



**UNIVERSIDADE FEDERAL DO CEARÁ**  
**CENTRO DE TECNOLOGIA**  
**DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS**  
**PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DE MATERIAIS**

**EVERTON BARBOSA NUNES**

**REVESTIMENTOS DE AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX E SUPERDUPLEX PELO  
PROCESSO PLASMA PÓ**

**FORTALEZA**

**2015**

EVERTON BARBOSA NUNES

**REVESTIMENTOS DE AÇOS INOXIDÁVEIS DUPLEX E SUPERDUPLEX PELO  
PROCESSO PLASMA PÓ**

Tese apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia e Ciência de Materiais do Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Ceará, como parte dos requisitos para obtenção do título de Doutor em Engenharia e Ciência de Materiais. Área de concentração: Propriedades Físicas e Mecânicas dos Materiais

Orientador: Prof. Dr. Marcelo Ferreira Motta

FORTALEZA

2015

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação  
Universidade Federal do Ceará  
Biblioteca de Pós-Graduação em Engenharia - BPGE

- 
- N924r Nunes, Everton Barbosa.  
Revestimentos de aços inoxidáveis duplex e superduplex pelo processo plasma pó / Everton Barbosa Nunes. – 2015.  
305 f. : il. color. , enc. ; 30 cm.
- Tese (doutorado) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais, Fortaleza, 2015.  
Área de Concentração: Propriedades Físicas e Mecânicas dos Materiais.  
Orientação: Prof. Dr. Marcelo Ferreira Motta.
1. Ciência dos materiais. 2. Soldagem. 3. Microestruturas. 4. Corrosão. I. Título.



Universidade Federal do Ceará  
Centro de Tecnologia  
Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais  
Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais

**PARECER DA COMISSÃO DE TESE DE DOUTORADO**

**EVERTON BARBOSA NUNES**

**Revestimentos de aço inoxidável duplex e superduplex pelo processo PTA-P**

A Comissão de Tese composta pelos professores Marcelo Ferreira Motta, Presidente e Orientador, da Universidade Federal do Ceará; Hélio Cordeiro de Miranda, da Universidade Federal do Ceará; Jesualdo Pereira Farias, da Universidade Federal do Ceará; Augusto José de Almeida Buschinelli, da Universidade Federal do Rio Grande do Norte e Régis Henrique Gonçalves e Silva, da Universidade Federal de Santa Catarina; considera o candidato:

**APROVADO**

**NÃO APROVADO**

Secretaria do Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais da Universidade Federal do Ceará, em 26 de fevereiro de 2015.

Prof. Marcelo Ferreira Motta  
Presidente e Orientador

Prof. Hélio Cordeiro de Miranda  
Membro

Prof. Jesualdo Pereira Farias  
Membro

Prof. Augusto José de Almeida Buschinelli  
Membro

  
Prof. Régis Henrique Gonçalves e Silva  
Membro



A Deus

Aos meus pais, Maria Zilmar, ao meu irmão,  
Erik Barbosa, à minha esposa, Rosilânia  
Duarte, e aos meus amigos.

## AGRADECIMENTOS

Quero expressar meus agradecimentos:

A Deus, pelo dom da vida e por ter iluminado meu caminho para alcançar meus objetivos;

Aos meus pais, Maria Zilmar Barbosa Nunes e Francisco Nunes de Castro, por todo apoio, principalmente nos momentos difíceis, no quais estiveram sempre ao meu lado;

Ao meu irmão, Erik Barbosa Nunes, pela amizade, colaboração e apoio em todos os momentos da minha vida;

À minha esposa, Rosilânia Duarte de Castro, e ao nosso futuro filho (a), por todo amor e compreensão nos momentos difíceis que passei, mostrando o quanto é importante na minha vida.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Marcelo Ferreira Motta, pela amizade, dedicação, contribuição e confiança ao longo desses anos;

Ao Prof. Dr. Willys Machado Aguiar por toda ajuda neste trabalho, pela grande amizade, disponibilidade e por ter sido meu primeiro orientador quando eu era bolsista da ETFCE;

Ao Prof. Dr. Cleiton Carvalho Silva pelas grandes contribuições para o andamento de todo o desenvolvimento e discussões deste trabalho;

Ao Prof. Dr. Hélio Cordeiro de Miranda pelas contribuições científicas e realização de discussões ao longo do desenvolvimento da pesquisa;

Ao Prof. Dr. Jesualdo Pereira Farias, fundador do Laboratório de Engenharia de Soldagem pelos valores ensinamentos em toda minha carreira acadêmica;

Aos Profs. Drs. Augusto José de Almeida Buschinelli e Régis Henrique Gonçalves Dias pela disponibilidade e contribuições para este trabalho;

A todos os professores do Programa de Pós-graduação em Engenharia e Ciência de Materiais da UFC;

Ao Laboratório de Caracterização de Materiais - UFC (LACAM), em especial ao Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu e ao Msc. Flávio Herculano, pela disponibilidade nas realizações do ensaio de microdureza e Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV);

Ao Laboratório de Pesquisa em Corrosão - UFC (LPC), em nome do Prof. Dr. Walney Silva Araújo, pela disponibilidade dos ensaios de CPT;

Ao Laboratório de Difração de Raio-X - UFC na pessoa do Prof. Dr. José Marcos Sasaki, pelo apoio das medidas de difração e fluorescência de raios-x;

Ao Laboratório da Central Analítica - UFC, em nome do Prof. Dr. Antonio Gomes de Souza Filho, pela realização do MEV para análise de EDS;

Ao Laboratório de Ensaios Mecânicos (IFCE), em especial à Prof. Msc. Lorena Braga Moura, pela ajuda neste trabalho;

Ao Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia (IFCE) pela compreensão no período de conclusão do Doutorado;

À PETROBRAS/CENPES e CAPES pelo apoio e incentivos ao desenvolvimento deste trabalho;

Aos colegas de pós-graduação: George de Oliveira, Edvan Miranda, Wellison Tavares, Edson Frota, Antônio Rodolfo, Higor Jonas, Sítonio Magalhães, Felipe Brito, Adroaldo Moura, Pedro Helton, Gerbson de Queiroz, Tathiane Caminha, Julianne Ribeiro, Carolynny Gomes e Kamilla Giló pela ajuda, discussões, amizade e excelente convívio;

Aos bolsistas e principalmente grandes amigos: Nathália Cavalcante, Jéssyca Marques, Ítalo Neves, Delaney Gomes e Alexandre Sousa pela grande ajuda e contribuição para a realização deste trabalho, tornando-o possível;

