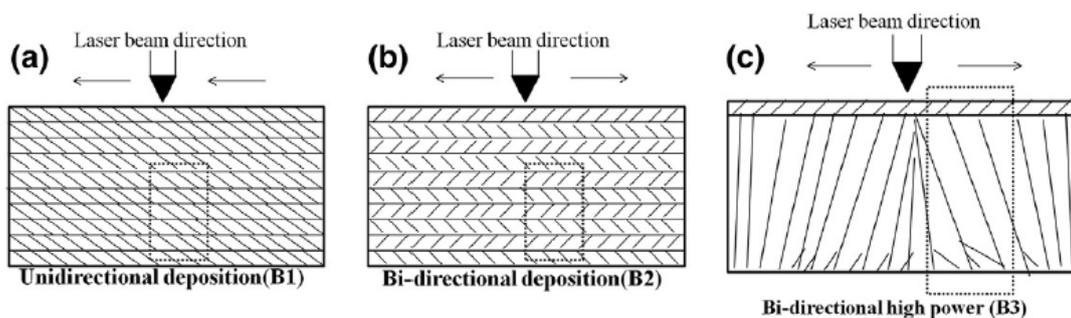


Figura 5.13 – Esquema de orientação dos grãos durante a deposição; a) em uma direção; b) com troca de direção; c) com troca de direção e alto nível de energia imposta (PARIMI et al., 2014)

Martina et al. (2015) desenvolveram um método para manufatura aditiva de Ti-6Al-4V de refino de grãos através de aplicação de *rolling* de alta pressão depois de deposição de cada camada, que ajudou de modificar a microestrutura de grãos colunares para equiaxiais (Figura 5.14) e homogeneizar melhor as propriedades mecânicas resultantes.

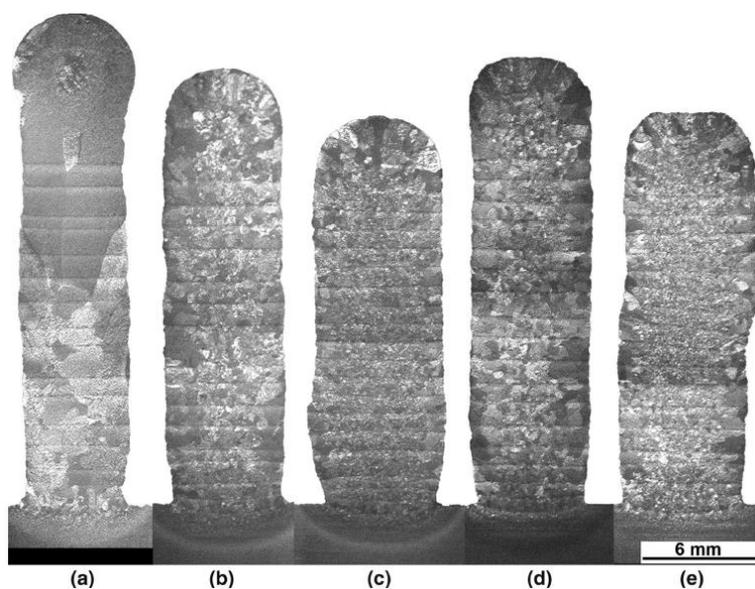


Figura 5.14 – Aspecto de microestrutura de paredes fabricadas com aplicação de *rolling*, onde a) sem aplicação de rolling; b), c), d), e) com aplicação de rolling (MARTINA et al., 2015)

Yang et al. (2018) obtiveram o refinamento de grãos durante manufatura aditiva por TIG com adição de arame de Ti-6Al-4V através de aplicação de tratamento de ultrassom depois de cada camada (Figura 5.15).

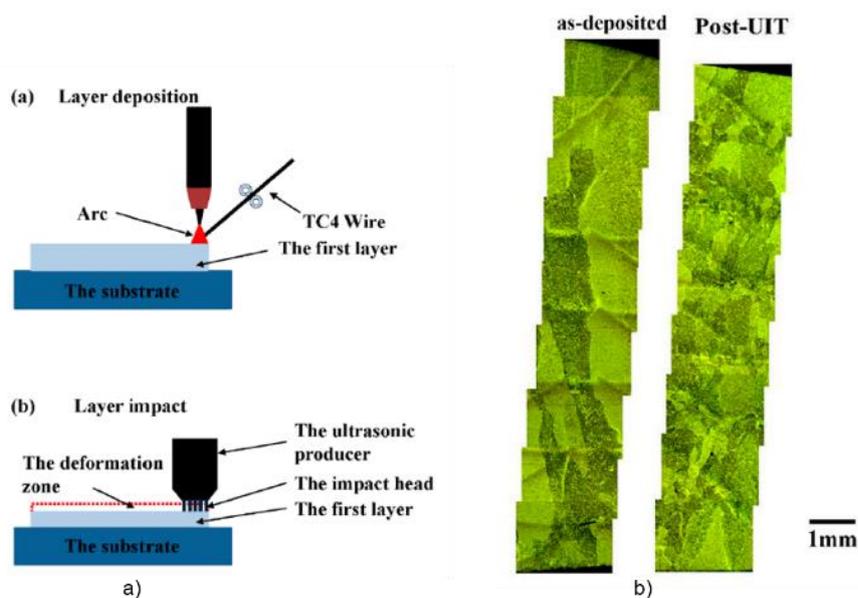


Figura 5.15 – Refino de grão de Ti-6Al-4V em manufatura aditiva através de aplicação de tratamento de ultrassom: a) esquema da técnica; b) aspecto de microestrutura (YANG et al., 2018)

Mareddy et al. (2016) conseguiram refinar a estrutura de Ti-6Al-4V através de adição de partículas de silício durante a deposição (Figura 5.16) e obtiveram o maior refinamento com 0,75 wt%.

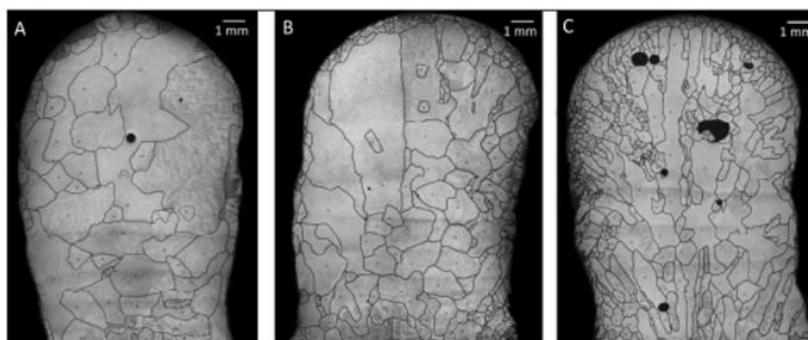


Figura 5.16 – Refinamento de grãos através de adição de partículas de silício durante a deposição (MAREDDY et al., 2016)

Wang, Williams; Rush (2011) durante a deposição de liga Ti-6Al-4V por manufatura aditiva a arco (TIG com corrente pulsada) observaram que a adição de arame frio, numa faixa determinada, leva ao refinamento dos grãos (Figura 5.17). Essa influência é devida a geração de várias ilhas de nucleação e redução de gradiente de temperatura na borda frontal da poça de fusão, que bloqueia o crescimento dos grãos colunares e estimula crescimento equiaxial. Em relação da influência da frequência de pulsação de corrente não foi percebido as alterações de crescimento dos grãos.

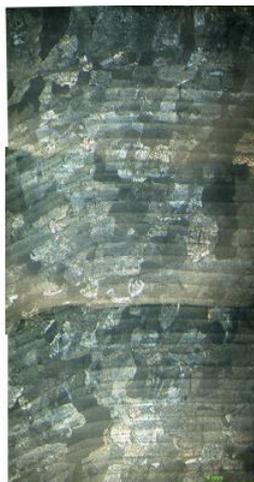


Figura 5.17 – Refino de grão através de velocidade de alimentação elevada no processo TIG (WANG, WILLIAMS; RUSH, 2011)

Wang et al. (2013) citaram, que as linhas claras e horizontais (*bands*) na seção transversal de parede são formadas como resultado de formação de zona afetada pelo calor em função dos ciclos térmicos repetidos por cada nova deposição e correspondem à altura da camada. Também, notaram que as cinco últimas camadas depositadas (TIG com arame) não apresentaram *bands* devido a transformação completa durante a deposição de camadas finais. Conforme Lin et al. (2016) linhas de *bands* apresentam uma microestrutura característica ( $\alpha$  lamelar e Widmanstätten refinada). A revelação das linhas *bands* e a microestrutura referente está apresentada na Figura 5.18.

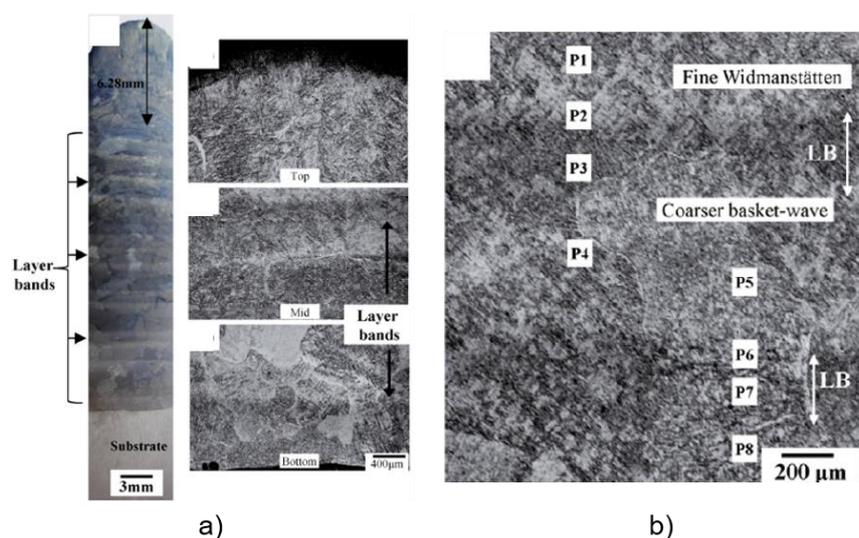


Figura 5.18 – Revelação de linhas de *bands* (LIN et al., 2016)

Tendo em vista as informações já reveladas em cima, pode se perceber que a adição de arame frio numa certa quantidade pode resultar num benefício para manufatura aditiva

de Ti-6Al-4V. Seria de grande interesse verificar a influência de adição de arame frio ao processo MIG/MAG CMT para manufatura aditiva de Ti-6Al-4V.

## 5.2 Avaliação do efeito da adição do arame frio na deposição de camadas de aço carbono pelo processo MIG/MAG Convencional

### 5.2.1 Método, equipamento e consumíveis

Foi avaliado a taxa de deposição e controle do aquecimento da poça de fusão durante a deposição de camadas unitárias e sobrepostas de aço ao carbono com processo MIG/MAG Convencional, por adição suplementar do arame frio. Os testes serviram como um estudo preliminar para a aplicação da mesma abordagem para manufatura aditiva de liga de titânio.

Foi investigado o efeito de adição de arame frio de diâmetros 0,6; 0,8 e 1,0 mm, com diferente relação superfície/volume de arame (Figura 5.19).

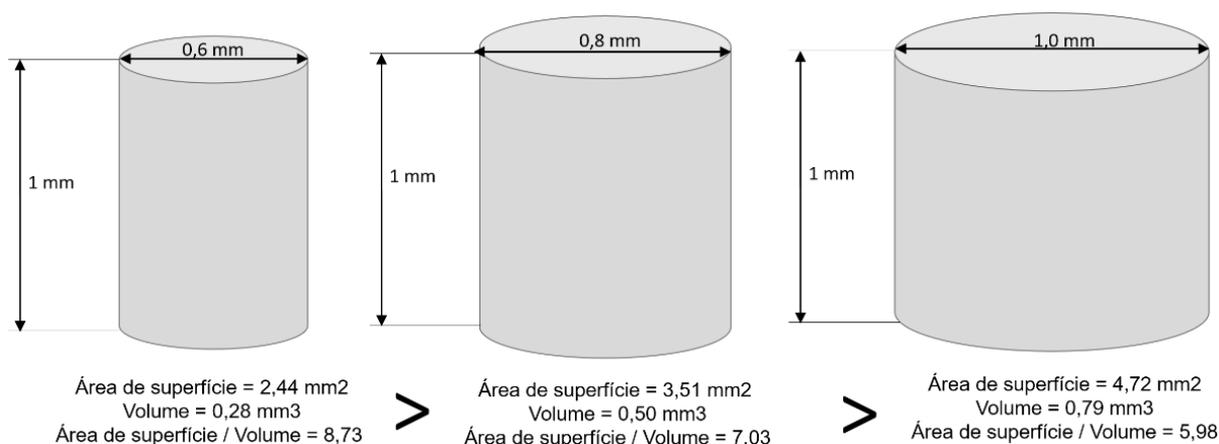


Figura 5.19 – Comparação de relação superfície/volume de arames para arame de diâmetro 0,6; 0,8 e 1,0 mm

Foram também verificados dois arranjos, a saber, adição de um único arame e de um par de arames de mesmo diâmetro. A ponta de um arame de adição foi direcionada na parte frontal da poça, na linha central dela. As pontas de um par de arames foram posicionadas do mesmo jeito, simetricamente à linha central. A entrada de material na parte frontal da poça de fusão considera-se mais favorável para aumentar a taxa de fusão (ZHENG; MIN; DAYOU, 1999). No caso do arranjo de dois arames, foram perseguidos dois objetivos principais.

O primeiro objetivo foi a modificação da geometria de camada depositada, deixando-a em um formato mais retangular (Figura 5.20), o que reduziria os vales entre as camadas e melhoraria a regularidade da parede e o fator de acabamento da parede .

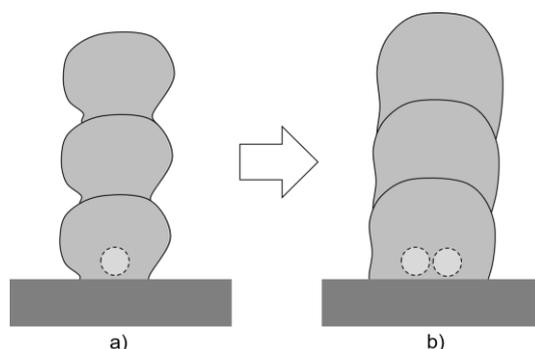


Figura 5.20 – Modificação hipotética de perfil da camada: a) deposição com um arame frio; b) deposição com dois arames frios

O segundo objetivo foi verificar se o arame de menor diâmetro (em comparação com arame de maior diâmetro), e o arranjo de dois arames de menores diâmetros (em comparação com o arranjo de um arame de maior diâmetro), seriam mais vantajosos, no que diz respeito à taxa de deposição.

Conforme a natureza física, a quantidade de metal de arame frio fundido vai depender do calor disponível (daquela parcela de calor que resta após fundir o arame principal e o metal de base). Desrespeito do diâmetro do arame frio, o calor a ser gasto para fundir uma certa quantidade de metal de arame frio deve ser o mesmo.

Mas, espera-se que a dinâmica do processo da fusão de arame frio vai ser maior no caso de arames finos. Pode acontecer, que no caso de arames grossos não será possível chegar à aquela quantidade esperada de metal de arame frio fundido, por causa de surgimento de defeitos precoces.

A bancada experimental foi composta de um robô de soldagem do fabricante FANUC, serie Arc Mate 100iBe com controlador R-J3IB, fonte de soldagem Trans Pulse Synergic 5000, da empresa Fronius, com controle remoto RCU 5000i, alimentador de arame frio STA, da empresa IMC Soldagem e um direcionador de arame frio, de própria produção. A bancada está apresentada na Figura 5.21.

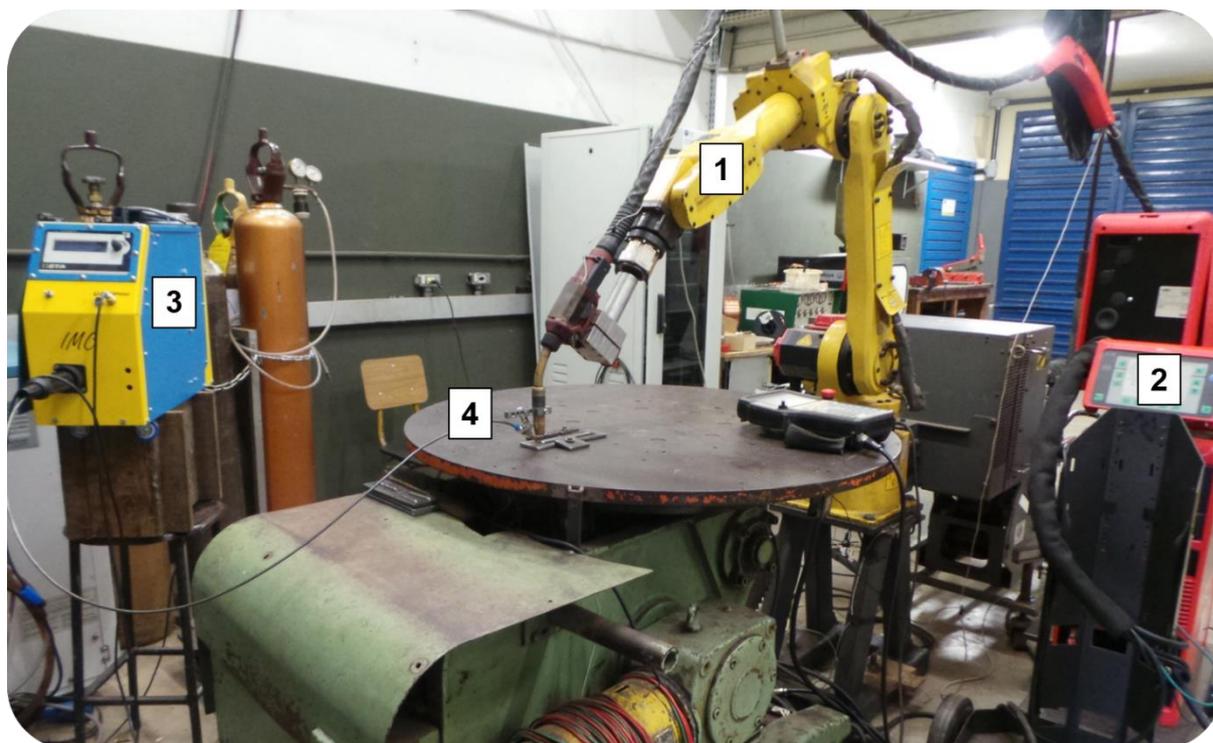


Figura 5.21 – Bancada experimental: 1 – robô de soldagem Arc Mate 100iBe, FANUC; 2 – fonte de soldagem Fronius Trans Pulse Synergic 5000, Fronius; 3 – alimentador de arame STA, IMC Soldagem; 4 – direcionador de arame frio

O diâmetro de arame-eletrodo principal foi de 1,0 mm, e como já foi mencionado o arame frio foi de 0,6; 0,8 e 1,0 mm. Arame de 0,6 mm de diâmetro foi utilizado apenas no arranjo de um par, enquanto arames com diâmetro de 0,8 e 1,0 mm foram utilizadas no arranjo de um e um par de arames. Para adição de um arame frio o alimentador foi usado de maneira comum (arame estava em bobina), enquanto para adição de um par de arames do mesmo diâmetro o alimentador foi usado de maneira não comum. Foram cortados dois trechos de arames de 5000 mm e inseridos lado ao lado no rolete do alimentador (Figura 5.22(a)). A seção transversal de cavidade do rolete foi maior do que o diâmetro de um arame. Na hora de fechar os roletes, um arame entra na cavidade e outro arame fica acima do primeiro. (Figura 5.22(b)). O esquema proporcionou uma alimentação contínua e sem interrupções. Para alimentação de dois arames de 0,6 mm de diâmetro foi utilizado roletes para diâmetro de 1,0 mm, enquanto para dois arames de 0,8 e de 1,0 mm foi utilizado roletes para diâmetro de 1,2 mm.

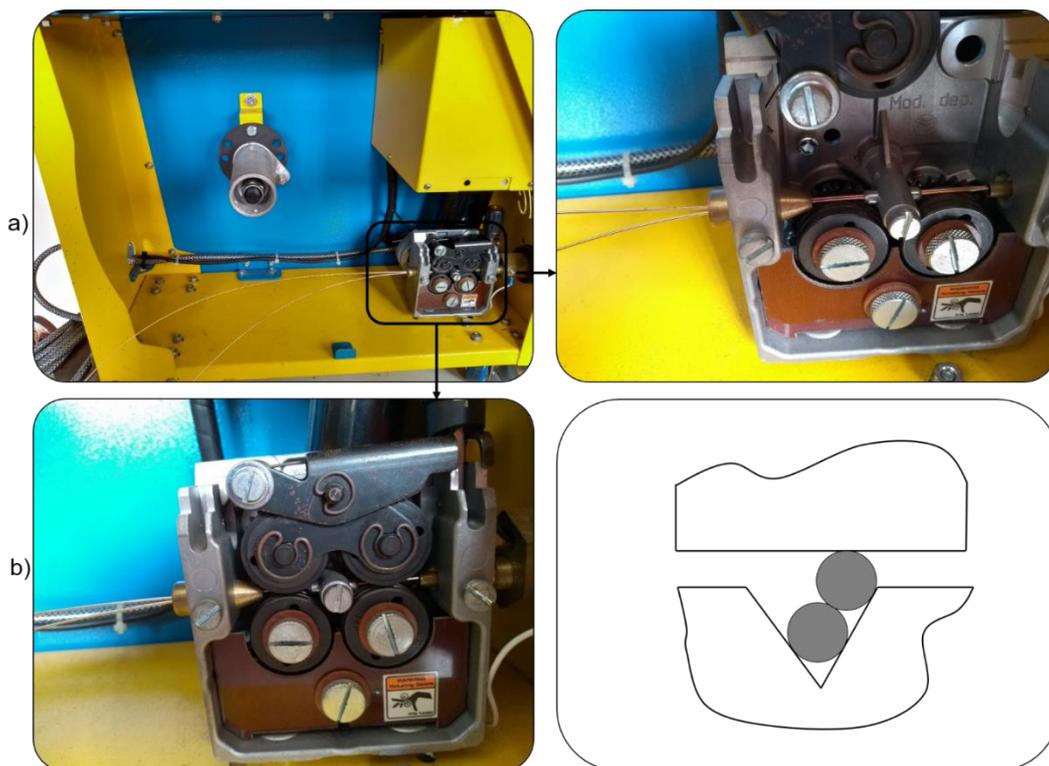


Figura 5.22 – Forma de alimentação de um par de arames frios simultaneamente

O direcionador de arame fabricado para esse trabalho, está apresentado na Figura 5.23. Com a sua utilização foi conseguido direcionar um arame e um par de arames. O direcionador possui uma estrutura simples, de dois eixos metálicos de aço carbono com orifícios passantes e roscas internas, que servem para ajuste da posição vertical e horizontal e a fixação entre si por parafusos (M8 x 1,0 mm). Na ponta de eixo vertical posicionou-se um suporte para conectar o conduíte e bico de contato. O ângulo de entrada de arame frio na poça de fusão facilmente se ajustava com a ajuda de um parafuso.

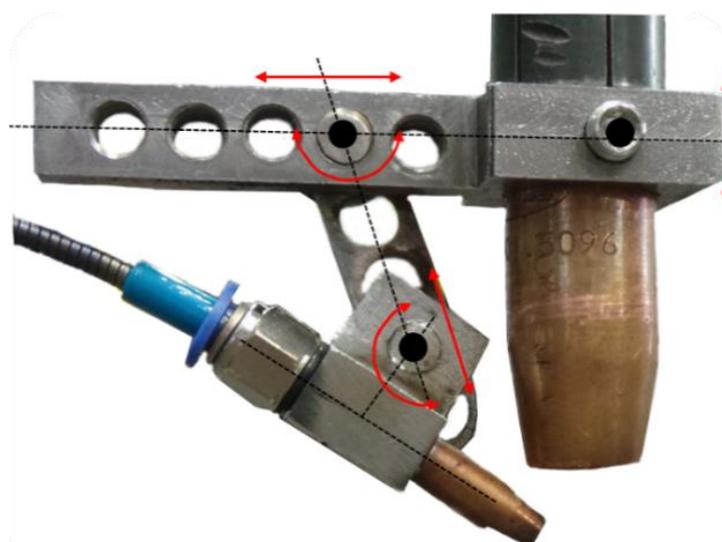


Figura 5.23 – Direcionador de arame frio

Para a adição de um arame frio foi utilizado o bico de contato com o diâmetro coerente. Para a adição de um par de arames do mesmo diâmetro simultaneamente o bico de contato foi ajustado, inicialmente, por aumento de diâmetro e depois por amassamento conforme os diâmetros utilizados dos arames. Figura 5.24(b) e (c) apresenta as montagens de adição de um arame e de par de arames frios, respectivamente.

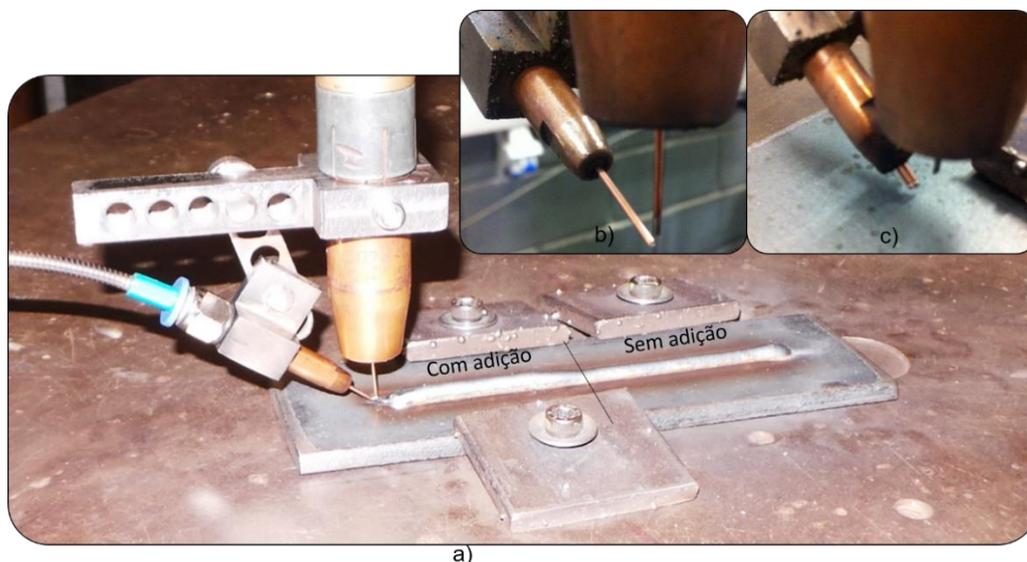


Figura 5.24 – Montagem experimental: a) dispositivo de adição de arame frio e fixação de chapas de testes; b) adição de um arame frio; c) adição de par de arames frios

Como material de base foram utilizadas chapas de aço ao carbono ABNT 1020 de 6,1 mm de espessura, 50,8 mm de largura e 170 mm de comprimento. As chapas foram utilizadas no estado como fabricadas, com simples limpeza da superfície com álcool, sem retirada da camada de óxidos (“carepa” formada depois de laminação a quente). O arame-eletrodo de 1,0 mm de diâmetro e os arames frios (0,6; 0,8 e 1,0 mm de diâmetro) foram do tipo AWS ER70S-6. O gás de proteção utilizado foi Ar + 8 % CO<sub>2</sub>, com vazão de 15 l/min.

O monitoramento de parâmetros de corrente e tensão (seus valores médios e eficazes) foi feito com um sistema de aquisição de dados descrito no Capítulo II (metodologia). A velocidade de alimentação de arame-eletrodo principal foi verificada pela metodologia baseada na massa depositada, também descrita no Capítulo II (metodologia).

A preparação de amostras para a análise macrográfica realizou-se por lixamento até granulação de 600 mesh e ataque químico com Nital 3 %. O microscópio utilizado foi do tipo estereoscópio com aumento de até 64 vezes. As medições de parâmetros geométricos foram feitas com ajuda de programa de tratamento e análise de imagem, ImageJ. Os parâmetros medidos das seções transversais foram largura, altura, penetração, área depositada e área fundida (Figura 5.25(a)). Também foi avaliada a ocorrência de falta de

fusão. A mesma foi representada pela porcentagem de comprimento da linha de fusão/separação de metal de base – metal depositado (Figura 5.25(b)).

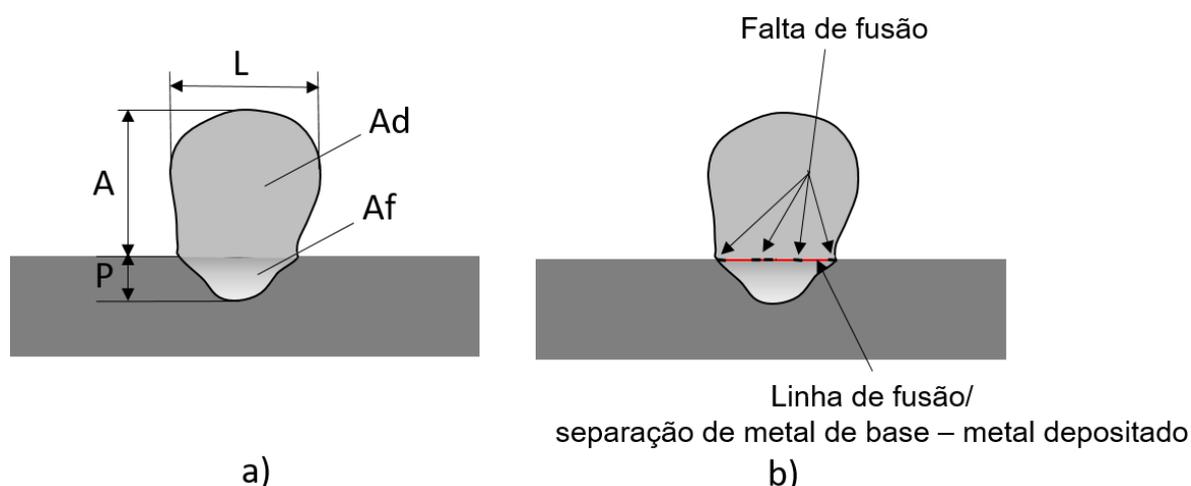


Figura 5.25 – Parâmetros avaliados: a) L – largura; A – altura, P – penetração,  $A_d$  – área depositada;  $A_f$  – área fundida; b) falta de fusão na linha de fusão/separação de metal de base – metal depositado

As deposições foram realizadas na posição plana, com a tocha na posição perpendicular. Enquanto o direcionador de arame foi posicionado em  $60^\circ$  em relação ao eixo de arame-eletrodo e de distância de 7 mm até o ponto de cruzamento com o arame-eletrodo. Como já foi citado, a entrada de arame frio foi na parte frontal da poça de fusão.

Inicialmente foi obtida uma parametrização, que resultou numa condição de transferência metálica estável por curtos-circuitos e uma camada com geometria adequada. A partir dessa condição foram iniciados testes de adição de arame frio. A velocidade de alimentação do arame frio foi variada com passo de 0,5 m/min e 1,0 m/min até o seu valor máximo, que ainda assegura um arco e formação da camada estáveis. Os parâmetros de regulação do modo operacional MIG/MAG Convencional estão na Tabela 5.1.

Tabela 5.1 – Parâmetro de regulação de modo operacional MIG/MAG Convencional

$V_a$ (m/min)	DBCP (mm)	$V_s$ (cm/min)	cca	cb
4,5	15	30	-15	+0,5

Obs.:  $V_a$  – velocidade de alimentação; DBCP – distância do bico de contato a peça;  $V_s$  – velocidade de soldagem; cca – correção de comprimento de arco; cb – correção boost

### 5.2.2 Resultados e discussões

Os parâmetros monitorados de MIG/MAG Convencional estão apresentados na Tabela 5.2. Já os oscilogramas de corrente e tensão estão apresentados na Figura 5.26.

Tabela 5.2 – Parâmetros monitorados de processo MIG/MAG Convencional

$V_{a \text{ real}}$ (m/min)	$I_m$ (A)	$I_{rms}$ (A)	$U_m$ (V)	$U_{rms}$ (V)
4,4	125,7	129,6	17,4	18,2

Obs.:  $V_a \text{ real}$  – velocidade de alimentação;  $I_m$  – corrente média;  $I_{rms}$  – corrente eficaz;  $U_m$  – tensão média;  $U_{rms}$  – tensão eficaz

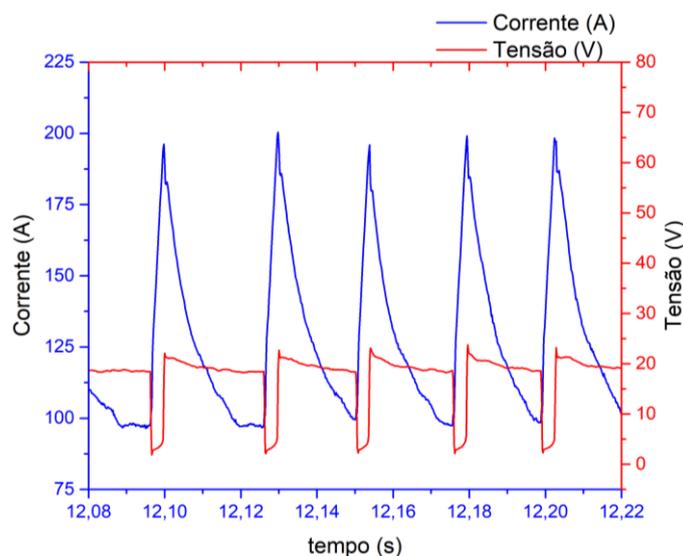


Figura 5.26 – Oscilogramas de corrente e tensão de MIG/MAG Convencional

A parametrização utilizada em MIG/MAG Convencional correspondeu em um processo estável, um comprimento de arco curto e ausência dos respingos.

Os valores reais (medidos com micrômetro) de diâmetros de arames e parâmetros calculados de área de seção transversal, área de superfície e relação entre área de superfície e volume para 1 mm de comprimento de arame, em comparação com valores nominais, estão apresentados na Tabela 5.3.

Tabela 5.3 – Os valores reais de diâmetros de arames e parâmetros calculados

Cond.	Nominal				Real			
	$d_2$ (mm)	$A_{st}$ (mm <sup>2</sup> )	$A_{sprf}$ (mm <sup>2</sup> )	$A_{sprf}/V$	$d_2$ (mm)	$A_{el2}$ (mm <sup>2</sup> )	$A_{sprf}$ (mm <sup>2</sup> )	$A_{sprf}/V$
-	0,6	0,28	2,44	8,73	0,55	0,24	2,21	9,20
2x0,6		0,57	4,89	8,58		0,48	4,42	9,20
1x0,8	0,8	0,50	3,51	7,03	0,82	0,53	3,64	6,86
2x0,8		1,01	7,03	6,96		1,06	7,27	6,86
1x1,0	1,0	0,79	4,72	5,98	0,96	0,72	4,46	6,19
2x1,0		1,57	9,44	6,01		1,45	8,91	6,15

Obs.: Cond. – condição de deposição com adição de arame frio;  $d_2$  – diâmetro de arame frio;  $A_{st}$  – área de seção transversal de arame frio;  $A_{sprf}$  – Área de superfície de arame;  $A_{sprf}/V$  – relação entre área de superfície e volume de arame

Os parâmetros de regulagem dos testes com adição de arame frio, dimensões geométricas das seções transversais, análise de aumento da área depositada e redução da

área fundida em relação à condição sem adição de arame frio, estão apresentados na Tabela 5.4, enquanto a representação gráfica está na Figura 5.27.

Tabela 5.4 – Parâmetros de regulagem, parâmetros geométricos e análise dos testes MIG/MAG Convencional com adição de arame frio

Nº	Par. de regulagem			Par. geométricos monitorados					Análise	
	D <sub>rol.</sub> (mm)	d <sub>2</sub> (mm) x un	V <sub>a2</sub> (m/min)	L (mm)	A (mm)	P (mm)	A <sub>d</sub> (mm)	A <sub>f</sub> (mm)	Aum. A <sub>d</sub> (%)	Red. A <sub>f</sub> (%)
0	Sem arame frio			5,22	2,86	1,4	11,17	4,71	-	-
1	1	2x0,6	0,5	5,22	2,95	1,22	11,78	3,46	5,5	26,5
2	1	2x0,6	1,0	5,24	2,96	1,10	11,69	2,58	4,7	45,2
3	1	2x0,6	1,5	5,05	3,13	1,00	12,52	2,64	12,1	44,0
4	1	2x0,6	2,0	4,94	3,36	0,87	13,10	2,28	17,3	51,6
5	1	2x0,6	2,5	5,40	3,72	0,80	16,01	1,88	43,3	60,1
6	1	2x0,6	3,0	5,43	3,54	0,73	15,74	1,82	40,9	61,4
7	1	2x0,6	3,5	5,63	3,63	0,45	16,80	1,44	50,4	69,4
8	0,8	1x0,8	0,5	5,11	2,85	1,28	10,97	4,41	-1,8	6,4
9	0,8	1x0,8	1,0	5,10	3,09	1,21	12,04	3,59	7,8	23,8
10	0,8	1x0,8	1,5	5,04	3,23	0,95	13,02	2,40	16,6	49,0
11	0,8	1x0,8	2,0	5,13	3,52	1,27	14,65	3,77	31,2	20,0
12	0,8	1x0,8	2,5	5,05	3,63	0,81	15,01	2,71	34,4	42,5
13	0,8	1x0,8	3,0	5,03	3,73	0,60	15,24	1,60	36,4	66,0
14	0,8	1x0,8	3,5	5,16	3,99	0,66	16,75	1,48	50,0	68,6
15	0,8	1x0,8	4,0	4,78	4,26	0,41	17,20	1,45	54,0	69,2
16	0,8	1x0,8	4,5	5,04	4,31	0,29	18,27	0,56	63,6	88,1
17	0,8	1x0,8	5,0	6,14	4,64	0,23	18,64	1,10	66,9	76,7
18	1,2	2x0,8	0,5	4,94	3,12	1,00	12,34	2,63	10,5	44,2
19	1,2	2x0,8	1,0	5,12	3,25	0,87	13,32	2,28	19,2	51,6
20	1,2	2x0,8	1,5	5,05	3,68	0,83	15,11	1,54	35,3	67,3
21	1,2	2x0,8	2,0	5,29	3,98	0,66	17,25	1,27	54,4	73,0
22	1,2	2x0,8	2,5	5,21	4,28	0,11	19,18	0,16	71,7	96,6
23	1,2	2x0,8	3,0	5,24	4,53	0,00	20,03	0,00	79,3	100
24	1	1x1,0	1,0	5,03	3,47	1,00	13,92	2,84	24,6	39,7
25	1	1x1,0	2,0	5,03	3,86	0,87	15,76	2,05	41,1	56,5
26	1	1x1,0	3,0	5,10	4,20	0,40	17,87	1,00	60,0	78,8
27	1	1x1,0	3,5	5,05	4,57	0,00	19,92	0,00	78,3	100
28	1	1x1,0	4,0	5,48	4,86	0,00	22,50	0,00	101,4	100
29	1,2	2x1,0	0,5	5,51	3,33	0,96	13,67	2,50	22,4	46,9
30	1,2	2x1,0	1,0	5,16	3,77	0,56	15,69	1,52	40,5	67,7
31	1,2	2x1,0	1,5	5,32	3,64	0,33	15,84	0,69	41,8	85,4
32	1,2	2x1,0	2,0	5,26	3,96	0,24	17,38	0,58	55,6	87,7
33	1,2	2x1,0	2,5	5,42	4,58	0,00	20,79	0,00	86,1	100
34	1,2	2x1,0	3,0	5,27	4,54	0,00	20,48	0,00	83,3	100
35	1,2	2x1,0	3,5	5,54	4,58	0,00	21,13	0,00	89,2	100
36	1,2	2x1,0	4,0	5,38	4,92	0,00	22,36	0,00	100,2	100

Obs.: D<sub>rol.</sub> – diâmetro de rolete de alimentador; d<sub>2</sub> x un. – diâmetro de arame frio vezes unidade utilizada; V<sub>a2</sub> – velocidade de alimentação de arame frio de regulagem; L – largura; A – altura; P – penetração; A<sub>d</sub> – área depositada; A<sub>f</sub> – área fundida; Aum. A<sub>d</sub> – aumento de área depositada; Red. A<sub>f</sub> – redução de área fundida

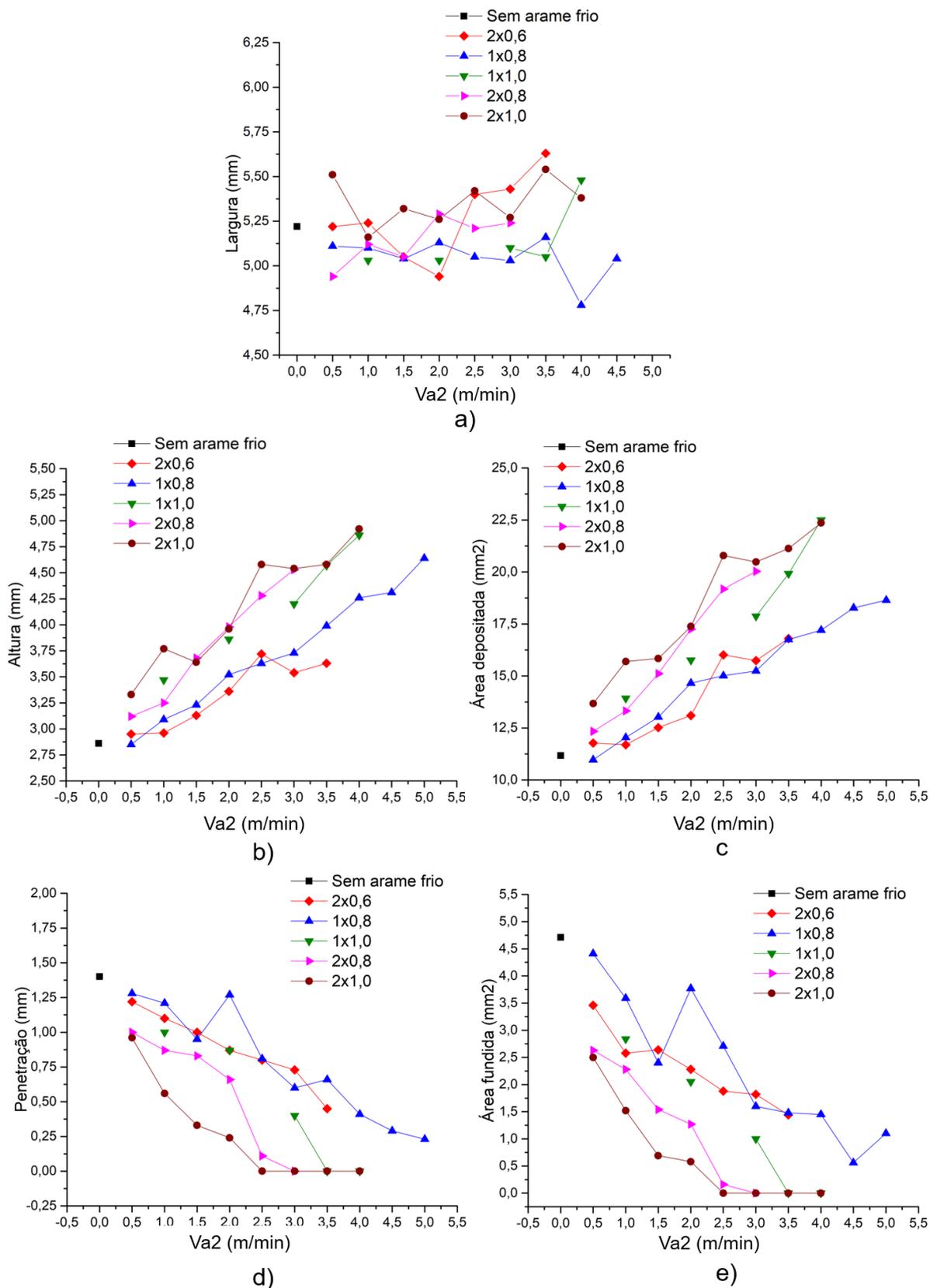


Figura 5.27 – Gráficos de influência de adição de arame frio nas dimensões geométricos da camada: a) largura; b) altura; c) penetração; d) área depositada; e) área fundida

Analisando os dados obtidos nota-se que a largura é um parâmetro de menor nível de variação. As mesmas seguiram uma tendência de leve crescimento, com variação em torno de  $\pm 0,3$  mm. Acredita-se que esse leve aumento de largura foi causado pela acomodação de maior quantidade de material depositado, que precisou de maior área de apoio para maior volume.

Já as alturas e áreas depositadas das camadas, realizadas com adição de arame frio, apresentaram tendências de intenso crescimento, coerente entre si. A ordem de crescimento correspondeu com a ordem crescente das seções transversais de arames frios. O resultado também é esperado, já que a taxa de deposição aumentou.

As penetrações e áreas fundidas das camadas depositadas com adição de arame frio, seguiram tendências de redução gradual dos valores. O resultado também é coerente com o esperado e se explica pelo gasto de calor do arco/poça na fusão de arame frio, reduzindo assim a fusão de metal de base.

O aspecto de seção transversal e aspecto superficial de camada depositada por MIG/MAG Convencional estão apresentados na Figura 5.28. Os aspectos superficiais das camadas depositadas com adição de arame frio estão demonstrados na Figura 5.29 (nas condições de menor, intermediária e maior área transversal de arames).

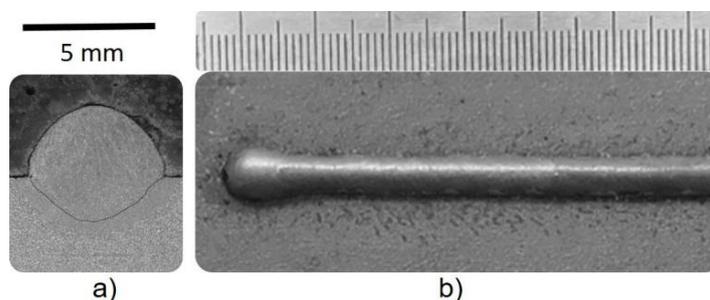


Figura 5.28 – Aspecto de seção transversal e aspecto superficial de camada depositada com MIG/MAG Convencional sem adição de arame frio

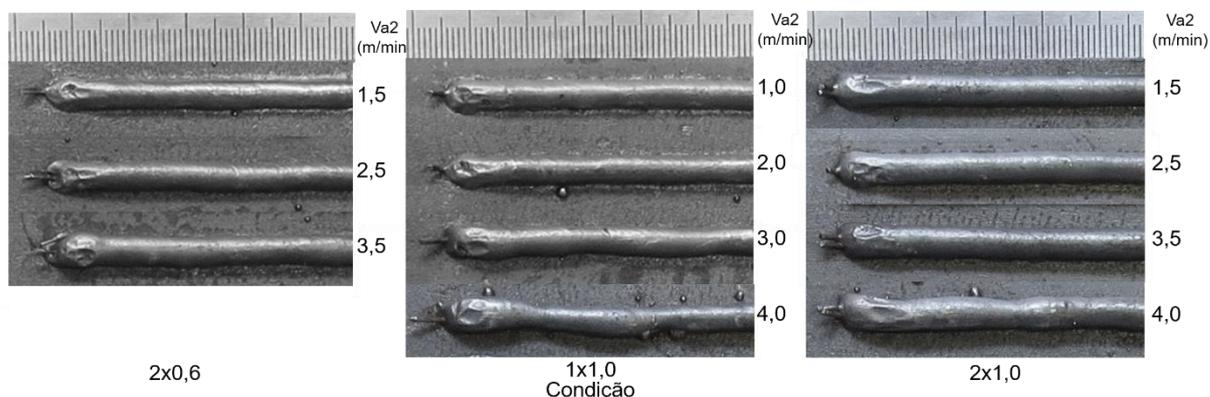


Figura 5.29 – Aspecto superficial de camadas depositadas com adição de arame frio

O aspecto superficial das camadas foi satisfatório e regular até a velocidade de alimentação de arame frio de 3,5 m/min, acima de qual a regularidade começou se deteriorar (Figura 5.29, condição 1x1,0 mm e 2x1,0 mm com  $V_{a2} = 4,0$  m/min).

Também foram observadas situações que ao se aplicar altas velocidades de alimentação, o arame frio alcançava o fundo da poça de fusão e parava, deslizando no mecanismo de alimentação. Nestes casos, o arame frio até podia sair da poça de fusão sem ser fundido por completo (Figura 5.30).

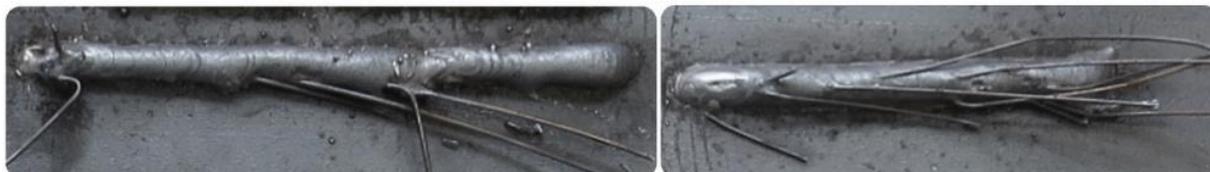


Figura 5.30 – Aspecto superficial de camadas: a) formação irregular; b) velocidade de alimentação maior de taxa de fusão de arames frios

As seções transversais de camadas depositadas com adição de arame frio estão nas Figuras 5.31 e 5.32, sendo que a Figura 5.31 apresenta velocidade de alimentação até 2,5 m/min e Figura 5.32 de 3,0 até 5,0 m/min.

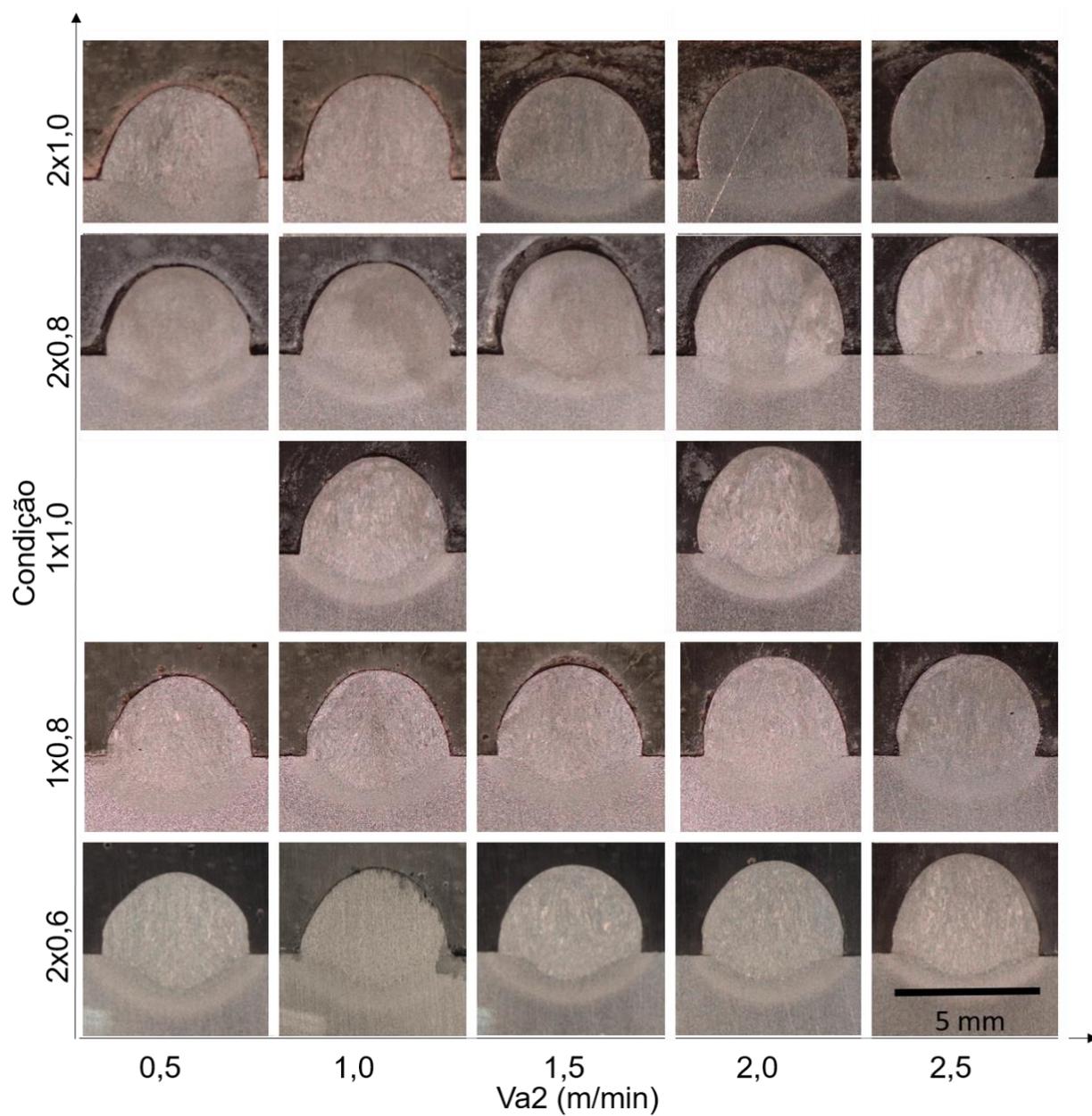


Figura 5.31 – Aspecto de seção transversal de camadas depositadas com adição de arame frio com a velocidade de alimentação até 2,5 m/min

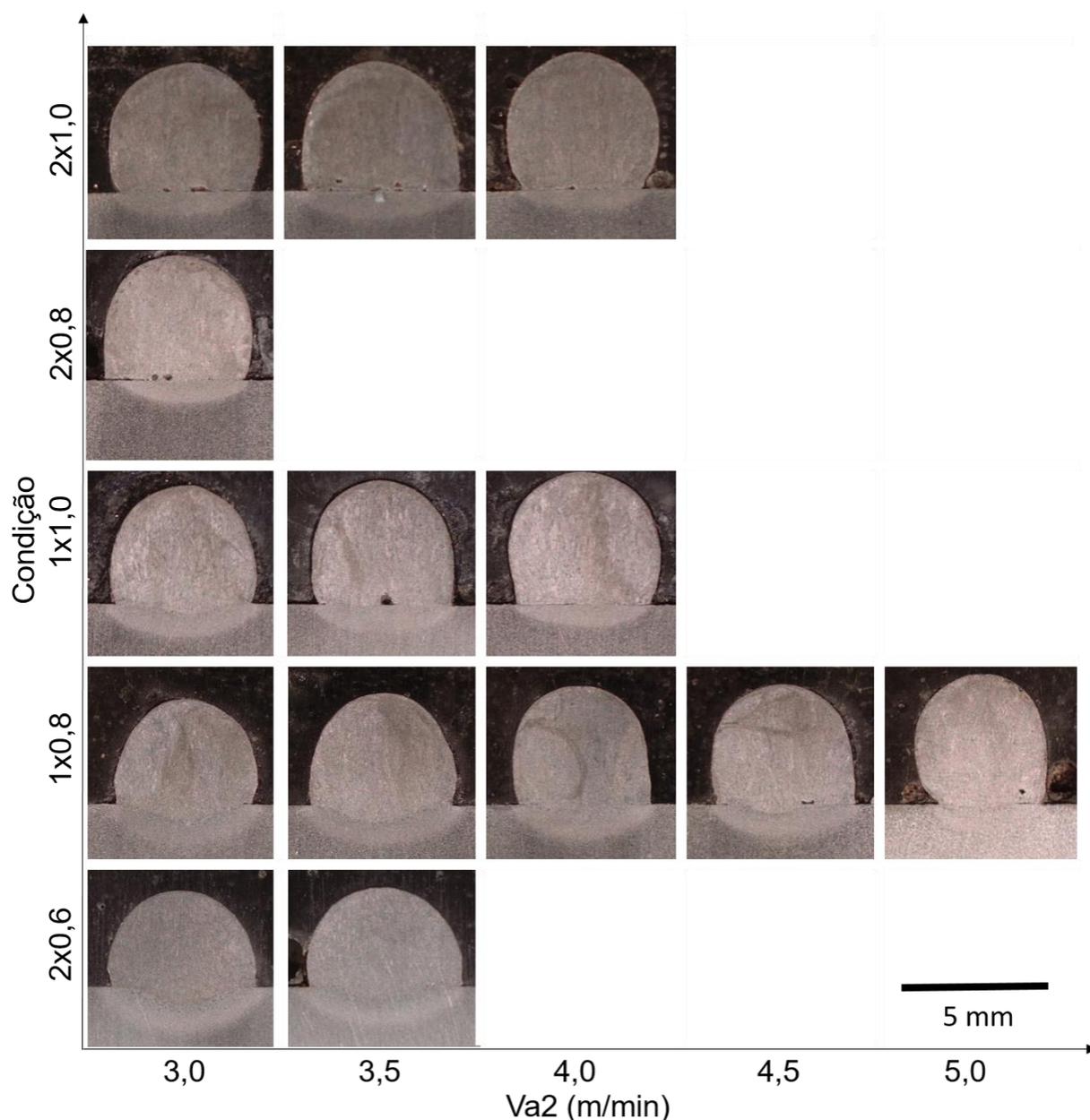


Figura 5.32 – Aspecto de seção transversal de camadas depositadas com adição de arame frio com a velocidade de alimentação até 5,0 m/min

As seções transversais apresentam um perfil arredondado e bastante alto com baixo ângulo de molhabilidade, indicando a baixa capacidade de modificação de perfil da camada com técnica de adição, mesmo com dois arames frios. Entretanto, o crescimento da parede com menor número de camadas pode ser também vantajoso para manufatura aditiva.

Pelas Figuras 5.31 e 5.32 pode ser notado que as seções transversais estão com indícios de falta de fusão no contorno entre metal depositado e fundido. Embora o surgimento da mesma seja previsto, já que na medida de aumento da área depositada, o calor de arco/poça está dispensado na fusão de referente material adicionado e não na fusão da poça. Logo, a zona fundida se reduz até o ponto onde não se nota mais a fusão do metal

de base. A representação gráfica de porcentagem de falta de fusão em relação ao comprimento da linha de fusão entre área depositada e fundida está na Figura 5.33.

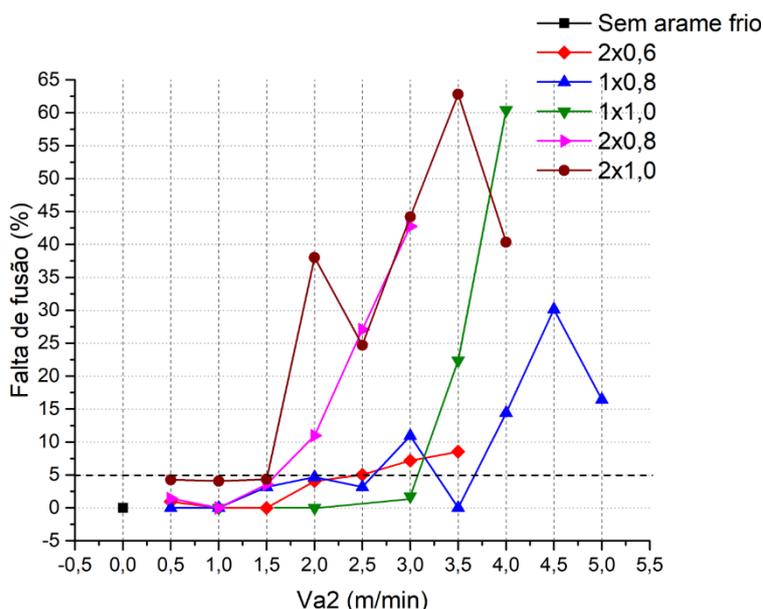


Figura 5.33 – Porcentagem de falta de fusão em relação ao comprimento da linha de contato entre metal de base e metal depositado de MIG/MAG Convencional com adição de arame frio

A Figura 5.33 demonstra, que a velocidade de crescimento da falta de fusão ocorre conforme haja o aumento da área de seção transversal de arames nas condições usadas, iniciando pela condição de maior área (2x1,0) e terminando com de menor área (1x0,8 mm e 2x0,6 mm). Pode ser notado que em alguns casos (2x0,8 mm e 2x1,0 mm) já com velocidade de alimentação de arame frio de 0,5 m/min foi observado a falta de fusão nas laterais da camada. Porém, devido ao fato de ter sido feito cortes em apenas um lugar da camada (poupando o tempo) entende-se que os dados obtidos contêm um certo nível de incerteza. Também, lembrando que as chapas utilizadas continham a camada de óxido (“carepa”), o que dificulta a difusão de calor para metal de base, nesse trabalho foi decidido considerar a falta de fusão em até 5 % como aceitável (devido a “carepa”). Acredita-se que com a retirada da “carepa” de superfície da chapa, a fusão de metal de base seria mais eficiente, eliminando a falta de fusão causada por esse fator. Também, possivelmente a camada contendo até 5 % de falta de fusão nas laterais teria melhor desempenho em manufatura aditiva, por causa de ausência de carepa e menor taxa de dissipação de calor, nas camadas superiores a primeira.

Outra observação é a ocorrência de falta de fusão localmente na parte central da camada, coincidindo com o lugar da entrada de arames frios. A falta de fusão em alguns casos (mais para os arames de maiores diâmetros) está em formato de cratera, indicando a área mais crítica e esfriada da camada. Provavelmente os arames frios ao entrar na poça de

fusão estão criando uma barreira física para a passagem de fluxo de calor para o metal de base nesse local. O fluxo de calor fica menos eficiente, o que favorece o surgimento de falta de fusão. Esse efeito foi descrito por C. Assunção et al. (2017), que notaram a mudança de posição do ponto catódico de poça de fusão para o arame frio, quando a velocidade de alimentação de arame frio era elevada (Figura 5.34).

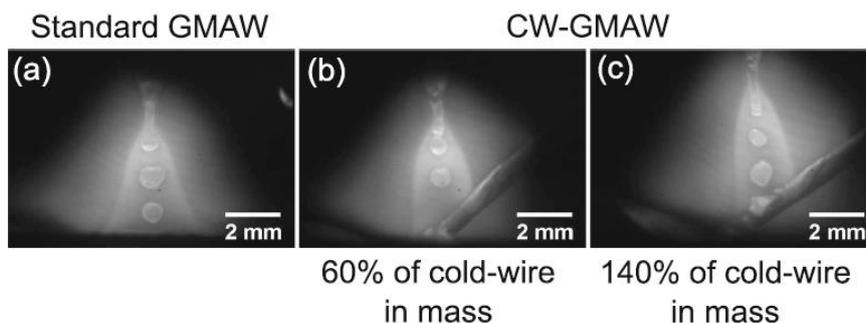


Figura 5.34 – Influencia de velocidade de alimentação de arame frio na posição de arco (C. ASSUNÇÃO et al., 2017)

Os resultados mostraram que a velocidade de alimentação de arame frio tem um certo limite. Esse limite corresponde a quantidade máxima de arame frio, que pode ser adicionado em camada, ainda sem apresentar a falta de fusão. Ao aumentar mais a velocidade de alimentação a falta de fusão vai crescer drasticamente (Figura 5.33) até o arame atravessar a poça e sair dela na parte traseira, sem ser fundido completamente (Figura 5.30).

A representação do mapa operacional de MIG/MAG Convencional, com adição de arame frio, para as condições desse trabalho está na Figura 5.35. Foram definidas três regiões de trabalho. A primeira é região de trabalho seguro, marcado em cinza mais escuro, que apresenta 0 ou até 5 % de falta de fusão (que se considera como possível de ser evitada). A segunda é região de trabalho não muito seguro, marcado em cinza médio escuro, que apresenta de 5 até 10 % de falta de fusão. E a terceira é região não aplicável, marcado em cinza claro, que apresenta mais de 10 % de falta de fusão. Cada degrau contém a relação entre aumento de área depositada e redução de área fundida em relação a condição de MIG/MAG Convencional sem adição de arame frio.

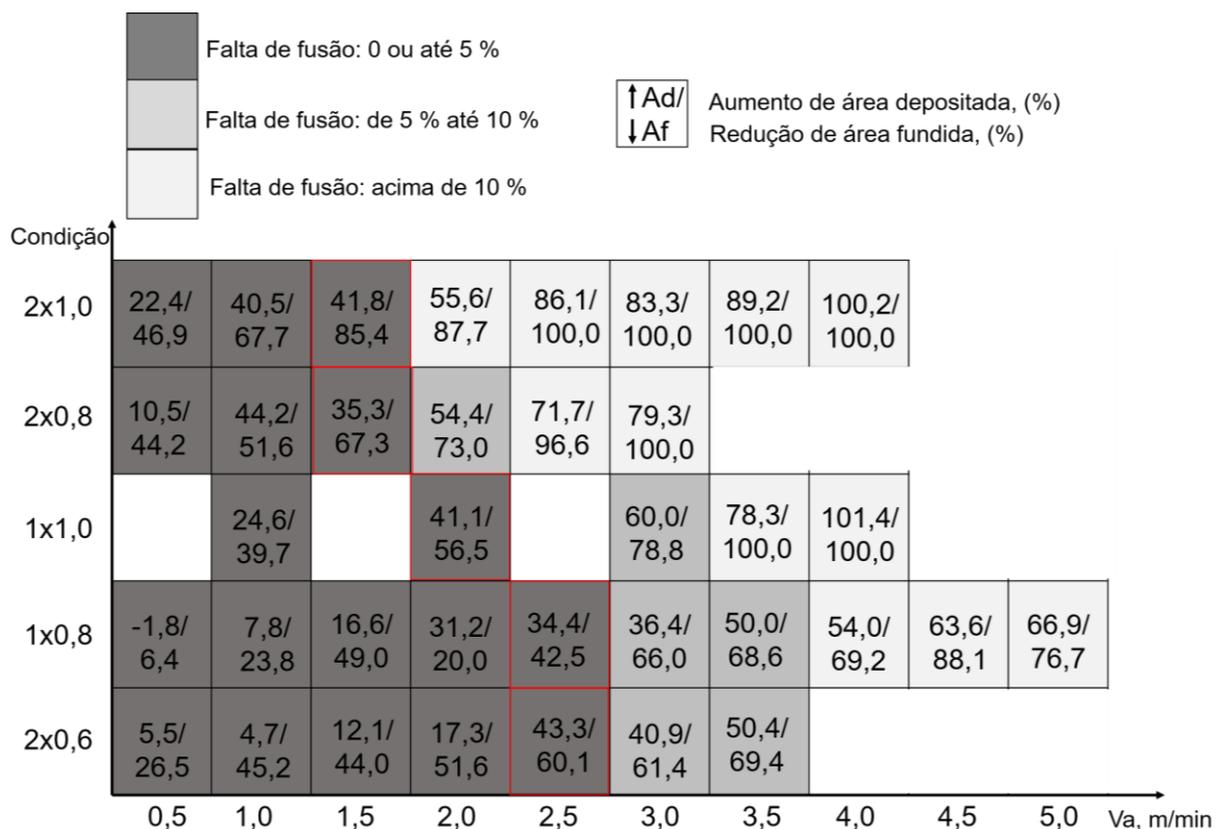


Figura 5.35 – Mapa operacional de MIG/MAG Convencional com adição de arame frio

Como pode ser visto, arames mais finos (único ou em par) podem ser alimentados mais rápido, pois a dinâmica de fusão deles é maior. Contudo, maiores velocidades de alimentação alcançadas pelos arames finos não significam que o uso de tais arames vai permitir depositar maior volume de metal. O caso de arame frio é diferente do caso de soldagem com arame-eletrodo, onde ao aplicar arames finos sempre têm ganhos na taxa de deposição, devido à maior densidade de corrente. Nesse caso, a menor relação entre área de superfície/volume parece não favorecer o aumento em taxa de deposição.

Acerca de diâmetro de arame frio pode ser afirmado que este não é um fator determinante. Por exemplo, embora, o uso de um arame frio de diâmetro de 0,8 mm permitiu alcançar uma velocidade de alimentação de 2,5 m/min, o que foi maior de que no caso de arame frio de diâmetro de 1,0 mm (2,0 m/min), o volume do metal depositado encontra-se numa faixa parecida (34,4 e 41,1 %, respectivamente). Logo, dá para concluir que o volume de metal frio depositado é mais importante de que o diâmetro do arame no que diz respeito a produção. O calor gasto para fundir um volume determinado do metal não depende da geometria inicial dele. O que muda é a dinâmica da fusão.

Em relação ao tipo de arranjo (um arame ou par de arames), pode ser dito que também não se mostrou como um fator importante, pois como visto pela condição de um arame de diâmetro 0,8 mm (2,5 m/min) e de par de arames de diâmetros 0,8 mm (1,5 m/min) o aumento de área depositada foi da mesma ordem, de 34,4 e 35,3 % respectivamente.

Condição de um arame de diâmetro 1,0 mm (2,0 m/min) e de par de arames de diâmetros de 1,0 mm (1,5 m/min) o aumento de área depositada foi também da mesma ordem, de 41,1 e 41,8 % respectivamente. Desde então, os máximos níveis de velocidade de alimentação da região de trabalho seguro apresentam aumento da área depositada numa faixa parecida, 35,3 – 43,3 %. Isso demonstra que independente de diâmetro de arame ou de arranjo de arames, o volume depositado influencia o nível de fusão com a metal de base.

Os resultados mostraram, que esse ganho, em área depositada, resultou numa redução da área fundida na faixa mais ampla, de 42,5 – 85,4 %. Nessa faixa percebe-se uma tendência de menor redução de área fundida para diâmetros menores, e maior para diâmetros maiores. Por exemplo, a adição de um arame de diâmetro de 0,8 mm e um arame de 1,0 mm causam a redução de área fundida em 42,5 e 56,5 %, respectivamente. Para condição de um arame de diâmetro de 0,8 mm e de par de arames de diâmetro 0,8 mm a redução foi de 42,5 e 67,3 %, respectivamente, ou seja, menor redução para arranjo de um arame. Para um arame de diâmetro de 1,0 mm e de par de arames de diâmetro 1,0 mm a redução é de 56,5 e 85,4 %, respectivamente, também menor redução para arranjo de um arame.

Assim, cada condição testada leva a mesma área limite de material depositado e a área fundida diferente. A redução da zona fundida fica menos acentuada com a adição de arames frios de menores diâmetros, especialmente caso do arranjo de apenas um arame frio. A adição dos arames frios de maiores diâmetros reduz a zona fundida mais pronunciadamente. Esse efeito da bitola dos arames frios na zona fundida pode ser aproveitado em manufatura aditiva, revestimentos ou outra aplicação, que demanda redução (ou, pelo menos, controle) de calor imposto em metal de base.