Aos bolsistas Igor Fernandes e Cairo Alcântara e ao Davi Marinho, Yuri Cruz e Emerson Miná pela grande ajuda em um momento difícil para a conclusão da reta final deste trabalho, pelo esforço e dedicação;

Aos grandes amigos do Laboratório de Engenharia de Soldagem, como: Victor Salvador, Renato Matos, Yuri Lima, Taís Vieira, e em especial Maria Marcela e Rafaella Silva pela grande amizade e confiança ao longo de muitos anos;

Aos antigos bolsistas e amigos do Laboratório de Engenharia de Soldagem que contribuíram para minha carreira acadêmica, em especial: Nocy Alves, Nathália Figueiredo, Flaviana Barbosa, Assis Filho, George Matos, Paulo Marcelo, Aírton Patrício, Mathias Junior, Januário Almeida, Felipe Damásio, Rodrigo Freitas, Helton Henrique, João Victor, Thiago Ivo, Eduardo Mendes, Abrãao Danilo, Aírton Torres, João Vitor, Luiz Eurico, Júnior Gomes, Guilherme Gadelha e Francisco Edval;

A todos não citados que, de forma direta ou indireta, contribuíram para a realização deste trabalho.

“A sabedoria consiste em compreender que o tempo dedicado ao trabalho nunca é perdido.”  
(Ralph Waldo Emerson)

## RESUMO

A soldagem de revestimento com aços inoxidáveis duplex (AID) e superduplex (AISD) é uma boa opção que pode ser utilizada no setor de petróleo e gás natural, permitindo alcançar características desejadas, como resistência à corrosão e boas propriedades mecânicas. O objetivo do presente trabalho foi desenvolver e avaliar as características operacionais e metalúrgicas em soldagens de revestimento de dutos com deposição de AID/AISD pelo processo Plasma pó. Inicialmente, as soldagens foram realizadas em simples depósito para avaliação das características geométricas e redução de custos e, posteriormente, aplicados os revestimentos, variando diversos parâmetros do processo Plasma pó com deposição de AID DIN 1.4462 e AISD UNS S32760. A caracterização microestrutural consistiu de análises de microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura (MEV), espectroscopia de raio-x dispersivo em energia (EDS) e difração de raios-X (DRX). Ensaio de Temperatura Crítica de Pites (ASTM G 150) e ensaios de microdureza foram realizados para avaliar a resistência à corrosão do metal de solda e determinação da microdureza ao longo do revestimento. Os resultados mostraram que a deposição de AID/AISD pode ser uma boa opção para soldagem de revestimento, com deposição em apenas uma camada, com baixos níveis de diluição e com características favoráveis para garantir boas propriedades aos revestimentos. Em relação à microestrutura, os revestimentos depositados com a liga AISD UNS S32760 proporcionou uma quantidade considerável de nitretos no metal de solda, porém os revestimentos com deposição de AID DIN 1.4462 obtiveram maior quantidade de austenita secundária em relação aos nitretos, ambos com bom balanço de fases ferrita e austenita. Os resultados de microdureza dos revestimentos mostraram maior resistência do metal de solda em relação ao API 5L X65 com ausência de elevados picos de microdureza na interface. O ensaio de TCP mostrou que o primeiro cordão de solda é menos resistente em relação ao último cordão depositado e que a liga AID mostrou ter maior resistência à corrosão por pites em relação à liga AISD.

Palavras-chave: Soldagem. ferrita. microestrutura. corrosão.

## ABSTRACT

The weld overlay of duplex (DSS) and superduplex (SDSS) stainless steels is an interesting alternative used in oil and gas industry, allowing to reach the desirable characteristics, such as corrosion resistance and good mechanical properties. The main objective of the present work was to develop and evaluate the operational and metallurgical characteristics of DSS/SDSS alloys weld overlays deposited by PTA-P on pipes. Initially, the welds were performed in single weld bead for evaluation of geometric characteristics and cost reduction and later in multipass to produce the coating, changing several operational parameters with deposition of DSS DIN 1.4462 and SSS UNS S32760. The microstructure was investigated using light microscopy, scanning electron microscopy (SEM), energy dispersive of X-ray spectroscopy (EDS) and X-ray diffraction (XRD). Critical Pitting Temperature (CPT) - ASTM G 150 and microhardness tests were carried out to evaluate the corrosion resistance and determining the microhardness over coating. The results showed that deposition of DSS and SSS demonstrated to be an interesting option for the weld overlay. It could be deposited in just one layer, coatings with low levels of dilution, important characteristics to assure a good performance of the coatings. The microstructure in weld metal of the coatings deposited with SDSS alloy was constituted by nitrides, however the DSS alloy was constituted by secondary austenite precipitation and a good balance between ferrite and austenite. The results of microhardness test showed that the coating is more resistant than the API 5L X65 and it was not observed higher levels in the coating near the interface coating/substrate. The CPT test showed that the first weld bead is less resistant in relation to the last bead deposited and the DSS alloy showed greater pitting corrosion resistance in relation to the SDSS alloy.

Keywords: Welding. ferrite. microstructure. corrosion.

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Soldagem de revestimento.....	27
Figura 2 - Evolução e aplicação dos processos de soldagem.....	32
Figura 3 - Válvula de esfera.....	36
Figura 4 - Representação esquemática do processo Plasma pó.....	37
Figura 5 - Representação esquemática do arco piloto e do arco.....	39
Figura 6 - Pó do aço inoxidável X6Cr13.....	42
Figura 7 - Comparação dos processos Plasma com adição de pó e arame.....	42
Figura 8 - Relação entre pressão sobre a poça e vazão do gás de plasma.....	49
Figura 9 - Relação entre a taxa de alimentação de pó e a vazão de gás de arraste.....	54
Figura 10 - Influência da corrente de soldagem na diluição.....	56
Figura 11 - Principais mecanismos da transferência de calor para a poça de fusão.....	59
Figura 12 - Comparação de temperaturas do arco para diferentes processos de soldagem.....	62
Figura 13 - Diagrama pseudo-binário 70%Fe-Cr-Ni.....	68
Figura 14 - Microestrutura duplex no metal de solda.....	68
Figura 15 - a) Unidade de controle principal de parâmetros (1); b) unidade de potência (2) e dispositivo para controle da taxa de alimentação de pó.....	81
Figura 16 - a) Alimentador de pó (1) com controle de vazão de gás de arraste (2); b) suporte para movimento giratório do tubo; c) fonte de soldagem (3) e cilindros (6).....	81
Figura 17 - Tocha de soldagem (1); <i>chiller</i> 1 (2) e <i>chiller</i> 2 (3); mesa horizontal para movimento da tocha (4); plasma handy support (5).....	82
Figura 18 - Controle de movimentação da tocha (1); fluxômetro para controle da vazão de gás plasma e de arraste.....	82
Figura 19 - Bocal constritor.....	82
Figura 20 - Ensaio de Corrosão. a) configuração do ensaio CPT; b) Célula Eletroquímica....	84
Figura 21 - Fluxograma das principais atividades do projeto.....	85
Figura 22 - Soldagem com deposição de cordão simples.a) abertura do arco piloto; b) arco principal.....	88
Figura 23 - Perfil geométrico ilustrativo de um cordão soldado. R – reforço; L – largura; $\theta$ – ângulo de molhamento.....	89
Figura 24 - Soldagem Plasma pó em tubos.....	91
Figura 25 - Desenho esquemático de sobreposição dos cordões de solda indicando o passo de sobreposição de $2/3L$ , onde L é a largura do cordão inicial.....	96