Supostamente, isso acontece em função de velocidade de fusão do arame frio e como o metal de poça de fusão (metal de arame frio, metal de arame-eletrodo e metal de base) se mistura. Os arames finos apresentam maior facilidade de se fundir e se misturar com metal de base de maneira mais homogênea, sem criar obstáculo para o fluxo de calor (do arco para o metal de base), assim deixando o arco aquecer mais a poça de fusão. Os arames mais grossos, não conseguem se fundir rapidamente, estando maior tempo em contato com o arco/poça, dificultando o fluxo de calor alcançar a poça de fusão. Como a poça não está aquecida suficientemente, a mistura do metal de base fundido com metal depositado não acontece de maneira homogênea, com sobreposições aleatórias de metal frio, acarretando a falta de fusão.

#### Deposição de paredes com adição de arames frios

A deposição de paredes com adição de arame frio foi feita por deposição de 6 camadas sobrepostas. Foi utilizada a condição de deposição de dois arames frios de

diâmetro de 1,0 mm, pois é referente ao menor nível de zona fundida. As medições das dimensões geométricas foram feitas por suas maiores distâncias, largura, altura e área depositada. Os resultados estão apresentados na Tabela 5.5, enquanto os aspectos superficiais estão apresentados na Figura 5.36 e seções transversais na Figura 5.37.

Tabela 5.5 – Parâmetros de regulação e parâmetros monitorados

No	Par. de regulação			Parâmetros monitorados				Análise	
	$D_{rol.}$ (mm)	$d_2$ (mm) x un	$V_{a2}$ (m/min)	L (mm)	A (mm)	$A_d$ (mm)	$A_f$ (mm)	Aum. $A_d$ (%)	Red. $A_f$ (%)
1	Sem arame frio			6,08	11,53	63,22	8,26	-	-
2	1,2	2x1,0	0,5	6,01	13,80	77,16	5,50	22,1	33,4
3	1,2	2x1,0	1,0	5,91	16,77	89,19	3,85	41,1	53,4

Obs.:  $D_{rol.}$  – diâmetro de rolete de alimentador;  $d_2$  x un. – diâmetro de arame frio vezes unidade utilizada;  $V_{a2}$  – velocidade de alimentação de arame frio de regulação; L – largura; A – altura;  $A_d$  – área depositada;  $A_f$  – área fundida; Aum.  $A_d$  – aumento de área depositada



Figura 5.36 – Aspecto superficial das paredes depositadas

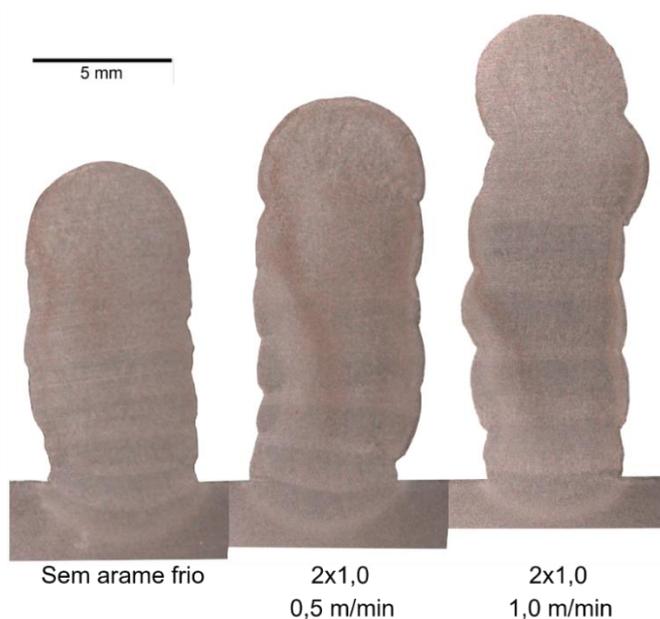


Figura 5.37 – Aspecto de seções transversais de paredes depositadas

Os resultados mostraram as paredes com perfis geométricos aceitáveis, com leve desvio de perpendicularidade em relação ao substrato e leve desvios de duas últimas camadas (com velocidade de alimentação de 1,0 m/min), que pode ser otimizado pelo uso de sensores-seguidores de linha de deposição. Índícios de falta de fusão não foram identificados. O aumento de taxa de deposição ficou em 41,1 % e a redução de área fundida em 53,4 %.

### 5.2.3 – Conclusões

A combinação de MIG/MAG Convencional com adição a de arame frio se mostrou como uma técnica viável e favorável para deposição de camadas únicas e camadas sobrepostas/paredes.

Independente de diâmetro e de arranjo de arames frios adicionados, o aumento de área depositada será correspondente ao mesmo volume limite de material, que proporciona a fusão completa com metal de base. Também, a adição de arames frios finos proporciona às áreas fundidas maiores, enquanto de arames grossos proporcionam às áreas fundidas menores.

As vantagens na utilização de arames frios na deposição de camadas únicas consistem em um aumento de área depositada, na faixa de 35,3 – 43,3 % e redução da área fundida, na faixa de 42,5 – 85,4 %, sem perda de qualidade. A deposição de parede com utilização de arames frios resultou em aumento de área depositada em 41,1 % e redução de área fundida em 53,4 %.

## 5.3 Avaliação do efeito da adição do arame frio na deposição de camadas de liga de titânio pelo processo MIG/MAG CMT

### 5.3.1 Método, equipamento e consumíveis

Foi feita a avaliação da influência de adição do arame frio nas deposições de liga de titânio pelo processo MIG/MAG CMT.

Como material de base utilizaram-se chapas de Ti-6Al-4V de 250 mm de comprimento, 30 mm de largura e 4,0 mm de espessura. Como material de arame-eletrodo e arame frio foi utilizado arame pertencente à classe Ti-6Al-4V (especificação SAE AMS 4954J). Tanto o diâmetro do arame-eletrodo quanto do arame frio foi de 1,2 mm. Como gás de proteção foi utilizado Ar + 25 % He, com vazão de 15 l/min, enquanto que para o gás utilizado no *trailing gas* foi usado Ar 4.8, com 15 l/min.

A bancada experimental consistiu de uma mesa de coordenadas X-Y-Z, fonte de soldagem Fronius Trans Pulse Synergic 5000 com controle remoto RCU 5000i, alimentador de arame STA da empresa IMC Soldagem, apresentados na Figura 5.38.

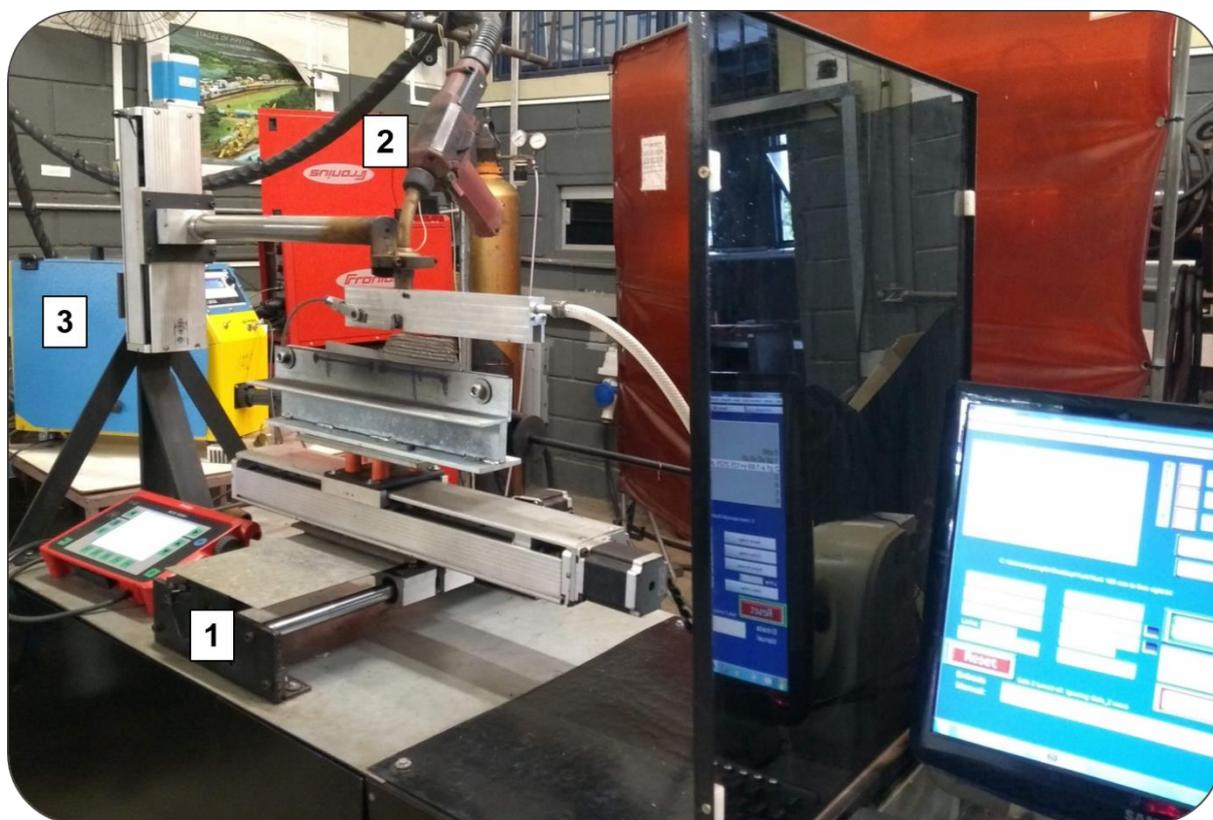


Figura 5.38 – Bancada experimental: 1 – mesa de coordenadas X-Y-Z; 2 – fonte de soldagem Fronius Trans Pulse Synergic 5000; 3 – alimentador de arame STA, IMC Soldagem

Na parte frontal do dispositivo *trailing gas* foi instalado o direcionador de arame (Figura 5.39). O direcionador possui uma montagem simples, de um eixo metálico de aço com orifício interno para passagem do arame, e foi fixado na lateral da parte frontal do *trailing gas* por um parafuso (M5 x 1,0 mm). O mesmo parafuso também ajuda no ajuste do ângulo de entrada do arame frio na poça de fusão. Porém, o ângulo foi limitado pela parte superior do *trailing gas* e tem uma faixa de variação muito estreita, entre 80-90°.

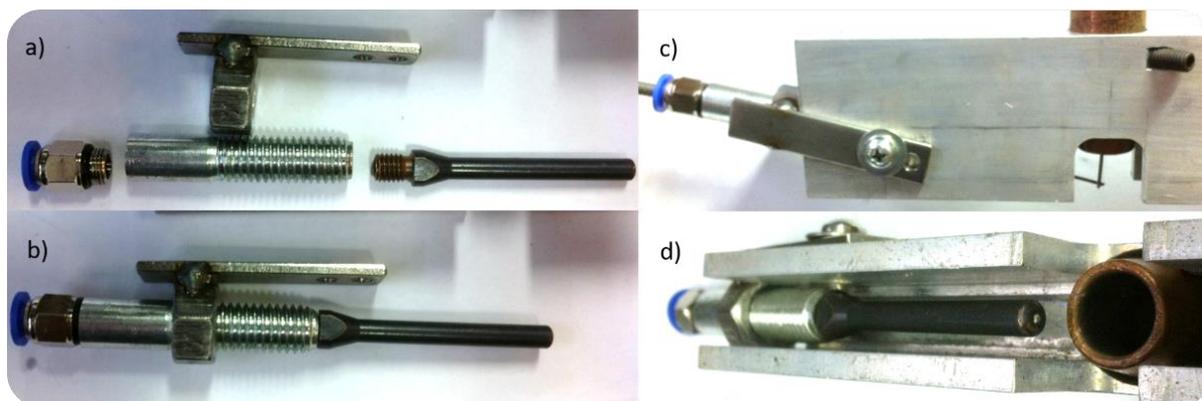


Figura 5.39 – Direcionador de arame frio: a) partes de direcionador em estado desmontado; b) partes de direcionador em estado montado; c) direcionador fixado no *trailing gas*, vista lateral; d) direcionador fixado no *trailing gás*, vista de baixo

As placas de teste foram fixadas verticalmente num suporte, de maneira a simular as pré-paredes. As mesmas foram utilizadas no estado como fabricadas, com simples limpeza da superfície com álcool etílico. As deposições foram realizadas na posição plana, com a tocha na posição perpendicular. Enquanto o direcionador de arame foi posicionado em  $80^\circ$  em relação ao eixo de arame-eletrodo e numa distância de 10 mm até o ponto de cruzamento com arame-eletrodo. A entrada do arame frio foi na parte frontal da poça de fusão. A montagem do sistema de suporte, placa de teste e *trailing gas* está demonstrada na Figura 5.40.

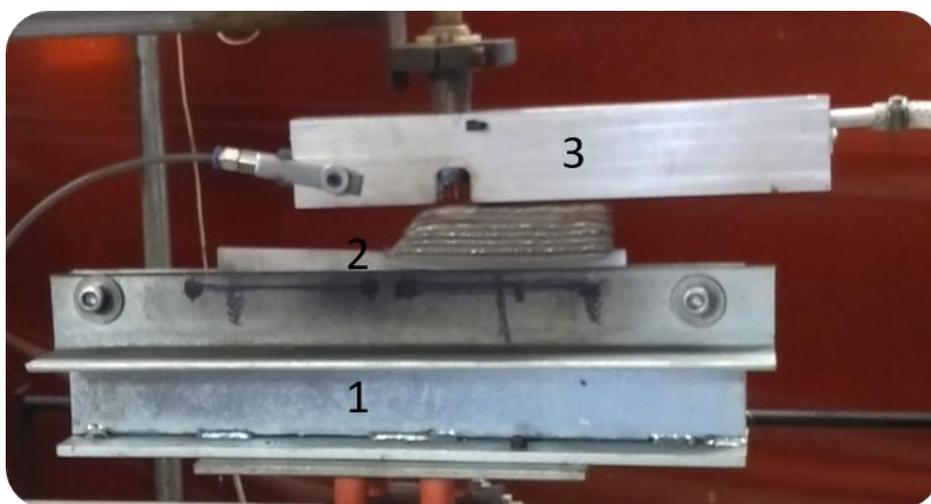


Figura 5.40 – Montagem de 1 – suporte para fixação de chapa; 2 – chapa; 3 – *trailing gas* com direcionador de arame

O monitoramento da corrente, tensão e velocidade de alimentação foi feito com o sistema de aquisição de dados rescrito no Capítulo II (metodologia).

A preparação das amostras ocorreu por processo de lixamento até granulação de 2500 mesh, polimento com alumina  $0,3 \mu\text{m}$  e ataque com solução Kroll por esfregamento durante 30 s. Para análise de macrografia e micrografia foi utilizado um microscópio Olympus

BX51M, com lente Olympus SC30 e aumento de até 1000 vezes. As medições dos parâmetros geométricos foram feitas com ajuda de programa de tratamento e análise de imagem (ImageJ).

Os testes foram realizadas por deposição de paredes de 12 camadas. Foram utilizados o menor e o maior nível de energia de soldagem aliado aos respectivos níveis de velocidade de alimentação de arame frio (menor nível de energia com menor nível de velocidade de alimentação). As paredes foram comparadas com as depositadas sem adição de arame frio. Uma parede foi depositada com menor nível de energia de soldagem e menor nível de velocidade de alimentação de arame frio, onde a velocidade de soldagem foi ajustada para manter a quantidade de material depositado igual à parede feita apenas com o menor nível de energia de soldagem. A avaliação dos parâmetros geométricos das paredes foi conforme a metodologia apresentada no Capítulo II (metodologia). Os parâmetros de regulagem estão apresentados na Tabela 5.6.

Tabela 5.6 – Parâmetros de regulagem

Nº	V <sub>a1</sub> (m/min)	V <sub>a2</sub> (m/min)	DBCP (mm)	cca	cb	V <sub>s</sub> (cm/min)
1	6,0	-	10	-20	0	30,0
2	6,0	0,5	10	-20	0	30,0
3	6,0	0,5	10	-20	0	33,3
4	8,0	-	10	-20	0	30,0
5	8,0	1,0	10	-20	0	30,0

Obs.:V<sub>a1</sub> real– velocidade de alimentação de arame-eletrodo; V<sub>a2</sub> real– velocidade de alimentação de arame frio; DBCP – distancia bico ao contato peça; cca – correção de comprimento de arco; cb – correção boost; V<sub>s</sub> – velocidade de soldagem

### 5.3.2 Resultados e discussões

Os parâmetros monitorados estão na Tabela 5.7, enquanto os oscilogramas de corrente e tensão estão na Figura 5.41. As regulagens utilizadas para MIG/MAG CMT corresponderam a um processo com transferência metálica estável, um comprimento de arco curto e ausência de respingos.

Tabela 5.7 – Parâmetros monitorados

Nº	V <sub>a1</sub> real (m/min)	I <sub>m</sub> (A)	I <sub>rms</sub> (A)	U <sub>m</sub> (V)	U <sub>rms</sub> (V)
1	4,6	101,0	114,8	11,9	15,3
2	4,6	97,4	112,1	11,3	14,5
3	4,9	99,2	112,8	12,7	15,9
4	5,4	109,2	127,4	12,2	15,7
5	5,4	112,6	130,5	12,6	15,6

Obs.:V<sub>a1</sub> real – velocidade de alimentação real; I<sub>m</sub> – corrente media; I<sub>rms</sub> – corrente eficaz; U<sub>m</sub> – tensão media; U<sub>rms</sub> – tensão eficaz

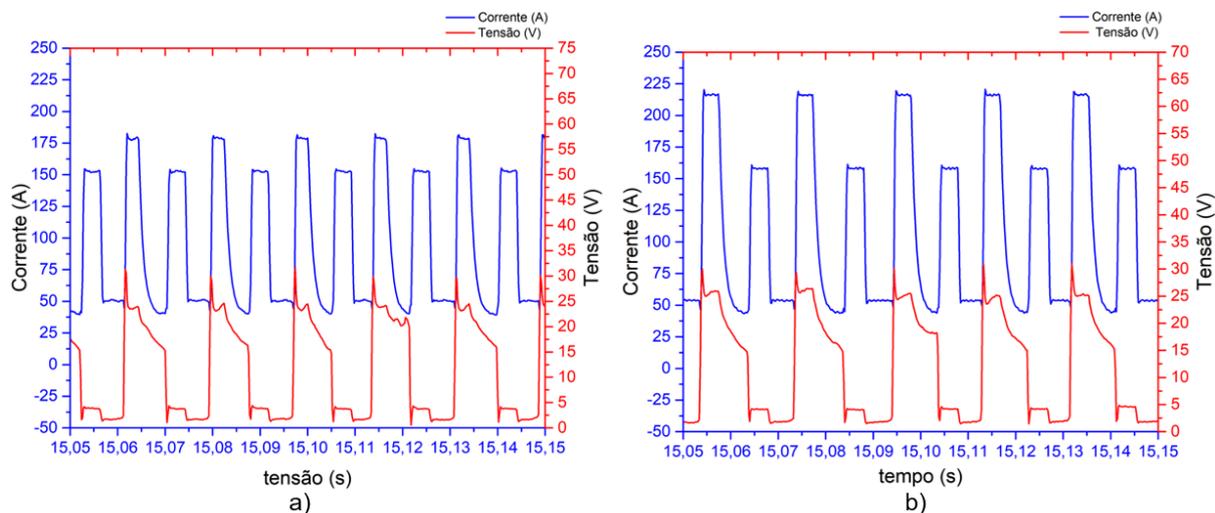


Figura 5.41 – Oscilograma de corrente e tensão: a) condição de parede № 1; b) condição de parede № 4

Semelhante com os resultados de item anterior, a deposição de liga de titânio é sensível à velocidade de alimentação de arame frio. Os aspectos superficiais de paredes apresentadas na Figura 5.42 pertencem a parametrização № 1 com adição de arame com a velocidade 1,0 m/min (Figura 5.42(a)) e 0,8 m/min (Figura 5.42(b)). Como pode ser visto a formação de camadas é pouco estável, com saída de arame frio da poça de fusão e tombamento/desalinhamento de camadas.

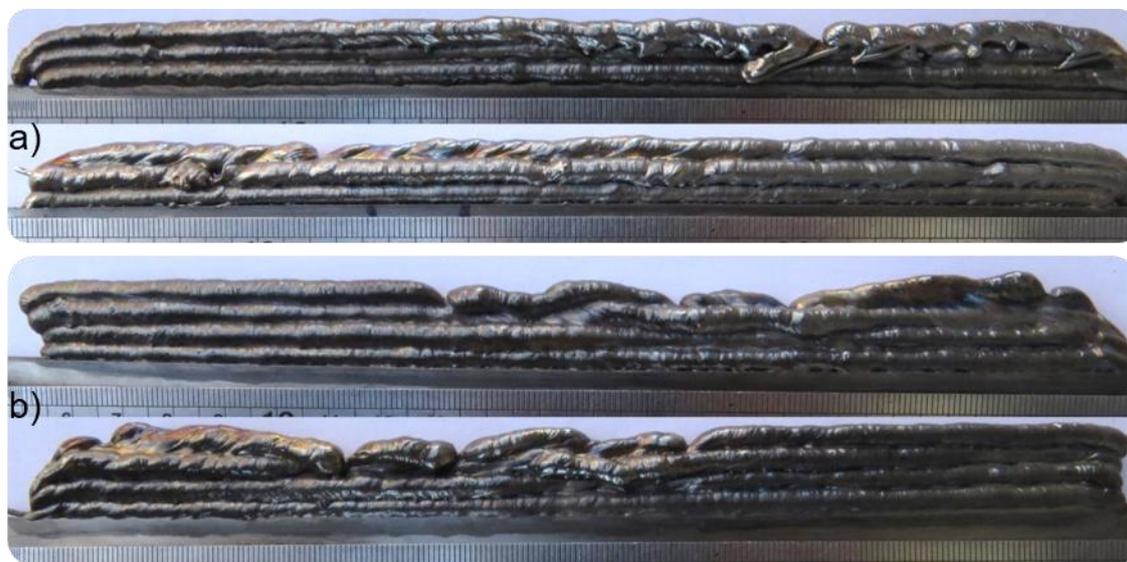


Figura 5.42 – Aspecto superficial de camadas depositadas com velocidade de alimentação maior do que a taxa de fusão: (a) parâmetro de regulagem № 1 e  $V_{a2}$  de 1,0 m/min; (b) parâmetro de regulagem № 1 e  $V_{a2}$  de 0,8 m/min

Os aspectos superficiais de uma das laterais, da parte central de parede estão apresentados na Figura 5.43. Os aspectos superficiais completos estão no Apêndice, na Figura C 1 a Figura C 5.

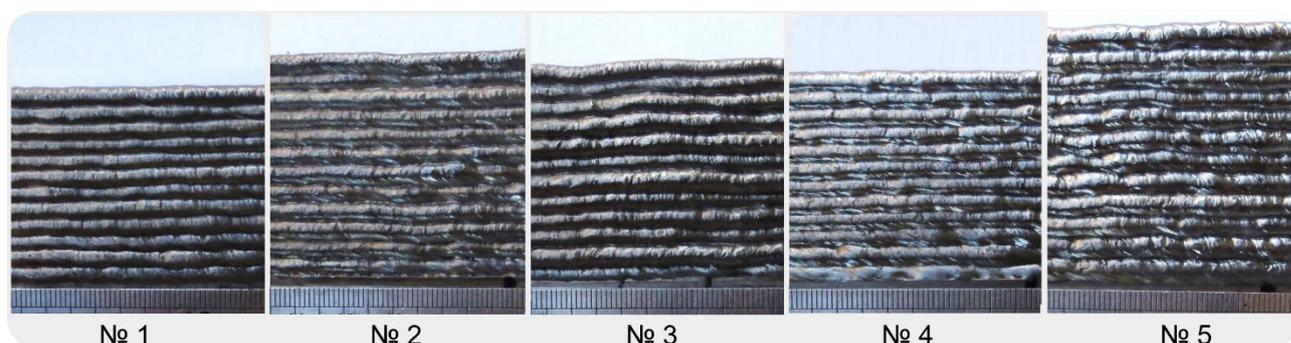


Figura 5.43 – Aspectos superficiais lateral das paredes depositadas

Os aspectos superficiais das paredes podem ser avaliados como bastante estáveis e satisfatórios. Mas, pode ser notado também que as paredes sem adição de arame frio (No 1 e No 4) apresentam regularidade maior das camadas.

As seções transversais das paredes depositadas estão apresentadas na Figura 5.44. Os parâmetros de avaliação das seções transversais das paredes estão apresentados na Tabela 5.8.



Figura 5.44 – Seções transversais das paredes depositadas

Tabela 5.8 – Parâmetros de avaliação das paredes

No	Altura efetiva de parede (mm)	Altura média de camada	área total (mm <sup>2</sup> )	área efetiva (mm <sup>2</sup> )	Fator <i>Buy-to-Apply</i>	Largura média efetiva (mm)
No 1	26,147	3,27	124,28	102,15	1,22	3,91
No 2	31,851	3,98	149,17	110,27	1,35	3,46
No 3	30,709	3,84	147,46	105,40	1,40	3,43
No 4	28,297	3,54	156,32	126,44	1,24	4,47
No 5	34,009	4,25	187,63	136,05	1,38	4,00

Pode ser notado que a perpendicularidade das paredes № 1, № 2, № 4 e № 5 encontra-se satisfatória, já a parede № 3 teve sua perpendicularidade influenciada por irregularidade das camadas. Durante a formação da camada, a mesma eventualmente foi desviada da linha central. A ocorrência pode ser influenciada por elevado ângulo de entrada do arame frio na poça, que arrastava a ponta do arame na camada anterior e às vezes direcionava a poça de fusão fora da linha central. Houve uma tentativa de correção através da reprogramação de trajetória para camadas seguintes.

Em relação dos parâmetros avaliados, nota-se que largura e altura das paredes aumentaram com adição de arame frio. O fator *Buy-to-Apply* também aumentou, porém isso a necessidade de remoção de maior quantidade de material.

O perfil macrográfico da seção transversal da parede caracteriza-se pela presença de linhas “claras”, posicionadas horizontalmente entre as camadas, chamadas na literatura de *bands*. Foi percebido, que a mesma muda de posição de uma condição de deposição para outra, o que acontece em função da quantidade de calor imposto referente o ciclo térmico da camada depositada por cima. A camada superior da parede não contém essa linha, obviamente por ser a última, assim não afetada por deposição sobreposta. A distância entre o contorno entre as camadas e linha de *band* foi medido no centro da camada, como é demonstrado pela seta vermelha na Figura 5.45. A distância, representada pelo valor médio e os valores referentes de cada camada estão apresentados na Figura 5.46.

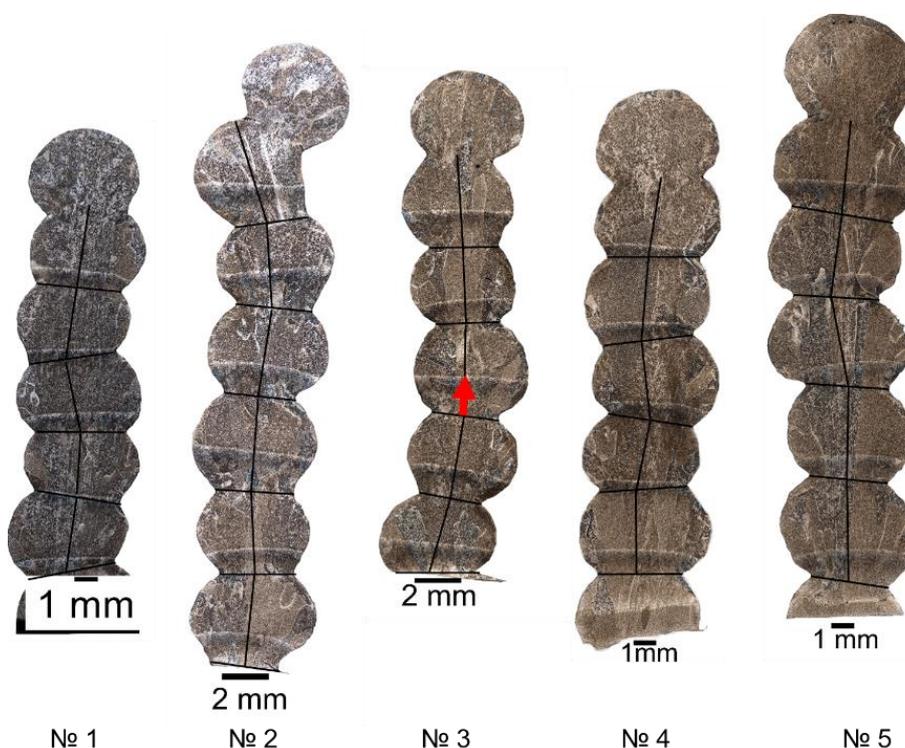


Figura 5.45 – Representação do esquema de medição da distância entre início da camada e o band formado por ciclo térmico da camada superior

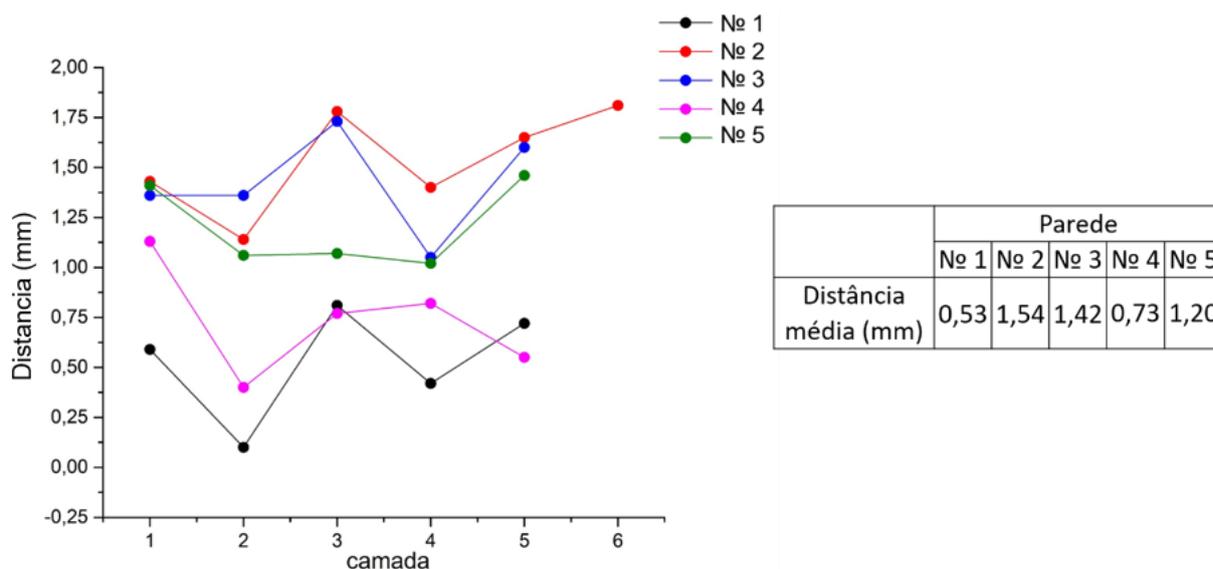


Figura 5.46 – Variação da distância de posição de *band* em relação de início de camada

Pode ser visto pela Figura 5.46 que as paredes № 1, № 3 e № 5, feitas com adição de arame frio, apresentam maior distancionamento de *bands* em relação à camada de baixo. Isso significa que nessa condição as paredes sofreram menor calor imposto. É interessante mencionar que a parede № 5 apresenta menor distancionamento do que a parede № 2, o que pode ter sido influenciado pelo maior nível de energia de soldagem.

Avaliando as macrografias das amostras foi percebido que nem sempre houve a integração total entre as camadas, existindo pequenas regiões laterais entre as camadas com presença de microtrincas. A região em volta das trincas tem aspecto de inclusão de óxidos. Conforme Xu et al. (2018) à medida que o número de camadas aumenta, a superfície da camada torna-se progressivamente mais áspera com diferentes orientações das camadas de óxidos. O acúmulo de óxido adversamente afeta a molhabilidade e espalhamento de deposição subsequente, resultando em ângulos variáveis de molhamento e rejeição do metal líquido. Assim, a presença de óxidos poderia dificultar a união das laterais entre as camadas.

Foram percebidas quatro ocorrências relacionadas a defeitos de falha de integração. Primeiro foi a presença de uma linha fina de óxidos no contorno da camada inferior, sem presença de trinca (Figura 5.48(a)). Segundo foi a presença de uma linha de óxidos, fina ou grossa, que apresenta em seu interior microtrincas (Figura 5.48(b)). Terceiro foi a propagação desta trinca da camada de óxidos para a camada (Figura 5.48(c) e Figura 5.48(d)). Detalhe de uma destas trincas está demonstrado na Figura 5.49. Os resultados de avaliação da quantidade de laterais com as trincas estão resumidamente apresentados na Figura 5.47, marcados por circunferências, enquanto individualmente cada parede está apresentada nas Figuras 5.50 a 5.54, onde apresenta-se um maior detalhamento de cada caso.

As paredes depositadas sem adição de arame, paredes № 1 e № 4 apresentaram indícios unitários de leves sinais de defeito, marcados em azul (Figura 5.47). A parede № 1 apresenta pequenos incluções de óxidos, sem indícios de trinca, enquanto a parede № 4 apresenta uma inclusão com indícios de porosidades. As paredes № 2, № 3 e № 5 apresentaram nível elevado de defeitos, em maior quantidade das laterais de paredes.

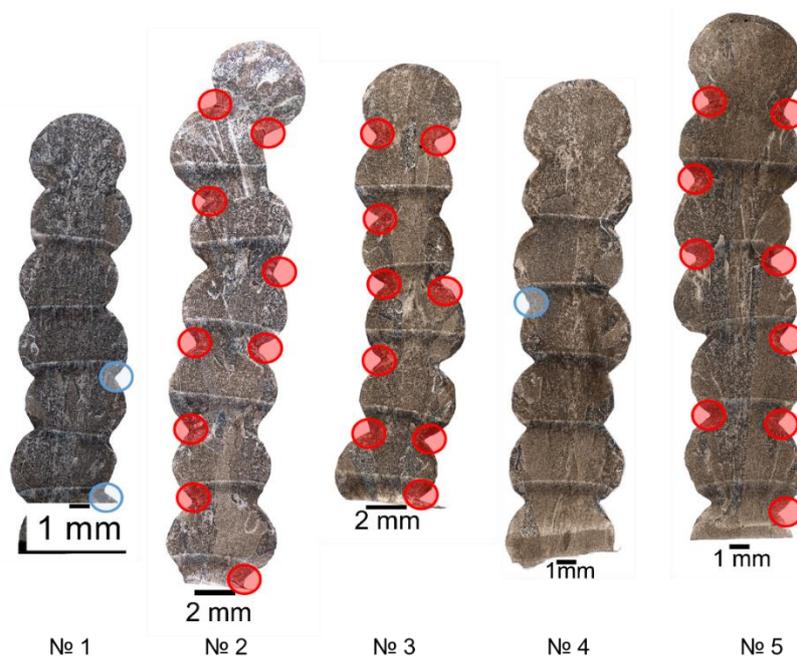


Figura 5.47 – Indicação sobre a presença/ausência de trinca na união entre as laterais das camadas

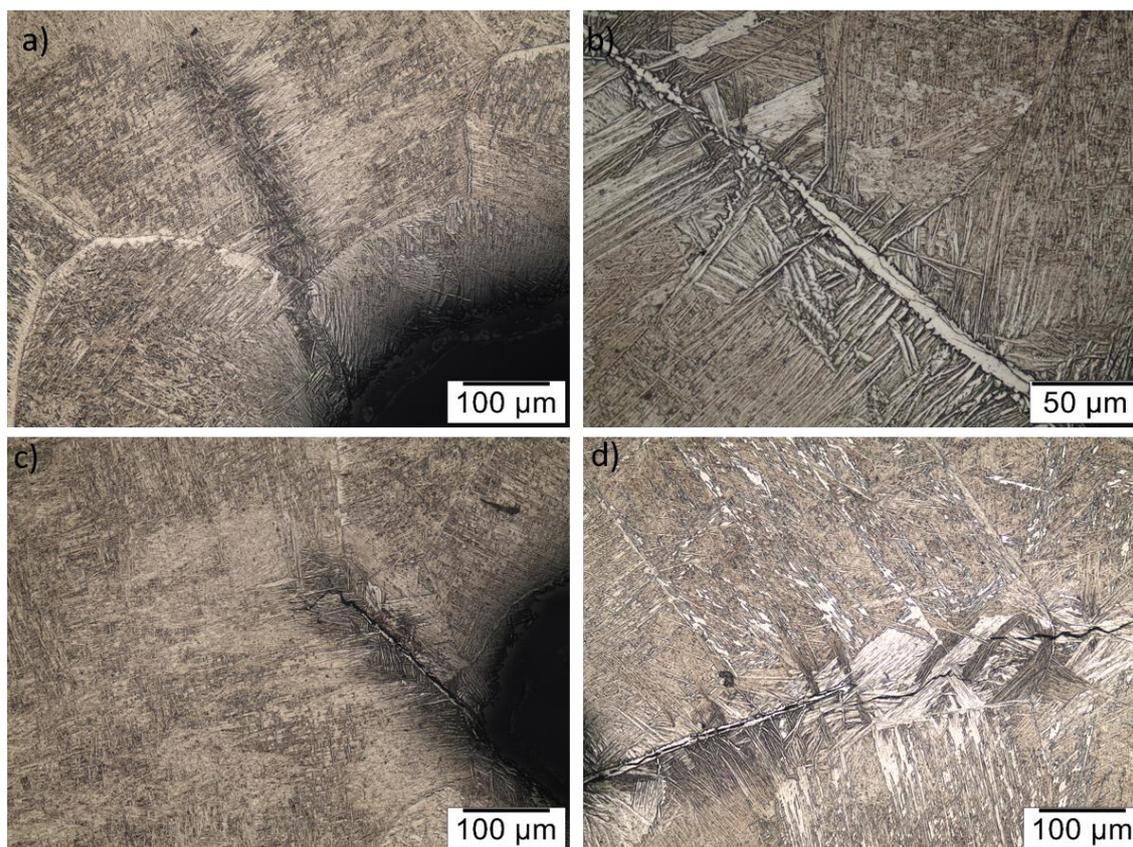


Figura 5.48 – Níveis de trincas: a) inclusão de óxidos, sem presença de trinca; b) inclusão de óxidos com as microtrincas dentro dessa inclusão; c) e d) inclusão com trinca que se propagou além do comprimento de inclusão

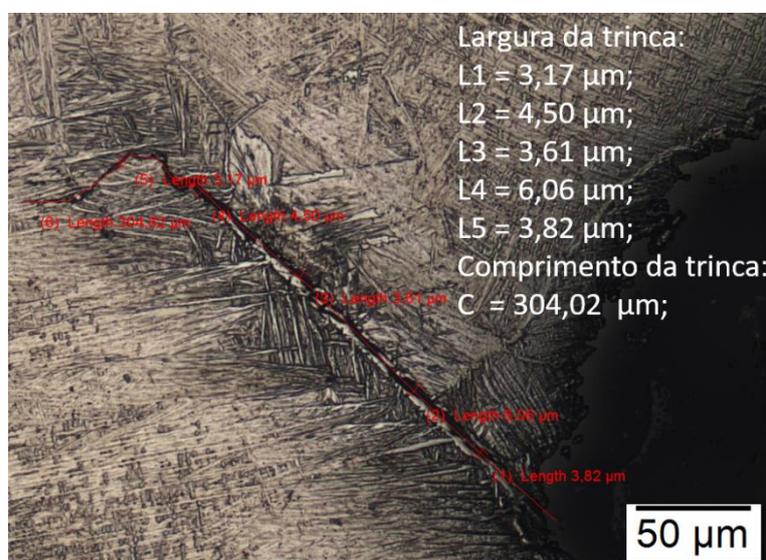


Figura 5.49 – Dimensões da trinca

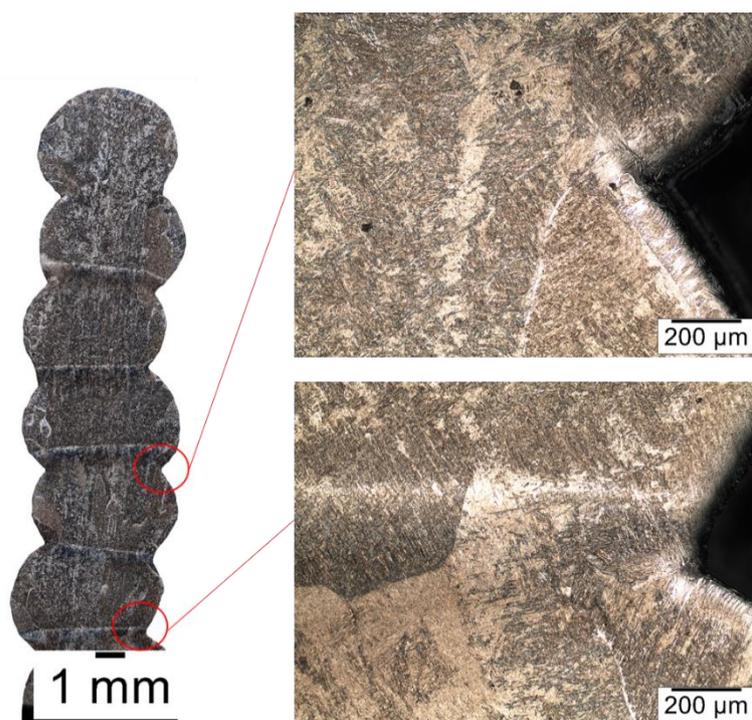


Figura 5.50 – Micrografia de regiões laterais da parede № 1

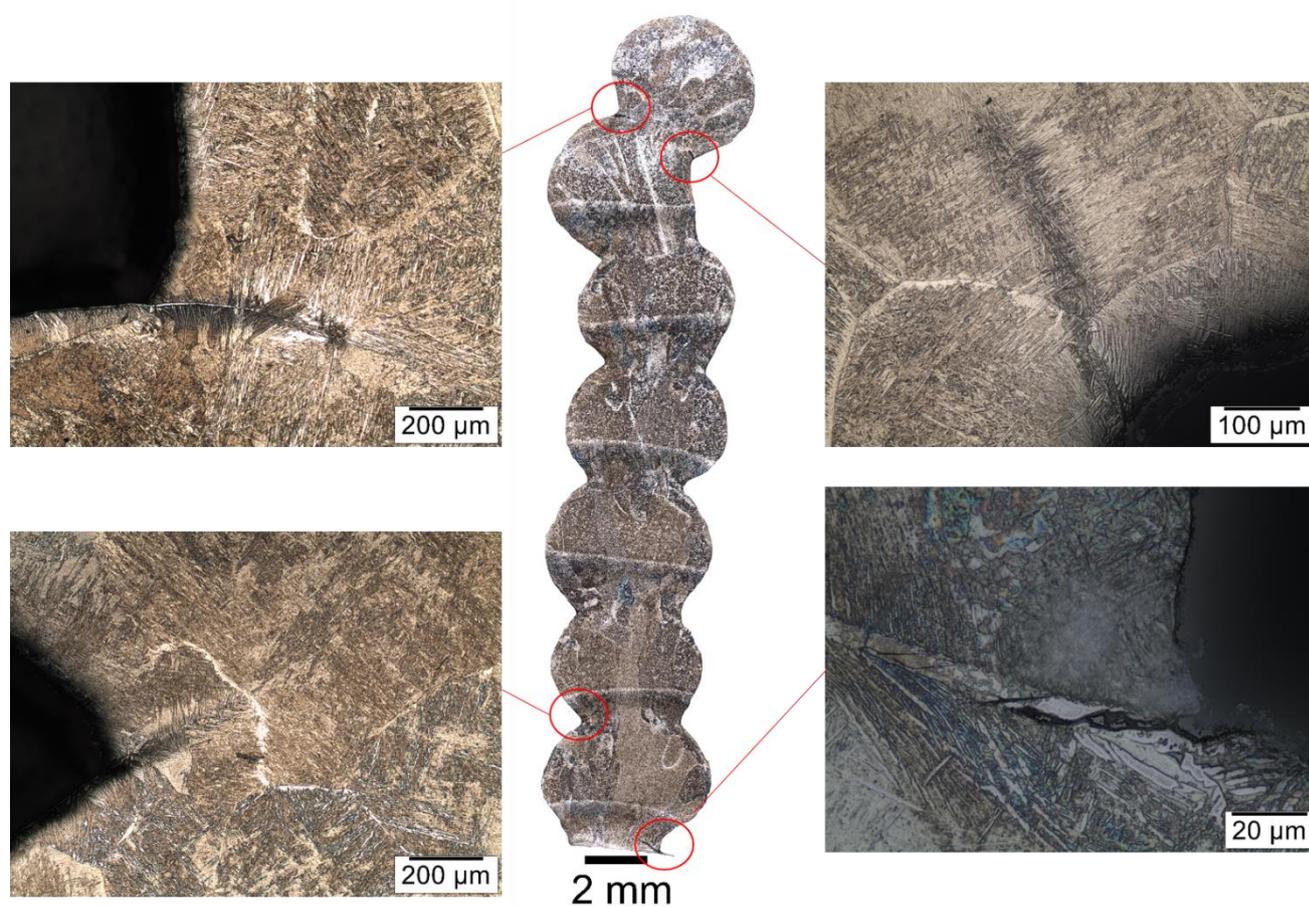


Figura 5.51 – Micrografia de regiões laterais da parede № 2

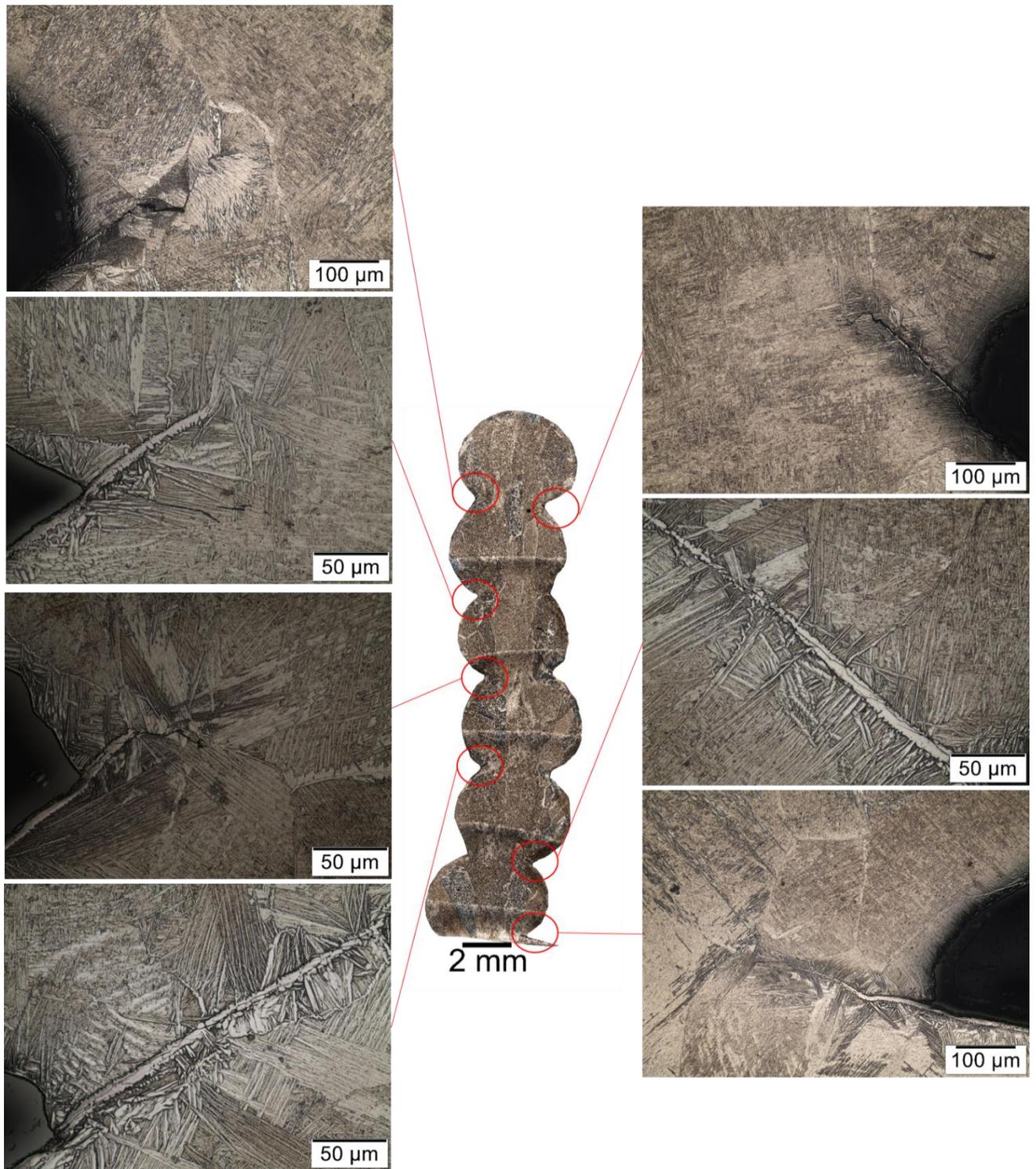


Figura 5.52 – Micrografia de regiões laterais da parede № 3

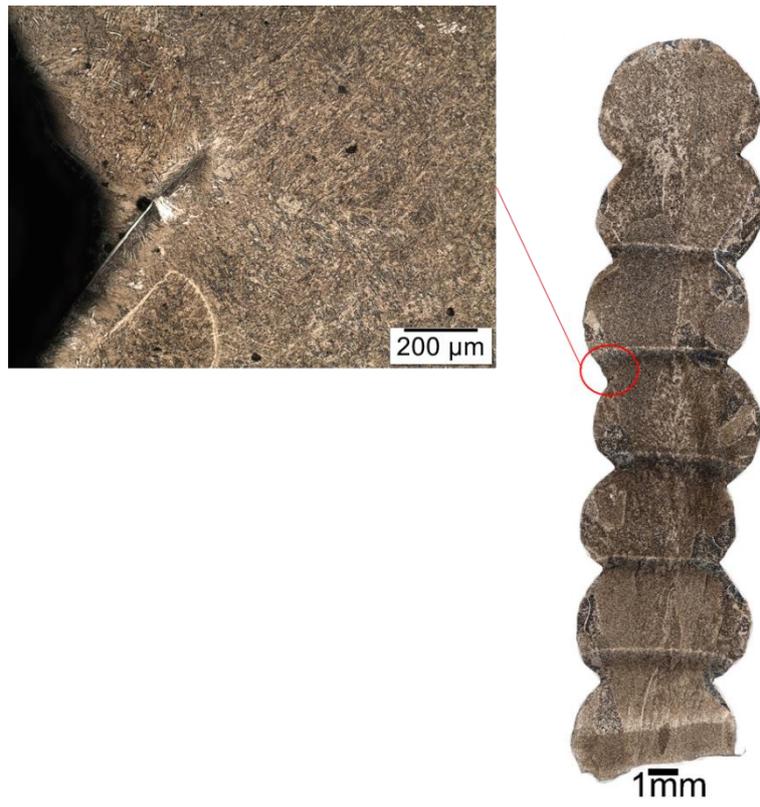


Figura 5.53 – Micrografia de regiões laterais da parede № 4

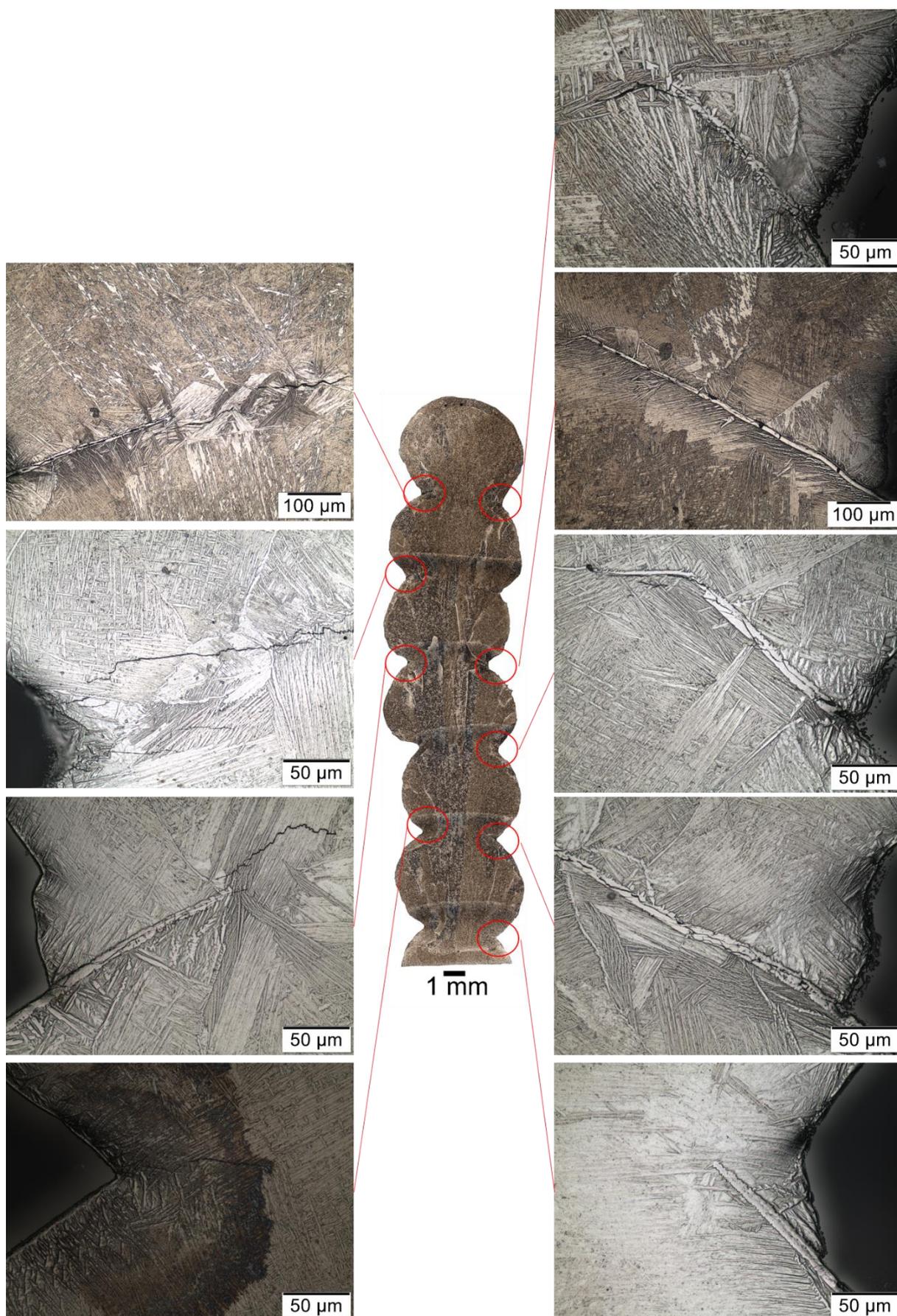


Figura 5.54 – Micrografia de regiões laterais da parede № 5

Supõe-se que o surgimento de trincas nas laterais das camadas foi causada pela redução da imposição de calor durante a adição de arame frio. O modo CMT possui um arco muito curto e uma transferência por curtos-circuitos, que provoca o maior nível de concentração de calor no centro da camada, deixando as laterais em condições de maior resfriamento. Ao que parece, os resíduos de óxidos na superfície da camada anterior não se desfizeram sob a ação do calor menos intenso nas laterais, e podem ter agido como facilitadores do surgimento e propagação das trincas. Além disso, as laterais entre as camadas possuem um ângulo de molhamento baixo e potencialmente atuam como pontos de concentração de tensões. Assim, parece que uma combinação de fatores resultou nas condições favoráveis para o surgimento das microtrincas. A ocorrência das mesmas pode ser provavelmente resolvida pelo aumento da energia de soldagem e também através do aumento da proteção gasosa.

Pela avaliação qualitativa das seções transversais de paredes depositadas com adição de arame frio foram percebidos os grãos de aspecto mais refinado, nas regiões abaixo das linhas de *bands*. A observação é mais pronunciada em parede Nº 2, que foi feita com menor nível de energia de soldagem. Este indício pode ser conferido pelo aspecto macrográfico da parede feita sem e com a adição de arame frio, demonstrado na Figura 5.55 (a) e (b), respectivamente. A parede feita com maior nível de energia de soldagem e adição de arame frio apresenta o efeito menos pronunciado, que pode ser conferido em comparação com parede feita sem adição de arame na Figura 5.55 (d) e (c), respectivamente. Os aspectos macro e micrográfico das paredes depositadas estão no Apêndice, nas Figuras C 6 a C 10.

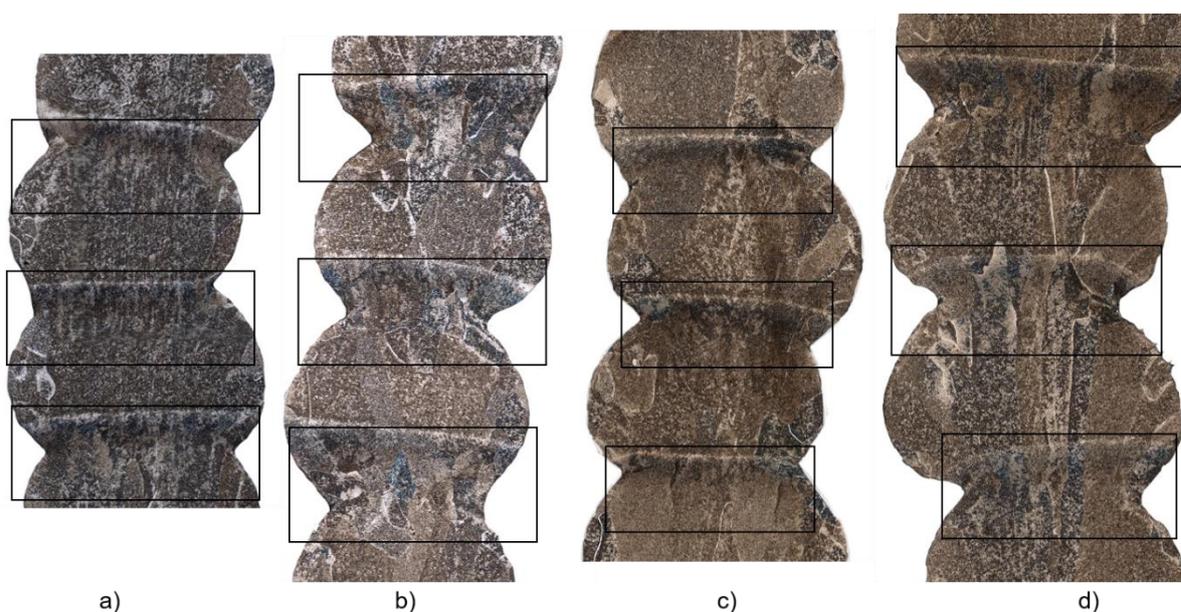


Figura 5.55 – Destaque de região abaixo das linhas de *bands*: a) menor energia, sem adição de arame frio; b) menor energia, com adição de arame frio; c) maior energia, sem adição de arame frio; d) maior energia, com adição de arame frio

### 5.3.3 – Conclusões

O modo operacional MIG/MAG CMT com adição de arame frio demonstrou ser potencialmente uma técnica viável para ser aplicada em manufatura aditiva de Ti-6Al-4V, apesar das ocorrências observadas. No mais, a adição de arame frio ao modo CMT tem as seguintes influências:

- Aumento da altura e largura da parede, porém com redução da regularidade das mesmas;
- Inocorrência de microtrincas entre as camadas, nas laterais da parede;
- Reposicionamento das linhas de *bands* da posição do contorno entre as camadas para uma região mais centralizada dentro das camadas, indicando menor reaquecimento da camada inferior;
- Indícios de surgimento de grãos menores na região inferior das linhas de *bands*.

## CAPÍTULO VI

### CONCLUSÕES GERAIS

Considerando a abordagem de três assuntos importantes voltados à manufatura aditiva por deposição a arco usando-se o modo operacional CMT realizada neste trabalho, as conclusões gerais são apresentadas com referência a cada um deles.

*Em relação aos “testes preliminares e metodologia de parametrização do modo operacional CMT” (Capítulo III):*

- No modo operacional CMT-Pulse, a variação da relação entre o número de pulsos no componente Pulse e o número de curtos-circuitos no componente CMT influencia mais de um dos parâmetros monitorados (em especial na velocidade de alimentação e na corrente, cujos valores regulados ou previstos, respectivamente, não correspondem aos valores reais);
- Nos modos operacionais CMT-Pulse e CMT, ambos os parâmetros de regulagem, a saber, correção de comprimento de arco e correção boost/correção impulso, têm influências sobre mais de um dos parâmetros monitorados (em especial na velocidade de alimentação e na corrente, cujos valores regulados ou previstos, respectivamente, não correspondem aos valores reais), o que dificulta a correção da geometria do cordão/camada.
- Conhecendo-se as tendências da influência do efeito do ajuste destes parâmetros sobre a corrente média, velocidade de alimentação real e comprimento do arco, pôde-se prever alterações na geometria do cordão.
- Os parâmetros de regulagem do modo operacional CMT, a saber, velocidade de alimentação, correção do comprimento de arco, correção boost/correção dinâmica, têm influências sobre mais de um dos parâmetros monitorados (em especial na velocidade de alimentação e na corrente, cujos valores regulados ou previstos, respectivamente, não correspondem aos valores reais). Os parâmetros de regulagem, como DBCP e velocidade de soldagem têm pouca influência sobre a velocidade de alimentação e a corrente, porém

também são capazes de afetar a geometria do cordão/camada (principalmente a velocidade de soldagem).

- Os mapas de sensibilidade e a rota de parametrização do modo operacional CMT oferecem a possibilidade de escolha da regulagem mais adequada para cada necessidade. Esse conjunto de informações desenvolvidas representam uma metodologia funcional e prática para relacionar parâmetros selecionados e cordões/camadas resultantes, que pode ser adotada pela área de soldagem e de manufatura aditiva.

*Em relação ao “efeito do teor de oxigênio em argônio sobre a emissão por campo (comportamento do arco) em soldagem MIG/MAG” (Capítulo IV):*

- O comportamento do arco na deposição de liga de titânio se revelou muito instável para os gases a base de argônio e com teores de até 20000 ppm de O<sub>2</sub>;
- A instabilidade de arco durante a deposição da liga de titânio acontece devido a um potente consumo de óxidos da superfície do material pela ação de múltiplos pontos catódicos, o que provoca a necessidade de realização de busca dos mesmos pelo jato de plasma, que torna o arco instável;
- O perfil do arco se apresentou com maior abertura em sua base (maior raio sobre a superfície de deposição) para os gases com teor de O<sub>2</sub> de até 200 ppm, em contraste com o arco mais estreito observado com 20000 ppm;
- Não foi notado a influência do aumento da velocidade de deposição sobre a zona de limpeza catódica. Além disso, a liga de titânio se mostrou mais sensível ao aumento da velocidade de deposição e apresentou perfil irregular da camada com aspecto de “costas de dragão”.

*Em relação a “avaliação do efeito da adição do arame frio na deposição de paredes pelo processo MIG/MAG” (Capítulo V):*

- A combinação do modo operacional MIG/MAG CMT com adição de arame frio de Ti-6Al-4V mostrou ser uma técnica viável para ser aplicada em manufatura aditiva. A adição de arame frio ao modo CMT tem seguintes influências específicas:
  1. Aumento da altura e largura da parede, porém redução da regularidade da parede;
  2. Ocorrência de microtrincas nas laterais das paredes;
  3. Reposicionamento das linhas de *bands*, do contorno entre as camadas para dentro das camadas, indicando menor reaquecimento das camadas inferiores;
  4. Surgimento de grãos menores na região inferior das linhas de *bands*.

## CAPÍTULO VII

### RECOMENDAÇÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Considerando os resultados obtidos dos três assuntos voltados à manufatura aditiva por deposição a arco usando-se o modo operacional CMT abordadas nesse trabalho, as propostas para trabalhos futuros são apresentadas com referência a cada um deles.

*Em relação aos “testes preliminares e metodologia de parametrização do modo operacional CMT” (Capítulo III):*

- Realizar uma avaliação do modo CMT-Pulse e CMT no que diz respeito à zona fundida e profundidade de penetração;
- Realizar uma avaliação do modo CMT-Pulse e CMT em termos de vantagens/desvantagens de deposições de paredes por manufatura aditiva;
- Implementar mapas operacionais para outros materiais (aço ao carbono, liga de alumínio, liga de titânio, etc.);
- Realizar estudos sobre a influência dos parâmetros de regulação da curva característica do programa sinérgico nos parâmetros monitorados e parâmetros geométricos;
- Aplicar a estratégia de mapas operacionais para deposição de paredes por manufatura aditiva com perfil diversificado (variando a largura e altura ao longo da parede);
- Determinar as diferenças de geometria entre a formação da primeira camada e as camadas sobrepostas.

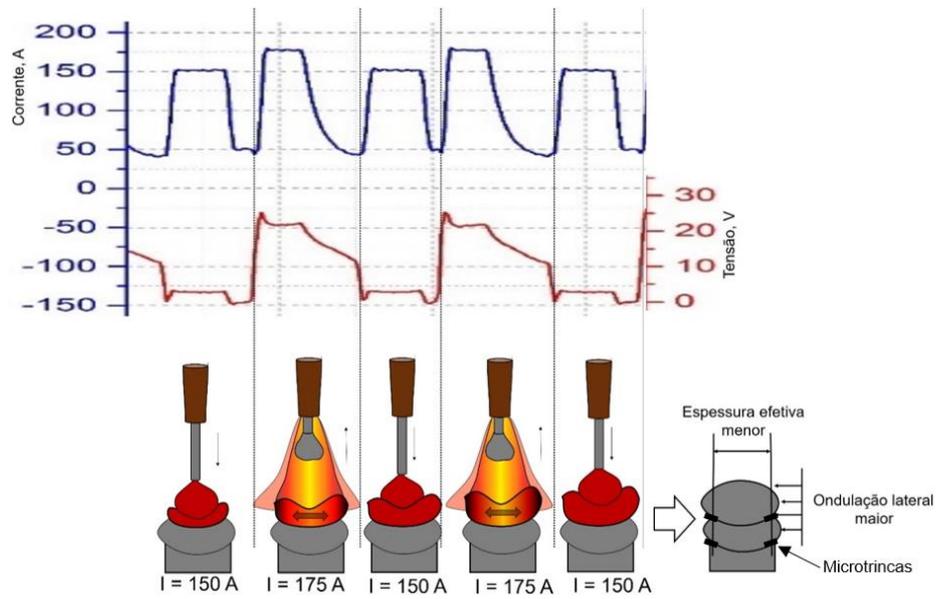
*Em relação ao “efeito do teor de oxigênio em argônio sobre a emissão por campo (comportamento do arco) em soldagem MIG/MAG” (Capítulo IV):*

- Verificar possibilidade de estabilização do jato de plasma por meio de cobertura da superfície do metal de base e depositado por micropartículas de óxidos (TiO<sub>2</sub>) ou injeção contínua de partículas em frente ao jato de plasma ou no gás de proteção;

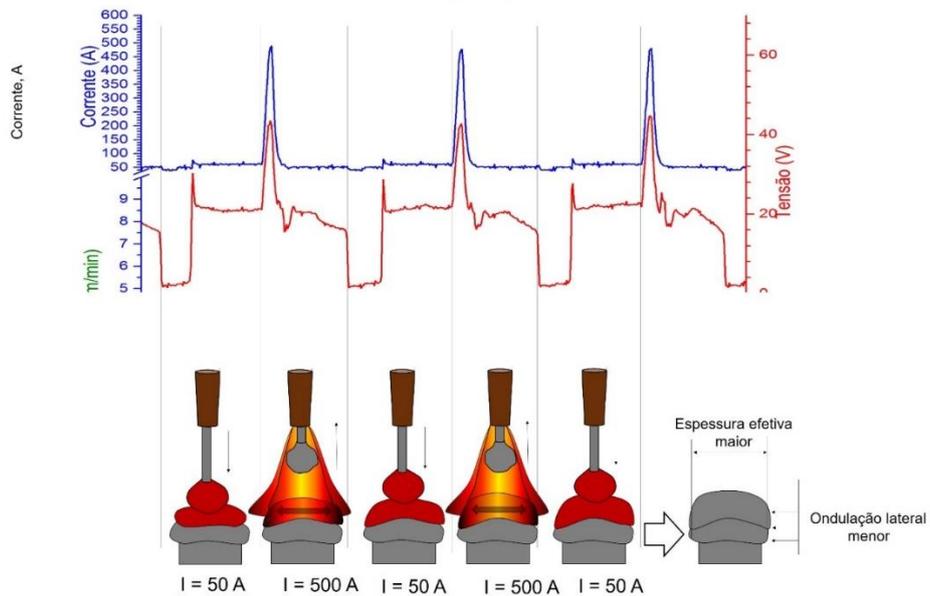
- Realizar a avaliação da espessura da camada de óxidos da região da zona de limpeza catódica antes e depois da passagem do arco e verificar a influência das diferentes espessuras de camadas passivas de óxidos na superfície sobre a estabilidade/instabilidade do jato de plasma. Confirmar ou não a teoria de reoxidação de superfície de material em função de gases levemente oxidantes.