Figura 26 - Desenho ilustrando a posição onde foram realizadas as impressões de microdureza.....	98
Figura 27 - Desenho esquemático dos corpos de prova .....	99
Figura 28 - Microestrutura como recebido. a) Microestrutura do metal base API 5L Gr. B feito por microscopia ótica (MO). Ataque com Nital 2% com aumento de 500X; b) Microestrutura do metal base API 5L X65 feito por microscopia ótica (MO). Ataque com Nital 2% com aumento de 500X.....	100
Figura 29 Morfologia dos pós de AID/AISD feito por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). a) Liga AID - aumento de 200X; b) Liga AID - aumento de 500X; c) Liga AISD – aumento de 250X; d) Liga AISD – aumento de 500X .....	101
Figura 30 - Espectro da difração de raios-X do pó AID DIN 1.4462. ....	102
Figura 31 - Espectro da difração de raios-X do pó AISD UNS S32760. ....	103
Figura 32 - Correlação da taxa de alimentação de pó e porcentagem. ....	105
Figura 33 - Variação da taxa de alimentação de pó para distintas vazões de gás de arraste.....	106
Figura 34 - Influência da DBP e vazão de gás plasma na tensão do arco. ....	107
Figura 35 - Macrografias dos corpos de prova soldados para avaliação das características geométricas.....	109
Figura 36 - Influência da taxa de alimentação de pó e corrente de soldagem no reforço. ....	110
Figura 37 - Influência da taxa de alimentação de pó e corrente de soldagem na largura.....	111
Figura 38 - Influência da taxa de alimentação de pó e corrente de soldagem.....	112
Figura 39 - Influência da taxa de alimentação de pó e corrente de soldagem.....	113
Figura 40 - Influência da taxa de alimentação de pó e corrente de soldagem.....	114
Figura 41 - Oscilograma de tensão e corrente de soldagem para a condição.....	116
Figura 42 - Partículas não fundidas no final do cordão de solda e oxidação na condição 13 (E = 28 kJ/cm, I = 160 A, Vs = 8 cm/min).....	118
Figura 43 - Aspecto superficial do cordão para condição 7 (E = 22 kJ/cm, I = 110 A, Vs = 7 cm/min). a) Vista superior; b) Vista lateral; c) Vista lateral ampliada.....	119
Figura 44 - Aspecto superficial do cordão para condição 8 (E = 31 kJ/cm, I = 155 A, Vs = 7 cm/min). a) Vista superior; b) Vista lateral; c) Vista lateral ampliada.....	120
Figura 45 - Aspecto superficial do cordão para condição 1 (E = 11,7 kJ/cm, I = 75 A, Vs = 9 cm/min). a) Vista superior; b) Vista lateral; c) Vista lateral ampliada.....	122
Figura 46 - Aspecto superficial do cordão para condição 16 (E = 14 kJ/cm, I = 80 A, Vs = 8 cm/min).....	123



Figura 47 - Defeitos na interface dos cordões de solda do grupo I. a) Condição 2 (E = 15,6 kJ/cm, I = 100 A, Vs = 9 cm/min; b) Condição 5 (E = 11, 7 kJ/cm, I = 100 A, Vs = 12 cm/min).....	124
Figura 48 - Defeitos na interface dos cordões de solda do grupo II e III. a) Condição 6 (E = 17 kJ/cm, I = 85 A, Vs = 7 cm/min) com falta de fusão; b) Condição 6 com presença de porosidade.....	125
Figura 49 - Defeitos na interface dos cordões de solda do grupo IV. a) Condição 16 (E = 14, I = 80 A, Vs = 8 cm/min) com falta de fusão nas laterais; b) Condição 20 (E = 14 I = 110 A, Vs = 11 cm/min) com porosidade.....	125
Figura 50 - Macrografia das amostras soldadas para os 4 grupos de soldagem.....	126
Figura 51 - Reforço. a) Grupo I; b) grupo II; c) grupo III; d) grupo IV.....	127
Figura 52 - Largura. a) Grupo I; b) grupo II; c) grupo III; d) grupo IV.....	129
Figura 53 - Penetração. a) Grupo I; b) grupo II; c) grupo III; d) grupo IV.....	130
Figura 54 - Diluição. a) Grupo I; b) grupo II; c) grupo III; d) grupo IV.....	132
Figura 55 - Ângulo de molhamento. a) Grupo I; b) grupo II; c) grupo III; d) grupo IV.....	135
Figura 56 - Teor de ferrita no metal de solda. a) grupo I; b) grupo II; c) grupo III; d) grupo IV.....	137
Figura 57 - Perfis de microdureza vertical do metal de solda ao substrato. a) alteração da corrente de soldagem; b) alteração da velocidade de soldagem.....	139
Figura 58 - Microdureza ao longo do cordão de solda. Ataque com Nital 2%. .....	140
Figura 59 - a) Pós não fundidos no final do cordão de solda; b) Vista superior do cordão soldado da condição 3 (VGPR – 10 l/min, mistura de argônio e hélio, VGP – 5 l/min e DBP – 16 mm).....	143
Figura 60 - a) Irregularidades no cordão de solda; b) Vista superior do cordão soldado da condição 9 (VGPR – 20 l/min, mistura de argônio e hélio, VGP – 3 l/min e DBP – 8 mm).....	144
Figura 61 - Defeitos na interface e vista lateral na condição 8 (VGPR – 20 l/min; gás de proteção argônio + 2,5% de nitrogênio; vazão de plasma de 1 l/min e DBP de 16 mm).....	146
Figura 62 - Defeitos na interface e vista lateral na condição 5 (VGPR – 15 l/min; gás de proteção argônio + 2,5% N <sub>2</sub> ; vazão de plasma de 5 l/min e DBP de 8 mm).....	147
Figura 63 - Macrografia dos cordões de solda em simples depósito da L9. ....	149
Figura 64 - Influência dos fatores de controle. a) sobre o reforço; b) sobre o ângulo de molhamento .....	151
Figura 65 - Influência dos fatores de controle. a) sobre a largura; b) sobre a diluição. ....	154
Figura 66 - Influência dos fatores de controle sobre o teor de ferrita .....	158