*Em relação a “avaliação do efeito da adição do arame frio na deposição de paredes pelo processo MIG/MAG” (Capítulo V):*

- Confirmar ou não a maior redução da zona fundida no caso do uso de arames com maiores diâmetros e/ou com arranjo de dois arames;
- Determinar a condição ótima de entrada do arame frio de liga de titânio na poça de fusão, buscando maior robustez da formação da camada, melhorando o fator *de acabamento da superfície das paredes*;
- Obter a faixa de energia de soldagem e de velocidade de alimentação de arame frio correspondente a uma condição que favoreça o refinamentos dos grãos;
- Realizar a deposição de paredes com condição ótima e troca de sentido de deposição;
- Por meio de aumento do calor imposto e/ou por meio da melhora da proteção gasosa determinar a condição de deposição com adição de arame frio as paredes livres de microtrincas nas laterais, e com maior regularidade geométrica. O aumento do calor imposto poderia ser atingido pelo uso de modos operacionais CMT (com aumento de corrente/tempo da fase *boost*), CMT-Pulse, STT ou Pulsado (que contém na sua curva característica de corrente um pulso de alta amplitude, assim aumentando o efeito mecânico na poça de fusão). O modo CMT-Pulse poderia ser mais vantajoso, já que possui uma transferência metálica mista e por maior liberdade de programação. Com uso desse modo espera-se elevar a temperatura da poça de fusão apenas para estimular mais a fusão das laterais da parede, sem aumentar muito a potência total. O pulso de alta corrente poderia executar a função de espalhar mais a poça em cima de camada anterior. A esquematização do comportamento previsto do material de adição durante a deposição com modo CMT-Pulse apresentada na Figura 7.1(b) em comparação com modo CMT, apresentado na Figura 7.1(a).



a)



b)

Figura 7.1 – Esquemática do comportamento previsto do material de adição durante a deposição: a) com modo CMT; b) com modo CMT-Pulse

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. Ahsan, R.U.; Kim, Y. R.; Ashiri, R.; Cho, Y.J.; Jeong, C.; Park, Y. D. Cold Metal Transfer (CMT) GMAW of zinc-coated steel. *Welding Journal*. v. 95, Apr. 2016
2. Akulov, A, I. **Manual de soldagem**. Ed. Engenharia mecânica. Moscou, p. 208, 1971
3. ASM Aerospace Specification Metals, Inc: <http://www.aerospacemetals.com/>
4. ASM Metals Handbook, **Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials**. v. 2, p. 3470, 1990
5. ASM Metals Handbook, **Welding, Brazing, And Soldering**. v. 6, p. 2873, 1993
6. AWS D1.9/D1.9M, **Código de soldagem estrutural – titânio**, 2 Ed., 2015
7. AWS D10.6/D10.6M, **Guia de soldagem de tubos de titânio por processo TIG**, 2000
8. AWS G2.4/G2.4M, **Guia de soldagem por fusão de titânio e ligas de titânio**, 1 Ed., 2007
9. AWS G2.4/G2.4M, **Guia de soldagem por fusão de titânio e ligas de titânio**, 2 Ed., 2014
10. AWS Welding Handbook, 9th Edition, v. 5, **Materials and Applications**, Part 2, p. 750, 2015
11. AWS Welding Handbook, **Materials and Applications**, Ed. 9, v. 5, 2015
12. Barroi, A.; Amelia, J.; Hermsdorf, J.; Kaieler, S.; Wesling, V. **Influence of laser and its scan width in the LDNA Surfacing Process**. 8th International Conference on Photonic Technologies LANE, 2014 DOI: 10.1016/j.phpro.2014.08.164
13. Becker Fogliatto, A. A. **Influência dos parâmetros do processo MIG/MAG com curto-circuito controlado sobre geometria do cordão de solda**. Dissertação de mestrado. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. P. 163, 2013
14. Bruckner, J. et al. **Fronius CMT welding technology. Current welding practice: CMT technology**. 1th Ed. Düsseldorf: DVS Media GmbH, v. 11, p. 92, 2013
15. Campbell, F. C. **Manufacturing Technology for Aerospace Structural Materials**. Elsevier Ltd. p. 607, 2006
16. Cao, R.; Sun, J. H.; Chen, J. H. Mechanisms of joining aluminium A6061-T6 and titanium Ti-6Al-4V alloys by cold metal transfer technology. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 18, n. 5, 2013
17. Carvalho Silva, C. **Revestimentos de ligas de níquel depositados pelo processo TIG com alimentação de arame frio – aspectos operacionais e metalúrgicos**. Tese de doutorado. Universidade Federal do Ceará. P. 355, 2010
18. Chen, M.; Zhang, D.; Wu, C. Current waveform effects on CMT welding of mild steel. *Journal of Materials Processing Technology*. v. 243, p. 395–404, 2017 Doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.01.004
19. Cho, J.; Lee, J. J.; Bae, S. H. Heat input analysis of variable polarity arc welding of aluminum. *Int J Adv Manuf Technol*. v. 81, pp. 1273–1280, 2015 DOI 10.1007/s00170-015-7292-y
20. Chretien, J.; King, M.; Proia, W.; Rudolf, S. **Titanium Alpha Case Prevention. Qualifying Project report of the requirements for the Degree of Bachelor of Science**. Worcester polytechnic institute. Abr, 2010
21. Cirino, L. M.; Dutra, J. C. A Influência do Tempo de Atuação da Polaridade Positiva na Soldagem TIG CA do Alumínio. **Soldagem Insp**. São Paulo, v. 14, n. 2, p.131-139, Abr-Jun 2009
22. Cong, B.; Ding, J.; Williams, S. Effect of arc mode in Cold Metal Transfer process on porosity of additively manufactured Al-6.3%Cu alloy. *Int J Adv Manuf Technol*. v. 76, p. 1593–1606, 2015 DOI 10.1007/s00170-014-6346-x
23. Costa Assunção, P. A.; Ribeiro, R. A.; Santos, E. B. F. Feasibility of narrow gap welding using the cold-wire gas metal arc welding (CW-GMAW) process. **Weld World**. v. 61, p. 659-666, 2017 DOI 10.1007/s40194-017-0466-5

24. Costa, E. S.; Costa Assunção, P. D.; Santos, E. B. F.; Feio, L. G.; Bittencourt, M. S. Q.; Braga, E. M. Residual stresses in cold-wire gas metal arc welding. **Science And Technology Of Welding And Joining**. 2017. DOI: 10.1080/13621718.2017.1306014
25. Cruz, J. R.; Scotti, A. Materials for thermionically emitting electrodes in arc welding. **Welding International**. 30 (1), 2015. DOI:10.1080/09507116.2014.932995
26. Daniels, T. W. Applicability of Cold Metal Transfer for repair of dissimilar metal welds in stainless steel piping in nuclear power plants. Master thesis. The Ohio State University. p. 158, 2015
27. Ding, D.; Pan, Z.; Cuiuri, D.; Li, H. **Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests**. Critical Review. 2014
28. Ding, J.; Colegrove, P.; Martina, F.; Williams, S. Wiktorowicz, R; Palt, M.R. Development of a laminar flow local shielding device for wire + arc additive manufacture. **Journal of Materials Processing Technology**. v. 226, p. 99–105, 2015. Doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2015.07.005
29. Du, H. L.; Datta, P. K.; Lewis, D. B.; Burnell-Gray, J. S. Air oxidation behaviour of Ti-6Al-4V alloy between 650 and 850°C. **Corrosion Science**. v. 36, n. 4, p. 631-642, 1994
30. Dutra, J. C., Silva, R. H. G.; Marques, C. Características de fusão e potência de soldagem com a transferência MIG - CMT versus MIG convencional para alumínio 5183. **Soldag. Insp.** São Paulo, v. 18, n. 01, p. 012-018, Jan/Mar 2013
31. Dutra, J. C., Silva, R. H. G., Marques, C. Características de Fusão e Potência de Soldagem com a Transferência MIG - CMT versus MIG convencional para Alumínio 5183. **Soldag. Insp.** São Paulo, v. 18, n. 01, p. 012-018, Jan/Mar 2013
32. Eickhoff, S. T.; Eagar, T. W. Characterization of spatter in low - current GMAW of titanium alloy plate. **Welding Journal**. v. 69(10), p.382-388, 1990
33. Fang, Z. Z. **International Journal of Refractory Metals and Hard Materials**. About jornal, 2018
34. Feng, J., Zhang, H. and He, P. The CMT short-circuiting metal transfer process and its use in thin aluminium sheets welding. **Materials and Design**. v. 30(5), p. 1850-1852, 2009. Doi:10.1016/j.matdes.2008.07.015
35. Feng, Y.; Zhang, B.; He, J.; Wang, K. The double-wire feed and plasma arc additive manufacturing process for deposition in Cr-Ni stainless steel. **Journal of Materials Processing Tech.** 259, p. 206–215, 2018. Doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2018.04.040
36. Ferraresi, V. A.; Ferreira Filho, D.; Madeira, R. P.; S Balsamo, P. S. Influência do gás de proteção na soldagem com arames de aços inoxidáveis ferríticos. **Revista Inox**. São Paulo, n. 08, p.219-226, 2008
37. Ferreira Costa, T. **Aplicação de Processos MAG Curto-circuito Convencional e Controlado na Soldagem de Dutos de Aço Carbono**. Dissertação de mestrado. Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia. p. 197, 2011
38. Ferreira Costa, T.; Benedetti Filho, E.; Hernández Arevalo, H. D.; Oliveira Vilarinho, L. Avaliação de processos MIG/MAG curto-circuito convencional e controlado para a soldagem de dutos de aço carbono em passe único. **Soldag. Insp.** São Paulo, v. 17, n. 4, p.356-368, Out/Dez 2012
39. Ferreira Filho, D.; Sairre Bálamo, P. S.; Ferraresi, V. A. **Influência do tipo de gás de proteção da soldagem MIG/MAG na qualidade do cordão de aço inoxidável**. 4º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação COBEF, São Pedro – SP, 2007
40. Franco-Ferreira, E. A.; Patriarca, P. **The inert-gás-shielded metal-arc welding of titanium**. OAK Ridge National Laboratory. 1959. Relatório técnico
41. Frazier, W. Metal additive manufacturing: a review. **Journal of Materials Engineering and Performance**. v. 23, n. 6, p. 1917-1928, 2014.
42. FRONIUS. **Treinamento Expert CMT. Perfect Welding Division**. Slides comerciais. p. 112
43. FRONIUS. **Cold Metal Transfer. A tecnologia**. Slides comerciais. p. 16, 2014
44. Fuerschbach, P. W. Cathodic Cleaning and Heat Input in Variable Polarity Plasma Arc Welding of Aluminum. **Welding Journal**. pp. 76 – 85, Feb.1998

45. Gaddam, R.; Seffer, B.; Pederson, R.; Antti, M-L. Oxidation and  $\alpha$ -case formation in Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo alloy. *Materials Characterization*. 99, p. 166–174, 2015. Doi.org/10.1016/j.matchar.2014.11.023
46. Gaddam, R.; Seffer, B.; Pederson, R.; Antti, M-L. **Study of  $\alpha$ -case depth in Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo and Ti-6Al-4V**. 7th EEIGM International Conference on Advanced Materials Research. IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 48, 2013. Doi:10.1088/1757-899X/48/1/012002.
47. Geng, H.; Li, J.; Xiong, J.; Lin, X; Zhang, F. Optimization of wire feed for GTAW based additive manufacturing. **Journal of Materials Processing Technology**. v. 243, p. 40–47, 2017. Doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.11.027
48. Girinath, B.; Siva Shanmugam, N.; Sankaranarayananasamy, K. Weld bead graphical prediction of cold metal transfer weldment using ANFIS and MRA model on Matlab platform. **Simulation: Transactions of the Society for Modeling and Simulation International**. v. 1; n. 12; 2018. DOI: 10.1177/0037549718809162
49. Guerra Machado, I. **Soldagem & Técnicas Conexas: Processos**. Porto Alegre. p. 477, 1996
50. Guile, A. E. Joule heating in emitting sites on various nonrefractory arc cathodes. **IEEPROC**. v. 127, n. 7, Sep. 1980
51. Guile, A. E. **Processes at arc cathode roots on non-refractory metals having films of their own oxide in Arc Physics and Weld Pool Behaviour**. Cambridge: The Welding Institute, 1979
52. Hasselberg, T. P. **A feasibility study of “Cold Metal Transfer”-Gas Metal Arc Welding (CMT-GMAW) nickel base superalloy inconel 718**. Master thesis. Faculty of Rensselaer Polytechnic Institute, Hartford, Connecticut. p. 108. 2009
53. Heralic, A. **Towards full Automation of Robotized Laser Metal-wire Deposition**. Thesis For The Degree Of Licentiate Of Engineering. Chalmers University of Technology. p. 98, 2009
54. Hirata, E. K.; Beltzac, L. F.; Okimoto, P. C.; Scotti, A. Influência da Corrente sobre o Rendimento Bruto de Fusão em Soldagem MIG/MAG. **Soldag. Insp**. São Paulo, v. 19, n. 02, p.159-167, Abr/Jun 2014
55. Hogue, F. **Alpha Case and Other Contaminants in Titanium Alloys Revealed Through Various Etchants**. **Microsc. Microanal.** 18 (Suppl 2), 2012. Doi:10.1017/S1431927612004060
56. Hornberger, E., G. **AWS Guia pratica de soldagem de titânio**, p. 11, 1999
57. Hoye, N. P.; Appel, E. C.; Cuiuri, D.; Li, H. **Characterisation of metal deposition during additive manufacturing of TI-6AL-4V by arc-wire methods**. Conference paper. p. 1015-1023, Jan., 2012
58. Iconomos Baixo, C. E; Dutra, J. C. Efeito do Gás de Proteção e do Modo de Transferência na Aplicação da Liga 625 em Aço Carbono. **Soldagem Insp**. São Paulo, v. 14, n. 4, p.313-319, Out-Dez 2009
59. Jacket, S.; Hertel, M.; Rose, S.; Fussel, U. **Evaluation and comparison of gas trailing shield concepts using diagnostic and numerical methods**. IIW. Doc.XII-2244-15. 2015
60. Jeurgens, L. P. H.; Sloof, W. G.; Tichelaar, F. D.; Mittemeijer, E. J. Growth kinetics and mechanisms of aluminum-oxide films formed by thermal oxidation of aluminium. **Journal of Applied Physics**. 92, 1649, 2002. Doi.org/10.1063/1.1491591
61. João, J. J.; Skoronski, E.; Machado, D. B.; Ribeiro, J. M.; Costa, F. S. Estudo da Correlação Entre a Temperatura de Fusão e Composição Química das Cinzas Gerada em Usina Termelétrica no Sul do Brasil. **Revista Virtual de Química**. v. 9; n. 2, Mar-Abr 2017
62. Jonsson, P. G.; Murphy, A. B.; Szekely, J. The influence of oxygen additions on argon-shielded Gás Metal Arc Welding processes. **Welding Jornal**. p. 48-58, v. 74, n. 2 Feb. 1995
63. Jordan, D. Study of alpha case formation on heat treated TI-6-4 alloy. **Heat treating progress**.p. 45-47, May/Jun 2008

64. Kafstad, P. High-temperature oxidation of titanium. **Journal of the less-common metals**. p. 449-463, Nov. 1966
65. Kapustka, N. **Arc welding capabilities at EWI**. 29 nov., 2012
66. Kapustka, N. **Reciprocating wire feed GMAW additive manufacturing**. 2008. Summary report SR0809
67. Kazanas, P.; Deherkar, P.; Almeida, P.; Helen, L.; Willaims, S. Fabrication of geometrical features using wire and arc additive manufacture. **Journal of Engineering Manufacture published**. v. 1, n. 10, 2012  
<http://pib.sagepub.com/content/early/2012/02/17/0954405412437126>
68. Kazmaier, J.; Stieglbauer, W.; Egerland, S. **CMT Advanced Technology – An Arc Process Revolution**. FRONIUS International GmbH, 4600 Wels-Thalheim, Austria. Sheet Metal Welding Conference XIV. Livonia, MI. 11-14 May 2010
69. KAZMAIER, J; ARTELSMAIR, J. **Parameter education CMT RCU5000i background parameter for algorithms starting at version 2.3.7**. p. 24, 2007
70. Kou, S. **Welding Metallurgy**. A John Wiley & Sons, Inc., Publication, 2 Ed., p. 466, 2003
71. Kovalenko, O.; Reis, R. P.; Scotti, A. **Metodologia de parametrização do processo de soldagem MIG/MAG CMT para confecção de camadas adequadas para manufatura aditiva**. XLII Consolda – Congresso nacional de soldagem, Belo Horizonte, MG, 2016
72. Krivov, G. A.; Riabov, V. R.; Ishenko, A. Y.; Melnikov, R. B.; Chaun, A. G. **Soldagem em construção de aeronaves**. MIIBC. ISBN 966-7192-12-1. p. 695, 1998
73. Kroll, W. Method for manufacturing titanium and alloys thereof. United States Patent Office. **Patent N 2205854**. June 1940
74. Kumar, A.; Sapp, M.; Vincelli, J.; Gupta, M. A study on laser cleaning and pulsed gás tungsten arc welding of Ti-3Al-2,5V alloy tubes. **Journal of Materials Processing Technology**. v. 210, pp. 64–71, 2010. Doi:10.1016/j.jmatprotec.2009.08.017
75. Kumar, N. P.; Arungalai Vendan, S.; Siva Shanmugam, N. Investigations on the parametric effects of Cold Metal Transfer process on the microstructural aspects in A6061. **Journal of Alloys and Compounds**. v. 658, p. 255-264, 2016. DOI: 10.1007/s00170-016-9562-8
76. Kumar, N. P.; Devarajan, P. K.; Vendan, S. A.; Shanmugam, N. Prediction of bead geometry in cold metal transfer welding using back propagation neural network. **Int J Adv Manuf Technol**, 2016. DOI: 10.1007/s00170-016-9562-8
77. Lancaster, J. F. **Metallurgy of welding**. Abington Publishing. 6 Ed., p. 444, 1999
78. Lancaster, J. F. The physics of welding. **Physics in Technology**.v. 15, n. 73, pp. 73-79, 1984
79. Lancaster, J. F. **The physics of welding**. 2 Ed. IIW/IIS, p. 337, 1986
80. Leichtfried, G.; Stickler, R.; Knabl, W. Refractory Metals and Alloys. **Handbook of Condensed Matter and Materials Data**. Springer-Verlag Berlin-Heidelberg-New York, pp. 303-329, 2004
81. Leyens, C.; Peters, M. **Titanium and titanium alloys**. WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, p. 532, 2003
82. Li, X.; Xie, J.; Zhou, Y. Effects of oxygen contamination in the argon shielding gás in laser welding of commercially pure titanium thin sheet. **Journal of materials science**. 40, p. 3437 – 3443, 2005
83. Lin, J. J.; Lv, Y. H.; Liu, Y. X.; Xu, B. S.; Sun, Z.; Li, Z. G.; Wu, Y. X. Microstructural evolution and mechanical properties of Ti-6Al-4V wall deposited by pulsed plasma arc additive manufacturing. **Materials and Design**. v. 102, p. 30–40, 2016. Doi.org/10.1016/j.matdes.2016.04.018.
84. Lira V. M. **Desenvolvimento de Processo de Prototipagem Rápida via Modelagem por deposição de formas livres sob temperatura ambiente de materiais alternativos**. Tese de doutorado. Escola politécnica da Universidade de São Paulo, 199 f, 2008

85. Liskevych, O. **Calor imposto liquido: um novo conceito para qualificação do aporte térmico em soldagem a arco**. Tese de doutorado. Universidade Federal de Uberlândia. p. 149, 2014
86. Lu, S.; Fujii, H.; Nogi, K. Arc ignitability, bead protection and weld shape variations for He-Ar-O<sub>2</sub> shielded GTA welding on SUS304 stainless steel. **Journal of materials processing technology**. 209, p. 1231–1239, 2009. Doi:10.1016/j.jmatprotec.2008.03.043
87. Ma, Y.; Cuiuri, D.; Hoye, N.; Li, H.; Pan, Z. The effect of location on the microstructure and mechanical properties of titanium aluminides produced by additive layer manufacturing using in-situ alloying and gas tungsten arc welding. **Materials Science & Engineering A** 631, p. 230-240, 2015. Doi.org/10.1016/j.msea.2015.02.051
88. Magalhães, V. A. N. **Simulação física por retificação da soldagem de dutos com processo GMAW**. Dissertação de mestrado. Universidade Federal de Uberlândia. p. 151, 2012
89. Mandal, N. R. **Aluminium welding**. Woodhead Publishing, UK, pp. 160, 2001
90. Mareddy, S.; Bermingham, M. J.; StJohn, D. H.; Dargusch, M. S. Grain refinement of wire arc additively manufactured titanium by the addition of silicone. **Journal of Alloys and Compounds**. 2016. DOI: 10.1016/j.jallcom.2016.11.049
91. Marques, C. **Análise de técnicas e efeitos físicos da alimentação dinâmica do arame no processo de soldagem MIG/MAG com vistas ao desenvolvimento de um sistema flexível nacional**. Tese de doutorado. Universidade Federal de Santa Catarina. p. 210, 2017
92. Marques, C. **Prospecções da natureza física da soldagem MIG automática de ligas de alumínio**. Dissertação de mestrado. Universidade Federal de Santa Catarina. p. 101, 2013
93. Martina, F. **Designing machines and devices around parts: a 10 metre monster**. Presentation. 11 Abr., 2018
94. Martina, F.; Colegrove, P. A.; Williams, S. W.; Meyer, J. Microstructure of interpass rolled wire+arc additive manufacturing Ti-6Al-4V componentes. **Metallurgical and Materials Transactions**. v. 46 A, p. 6103 - 6118, 2015. DOI: 10.1007/s11661-015-3172-1
95. Martina, F.; Mehnen, J.; Williams, S. W.; Colegrove, P.; Wang, F. Investigation of the benefits of plasma deposition for the additive layer manufacture of Ti-6Al-4V. **Journal of Materials Processing Technology**. v. 212, n. 6, p. 1377-1386, 2012
96. Martinello Savi, B. **Desenvolvimento tecnológico para soldagem MIG de ligas de alumínio 5083 H116**. Dissertação de mestrado. Universidade Federal de Santa Catarina. p. 103, 2014
97. Mathers, G. **The welding of aluminium and its alloys**. Woodhead Publishing Ltd and CRC Press LLC, England and USA, p. 248, 2002
98. Meco, S.; Pardal, G.; Eder, A.; Quintino, L. Software development for prediction of the weld bead in CMT and pulsed-MAG processes. **Int J Adv Manuf Technol**. v. 64, p.171–178, 2013. DOI 10.1007/s00170-012-3990-x
99. Mendes da Mota, C. A.; Saldanha do Nascimento, A.; Naves Garcia, D.; Silva da Silva, D. A.; Teixeira, F. R.; Ferraresi, V. A. Revestimento de níquel depositado pela soldagem MIG e MAG Arame Frio. **Soldagem e Inspeção**. 21 (4), p. 483-496, 2016
100. Mezrag, B.; Deschaux-Beaume, F.; Benachour, M. Control of mass and heat transfer for steel/aluminium joining using Cold Metal Transfer process. **Science and Technology of Welding and Joining**. v. 20, n. 3. p. 189-199, 2015. DOI 10.1179/1362171814Y.0000000271
101. Mitchell, D. R.; Feige, N. G. Welding of alfa-beta titanium alloys in one inch plate. **Welding Journal**. p. 193-202, May 1967
102. Modenesi, P. I.; Nixon, J. H. Arc instability phenomena in GMA Welding. **Welding Journal**. v.73, n.9, p.219-224, Sept. 1994
103. Nadzam, J. **Gas Metal Arc welding guidelines**. p. 96, 2004
104. Nakamura, K.; Iida, T.; Nakamura, T.; Arai, T. Titanium Sponge Production Method by Kroll Process at OTC. **Materials Transactions**. v. 58, n. 3, p. 319-321, 2017.

- Doi:10.2320/matertrans.MK201634
105. Nascimento Magalhães, V. A.; Silva Labiapari, W.; Ponomarev, V.; Scotti, A. O papel do pó de ferro no mecanismo de deposição de eletrodos revestidos. **Soldagem e Inspeção**. 20 (1), p. 28-38, 2015
  106. Nippon Steel & Sumikin Welding Co., Ltd. **Welding Handbook**. p. 327, 2016
  107. Nishikawa, W.; Ueyama, T.; Ohnawa, T.; Kondo, A.; Nagata, M.; Itoh, R.; Yokota, B.; Ushio, M.; Nakata, K. Pulsed MIG welding for titanium. **Welding International**. v. 14, n. 11, p. 858-864, 2000. DOI: 10.1080/09507110009549283
  108. Norrish, J. **Advanced Welding Processes**. IOP Publishing Ltd, p. 499, 1992
  109. Ogden, H. R.; Holden, F. C. **Metallography of titanium alloys**. TML Report No. 103. Columbus, Ohio. May, 1958
  110. Ola, O. T.; Doern, F. E. A study of cold metal transfer clads in nickel-base inconel 718 superalloy. **Materials and Design**. v. 57, p. 51-59, 2014. Doi.org/10.1016/j.matdes.2013.12.060
  111. Ortega, G. A.; Corona Galvan, L.; Deschaux-Beaume, F.; Mezrag, B; Rouquette, S. Effect of process parameters on the quality of aluminium alloy Al5Si deposits in wire and arc additive manufacturing using a cold metal transfer process. **Science and Technology of Welding and Joining**. v. 23; n. 4, 316-332, 2018. DOI: 10.1080/13621718.2017.1388995
  112. Otani, T. **Titanium Welding Technology**. 2007. Nippon steel technical report N. 95
  113. Pang, J.; Hu, S.; Shen, J.; Wang, P.; Liang, Y. Arc characteristics and metal transfer behavior of CMT + P welding process. **Journal of Materials Processing Technology**. v. 238, p. 212-217, 2016. Doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2016.07.033
  114. Pardal, G.; Ganguly, S.; Williams, S.; Vaja, J. Dissimilar metal joining of stainless steel and titanium using copper as transition metal. **Int J Adv Manuf Technol**. v. 86, 2016. DOI 10.1007/s00170-015-8110-2.
  115. Parimi, L. L.; Ravi, G. A.; Clark, D.; M. Attallah, M. Microstructural and texture development in direct laser fabricated IN718. **Materials Characterization**. v. 89, p. 102-111, 2014. Doi.org/10.1016/j.matchar.2013.12.012
  116. Patnaik, P. **Handbook of Inorganic Chemicals**. The McGraw-Hill Companies Inc, United States of America, p. 1125, 2002. ISBN 0-07-049439-8
  117. Paton, B, E. **Tecnologia de soldagem elétrica de metais e ligas por fusão**. Ed. Engenharia Mecânica. Moscou, p. 768, 1974
  118. Paton, B. E.; Rimskiy, C. T.; Galinich, B. I. Aplicação de gases de proteção em engenharia de soldagem (revizão). **Soldagem automática**. 6-7, p. 17-24, 2014
  119. Pickin, C. G.; Williams, S. W.; Lunt, M. Characterisation of the cold metal transfer (CMT) process and its application for low dilution cladding. **Journal of Materials Processing Technology**. v. 211, p. 496-502, 2011
  120. Pickin, C. G.; Young, K. Evaluation of cold metal transfer (CMT) process for welding aluminium alloy. **Science and Technology of Welding and Joining**, Vol. 11, n. 5, 2006. DOI 10.1179/174329306X120886
  121. Polak, V.; Dostal, P. **Analysis of modern methods in welding technology of technical materials**. Mendelnet. p. 847-851, 2013
  122. Poulsen, K. J.; Scheele, W.; Jorgensen, H. Method and Apparatus for TIG Welding, **Patent US5365035**, Svejsmaskinefabrikken Migatronik A/S, 15 Nov 1994
  123. Reis, R. P.; Gonçalves da Costa, A. L.; Mendonça Silveira, F.; Rosa da Mota, P; Souza, R. J.; Scotti, A. Influência do Material de Base sobre o Rendimento de Fusão em Soldagem a Arco. **Soldag. Insp**. São Paulo, v.16, n. 4, p. 369-376, Out/Dez 2011
  124. Reis, R. P.; Scotti, A. **Fundamentos e pratica da soldagem a plasma**. Artliber. p. 147, 2007
  125. Ribeiro Machado, M. V.; Bailoni Fernandes, D.; Mendes Finzi Neto, R.; Oliveira Vilarinho, L. **Topologia de Condicionamento de Sinais para Monitoramento de Processos de Soldagem a Arco**. XXXVII Congresso Nacional de Soldagem Consolda, Out., 2011

126. Ribeiro, R. A.; Santos, E. B. F.; Assunção, P. D. C.; Maciel, R. R.; Braga, E. M. Predicting weld bead geometry in the novel CW-GMAW process. **Welding Journal**. p. 301-311, Sep., 2015
127. Ries, D. E. **Gás metal arc welding of titanium**. 1983. p. 222. S.M. Thesis. Massachusetts Institute of Technology, Massachusetts
128. Roată, I. C.; Stanciu, E. M.; Pascu, A. **Microstructure evaluation of stainless steel welds**. *Recent*. v 16, n. 2(45), Jul 2015
129. Rocha, V. S.; Scotti, A. A. Control development and implementation for oxide selective removal during aluminium TIG-welding. **Australasian Welding Journal**. v. 47, n. 4, 2002
130. Rowe, D.; Starck, H. C. Refractory Metals. **Heat Treating Progress**. p 56-60. Nov/Dec. 2003.
131. Salter, G. R.; Scott, M. H. The pulsed inert gás metal-arc welding 1 in. thick titanium 721 alloy. **Welding Journal**. v. 46(4), p. 154-167, 1967
132. Sarrafi, R.; Kovacevic, R. Cathodic Cleaning of Oxides from Aluminum Surface by Variable-Polarity Arc. **Welding Journal**. v. 89, 2010.
133. Sarrafi, R.; Lin, D.; Kovacevic, R. Real-time observation of cathodic cleaning during variable-polarity gás tungsten arc welding of aluminium alloy. **Engineering Manufacture**. v. 223, Part B, 2009. DOI: 10.1243/09544054JEM1355.
134. Schorghuber, M. Cold-Metal-Transfer welding process and welding installation. **United States Patent US2009/0026188 A1**. Jan., 2009
135. Sciacca, L.F. **Aprimoramento do sistema de captação do parâmetro de velocidade de alimentação do arame no processo de soldagem MIG/MAG-CMT**. Monografia de conclusão de curso, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Federal De Uberlândia, 2016
136. Sciaky inc. **An in-depth look at direct manufacturing using Electron Beam welding technology**.
137. Scotti, A. **Soldagem MIG/MAG**. Material de aulas. p. 43, 2011
138. Scotti, A.; Dutra, J. C.; Sanches, H. A. **O efeito dos parâmetros de ajuste na estabilidade e geometria de cordão na soldagem TIG com onda retangular**. XXIV encontro nacional de tecnologia da soldagem, XI Congresso latino-americano e V Íbero-americano de soldagem, Fortaleza-CE, 20-23 de Set. 1998
139. Scotti, A.; Ponomarev, V. **Soldagem MIG/MAG. Melhor entendimento. Melhor Desempenho**. Artliber Ed, p. 284, 2008
140. Scotti, A.; Reis, R. A. Parameter Optimization of AC Rectangular Wave Outputs for Aluminum Cold Wire GTAW. **J. Braz. Soc. Mech. Sci**. v. 21, n. 4, Rio de Janeiro, 1999
141. Sefer, B. **Oxidation and alpha-case phenomena in titanium alloys used in aerospace industry: Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo and Ti-6Al-4V**. Licentiate thesis. Lulea University of Technology. 2014
142. Sefer, B.; Gaddam, R.; Pederson, R.; Mateo, A.; Antti, M-L. (Paper III). **Characterization of the oxide scale and alpha-case layer in Ti-6Al-4V and Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo in the temperature range 500-700 °C**. se encontra em trabalho Sefer, B. **Oxidation and alpha-case phenomena in titanium alloys used in aerospace industry: Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo and Ti-6Al-4V**. Licentiate thesis. Lulea University of Technology. 2014
143. Selvi, S.; Vishvaksenan, A.; Rajasekar, E. Cold Metal Transfer (CMT) technology – An overview. **Defence Technology**. v. 14, p. 28-44, 2018. Doi.org/10.1016/j.dt.2017.08.002
144. Sequeira Almeida, P. M. and Williams, S. **Stable Gás Metal Arc Welding (GMAW) of titanium: the effect of Cold Metal Transfer (CMT) dip transfer mode mechanism on grain refinement**. Cranfield University, School of Applied Sciences (SAS), Welding Engineering Research Centre (WERC), Cranfield. 2010b. Unpublished report.
145. Sequeira Almeida, P. M. **Process control and development in wire and arc Additive Manufacturing**. PhD Thesis. Cranfield University. Cranfield. p. 467, 2012
146. Sequeira Almeida, P. M.; Williams, S. **Innovative process model of Ti-6Al-4V additive layer manufacturing using cold metal transfer (CMT)**. Proceedings of the

- 21st Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium. The University of Texas at Austin, Austin, Texas, USA, p. 25-36, August 9-11, 2010a
147. Shackleton, D. N.; Lucas, W. Shielding gás mixtures for high quality mechanized GMA welding of Q&T steel. **Welding Jornal**. p. 537-547, Dec. 1974
  148. Shinichi, T.; Toshifumi, Y.; Atsushi, F.; Hiroyuki, K.; Kentaro, Y.; Toshio, B.; Titinan, M.; Tanaka, M. Optical observation of cathode spot in AC Tungsten Inert Gás (TIG) Welding on aluminum plate using Helium. **Transactions of JWRI**. v. 44, n. 2, 2015
  149. Shinn, B. W.; Farson, D. F.; Denney, P. E. Laser stabilisation of arc cathode spots in titanium welding. **Science and Technology of Welding and Joining**. v. 10(4), p. 475-481, 2005. DOI: 10.1179/174329305X46673
  150. Shipkov, M. D. **Soldagem de ligas a base de aluminio e metais resistentes ao calor e de alta reatividade**. Sv.templan. p. 79, 1983
  151. Skrzyniecki, K., Kolodziejczak, P., Cegielski, P., Kolasa, A. **Experimental studies on stability of power source – arc system of MAG welding processes**. Annals of the Oradea University. p. 359-362, May 2013
  152. Souza Costa, M. C.; Murta Diniz Starling, C; Modenesi, P. J. **Low oxidation potential shielding gás instability in GMA welding with constant current operation**. 19th International Congress of Mechanical Engineering, Brasília, DF, November 5-9, 2007
  153. Stark, L. E. Weldability of Ti-7Al-2Cb-1Ta plate. *Welding Jornal*. p. 70-81, Feb. 1966
  154. Stark, L. E.; Bartlo, L. J.; Porter, H. G. Welding of one-inch thick Ti-6Al-4V plate. **Welding Journal**. v. 41(9), p. 805-814, 1962
  155. Su, W. T.; **Manufatura aditiva da liga Ti-6Al-4V aplicada em uma biela automotiva**. Dissertação de mestrado. Universidade Estadual de Campinas. p. 99, 2013
  156. Sun, Z.; Lv, Y.; Xu, B.; Liu, Y.; Lin, J.; Wang, K. Investigation of droplet transfer behaviours in cold metal transfer (CMT) process on welding Ti-6Al-4V alloy. **Int J Adv Manuf Technol**. 2015. DOI 10.1007/s00170-015-7197-9.
  157. Sung, S.-Y., Han, B.-S., Kim, Y.-J., 2005, Formation of Alpha Case Mechanism on Titanium Investment Cast Parts. **Materials Science & Engineering**. p. 173-177.
  158. Thulukkanam, K. **Heat Exchanger Design Handbook**. Taylor & Francis Group, LLC, 2 Ed., p. 1245, 2013
  159. Toyoda, K.; Noda, T.; Shimizu, T.; Okabe, M. **Development of a titanium welding wire for GMAW**. Proceedings of the 10th World Conference on Titanium Held at the CCH-Congress Center Hamburg, Germany 13-18. v.1. 2003
  160. Tretiakov, F. E. M. **Soldagem por fusão de titânio e suas ligas**. Engenharia mecânica. p. 142, 1968
  161. Välimäki, E. **Modelling, simulation and validation of CMT process: an application for additive manufacturing**. Master thesis. Tampere University of Technology. p. 73, 2016
  162. Vieira Júnior, B. A.; Scotti, A. **Influência das Condições Superficiais na Estabilidade do Arco em Soldagem TIG de Alumínio**. XXV Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, Belo Horizonte, MG, 1999
  163. Vilas-Boas Rosado, T. M. **Inovação de processo MIG/MAG – Análise de produtividade e emissão de fumos**. Instituto superior técnico da universidade técnica de Lisboa. Dissertação de mestrado, p. 81. 2008
  164. Virtanen, S. **Corrosion and passivity of metals and coatings. Tribocorrosion of Passive Metals and Coatings**. Book Chapter. p. 3–28, 2011
  165. Wang, F.; Williams, S.; Colegrove, P.; Antonysamy, A. microstructure and mechanical properties of wire and arc additive manufactured Ti-6Al-4V. **Metallurgical and Materials Transactions**. v. 44A, p. 968-977, Feb., 2013. DOI: 10.1007/s11661-012-1444-6.
  166. Wang, F.; Williams, S.; Rush, M. Morphology investigation on direct current pulsed gas tungsten arc welded additive layer manufactured Ti6Al4V alloy. **Int J Adv Manuf Technol**. v. 57, p. 597–603, 2011. DOI 10.1007/s00170-011-3299-1.
  167. Wang, P.; Hu, S.; Shen, J.; Liang, Y. Characterization the contribution and limitation of the characteristic processing parameters in Cold Metal Transfer deposition of an Al alloy.

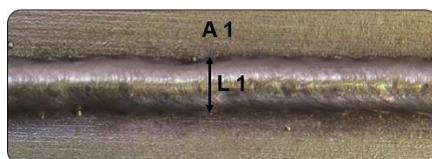
- Journal of Materials Processing Technology.** v. 245, p. 122–133, 2017. Doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.02.019
168. Williams, S. W.; Martina, F.; Addison, A. C.; Ding, J.; Pardal, G; Colegrove, P. Wire + Arc Additive Manufacturing. **Materials Science and Technology.** 2016
  169. Wolfe, R. J.; Hagler, H.; Crisci, J. R.; Frank, A. L. Out-of-chamber welding of Ti-7Al-2Cb-1Ta alloy titanium plate. **Welding Journal.** v. 44(10), p. 443-456, 1965
  170. Wu, G. Q.; Cheng, X.; Sha, W.; Cheng, X. J.; Zhao, J. Q.; Nan, H. Effect of the interaction layer on the mechanical properties of Ti–6Al–4V alloy castings. **Materials Chemistry and Physics.** 175, p. 125-130, 2016. DOI:10.1016/j.matchemphys.2016.03.001
  171. Xu, X.; Ding, J.; Ganguly, S.; Diao, C.; Williams, S. Oxide accumulation effect on wire+arc layer-by-layer additive manufacture process. **Journal of Materials Processing Tech.** v. 252, p. 739-750, 2018. Doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.10.030
  172. Yang, D.; He, C.; Zhang, G. Forming characteristics of thin-wall steel parts by double electrode GMAW based additive manufacturing. **Journal of Materials Processing Technology.** n. 227. p. 153–160, 2016. Doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2015.08.021
  173. Yang, Y.; Jin, X.; Changmeng, L.; Xiao, M.; Lu, J.; Fan, H.; Ma, S. Residual stress, mechanical properties, and grain morphology of Ti-6Al-4V alloy produced by ultrasonic impact treatment assisted wire and arc additive manufacturing. **Metals.** v. 8, 2018. Doi:10.3390/met8110934
  174. Yarmuch, M. A. R.; Patchett, B. M. Variable AC Polarity GTAW Fusion Behavior in 5083 Aluminum. **Welding Journal.** v. 86, pp 196-200, Jul. 2007
  175. Zhang, Y. M.; LI, P. J. Modified active control of metal transfer and pulsed GMAW of titanium. **Welding Journal.** v. 80 (2), p. 54s-61s, 2001
  176. Zheng, S.; Min, K.; Dayou, P. **Twin wire Gas tungsten Arc Cladding.** SIMTech Technical Report, PT/99/004/JT, 1999

## Apêndice B

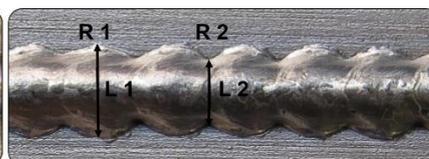
Tabela B 1 – Dimensões geométricas dos cordões (em mm)

Nº	M L <sub>1</sub>	D <sub>p</sub> L <sub>1</sub>	M L <sub>2</sub>	D <sub>p</sub> L <sub>2</sub>	$(L_1+L_2)/2$	ond L	M R <sub>1</sub>	D <sub>p</sub> R <sub>1</sub>	M R <sub>2</sub>	D <sub>p</sub> R <sub>2</sub>	$(R_1+R_2)/2$	ond R	L <sub>1</sub> /R <sub>1</sub>	L <sub>m</sub> /R <sub>m</sub>
1	5,58	0,08			5,58		2,52	0,02			2,52		2,21	2,21
2	5,98	0,15			5,98		2,39	0,03			2,39		2,50	2,50
3	4,76	0,10			4,76		2,60	0,08			2,60		1,83	1,83
4	4,94	0,16	4,75	0,09	4,84	0,10	2,41	0,05	2,33	0,05	2,37	0,08	2,05	2,05
5	4,31	0,06			4,31		2,54	0,04			2,54		1,70	1,70
6	5,73	0,12	5,30	0,20	5,51	0,21	2,42	0,03	2,34	0,03	2,38	0,09	2,36	2,32
7	4,88	0,04	3,76	0,13	4,32	0,56	2,61	0,06	2,51	0,08	2,56	0,10	1,87	1,69
8	5,30	0,19	4,12	0,09	4,71	0,59	2,46	0,05	2,3	0,04	2,38	0,16	2,16	1,98
9	7,23	0,12			7,23		2,48	0,02			2,48		2,91	2,91
10	7,34	0,13			7,34		2,42	0,04			2,42		3,03	3,03
11	6,29	0,12	5,71	0,14	6,00	0,29	2,57	0,13	2,39	0,03	2,48	0,17	2,45	2,42
12	6,39	0,19	5,92	0,21	6,15	0,23	2,57	0,06	2,36	0,05	2,47	0,20	2,49	2,50
13	4,39	0,26			4,39		2,72	0,06			2,72		1,62	1,62
14	7,30	0,14	6,74	0,16	7,02	0,28	2,44	0,06	2,26	0,03	2,35	0,18	3,00	2,99
15	6,52	0,08	4,72	0,25	5,62	0,90	2,49	0,11	2,34	0,06	2,41	0,15	2,62	2,33
16	6,70	0,16	5,25	0,22	5,98	0,73	2,27	0,02	2,2	0,02	2,23	0,07	2,95	2,67
17	5,73	0,13			5,73		2,69	0,08			2,69		2,13	2,13
18	5,30	0,19			5,30		2,72	0,07			2,72		1,95	1,95
19	4,55	0,13			4,55		2,76	0,06			2,76		1,65	1,65
20	6,64	0,08			6,64		2,63	0,04			2,63		2,53	2,53
21	9,26	0,18			9,26		2,58	0,03			2,58		3,60	3,59
22	8,73	0,18			8,73		2,66	0,01			2,66		3,28	3,28
23	8,87	0,13			8,87		2,70	0,08			2,70		3,28	3,28
24	8,82	0,11			8,82		2,75	0,03			2,75		3,20	3,20

Obs: L<sub>1</sub> – largura máxima; L<sub>2</sub> – largura mínima; R<sub>1</sub> – reforço máximo; R<sub>2</sub> – reforço mínimo; D<sub>p</sub> – desvio padrão; ond L – degrau de ondulação da largura; ond R – degrau de ondulação de altura; L<sub>1</sub>/R<sub>1</sub> – razão Largura máxima/Reforço máxima; L<sub>m</sub>/R<sub>m</sub> – razão largura média/Reforço médio



Cordão "reto"



Cordão "ondulado"



Figura B 1 – Aspecto superficial de cordões de CMT-P, 10 pulsos na fase Puls, efeito de cca

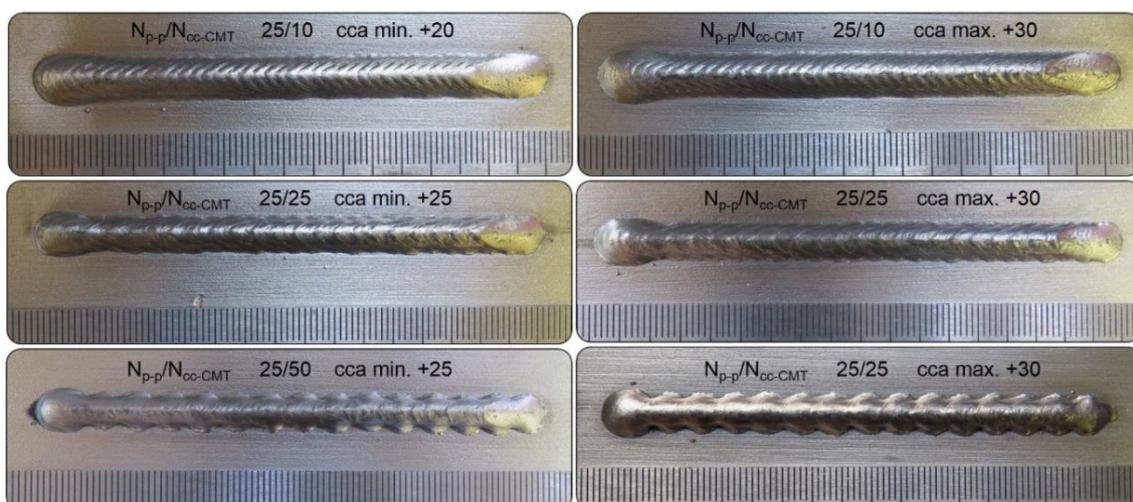


Figura B 2 – Aspecto superficial de cordões de CMT-P, 25 pulsos na fase Puls, efeito de cca

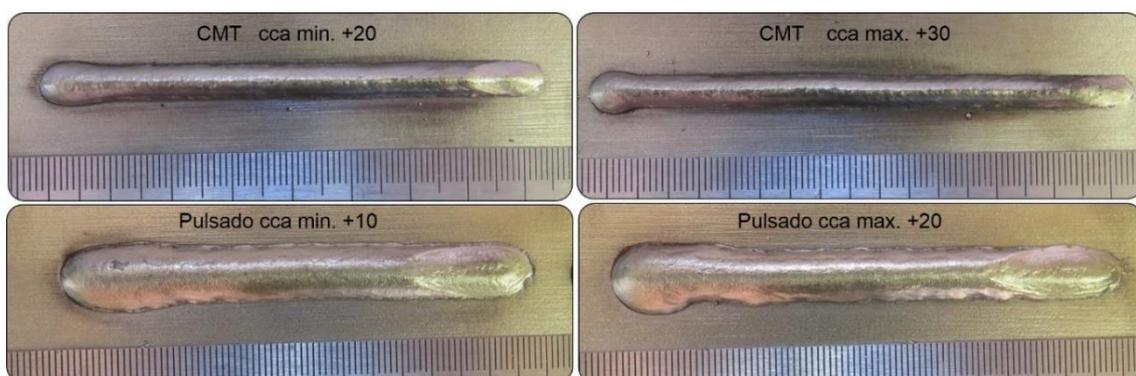


Figura B 3 – Aspecto superficial de cordões de CMT e Pulsado, efeito de cca

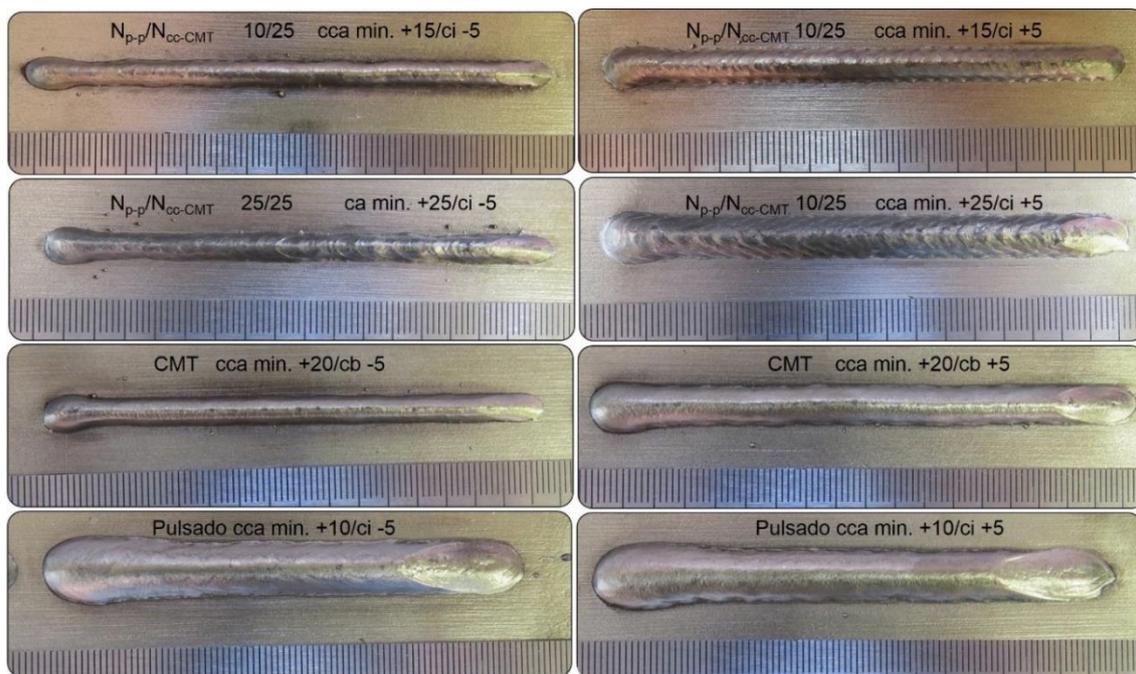


Figura B 4 – Aspecto superficial de cordões de CMT-P, CMT e Pulsado, efeito da cb/ci

## Apêndice A

Tabela A 1 – Valores médios dos parâmetros monitorados da deposição sobre chapa de aço inoxidável

G	V	Valores médios por camada						Valores médios das duas camadas					
		Im (A)	Irms (A)	Um (V)	Urms (V)	Va (m/min)	Pinst (kW)	Im (A)	Irms (A)	Um (V)	Urms (V)	Va (m/min)	Pinst (kW)
a	Fr	131,6	165,7	13,8	18,8	4,4	2,94	130,0	165,2	13,9	19,0	4,5	2,96
	Ld	130,4	164,7	13,9	19,1	4,6	2,97						
b	Fr	132,1	166,1	14,1	18,9	4,5	2,96	132,2	166,3	14,0	18,7	4,5	2,95
	Ld	132,3	166,4	13,8	18,4	4,5	2,94						
c	Fr	132,4	166,3	15,5	21,2	4,7	3,30	131,1	165,2	14,9	20,3	4,6	3,16
	Ld	129,7	164,1	14,2	19,4	4,4	3,02						
d	Fr	137,3	170,7	13,9	17,9	4,3	2,92	136,9	170,3	14,0	18,1	4,4	2,95
	Ld	136,4	169,8	14,2	18,3	4,4	2,98						

Obs.: G – gás de proteção; V – vista de filmagem; a – Ar +0,2 ppm O<sub>2</sub> (Ar 6.0); b – Ar+3 ppm O<sub>2</sub> (Ar 4.8); c – Ar+200 ppm O<sub>2</sub>; d – Ar+20000 ppm O<sub>2</sub>

Tabela A 2 – Valores médios dos parâmetros monitorados da deposição sobre parede de aço inoxidável

Gás		Valores médios por camada						Valores médios por parede					
		Im (A)	Irms (A)	Um (V)	Urms (V)	Va (m/min)	Pinst (kW)	Im (A)	Irms (A)	Um (V)	Urms (V)	Va (m/min)	Pinst (kW)
Ar 6.0	1	131,3	165,2	14,5	19,3	4,7	2,99	129,8	162,9	14,2	19,4	4,6	3,00
	2	128,1	162,7	13,6	18,7	4,4	2,89						
	3	130,0	162,7	14,3	19,6	4,5	3,01						
	4	129,5	162,3	14,7	20,1	4,7	3,07						
	5	129,3	162,1	14,4	19,7	4,6	3,01						
	6	131,5	163,9	14,4	19,6	4,7	3,05						
	7	128,7	161,1	13,8	18,8	4,6	3,01						
Ar 4.8	1	131,9	165,0	14,7	19,4	4,4	3,01	132,9	166,5	13,9	18,6	4,4	2,97
	2	132,2	166,3	13,8	18,4	4,5	2,93						
	3	134,2	167,9	13,5	18,1	4,3	2,92						
	4	134,0	167,8	13,6	18,2	4,2	2,92						
	5	133,0	167,0	13,9	18,6	4,5	2,97						
	6	132,0	166,2	14,3	19,2	4,7	3,04						
	7	132,8	165,1	13,7	18,3	4,5	3,01						
Ar + 200 ppm O <sub>2</sub>	1	126,7	161,5	14,8	20,4	4,3	3,10	129,5	163,5	14,5	19,8	4,5	3,06
	2	130,3	164,7	15,1	20,6	4,6	3,21						
	3	129,4	163,8	13,9	19,0	4,2	2,96						
	4	129,8	164,3	14,1	19,3	4,4	3,00						
	5	130,8	163,4	14,2	19,4	4,4	3,01						
	6	127,9	160,8	14,7	20,4	4,6	3,08						
	7	131,9	166,0	14,8	19,8	4,7	3,10						
Ar + 20000 ppm O <sub>2</sub>	1	136,9	170,3	13,4	17,5	4,1	2,89	135,6	169,2	14,1	18,3	4,4	2,99
	2	135,5	169,0	14,9	18,9	4,4	3,09						
	3	134,2	168,0	13,6	17,9	4,3	2,90						
	4	135,0	168,6	14,3	18,5	4,4	3,00						
	5	135,5	169,1	14,2	18,4	4,5	2,99						
	6	135,5	169,2	14,2	18,5	4,4	2,99						
	7	136,5	169,9	14,4	18,2	4,6	3,05						

Tabela A 3 – Parâmetros de curva de tensão de aço inoxidável

	Ar+0,2ppmO <sub>2</sub>		Ar+3ppmO <sub>2</sub>		Ar+200ppmO <sub>2</sub>		Ar+2000ppmO <sub>2</sub>	
	Med,	d,pad	Med,	d,pad	Med,	d,pad	Med,	d,pad
F1, Hz	68,60		62,90		66,90		64,30	
F2, Hz	69,20		63,00		67,00		64,10	
F3, Hz	68,60		63,00		64,90		63,30	
F4, Hz	68,80		63,80		65,80		62,10	
T1, ms	14,57		15,90		14,94		15,55	
T2, ms	14,46		15,87		14,93		15,58	
T3, ms	14,57		15,87		15,40		15,80	
T4, ms	14,53		15,66		15,16		16,10	
tab1, ms	8,02	1,25	8,16	0,66	7,81	0,85	7,99	0,65
tab2, ms	8,18	1,47	8,22	0,60	7,84	1,05	8,08	0,68
tab3, ms	8,14	1,33	8,21	0,61	8,09	0,99	8,16	0,68
tab4, ms	8,08	1,38	8,17	0,67	7,98	1,02	8,27	0,66
tcc1, ms	6,55	1,15	7,74	0,72	7,12	0,81	7,56	0,75
tcc2, ms	6,28	1,27	7,66	0,63	7,09	1,09	7,49	0,86
tcc3, ms	6,43	1,08	7,66	0,68	7,31	1,05	7,63	0,83
tcc4, ms	6,45	1,09	7,48	0,73	7,18	0,81	7,83	0,78
IVcc 1	0,33		0,17		0,22		0,18	
IVcc 2	0,38		0,16		0,29		0,20	
IVcc 3	0,33		0,16		0,27		0,19	
IVcc 4	0,34		0,18		0,24		0,18	
NºT1 (un)	892,00		503,00		937,00		900,00	
NºT2 (un)	899,00		756,00		938,00		898,00	
NºT3 (un)	926,00		819,00		909,00		855,00	
NºT4 (un)	860,00		798,00		921,00		838,00	

Obs.: F – Frequencia de períodos de curtos-curcuitos (Hz); tab – tempo de arco aberto (ms); tcc- tempo de curto-circuito (ms); IVcc – índice Vilarinho de regularidade da transferência em curto-circuito; Nº - quantidade de períodos avaliados; 1,2,3,4 – apresentam numero de deposição avaliada, que consiste de quantidade Nº de períodos

Tabela A 4 – Valores médios dos parâmetros monitorados da deposição sobre chapa de liga de titânio

G	V	Valores médios por camada						Valores médios das duas camadas					
		Im (A)	Irms (A)	Um (V)	Urms (V)	Va (m/min)	Pinst (kW)	Im (A)	Irms (A)	Um (V)	Urms (V)	Va (m/min)	Pinst (kW)
a	Fr	112,9	124,7	12,8	15,3	6,7	1,54	113,7	125,3	12,9	15,4	6,6	1,56
	Ld	114,4	125,9	12,9	15,5	6,4	1,58						
b	Fr	110,4	122,7	12,8	15,3	6,5	1,52	110,2	122,6	12,8	15,4	6,5	1,52
	Ld	110,0	122,4	12,8	15,4	6,4	1,52						
c	Fr	110,9	123,2	13,1	15,6	6,7	1,56	111,7	123,8	13,1	15,7	6,7	1,57
	Ld	112,5	124,4	13,1	15,7	6,6	1,58						
d	Fr	112,8	124,7	12,9	15,4	6,4	1,56	113,7	125,3	12,8	15,4	6,4	1,56
	Ld	114,5	125,9	12,7	15,3	6,3	1,56						

Obs.: G – gás de proteção; V – vista de filmagem; a – Ar +0,2 ppm O<sub>2</sub> (Ar 6.0); b – Ar+3 ppm O<sub>2</sub> (Ar 4.8); c – Ar+200 ppm O<sub>2</sub>; d – Ar+20000 ppm O<sub>2</sub>

Tabela A 5 – Valores médios dos parâmetros monitorados da deposição sobre parede de liga de titânio

Gás		Valores médios por camada						Valores médios por parede					
		Im (A)	Irms (A)	Um (V)	Urms (V)	Va (m/min)	Pinst (kW)	Im (A)	Irms (A)	Um (V)	Urms (V)	Va (m/min)	Pinst (kW)
Ar 6.0	1	110,6	123,1	12,8	15,2	6,4	1,52	110,7	122,8	13,2	15,6	6,8	1,58
	2	111,8	122,7	13,3	15,4	6,8	1,56						
	3	112,4	124,3	13,6	16,0	7,0	1,64						
	4	106,5	119,6	13,3	15,9	6,9	1,60						
	5	112,3	124,3	13,1	15,7	6,7	1,58						
Ar 4.8	1	115,9	123,2	13,5	16,8	7,1	1,68	111,3	122,7	13,2	15,8	6,7	1,59
	2	112,9	124,7	13,2	15,6	6,9	1,61						
	3	109,9	122,5	13,9	16,3	7,0	1,65						
	4	109,1	121,6	12,6	15,1	6,1	1,48						
	5	108,9	121,4	12,7	15,3	6,2	1,49						
Ar + 200 ppm O <sub>2</sub>	1	109,8	123,6	12,3	14,9	6,8	1,47	108,6	120,8	12,3	14,8	6,5	1,46
	2	106,5	120,8	12,4	14,9	6,5	1,45						
	3	108,7	122,7	13,2	15,6	6,7	1,56						
	4	103,0	117,6	11,3	14,0	6,1	1,39						
	5	115,2	119,6	12,4	14,9	6,5	1,44						
Ar + 20000 ppm O <sub>2</sub>	1	114,7	127,7	12,3	14,9	6,9	1,54	113,3	126,5	12,5	15,1	6,8	1,54
	2	109,6	123,4	12,3	14,9	6,4	1,48						
	3	111,2	124,8	12,6	15,2	6,7	1,53						
	4	115,2	128,2	12,7	15,3	7,2	1,59						
	5	115,8	128,6	12,6	15,1	6,8	1,58						

Tabela A 6 – Parâmetros de curva de tensão de liga de titânio

	Ar+0,2ppmO <sub>2</sub>		Ar+3ppmO <sub>2</sub>		Ar+200ppmO <sub>2</sub>		Ar+2000ppmO <sub>2</sub>	
	Med	dpad	Med	dpad	Med	dpad	Med	dpad
F1, Hz	76,9		74,5		74,6		80,6	
F2, Hz	78,4		72,2		73,6		81,5	
F3, Hz	76,6		72,8		76,0		75,2	
F4, Hz	76,8		74,8		71,0		75,8	
T1, ms	12,99		13,43		13,41		12,40	
T2, ms	12,75		13,85		12,90		12,90	
T3, ms	13,05		13,68		13,16		13,28	
T4, ms	13,01		13,36		14,08		13,18	
tab1, ms	7,28	0,59	7,50	0,97	7,55	0,54	7,00	0,90
tab2, ms	7,12	0,47	7,67	2,01	7,57	1,04	6,86	0,80
tab3, ms	7,36	0,60	7,93	0,89	7,41	0,58	7,42	1,00
tab4, ms	7,34	0,67	7,57	0,81	7,84	0,65	7,37	0,84
tcc1, ms	5,71	0,56	5,93	1,14	5,86	0,51	5,40	1,00
tcc2, ms	5,62	0,50	6,17	1,79	5,99	1,25	5,40	0,90
tcc3, ms	5,70	0,63	5,77	0,76	5,76	0,69	5,86	0,97
tcc4, ms	5,67	0,70	5,79	0,82	6,24	0,72	5,82	0,77
IVcc 1	0,18		0,32		0,16		0,31	
IVcc 2	0,16		0,26		0,35		0,28	
IVcc 3	0,19		0,24		0,20		0,30	
IVcc 4	0,21		0,25		0,20		0,25	
№T1 (un)	577,00		633,00		522,00		564,00	
№T2 (un)	533,00		498,00		589,00		530,00	
№T3 (un)	613,00		619,00		266,00		790,00	
№T4 (un)	614,00		673,00		213,00		758,00	

Obs.: F – Frequencia de períodos de curtos-circuitos (Hz); tab – tempo de arco aberto (ms); tcc- tempo de curto-circuito (ms); IVcc – índice Vilarinho de regularidade da transferência em curto-circuito; № - quantidade de períodos avaliados; 1,2,3,4 – apresentam numero de deposição avaliada, que consiste de quantidade № de períodos

Tabela A 7 – Relação entre períodos de instabilidade e estabilidade de arco na deposição **sobre chapa** de liga de titânio

Nº	Gás	T <sub>total</sub> (un)	T <sub>inst</sub> (un)	T <sub>est</sub> (un)	T <sub>inst</sub> (%)	T <sub>est</sub> (%)
1	Ar + 0,2 ppm O <sub>2</sub>	303	222	81	73,3	26,7
2		270	178	92	65,9	34,1
3		228	185	43	81,1	18,9
4		333	291	42	87,4	12,6
1	Ar + 3 ppm O <sub>2</sub>	410	349	61	85,1	14,9
2		341	281	60	82,4	17,6
3		139	108	31	77,7	22,3
4		227	154	73	67,8	32,2
1	Ar + 200 ppm O <sub>2</sub>	287	230	57	80,1	19,9
2		279	205	74	73,5	26,5
3		611	529	82	86,6	13,4
4		407	354	53	87,0	13,0
1	Ar + 20000 ppm O <sub>2</sub>	325	249	76	76,6	23,4
2		583	499	84	85,6	14,4
3		147	130	17	88,4	11,6
4		550	496	54	90,2	9,8

Tabela A 8 – Relação entre instabilidade e estabilidade de arco na deposição **sobre parede** de liga de titânio

Nº	Gás	T <sub>total</sub> (un)	T <sub>inst</sub> (un)	T <sub>est</sub> (un)	T <sub>inst</sub> (%)	T <sub>est</sub> (%)
1	Ar + 0,2 ppm O <sub>2</sub>	124	101	23	81,5	18,5
2		131	116	15	88,5	11,5
3		117	105	12	89,7	10,3
4		423	382	41	90,3	9,7
1	Ar + 3 ppm O <sub>2</sub>	207	192	15	92,8	7,2
2		547	488	59	89,2	10,8
3		136	129	7	94,9	5,1
4		131	116	15	88,5	11,5
1	Ar + 200 ppm O <sub>2</sub>	134	122	12	91	9
2		506	460	46	90,9	9,1
3		463	409	54	88,3	11,7
4		240	206	34	85,8	14,2
1	Ar + 20000 ppm O <sub>2</sub>	162	147	15	90,7	9,3
2		145	141	4	97,2	2,8
3		649	602	47	92,8	7,2
4		693	637	56	91,9	8,1

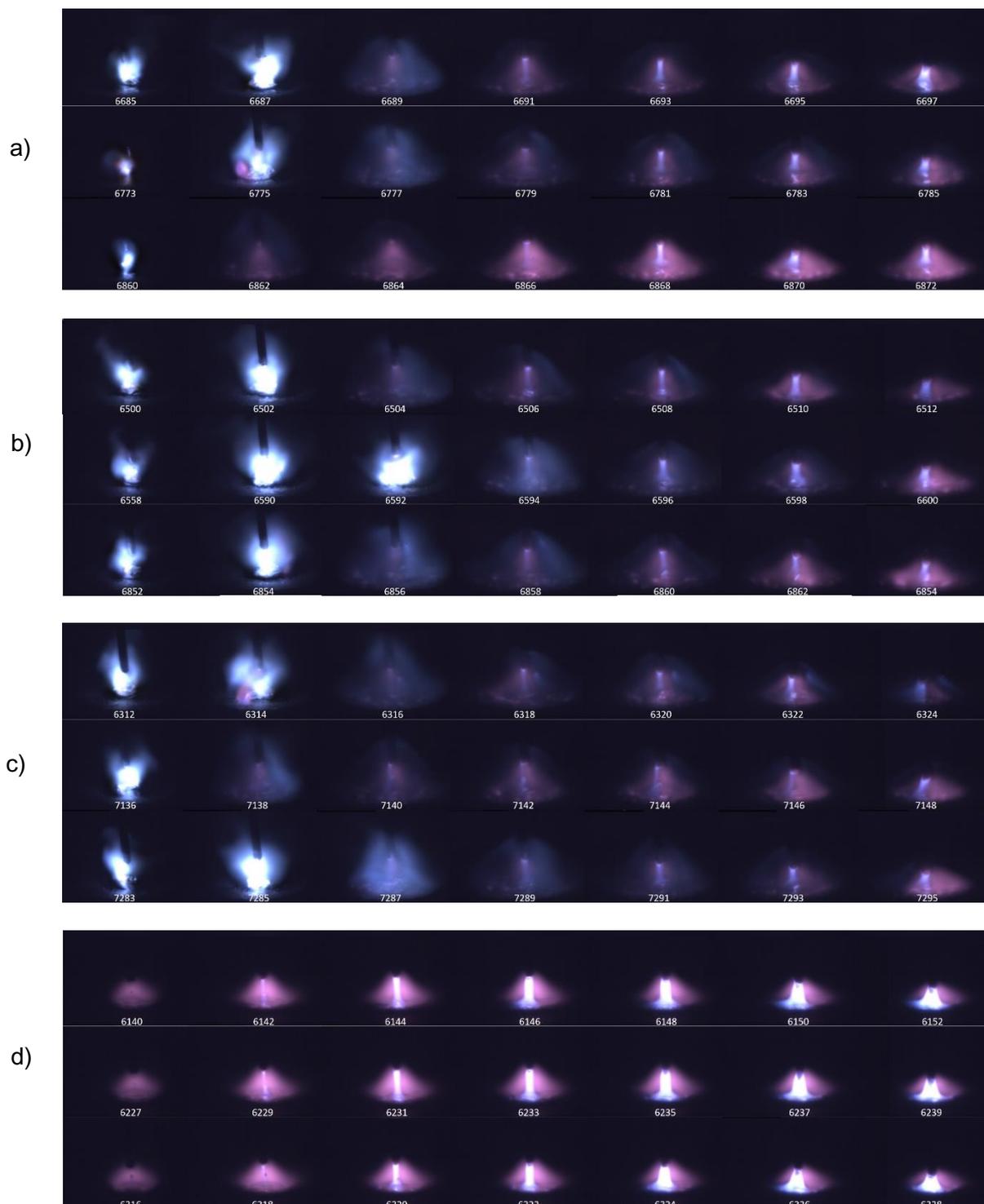


Figura A 1 – Aspecto de arco durante deposições de uma camada sobre chapa de aço inoxidável, vista de frente: (a) Ar + 0,2 ppm O<sub>2</sub>; (b) Ar + 3 ppm O<sub>2</sub>; (c) Ar + 200 ppm O<sub>2</sub>; (d) Ar +20000 ppm O<sub>2</sub>

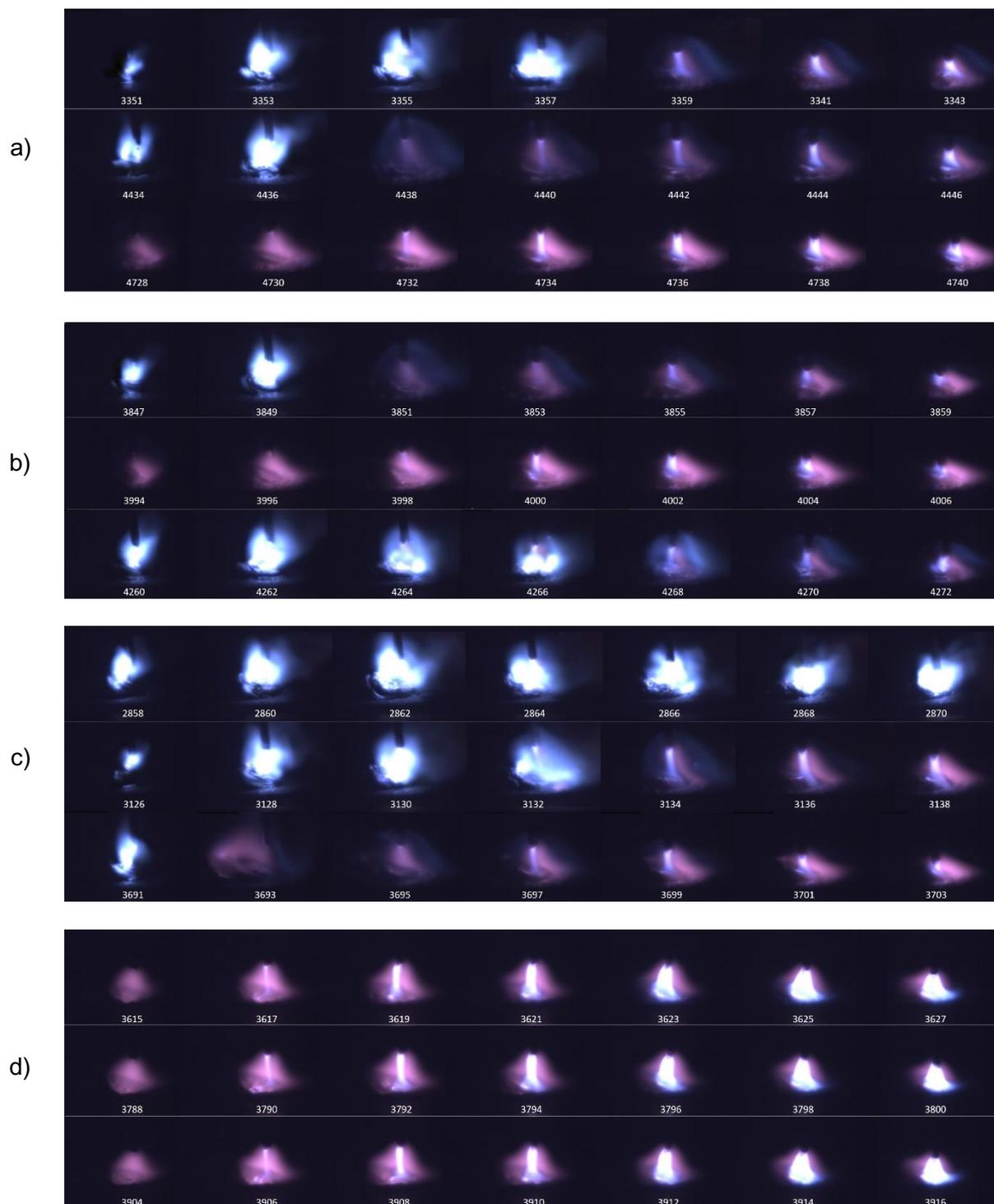


Figura A 2 – Aspecto de arco durante deposições de uma camada sobre chapa de aço inoxidável, vista de lado: (a) Ar + 0,2 ppm O<sub>2</sub>; (b) Ar + 3 ppm O<sub>2</sub>; (c) Ar + 200 ppm O<sub>2</sub>; (d) Ar +20000 ppm O<sub>2</sub>