Figura 67 - a) Perfil de microdureza; b) Impressão de microdureza próximo à interface. Ataque com Nital 2% .	159
Figura 68 - Condição 6. a) Perfil de microdureza; b) Impressão de microdureza próximo à interface.	160
Figura 69 - Microdurezas médias das condições soldadas da matriz L9.	161
Figura 70 - Macrografia dos cordões de solda em simples depósito da L9.	162
Figura 71 - Influência dos parâmetros dos ensaios complementares nas características geométricas. a) reforço; b) ângulo de molhamento	165
Figura 72 - Influência dos ensaios nas características geométricas. a) largura; b) diluição.	166
Figura 73 - Influência dos ensaios no teor de ferrita	166
Figura 74 - Influência dos fatores de controle em relação à tensão do arco.	170
Figura 75 - Partículas de pó não fundidos ao longo do cordão para a condição 2 (I = 100 A, Vs = 9 cm/min, Rc = 1,0 mm, TA = 19 g/min e VGA = 4 l/min).	172
Figura 76 - Condição 2 (I = 160 A, Vs = 9 cm/min, Rc = 1,0 mm, TA = 22 g/min e VGA = 4 l/min). a) vista superior; b) vista lateral.	174
Figura 77 - Condição 3 (I = 100 A, Vs = 9 cm/min, Rc = 1,5 mm, TA = 22 g/min e VGA = 5 l/min)	176
Figura 78 - Condição 13 (I = 130 A, Vs = 9 cm/min, Rc = 0 mm, TA = 19 g/min e VGA = 5 l/min)	177
Figura 79 - Condição 17 (I = 130 A, Vs = 7 cm/min, Rc = 1,0 mm, TA = 16 g/min e VGA = 5 l/min). a) vista superior; b) vista lateral.	177
Figura 80 - Vazios no metal de solda na condição 18 (I = 130 A, Vs = 7 cm/min, Rc = 1,5 mm, TA = 19 g/min, VGA = 3 l/min).	178
Figura 81 - Macrografia dos cordões de solda em simples depósito da L18.	179
Figura 82 - Influência dos fatores de controle. a) sobre o reforço; b) sobre o ângulo de molhamento.	181
Figura 83 - Influência dos fatores de controle. a) sobre a largura; b) sobre a diluição.	183
Figura 84 - Influência dos fatores de controle sobre o teor de ferrita	189
Figura 85 - Microdureza. a) Perfil de microdureza para a condição 3; b) impressão na interface	191
Figura 86 - Perfil de microdureza para a condição 5.	192
Figura 87 - Macrografia dos cordões de solda simples dos ensaios de confirmação.	194
Figura 88 - Vista superior do ensaio de confirmação de reforço.	194
Figura 89 - Vista superior do ensaio de confirmação. a) largura; b) ângulo de molhamento	195

Figura 90 - Macrografia dos cordões de solda em simples depósito dos ensaios complementares.....	197
Figura 91 - Vista superior do ensaio complementar C1 .....	198
Figura 92 - Macrografia de revestimento do ensaio de confirmação do teor de ferrita. a) 10%; b) 20%; c) 25%; d) 30%.....	200
Figura 93 - Vista superior do revestimento da condição de confirmação do teor de ferrita para sobreposição de 10% .....	201
Figura 94 - Vista superior do revestimento da condição de confirmação de ângulo de molhamento para sobreposição de 20% .....	202
Figura 95 - Macrografia da condição de confirmação de ângulo de molhamento .....	202
Figura 96 - Macrografias da condição 12. a) deposição com AISD; b) deposição com AID. ....	203
Figura 97 - Vista superior da condição 12 com deposição de AID.....	204
Figura 98 - Macrografia das condições soldadas com energia intermediária e defeitos. a) C3A; b) 15A; c) 15B com AISD; d) 15B com AID; e) falta de fusão da condição 15B com deposição de AID ....	205
Figura 99 - Condição 15A. a) vista superior; b) vista lateral. ....	206
Figura 100 - Vista superior da condição 15B.....	206
Figura 101 - Macrografias dos revestimentos soldados com maior nível de energia. a) M com deposição de AISD; b) M com deposição de AID; c) 18 com deposição de AISD. ....	207
Figura 102 - Vista superior do revestimento. a) condição 18; b) condição M. ....	208
Figura 103 - Perfis de microdureza para condição 12 depositado com AISD. a) primeiro cordão; b) último cordão.....	211
Figura 104 - Microdurezas na interface ao longo do revestimento para a condição 12 com deposição de AISD .....	212
Figura 105 - Microdureza próxima à interface para a liga AISD.....	212
Figura 106 - Perfis de microdureza para condição 12 depositado com AID. a) primeiro cordão; b) último cordão. ....	213
Figura 107 - Microdurezas na interface ao longo do revestimento para a condição 12 com deposição de AID .....	214
Figura 108 - Microdureza próxima à interface para a liga AID. ....	215
Figura 109 - Teor de ferrita ao longo dos passes para as ligas AISD e AID.....	215
Figura 110 - Teor de ferrita no metal de solda para a liga AISD UNS S32760 e AID 1.4462 .....	216
Figura 111 - Microestrutura do metal de solda do primeiro cordão depositado. Aumento de 200X..	218
Figura 112 - Sobreposição de passes entre o primeiro e segundo cordão. Aumento de 50X.	218
Figura 113 - Nitretos na interface austenita/ferrita no metal de solda no primeiro cordão soldado ...	219