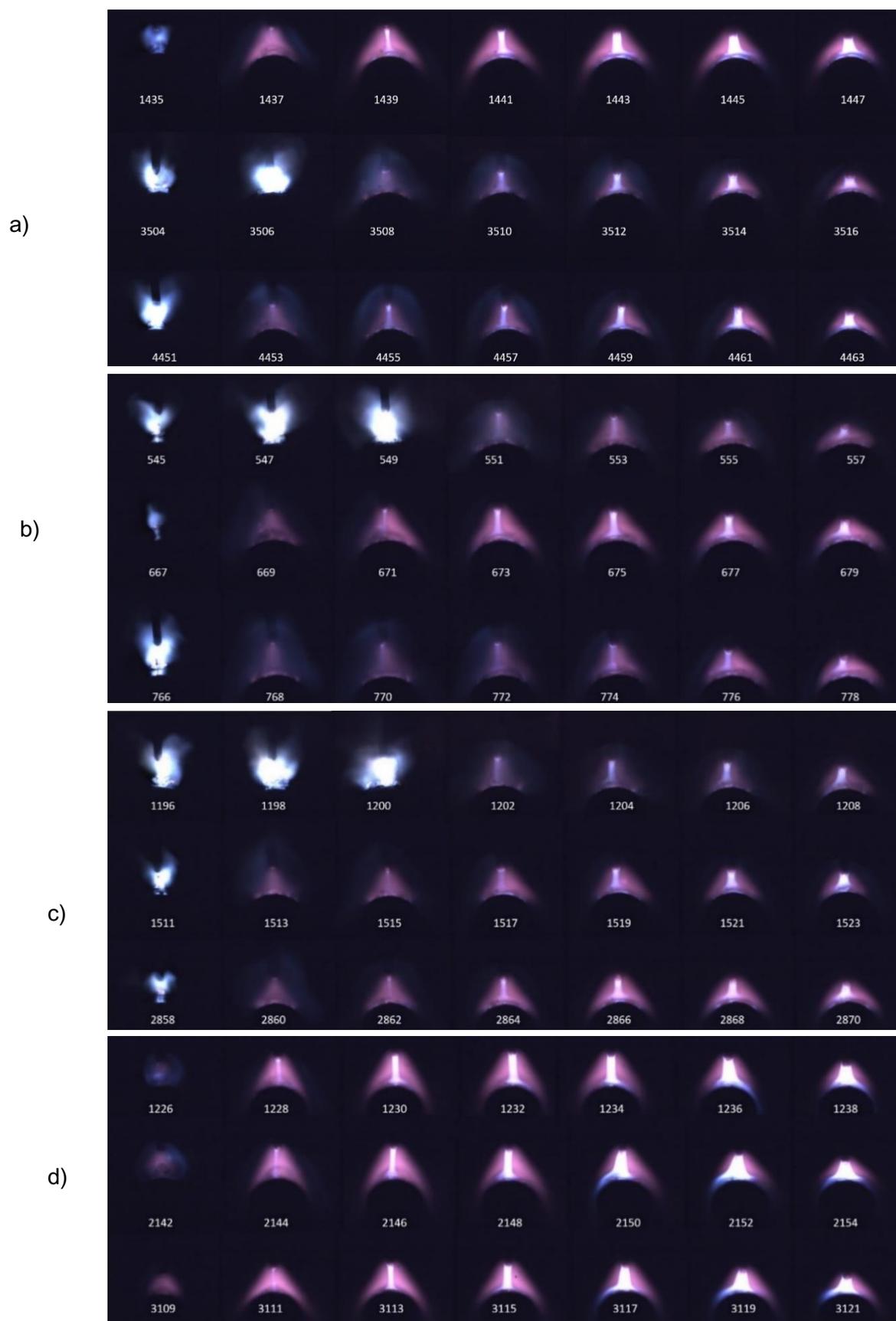


Figura A 3 – Aspecto de arco durante deposições de uma camada sobre parede de  $\text{ço}$  inoxidável, vista de frente: (a) Ar + 0,2 ppm  $\text{O}_2$ ; (b) Ar + 3 ppm  $\text{O}_2$ ; (c) Ar + 200 ppm  $\text{O}_2$ ; (d) Ar + 20000 ppm  $\text{O}_2$

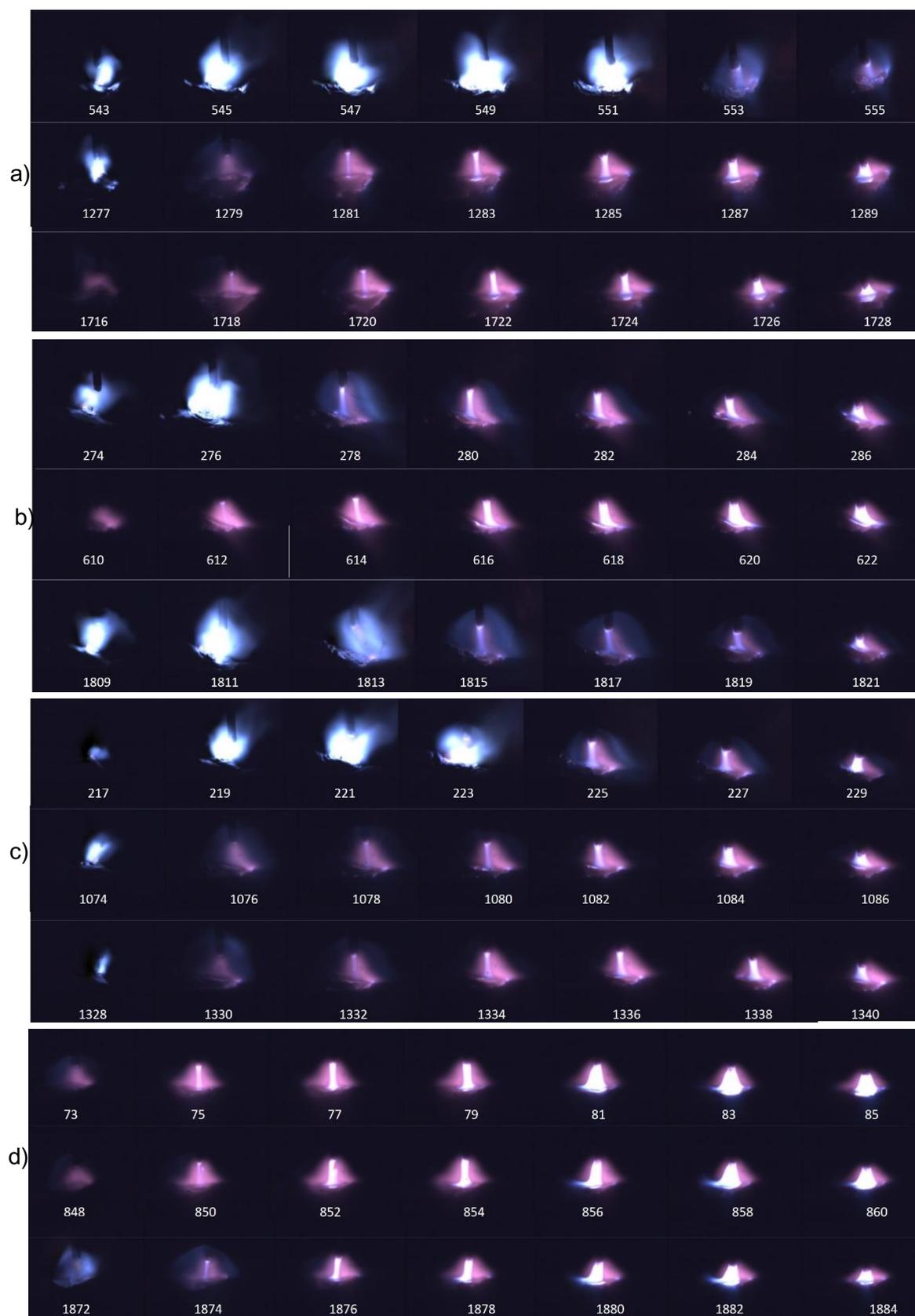


Figura A 4 – Aspecto de arco durante deposições de uma camada sobre parede de aço inoxidável, vista de lado: (a) Ar + 0,2 ppm O<sub>2</sub>; (b) Ar + 3 ppm O<sub>2</sub>; (c) Ar + 200 ppm O<sub>2</sub>; (d) Ar + 20000 ppm O<sub>2</sub>

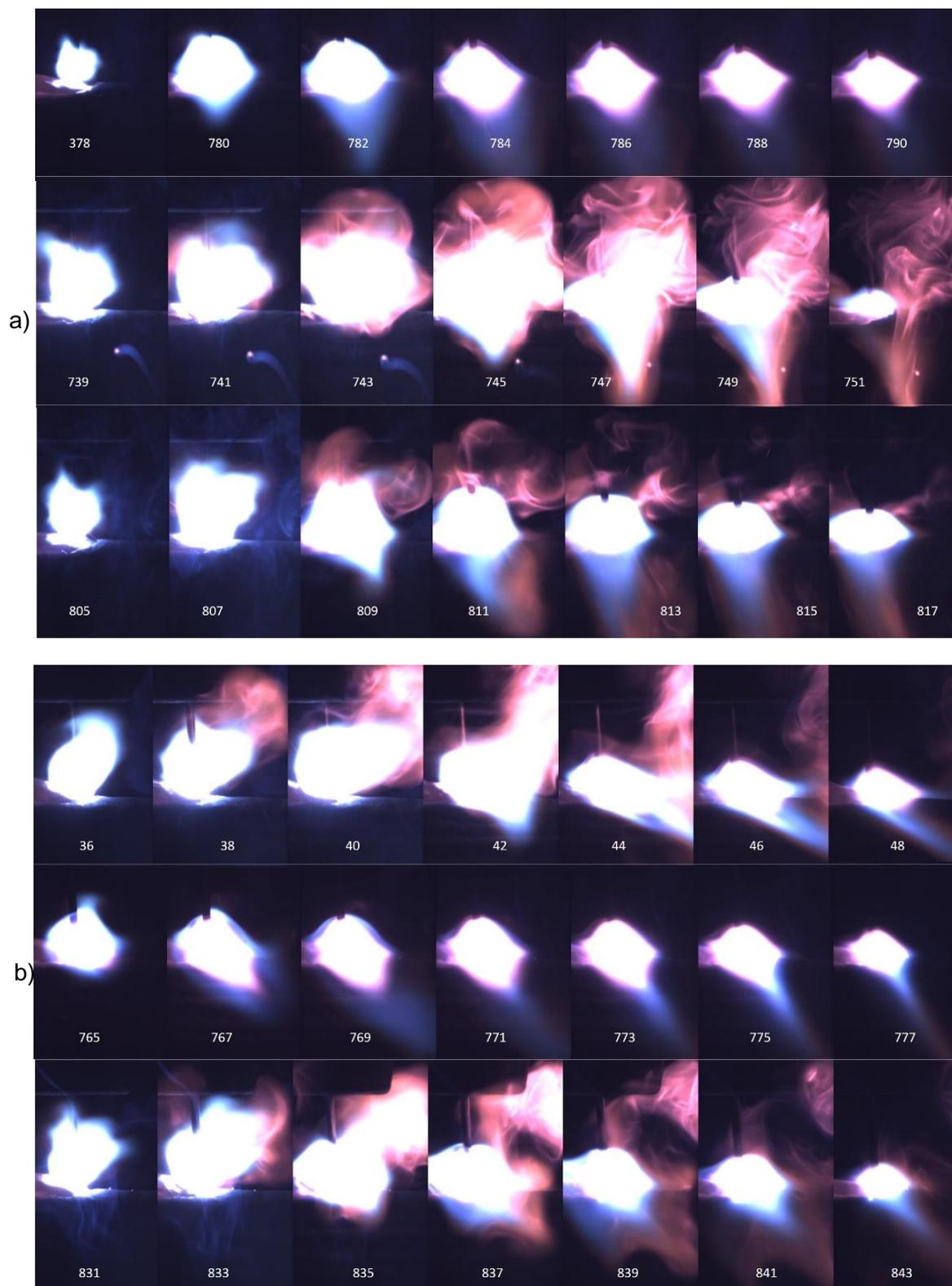


Figura A 5 (início) – Aspecto de arco durante deposições de uma camada sobre parede de aço inoxidável, vista de lado: (a) Ar + 0,2 ppm O<sub>2</sub>; (b) Ar + 3 ppm O<sub>2</sub>

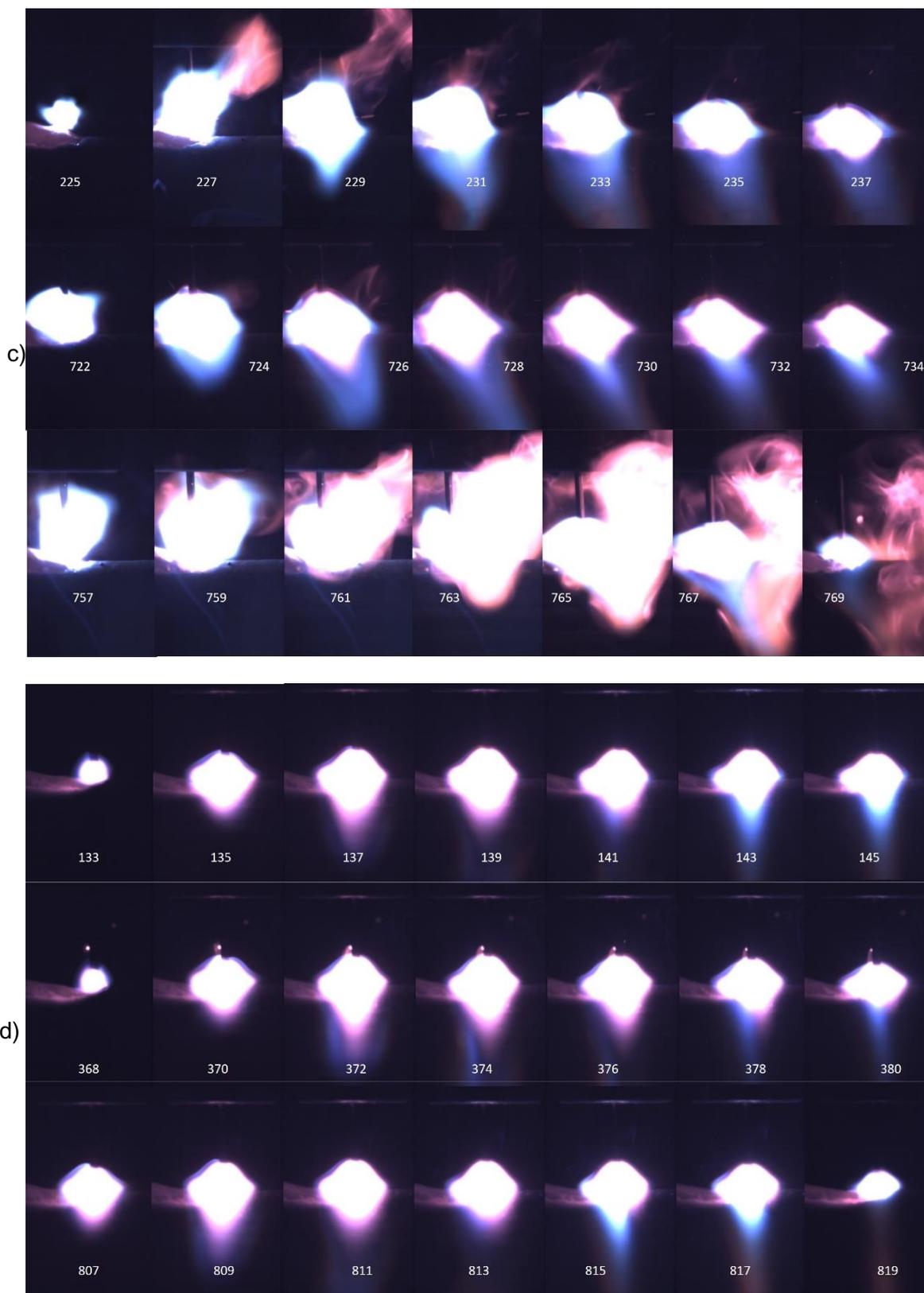


Figura A 5 (final) – Aspecto de arco durante deposições de uma camada sobre parede de aço inoxidável, vista de lado: (c) Ar + 200 ppm O<sub>2</sub>; (d) Ar +20000 ppm O<sub>2</sub>

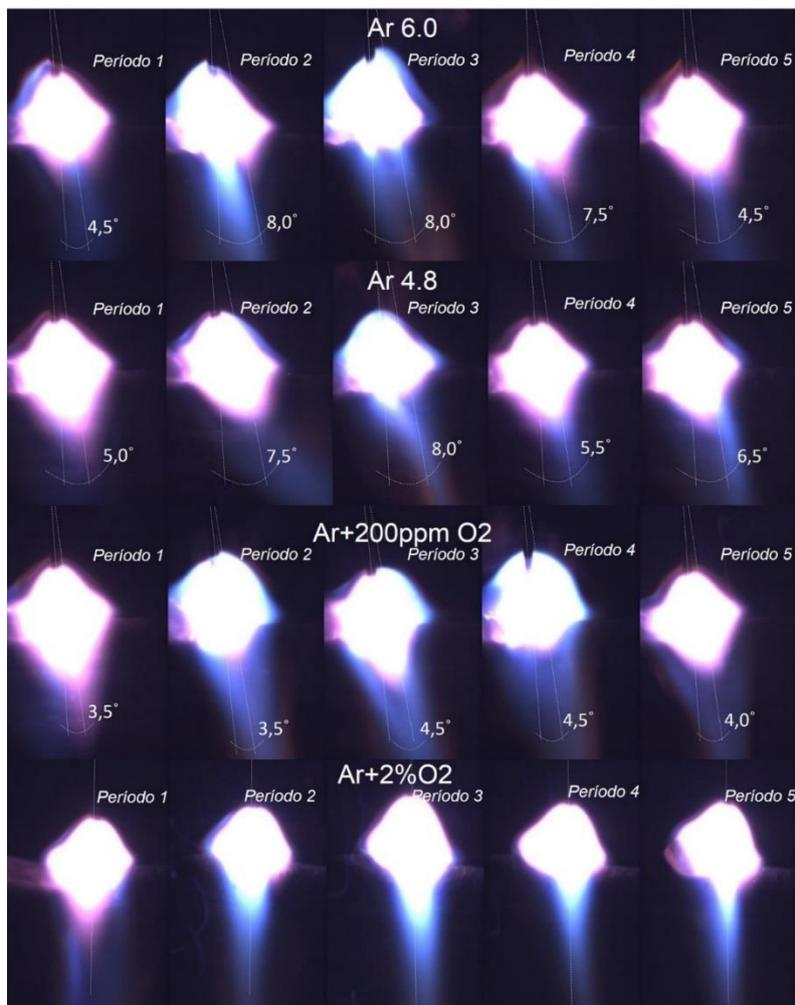


Figura A 6 – Imagens representativas da filmagem de alta velocidade de inclinação do jato de plasma nas deposições sobre parede de aço inoxidável, teste № 3a: (a) shutter 1/2000, abertura de lente (200 mm) 16.0

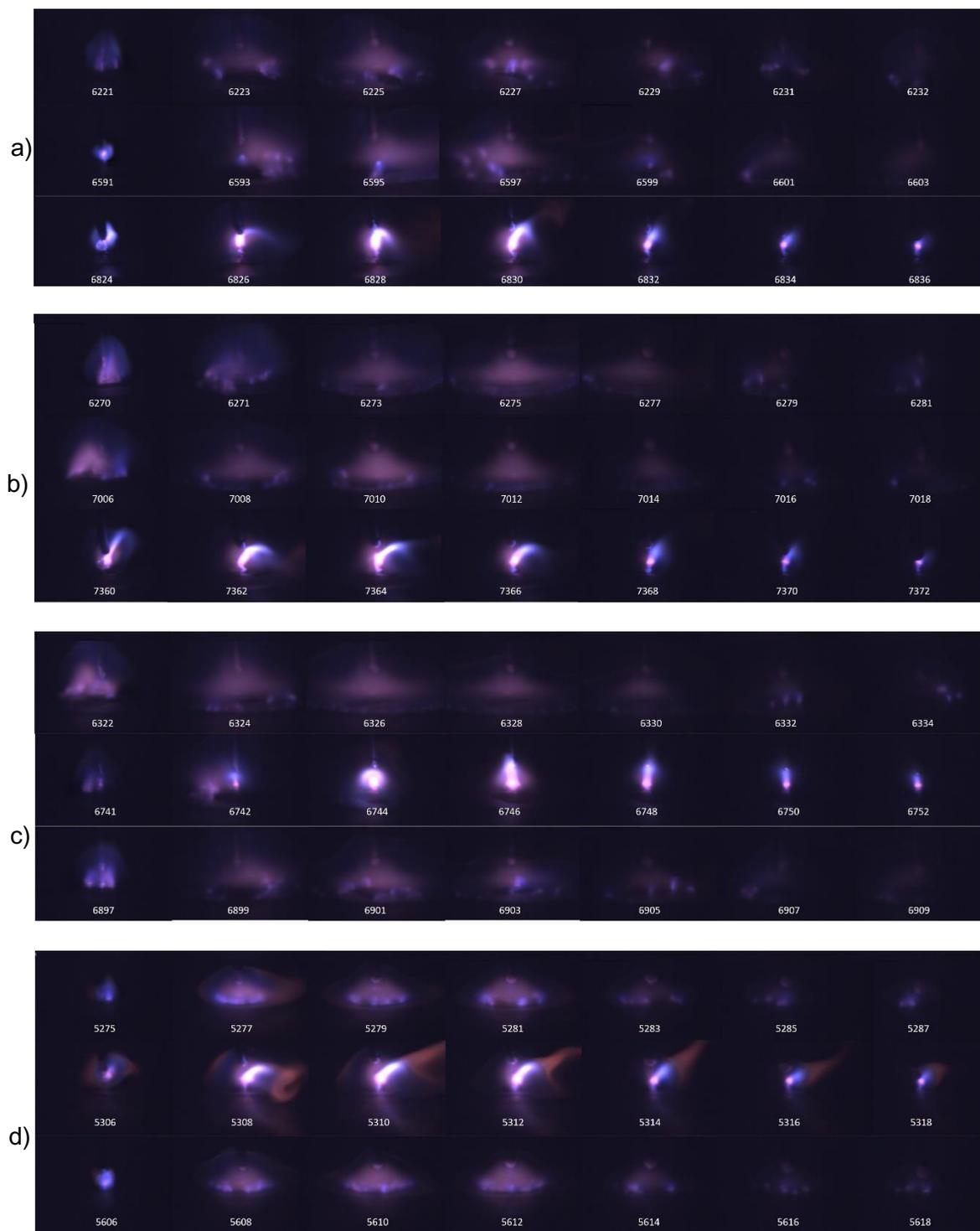


Figura A 7 – Aspecto de arco durante deposições de uma camada sobre chapa de liga de titânio, vista de frente: (a) Ar + 0,2 ppm O<sub>2</sub>; (b) Ar + 3 ppm O<sub>2</sub>; (c) Ar + 200 ppm O<sub>2</sub>; (d) Ar + 20000 ppm O<sub>2</sub>

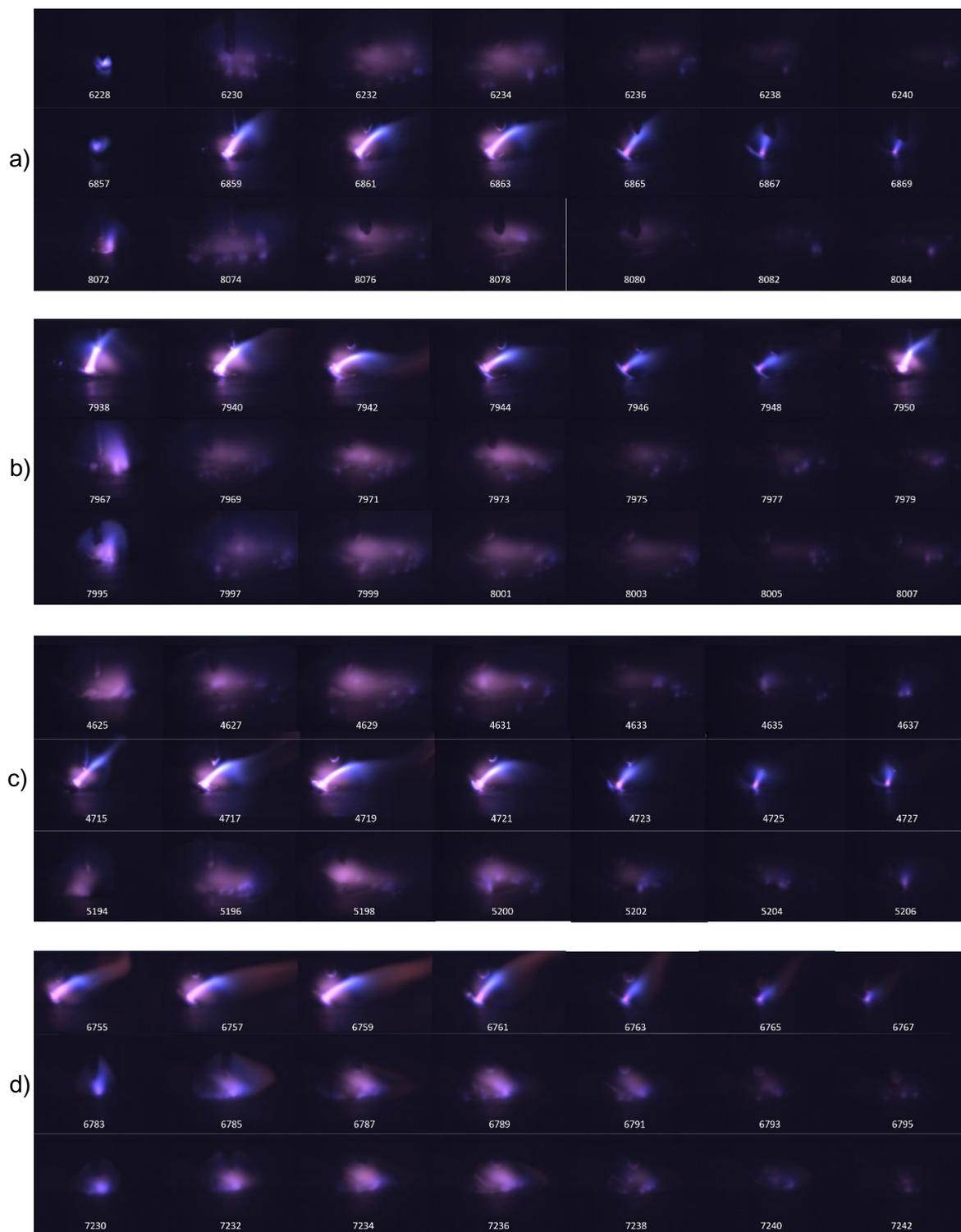


Figura A 8 – Aspecto de arco durante deposições de uma camada sobre chapa de liga de titânio, vista de lado: (a) Ar + 0,2 ppm O<sub>2</sub>; (b) Ar + 3 ppm O<sub>2</sub>; (c) Ar + 200 ppm O<sub>2</sub>; (d) Ar + 20000 ppm O<sub>2</sub>

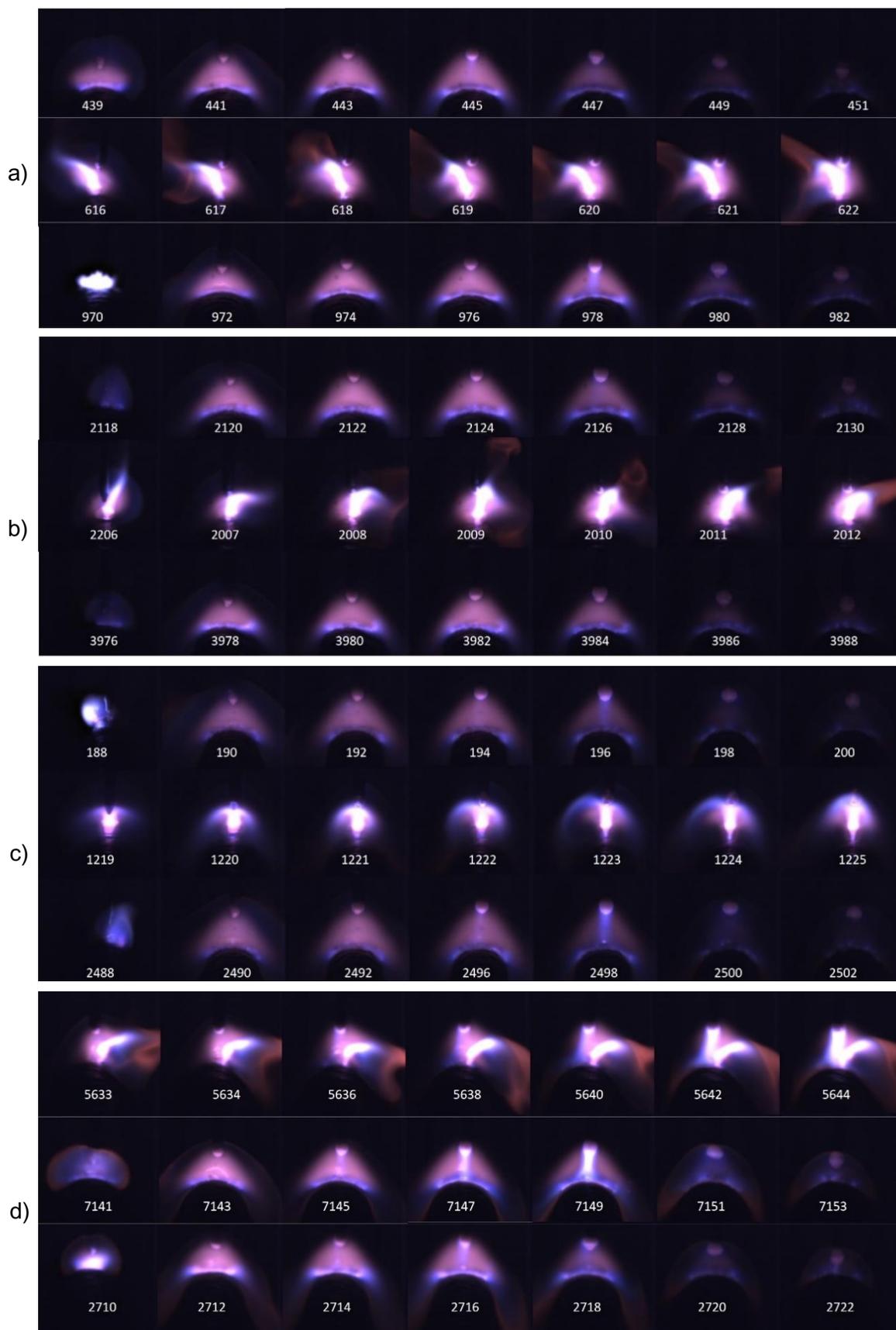


Figura A 9 – Aspecto de arco durante deposições de uma camada sobre parede de liga de titânio, vista de frente: (a) Ar + 0,2 ppm O<sub>2</sub>; (b) Ar + 3 ppm O<sub>2</sub>; (c) Ar + 200 ppm O<sub>2</sub>; (d) Ar + 20000 ppm O<sub>2</sub>

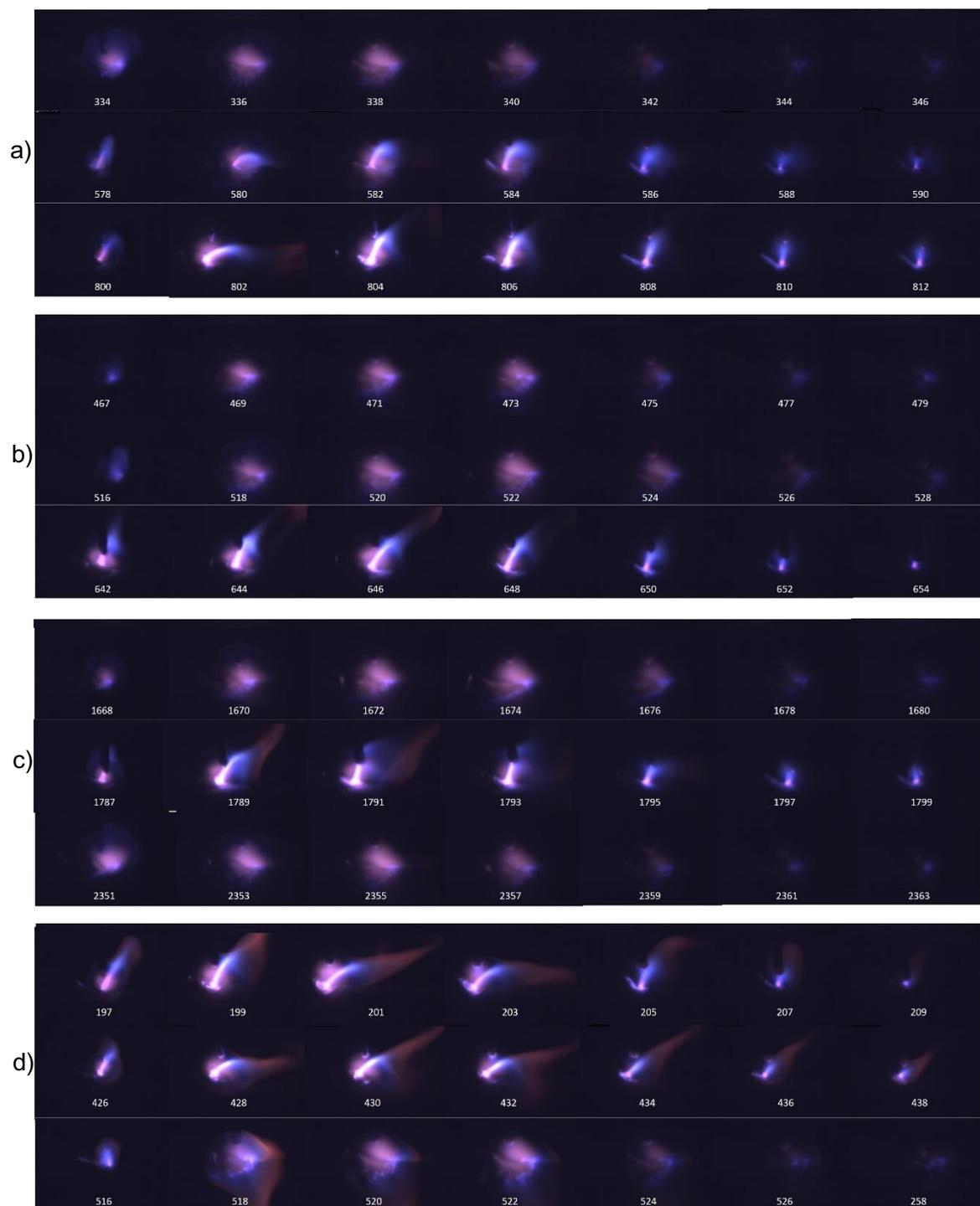


Figura A 10 – Aspecto de arco durante deposições de uma camada sobre parede de liga de titânio, vista de lado: (a) Ar + 0,2 ppm O<sub>2</sub>; (b) Ar + 3 ppm O<sub>2</sub>; (c) Ar + 200 ppm O<sub>2</sub>; (d) Ar + 20000 ppm O<sub>2</sub>

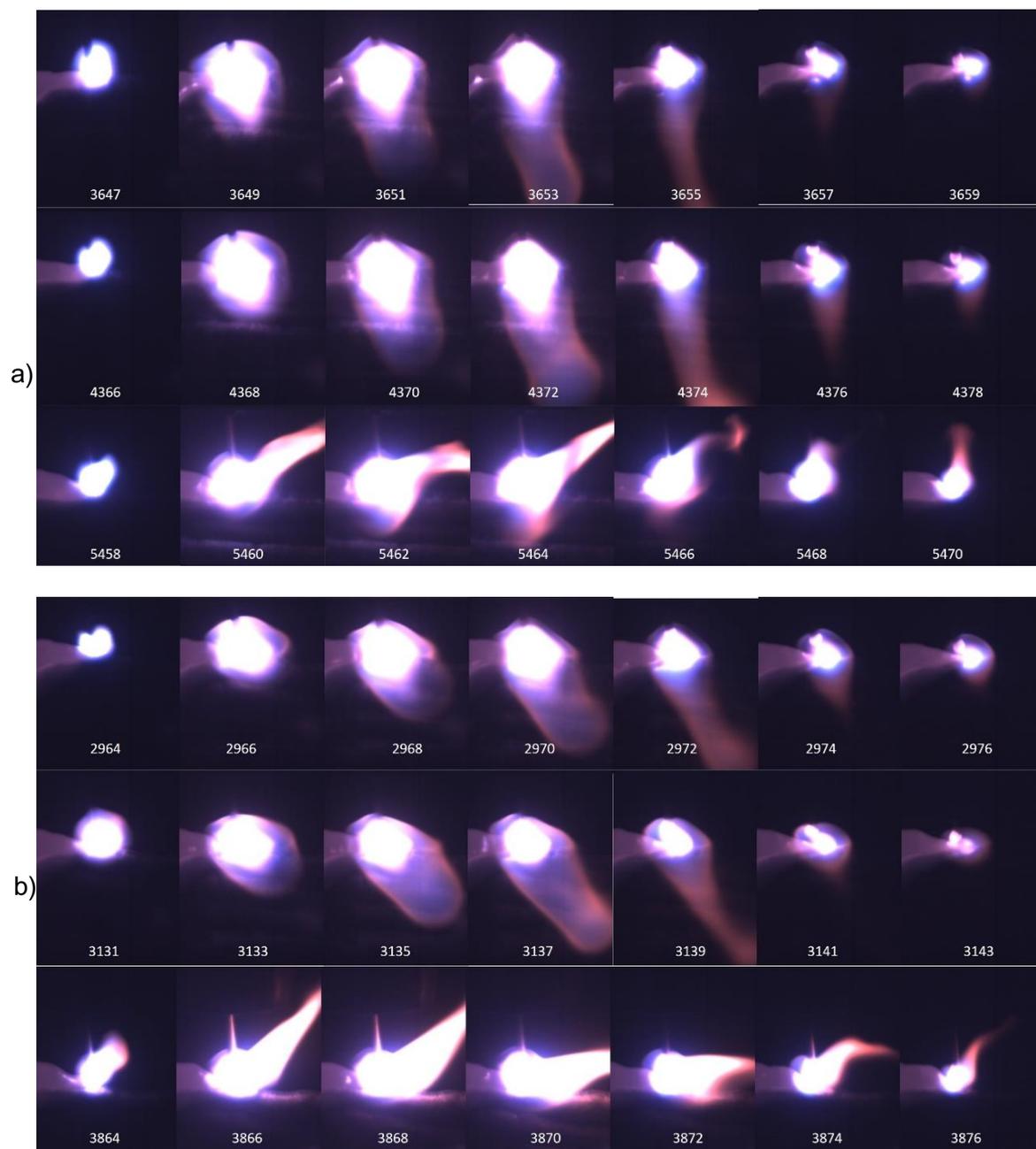


Figura A 11 (início) – Aspecto de arco durante deposições de uma camada sobre parede de liga de titânio, vista lado: (a) Ar + 0,2 ppm O<sub>2</sub>; (b) Ar + 3 ppm O<sub>2</sub>

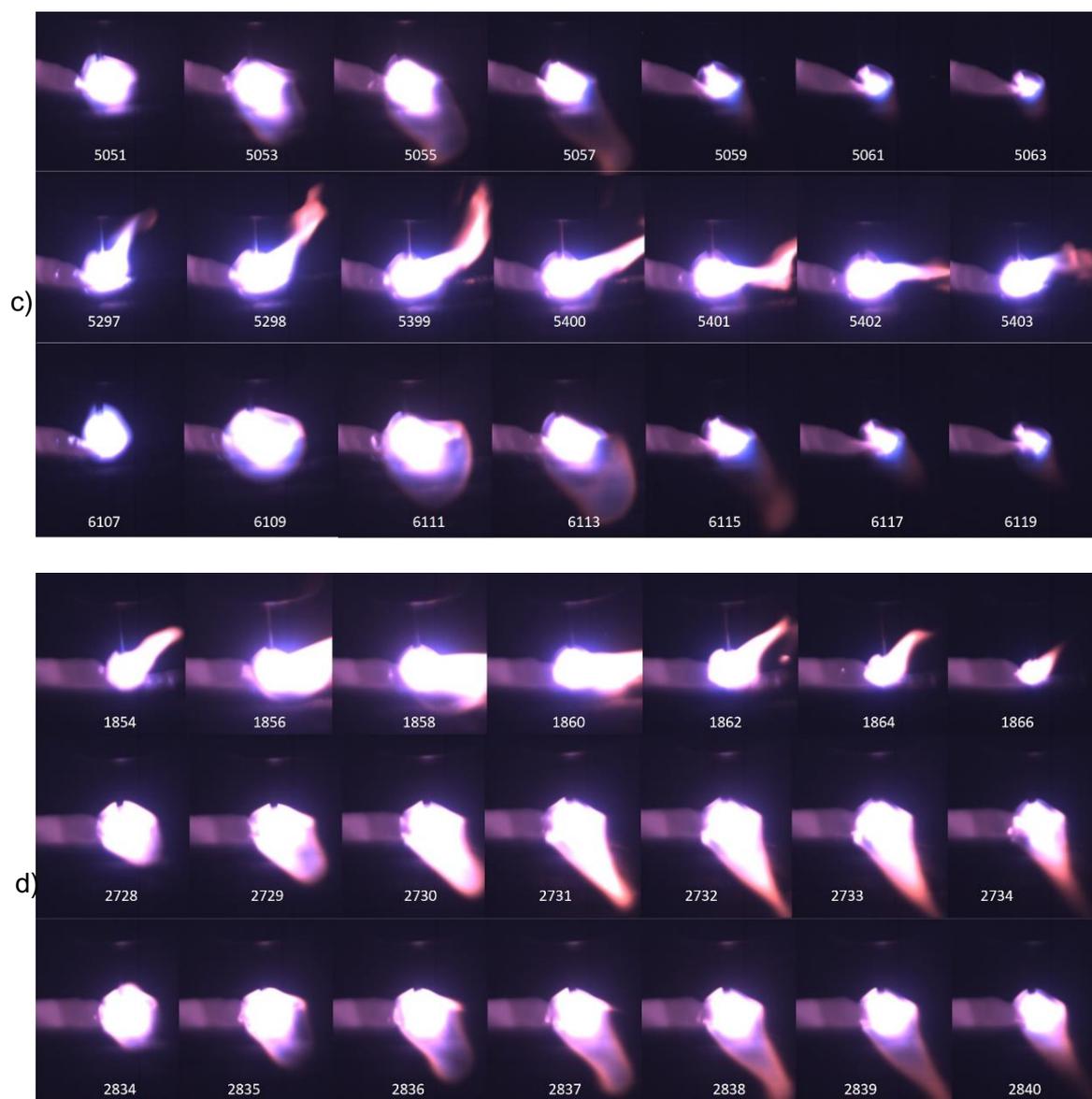


Figura A 11 (final) – Aspecto de arco durante deposições de uma camada sobre parede de liga de titânio, vista lado: (c) Ar + 200 ppm O<sub>2</sub>; (d) Ar +20000 ppm O<sub>2</sub>

## Apêndice C

Tabela C 1 – Parâmetros de monitoramento da parede depositada № 1

camada	Parâmetros de regulagens						Parâmetros de monitoramento				
	V <sub>a1</sub> (m/min)	V <sub>a2</sub> (m/min)	DBCP (mm)	cca	cb	V <sub>s</sub> (cm/min)	V <sub>a1 real</sub> (m/min)	I <sub>m</sub> (A)	I <sub>rms</sub> (A)	U <sub>m</sub> (V)	U <sub>rms</sub> (V)
1	6,0	-	10	-20	0	30,0	4,6	103,4	116,9	12,1	15,5
2							4,6	100,5	114,4	12,0	15,3
3							4,6	103,2	116,7	11,8	15,2
4							4,7	101,2	115,0	12,0	15,4
5							4,7	101,7	115,5	12,0	15,4
6							4,7	101,9	115,7	12,1	15,4
7							4,5	99,7	113,7	11,7	15,1
8							4,3	99,4	113,4	11,5	15,0
9							4,5	100,2	114,1	11,7	15,2
10							4,7	100,4	114,3	11,7	15,4
11							4,5	98,9	112,9	12,0	15,0
12							-	-	-	-	-

Tabela C 2 – Parâmetros de monitoramento da parede depositada № 2

camada	Parâmetros de regulagens						Parâmetros de monitoramento				
	V <sub>a1</sub> (m/min)	V <sub>a2</sub> (m/min)	DBCP (mm)	cca	cb	V <sub>s</sub> (cm/min)	V <sub>a1 real</sub> (m/min)	I <sub>m</sub> (A)	I <sub>rms</sub> (A)	U <sub>m</sub> (V)	U <sub>rms</sub> (V)
1	6,0	0,5	10	-20	0	30,0	4,6	97,6	112,3	11,7	15,1
2							4,7	97,7	112,4	11,4	14,6
3							4,5	97,0	111,8	11,2	14,4
4							4,5	98,0	112,6	11,1	14,3
5							4,5	97,2	111,9	11,3	14,5
6							4,5	97,2	111,9	11,3	14,5
7							4,5	97,7	112,4	11,3	14,5
8							4,7	97,2	112,0	11,4	14,6
9							4,6	97,6	112,3	11,3	14,4
10							4,8	97,2	112,0	11,5	14,6
11							4,5	97,4	112,1	11,1	14,3
12							4,5	97,2	111,9	11,1	14,4

Tabela C 3 – Parâmetros de monitoramento da parede depositada № 3

camada	Parâmetros de regulagens						Parâmetros de monitoramento				
	V <sub>a1</sub> (m/min)	V <sub>a2</sub> (m/min)	DBCP (mm)	cca	cb	V <sub>s</sub> (cm/min)	V <sub>a1 real</sub> (m/min)	I <sub>m</sub> (A)	I <sub>rms</sub> (A)	U <sub>m</sub> (V)	U <sub>rms</sub> (V)
1	6,0	0,5	10	-20	0	33,3	4,7	102,6	115,9	12,3	15,9
2							5,2	99,1	112,8	12,6	15,9
3							5,2	99,3	112,7	12,5	15,7
4							5,3			13,0	16,2
5							5,4			12,9	16,1
6							4,7			12,7	16,0
7							5,2			12,7	16,0
8							5,1				
9							4,7				
10							4,9				
11							4,8				
12							4,7				

Tabela C 4 – Parâmetros de monitoramento da parede depositada Nº 4

camada	Parâmetros de regulagens						Parâmetros de monitoramento				
	V <sub>a1</sub> (m/min)	V <sub>a2</sub> (m/min)	DBCP (mm)	cca	cb	V <sub>s</sub> (cm/min)	V <sub>a1 real</sub> (m/min)	I <sub>m</sub> (A)	I <sub>rms</sub> (A)	U <sub>m</sub> (V)	U <sub>rms</sub> (V)
1	8,0	-	10	-20	0	30,0	5,2	110,2	128,3	11,9	15,4
2							5,4	109,4	127,6	12,2	15,7
3							5,2	108,2	126,4	12,2	15,7
4							5,2	108,4	126,7	12,0	15,5
5							5,4	108,9	127,2	12,2	15,7
6							5,5	109,3	127,5	12,3	15,7
7							5,5	109,9	128,1	12,3	15,8
8							5,3	109,1	127,3	12,2	15,6
9							5,6	108,9	127,1	12,4	15,9
10							5,5	109,7	127,8	12,4	15,8
11							5,4	109,3	127,5	12,3	15,7
12							5,2	108,6	126,8	12,0	15,5

Tabela C 5 – Parâmetros de monitoramento da parede depositada Nº 5

camada	Parâmetros de regulagens						Parâmetros de monitoramento				
	V <sub>a1</sub> (m/min)	V <sub>a2</sub> (m/min)	DBCP (mm)	cca	cb	V <sub>s</sub> (cm/min)	V <sub>a1 real</sub> (m/min)	I <sub>m</sub> (A)	I <sub>rms</sub> (A)	U <sub>m</sub> (V)	U <sub>rms</sub> (V)
1	8,0	1,0	10	-20	0	30,0	5,2	113,5	131,2	12,2	15,8
2							5,4	114,7	132,3	15,9	12,4
3							5,3	111,3	129,3	12,3	15,8
4							5,2	111,3	129,3	12,2	15,7
5							5,2	112,5	130,3	12,1	15,7
6							5,4	113,2	130,9	12,4	15,9
7							5,3	113,0	130,8	12,3	15,7
8							5,5	113,5	131,2	12,4	15,9
9							5,3	111,6	129,6	12,4	15,8
10							5,4	112,3	130,2	12,1	15,9
11							5,1	111,7	129,6	12,0	15,5
12							5,7	113,0	130,8	12,9	16,4



Figura C 1 – Aspecto superficial bilateral da parede depositada Nº 1



Figura C 2 – Aspecto superficial bilateral da parede depositada Nº 2

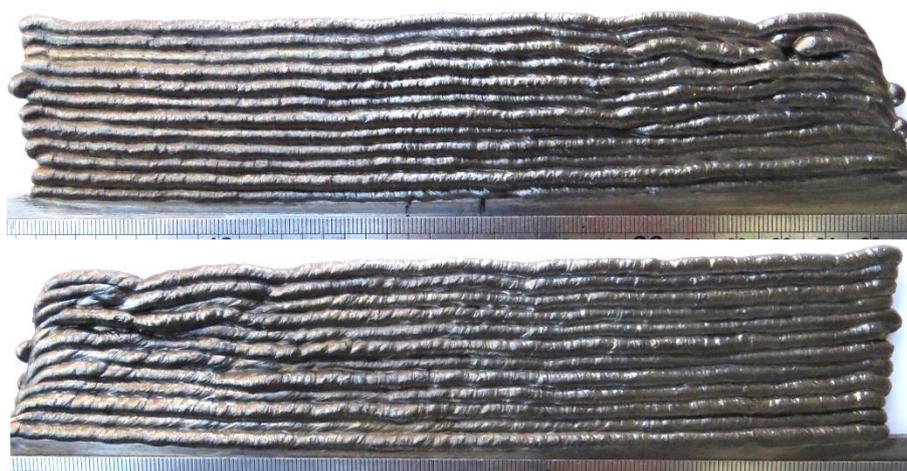


Figura C 3 – Aspecto superficial bilateral da parede depositada Nº 3

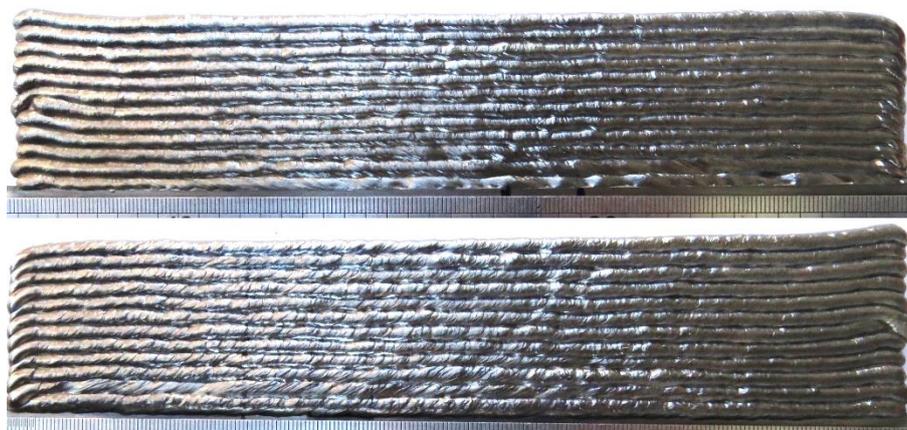


Figura C 4 – Aspecto superficial bilateral da parede depositada Nº 4

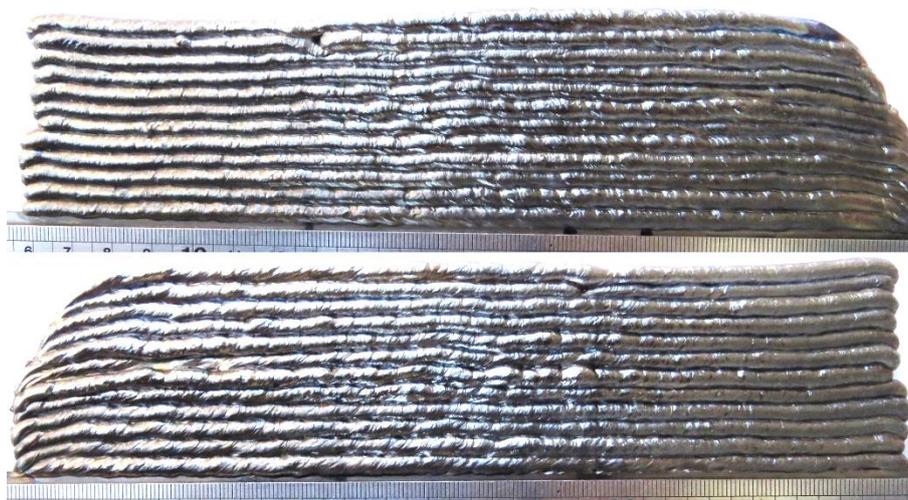


Figura C 5 – Aspecto superficial bilateral da parede depositada Nº 5

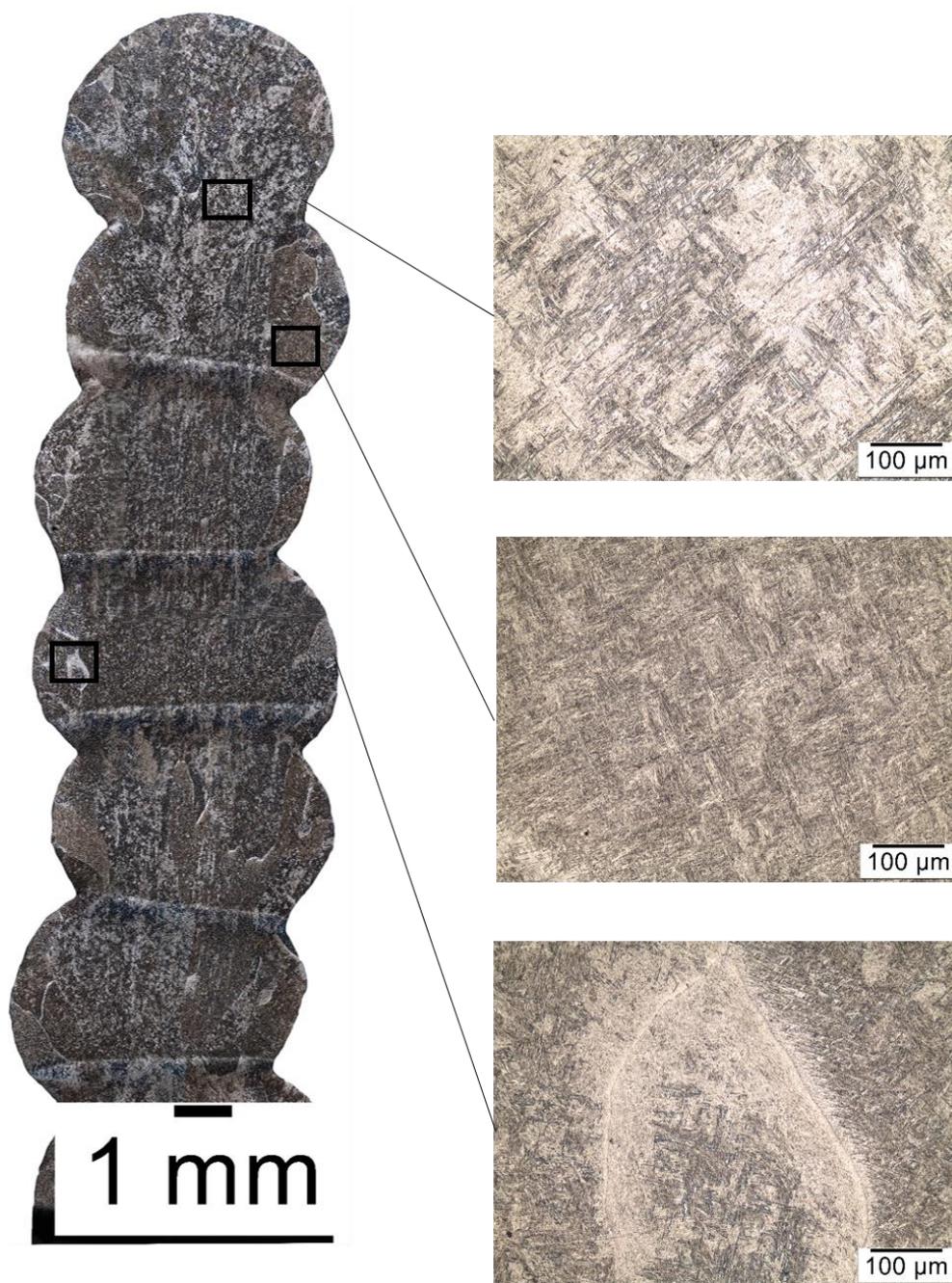


Figura C 6 – Aspecto macro e micrografico da parede № 1

Linke de foto original: <https://www.dropbox.com/s/w8abgz73bv2miof/1.tif?dl=0>

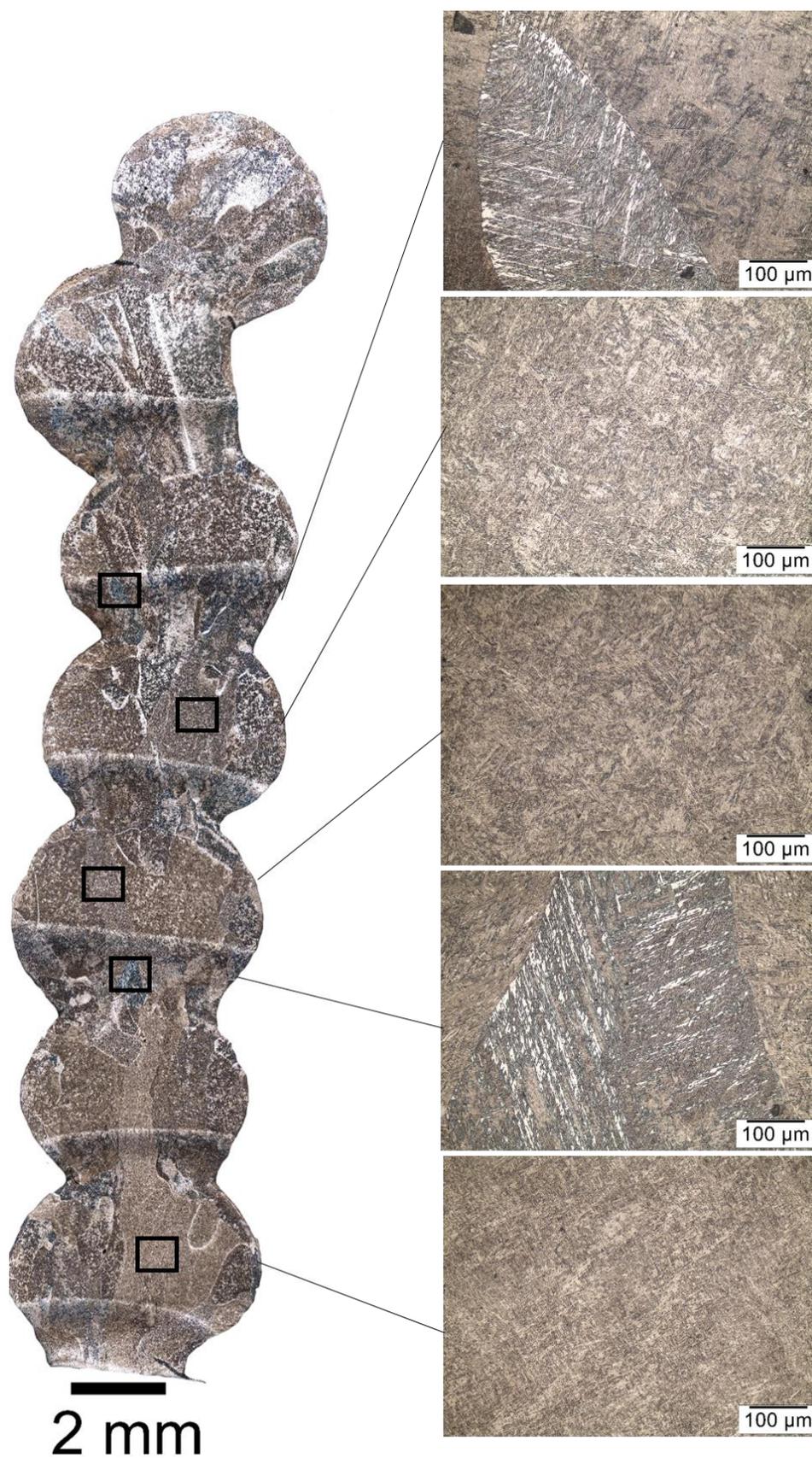


Figura C 7 – Aspecto macro e micrografico da parede № 2

Linke de foto original: <https://www.dropbox.com/s/s8ib4z4fopz4713/2.tif?dl=0>



Figura C 8 – Aspecto macro e micrografico da parede № 3

Linke de foto original: <https://www.dropbox.com/s/ig4rjbbzj05pcmk/3.tif?dl=0>

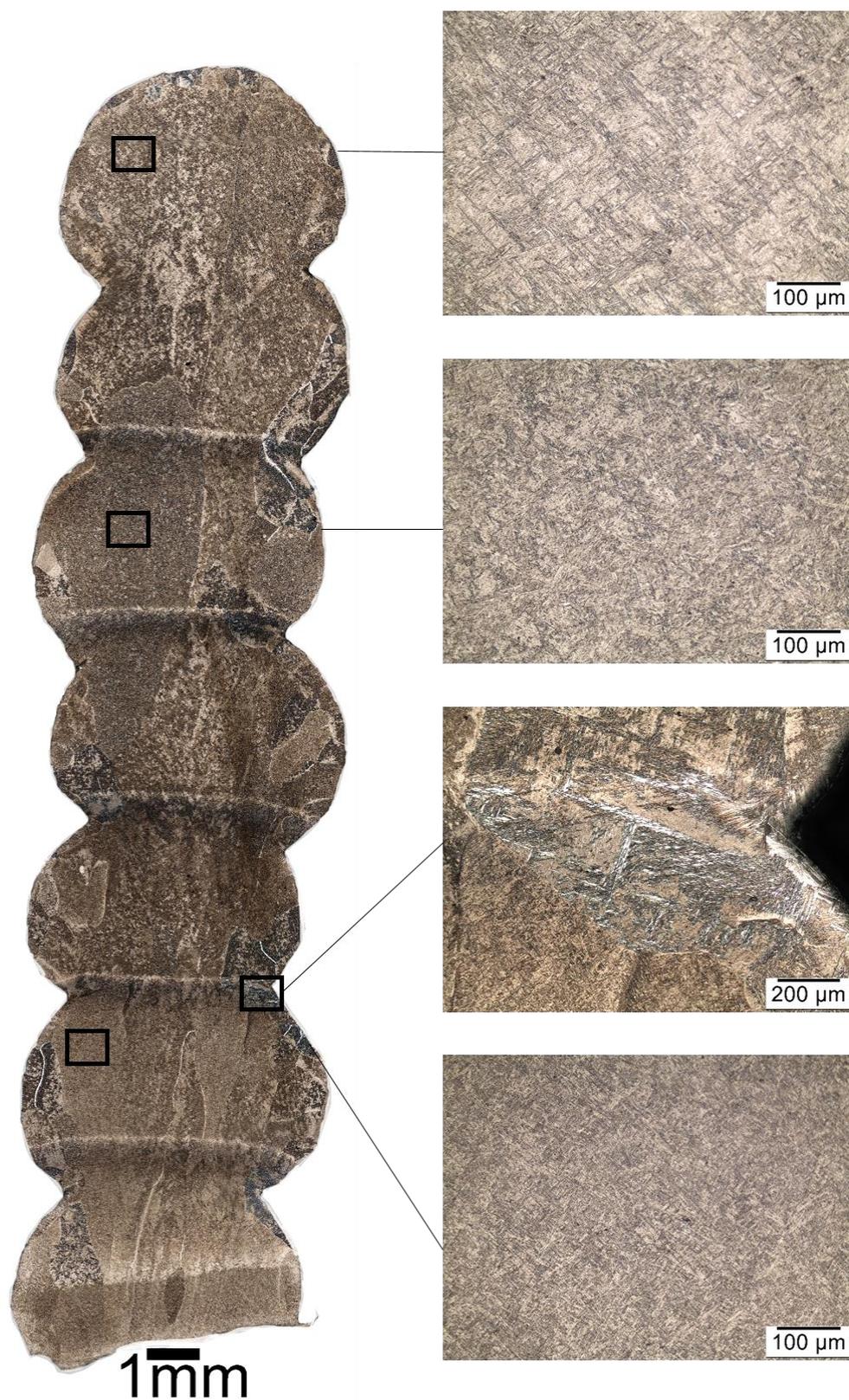


Figura C 9 – Aspecto macro e micrografico da parede Nº 4

Linke de foto original: <https://www.dropbox.com/s/pq48wn53lq1r2np/4.tif?dl=0>

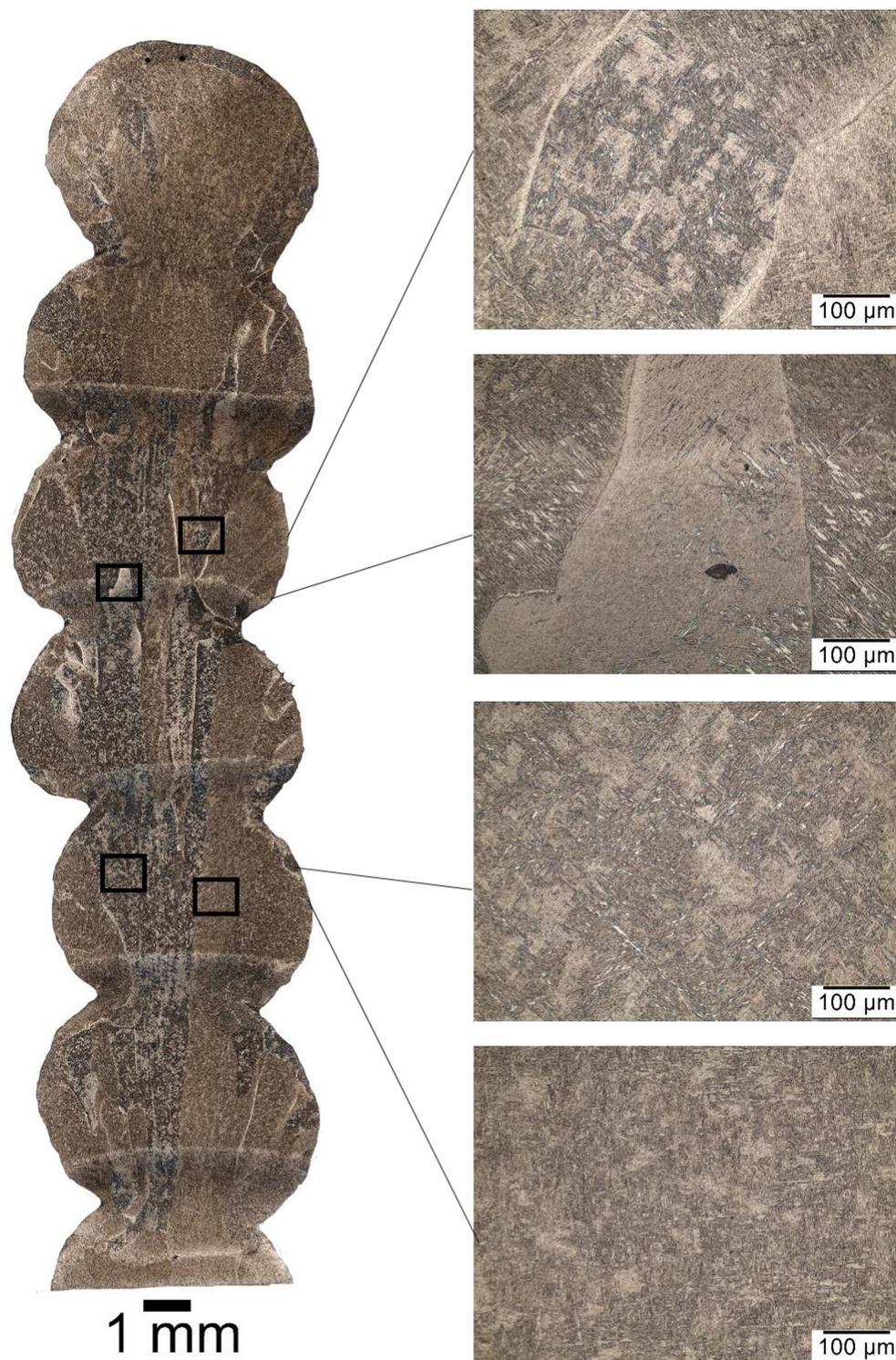


Figura C 10 – Aspecto macro e micrografico da parede № 5

Linke de foto original: <https://www.dropbox.com/s/nj67571luj4kf3s/5.tif?dl=0>