Figura 114 - Microestrutura do metal de solda do 2º cordão. Aumento de 200X. a) metal de solda em uma região intermediária; b) metal de solda perto do topo do cordão; c) metal de solda próximo à linha de fusão. ....	221
Figura 115 - Microestrutura do metal de solda. a) região próxima ao topo com presença de grãos ferríticos colunares; b) região entre o topo do cordão e interface; c) região com grande concentração de nitretos; d) região próxima à linha de fusão; e) nitretos. ....	222
Figura 116 - Microestrutura do metal de solda do quinto cordão de solda do AISD. ....	223
Figura 117 - Microestrutura do metal de solda. Aumento de 500X. a) 6º cordão próximo à linha de fusão; b) 7º cordão próximo à linha de fusão; c) 8º cordão de solda. ....	224
Figura 118 - Microestrutura do último cordão depositado (11º cordão). Aumento de 200X. a) região com menor precipitação; b) região com maior precipitação. ....	224
Figura 119 - Microestrutura do último cordão depositado obtido por MEV. a) metal de solda, mostrando placas de austenita; b) microestrutura da interface metal de solda/substrato; c) metal de solda com ausência de precipitações; d) metal de solda livre de precipitações com bom balanço de ferrita e austenita; e) região do metal de solda próxima à interface com presença de nitretos; f) aumento da região da figura anterior; g) Precipitação de nitretos a partir de inclusões. ....	225
Figura 120 - Austenita secundária no 6º cordão de solda. Aumento de 500X. ....	227
Figura 121 - Austenita secundária no 6º cordão de solda. Aumento de 500X. ....	228
Figura 122 - Microestrutura do metal de solda com presença de $\gamma_2$ . ....	229
Figura 123 - Microestrutura do metal de solda com presença de nitretos. ....	230
Figura 124 - Análise química por EDS. a) região central do precipitado intragranular; b) matriz ferrítica; c) filme de precipitado. ....	231
Figura 125 - Gradiente de composição química ao longo do nitreto intragranular e matriz ferrítica. a) imagem de MEV indicando o precipitado; b) perfil de composição química ....	233
Figura 126 - Imagem do MEV. a) Precipitados na interface ferrita/austenita e matriz ferrítica; b) ampliação de um filme de nitreto na interface das fases ferrita e austenita. ....	234
Figura 127 - Mapeamento químico na região do precipitado no primeiro cordão de solda. ....	235
Figura 128 - Cavidades deixadas por partículas removidas. a) austenita secundária; b) nitretos. ....	236
Figura 129 - Inclusão no metal de solda a) interface ferrita/austenita, porém voltada para a austenita; b) ampliação do precipitado; c) análise química pontual da inclusão. ....	237
Figura 130 - Mapeamento químico da inclusão via EDS. ....	238
Figura 131 - Imagem de micrografia de uma ilha de $\gamma_2$ . a) detalhe indicando onde foram realizadas as medições por EDS; b) EDS da $\gamma_2$ ; c) EDS de $\gamma_1$ ; d) EDS da ferrita. ....	240

Figura 132 - Microestrutura do AISD no 7º cordão de solda. a) inclusão no metal de solda; b) EDS realizado na inclusão.....	241
Figura 133 - Microestrutura no primeiro cordão de solda. a) região com precipitações e elevado teor de ferrita; b) região livre de precipitações e com maior teor de austenita .....	242
Figura 134 - Mapeamento químico na interface metal de solda/substrato .....	243
Figura 135 - Varredura de composição química na interface do primeiro cordão de solda do AISD	245
Figura 136 - Mapeamento químico na interface do último cordão. ....	245
Figura 137 - Varredura de composição química na interface do último cordão de solda do AISD....	247
Figura 138 - Microestrutura do metal de solda do primeiro cordão de solda. Aumento de 200X. a) região mais próxima do topo; b) região mais próxima da interface; c) região mostrando interface metal de solda/substrato.....	248
Figura 139 - Microestrutura do metal de solda no primeiro cordão de solda. a) região com presença de $\gamma_2$ ; b) detalhe de $\gamma_2$ ; c) região próxima à linha de fusão; d) detalhe de $\gamma_2$ no interior dos grãos equiaxiais; e) $\gamma_2$ dispersa entre $\gamma$ Widmanstätten; f) ampliação mostrando $\gamma_2$ ; g) EDS realizado em $\gamma_2$ .....	249
Figura 140 - Metal de solda do 2º cordão depositado. Aumento de 200X. a) presença de $\gamma_2$ intragranular; b) região com menor quantidade de $\gamma_2$ .....	250
Figura 141 - Microestrutura do metal de solda do 5º cordão com presença de $\gamma_2$ . Aumento de 200X .....	251
Figura 142 - Precipitações de $\gamma_2$ e nitretos no metal de solda. ....	251
Figura 143 - Microestrutura do metal de solda, mostrando zonas de transição e austenita secundária .....	253
Figura 144 - Microestrutura do metal de solda no último cordão. a) região com elevado teor de austenita; b) microestrutura com elevado teor de ferrita; c) região de interface. ....	254
Figura 145 - Microestrutura do metal de solda com presença de precipitados. ....	255
Figura 146 - Microestrutura do metal de solda do último cordão soldado. A) metal de solda com ilhas de austenita secundária; b) $\gamma_2$ intragranulares dispersas no interior do grão ferrítico; c) ilha de $\gamma_2$ ; d) $\gamma_2$ nucleada a partir de uma inclusão.....	255
Figura 147 - Mapeamento químico da interface metal de solda/substrato.....	256
Figura 148 - Varredura da composição química ao longo da interface do primeiro cordão de solda do AID.....	259
Figura 149 - Mapeamento químico da região do último cordão de solda. ....	259
Figura 150 - Varredura da composição química ao longo da interface do primeiro cordão de solda do AID.....	261

Figura 151 - Teste eletroquímico realizado no metal de solda com deposição de AISD. a) primeiro cordão de solda; b) último cordão de solda. ....	262
Figura 152 - Teste eletroquímico realizado no metal de solda com deposição de AID. a) primeiro cordão de solda; b) último cordão de solda. ....	262
Figura 153 - Pites na amostra de AISD depois do ensaio de CPT no primeiro cordão de solda. Aumento de 200X.....	266
Figura 154 - Pites na fase austenítica depois do ensaio de CPT para liga AISD no primeiro cordão de solda. Aumento de 500X. ....	266
Figura 155 - Pites na fase austenítica e nitretos depois do ensaio de CPT para liga AISD no primeiro cordão de solda. Aumento de 500X.....	267
Figura 156 - Pites na amostra de AISD depois do ensaio de CPT no último cordão de solda.....	267
Figura 157 - Pites na fase austenítica depois do ensaio de CPT para liga AISD no primeiro cordão de solda. Aumento de 500X. ....	268
Figura 158 - Pites na amostra de AID depois do ensaio de CPT no primeiro e último cordão de solda. ....	268
Figura 159 - Pites na fase austenítica depois do ensaio de CPT para liga AID no primeiro cordão de solda. Aumento de 500X. ....	269
Figura 160 - Pites na fase austenítica depois do ensaio de CPT para liga AID no último cordão de solda. Aumento de 500X. ....	269
Figura 161 - Microestrutura do metal de solda com presença de austenita secundária.....	270
Figura 162 - Pites na austenita secundária depois do ensaio de CPT para liga AID no último cordão de solda. Aumento de 500X ....	271
Figura 163 - Microestrutura do metal de solda do AID. a) Precipitados $\gamma_2$ ; b) Análise de composição química de $\gamma_2$ ; c) Análise de composição química de $\gamma$ .....	273

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Modos de solidificação para aços inoxidáveis austeníticos para diferentes valores do coeficiente $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ obtidos por alguns autores. ....	73
Tabela 2 - Composição química nominal dos tubos utilizados como metal base (% massa)...	78
Tabela 3 - Composição química (% massa) certificada pelo fabricante.....	79
Tabela 4 - Parâmetros de soldagem para determinação da taxa de pó. ....	87
Tabela 5 – Parâmetros de Soldagem.....	90
Tabela 6 - Parâmetros de soldagem referente à planilha. ....	92
Tabela 7 - Designação dos fatores de controle para o Método Taguchi.....	93
Tabela 8 - Parâmetros de soldagem referente à planilha. ....	94
Tabela 9 - Parâmetros de soldagem referente à planilha. ....	95
Tabela 10 - Parâmetros utilizados na soldagem de revestimento.....	96
Tabela 11 - Composição química do aço API feito por emissão ótica (% massa). ....	100
Tabela 12 - Composição química do pó AID feito por fluorescência de raios-X (% massa). ....	103
Tabela 13 - Composição química do pó AISD feito por fluorescência de raios-X (% massa). ....	104
Tabela 14 - Valores de $Cr_{eq}$ , $Ni_{eq}$ e $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ . ....	104
Tabela 15 - Parâmetros de soldagem para as condições soldadas em simples depósito. ....	117
Tabela 16 - Microdureza média do metal de solda.....	140
Tabela 17 - Parâmetros de soldagem para as condições soldadas.....	142
Tabela 18 - Influência dos fatores de controle sobre a diluição, em função do nível de significância “ $\alpha$ ” referente aos fatores de controle analisados na matriz L9.....	150
Tabela 19 - Influência dos fatores de controle sobre a diluição, em função do nível de significância “ $\alpha$ ” referente aos fatores de controle analisados na matriz L9.....	153
Tabela 20 - Influência dos fatores de controle sobre a diluição, em função.....	157
Tabela 21 - Microdureza média do metal de solda e da interface. ....	160
Tabela 22 - Valores previstos e medidos das variáveis respostas para os ensaios de confirmação. ....	162
Tabela 23 - Ensaio de confirmação e complementares. ....	163
Tabela 24 - Características geométricas e teor de ferrita para as condições 3313 e 2323.....	167
Tabela 25 - Parâmetros de soldagem para as condições soldadas na L18.....	169
Tabela 26 - Influência dos fatores de controle sobre a tensão do arco, em.....	172
Tabela 27 - Influência dos fatores de controle sobre o reforço e ângulo de molhamento, em função do nível de significância “ $\alpha$ ” referente aos fatores de controle analisados na matriz L18. ....	180

Tabela 28 - Influência dos fatores de controle sobre a largura e diluição, em função do nível de significância “ $\alpha$ ” referente aos fatores de controle analisados na matriz L18.....	182
Tabela 29 - Influência dos fatores de controle sobre o teor de ferrita, em função .....	189
Tabela 30 - Valores previstos e medidos das variáveis respostas para os ensaios de confirmação. ....	193
Tabela 31 - Ensaios complementares. ....	196
Tabela 32 - Condições para soldagem de revestimento. ....	203
Tabela 33 - Características geométricas dos revestimentos. ....	209
Tabela 34 - Comparação dos valores de CPT e teor de ferrita .....	263
Tabela 35 - PRE para as fases ferrita e austenita do AISD e AID. ....	264
Tabela 36 -Matriz ortogonal L8.....	302



## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

$A_{Adic}$	Área Adicionada pelo Metal de Adição
$A_{Dil}$	Área do Metal Base que fundiu
ADP	Alimentador de Pó
AID	Aço Inoxidável Duplex
AISD	Aço Inoxidável Superduplex
API	American Petroleum Institute
ARBL	Alta Resistência e de Baixa Liga
Ar	Gás Argônio
AWS	American Welding Society
ASME	American Society of Mechanical Engineers
ASM	American Society for Metals
B	Área Fundida do Metal de Base
CC	Corrente Constante
CCEN	Corrente Contínua Eletrodo Negativo
CPT	Critical Pitting Temperature
D	Diluição
DBP	Distância Bico-peça
DCEN	Direct Current Electrode Negative
DIN	Deutsche Institut für Normung
E	Energia de Soldagem
$E_a$	Energia Total do Arco Elétrico
$E_p$	Energia Recebida pela Peça
$E_{zf}$	Energia para Formação da Zona Fundida
EBW	Electron Beam Welding
EDX	Espectroscopia por Dispersão de Raios-X
EDS	Energy Dispersive x-ray
FCC	FluidCatalyticCracking
G	Gradiente Térmico
GTAW	Gas Tungsten Arc Welding
HPTA	High Power Plasma Transferred Arc
I	Corrente de Soldagem
IC	Intervalo de Confiança

M	Ensaio de Confirmação do Ângulo de molhamento
L	Largura
MAG	Metal Active Gas
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MIG	Metal Inert Gas
MPTA	Micro Plasma Transferred Arc
Mn	Manganês
NASA	National Aeronautics and Space Administration
PAW	Plasma Arc Welding
PH	Potencial Hidrogeniônico
PPW	Powder Plasma Welding
PRE	Índice de Resistência à Corrosão por Pites
PREW	Índice de Resistência à Corrosão por Pites com Presença de W
PTA	Plasma Transferred Arc
PTA-P	Plasma pó com adição de Pó
PTA-A	Plasma pó com adição de Arame
TE	Técnica da Energia
R	Reforço
SMAW	Shielded Metal Arc Welding
SQE	Soma dos Quadrados devido ao erro
SSS	Superduplex Stainless Steel
Rc	Recuo do Eletrodo
TIG	Tungsten Inert Gas
TA	Taxa de Alimentação de Pó
TGPR	Tipo de Gás de Proteção
UFC	Universidade Federal do Ceará
UNS	Unified Numbering System
V	Vanádio
Vs	Velocidade de Soldagem
VGA	Vazão de Gás de Arraste
VGP	Vazão de Gás Plasma
VGPR	Vazão de Gás de Proteção
ZAC	Zona Afetada pelo Calor
ZF	Zona Fundida

## LISTA DE SÍMBOLOS

$\gamma$	Austenita (Geral)
$\gamma_1$	Austenita Primária
$\gamma_2$	Austenita Secundária
$\delta$	Ferrita
$\alpha$	Ferrita
$\sigma$	Fase sigma
$\sigma^2_e$	Variância de Erro
$\sigma^2_{prev}$	Variância do Erro de Previsão
$\theta$	Ângulo de Molhamento
$\delta_i$	Densidade de Corrente
$\eta_{ot}$	Eta ótimo
$\eta$	Eta
$\eta_a$	Eficiência do Arco
$\eta_f$	Eficiência de Fusão
®	Marca Registrada

## SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO.....	24
1.1 OBJETIVOS .....	28
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA .....	30
2.1 Arco plasma .....	30
2.2 Processo de soldagem Plasma pó.....	33
2.2.1 Histórico, vantagens e desvantagens .....	33
2.2.2 Aplicações .....	35
2.2.3 Equipamentos e princípio de funcionamento de Plasma pó .....	37
2.2.4 Metal de adição em forma de pó: vantagens, características e desvantagens .....	41
2.2.5 Parâmetros da soldagem Plasma pó.....	45
2.2.5.1 Recuo do eletrodo (Rc).....	46
2.2.5.2 Distância bico-peça (DBP) .....	46
2.2.5.3 Gás plasma .....	47
2.2.5.4 Gás de proteção .....	50
2.2.5.5 Gás de arraste .....	52
2.2.5.6 Corrente de soldagem .....	54
2.2.5.7 Taxa de alimentação .....	56
2.2.5.8 Velocidade de soldagem.....	57
2.2.6 Comparação entre processos de revestimento.....	58
2.3 Aços Inoxidáveis Duplex .....	63
2.3.1 Elementos de liga .....	64
2.3.1 Propriedades .....	65
2.3.3 Microestrutura .....	67
2.3.4 Nitretos .....	69
2.3.5 Fase sigma.....	70
2.3.6 Austenita secundária .....	71
2.3.7 Fase chi .....	71
2.3.8 Modos de solidificação.....	72
2.3.9 Soldagem dos Aços Inoxidáveis Duplex e Superduplex .....	73
2.4 Revestimento Plasma pó .....	76
3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	78
3.1 Materiais .....	78

3.2 Equipamentos.....	79
3.2.1 Equipamentos para soldagem .....	80
3.2.2 Equipamentos para caracterização microestrutural .....	83
3.2.3 Equipamentos de corrosão.....	83
3.3. Metodologia .....	84
3.3.1 Soldagens Preliminares.....	85
3.3.2 Soldagens exploratória I - Estudo do Efeito da Corrente e Velocidade de Soldagem .....	89
3.3.3 Soldagens exploratórias II .....	91
3.3.4 Soldagens exploratórias III.....	94
3.3.5. Soldagens de revestimento .....	95
3.3.6 Caracterização metalúrgica do revestimento .....	96
3.3.7 Avaliação de microdureza do revestimento .....	98
3.3.8 Avaliação da resistência à corrosão dos revestimentos .....	98
4. RESULTADOS DISCUSSÃO .....	100
4.1 Soldagens preliminares .....	100
4.1.1 Caracterização do metal base e pó.....	100
4.1.2 Otimização do processo .....	104
4.2 Soldagens exploratórias I - Estudo do efeito da corrente e velocidade de soldagem ...	116
4.2.1. Influência da corrente e velocidade de soldagem nos defeitos.....	116
4.2.2 Influência da corrente e velocidade de soldagem no reforço .....	126
4.2.3 Influência da corrente e velocidade de soldagem na largura.....	129
4.2.4 Influência da corrente e velocidade de soldagem na penetração .....	130
4.2.5 Influência da corrente e velocidade de soldagem na diluição.....	132
4.2.6 Influência da corrente e velocidade de soldagem no ângulo de molhamento .....	135
4.2.7 Influência da corrente e velocidade de soldagem no teor de ferrita .....	136
4.2.8 Influência da corrente e velocidade de soldagem na microdureza.....	138
4.2.9 Considerações finais .....	140
4.3 Soldagens exploratórias II .....	142
4.3.1 Influência dos fatores na tensão do arco .....	142
4.3.2 Influência dos fatores nos defeitos .....	143
4.3.3 Influência dos fatores nas características geométricas .....	148
4.3.4 Influência dos fatores no reforço e ângulo de molhamento.....	150
4.3.5 Influência dos fatores na largura e diluição.....	152
4.3.6 Influência dos fatores no teor de ferrita do metal de solda .....	157

4.3.7	<i>Influência dos fatores na microdureza</i>	158
4.3.8	<i>Ensaios de confirmação e complementares</i>	161
4.3.9	<i>Considerações finais</i>	167
4.4	<i>Soldagens exploratórias III</i>	169
4.4.1	<i>Influência dos fatores na tensão do arco</i>	169
4.4.2	<i>Influência dos fatores nos defeitos</i>	172
4.4.3	<i>Influência dos fatores nas características geométricas</i>	178
4.4.4	<i>Influência dos fatores no reforço e ângulo de molhamento</i>	180
4.4.5	<i>Influência dos fatores na largura e diluição</i>	182
4.4.6	<i>Influência dos fatores no teor de ferrita do metal de solda</i>	189
4.4.7	<i>Influência dos fatores na microdureza</i>	190
4.4.8	<i>Ensaios de confirmação e complementares</i>	192
4.4.9	<i>Considerações finais</i>	199
4.5	<i>Soldagens de revestimento</i>	200
4.5.1	<i>Estudo de sobreposição</i>	200
4.5.2	<i>Revestimento</i>	202
4.5.2.1	<i>Avaliação do acabamento superficial e dos defeitos dos revestimentos</i>	203
4.5.2.2	<i>Características geométricas e tensão do arco</i>	209
4.5.2.3	<i>Caracterização dos revestimentos</i>	211
4.5.2.3.1	<i>Microdureza dos revestimentos</i>	211
4.5.2.3.2	<i>Teor de ferrita</i>	215
4.5.2.3.3	<i>Microestruturas dos revestimentos do AISD</i>	217
4.5.2.3.4	<i>Microestruturas dos revestimentos do AID</i>	248
4.5.2.3.5	<i>Teste eletroquímico de temperatura crítica de pite</i>	261
4.5.3	<i>Considerações Finais</i>	274
5	<b>CONCLUSÃO</b>	276
	<b>SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS</b>	278
	<b>REFERÊNCIAS</b>	279
	<b>APÊNDICE</b>	298

## 1 INTRODUÇÃO

A exploração de petróleo no pré-sal é um dos grandes desafios tecnológicos das empresas petrolíferas, principalmente por se encontrar em regiões ultra profundas, não exploradas anteriormente. Este aspecto faz com que grande parte dos materiais utilizados na fabricação de equipamentos empregados nas unidades de destilação, processamento e transporte do petróleo, deva possuir dentre outras características, uma elevada resistência à corrosão.

Equipamentos, tais como *risers*, válvulas, tubulações, reatores, unidades de craqueamento catalítico e térmico, equipamento de dessulfuração, dentre outros, estão submetidos a condições severas de operação devido a uma conjunção de fatores, tais como temperaturas elevadas, desgastes, ambientes agressivos e alta pressão nas diferentes etapas de processamento de petróleo, o que resulta na degradação dos materiais dos equipamentos, levando a dispendiosas operações de manutenção. Nessas aplicações citadas, seja na fabricação ou na manutenção dos equipamentos ou componentes, a soldagem é utilizada, sendo de suma importância a utilização de processo e procedimento adequados, de modo a minimizar alterações nas propriedades mecânicas e metalúrgicas dos materiais. Além disso, a soldagem determina custos, cronograma, influencia análises de riscos e viabilidade de projetos.

Em diversos subsetores da indústria petrolífera está ocorrendo grande crescimento, por exemplo, há demanda para obtenção de 214 novos navios para a PETROBRAS e TRANSPETRO a estaleiros nacionais até 2015, segundo o último cenário desenhado pelo Sindicato da Indústria da Construção Naval (SINAVAL, 2009). Em se tratando diretamente de exploração e produção de Petróleo e Gás, também se nota um horizonte em expansão. O Plano de Negócios 2009-2013 da Petrobras revela uma meta de crescimento na produção, além da duplicação de utilização de dutos no Brasil que ainda está defasada em relação a outros países, como a Argentina (PLANO DE NEGÓCIOS, 2009).

Dentro deste cenário, a degradação de superfícies expostas a ambientes agressivos em termos de corrosão, desgaste e/ou temperatura impõe um desafio a engenheiros e pesquisadores no que concerne a um aumento da vida útil de componentes/equipamentos, com conseqüente redução de gastos de manutenção e sucata industrial, segurança operacional, confiabilidade de abastecimento e segurança ambiental. As diversas técnicas de processamento de superfícies disponíveis para a melhoria do desempenho de componentes

vão desde a modificação por tratamentos termoquímicos à deposição de revestimentos finos (filmes) ou espessos (camadas aspergidos ou soldadas) (D'OLIVEIRA, 2006).

Devido ao elevado custo ou inadequação térmica para a fabricação de equipamentos maciços constituídos por ligas de alta resistência à corrosão e/ou mecânica, diversos equipamentos na indústria do petróleo são normalmente construídos com materiais menos nobres, como aços C-Mn e baixa liga, e são revestidos por materiais de excelente resistência à corrosão e propriedades mecânicas. A aplicação de revestimento em equipamentos industriais pode ser feita na forma de *clad*, *lining* (chapas soldadas) e *overlay*. Esta última é realizada através da deposição de uma camada de material (multipasse) com características desejáveis em relação às propriedades mecânicas e microestrutura sobre um substrato, sendo um dos métodos de maior versatilidade e com obtenção de bons resultados (BROWN, 2005).

O revestimento pode ser aplicado com objetivo de aumento de resistência ao desgaste abrasivo, resistência à corrosão, resistência à elevadas temperaturas e suporte à pressões provenientes da ação de fluidos no metal base (WANG *et al.*, 2003; LAKSHMINARAYANAN *et al.*, 2008; LIYANAGE *et al.*, 2010). No entanto, existem muitos problemas na soldagem de revestimento advindos da aplicação de materiais dissimilares, sendo que as falhas acarretam prejuízos de milhões de reais, sendo essencial a seleção adequada de materiais e processo de soldagem, além de ajuste adequado de parâmetros (NELSON *et al.*, 1998). Em geral, esta deposição é feita por processos de soldagem como MIG/MAG, gás acetilênico, arame tubular, arco submerso (altos níveis de diluição), eletrodo revestido, TIG com alimentação de arame e mais recentemente pelo processo plasma com arco transferido (PTA). Em particular, a técnica de deposição por plasma com arco transferido, utilizando material de adição na forma de pó (Plasma pó), tem apresentado resultados muito atrativos para a deposição de superligas, contudo é pouco aplicado, necessitando de estudos para explorar a viabilidade de aplicação na indústria do petróleo, resultando principalmente na redução dos custos e na preservação do meio ambiente devido à baixa emissão de óxidos (D'OLIVEIRA *et al.*, 2006; GRAF & D'OLIVEIRA, 2003; GATTO *et al.*, 2004).

A seleção da liga a ser depositada depende de diversos fatores, como: condições de operação, características do metal base, relação custo/benefício do componente a ser revestido, custo de processamento, dentre outros (GRAF, 2004). Dentre os materiais existentes comercialmente que possuem excelente combinação entre resistência à corrosão e propriedades mecânicas destacam-se os aços inoxidáveis duplex (AID) e superduplex (AISD).



A utilização destes materiais tem crescido, principalmente na indústria de petróleo e gás natural, apesar da sua produção ser menor em relação aos aços inoxidáveis mais tradicionais. Estes materiais possuem em sua microestrutura as fases ferrita e austenita, de modo a aliar boas propriedades mecânicas e elevada resistência à corrosão. Esta combinação de propriedades tem popularizado o seu uso em ambientes altamente agressivos (RAMÍREZ, 2001).

Em algumas situações, os AID's podem apresentar melhor resistência à corrosão que as ligas de níquel, como por exemplo, quando imersos em solução contendo 12% NaCl, pH 14 até temperaturas de 200° C, sendo importante o estudo mais aprofundado destes materiais. Uma das primeiras utilizações de grande escala de um AID foi na fabricação de um condensador que operou de modo satisfatório durante 12 anos, enquanto o mesmo equipamento com titânio e liga de níquel durou respectivamente, 5 e 8 anos, além da boa resistência mecânica. O custo para a utilização do AID foi de US \$ 300.000,00, enquanto para a liga de níquel foi de US \$ 1.000.000,00 (NOTTEN, 1997).

Existem poucos trabalhos sobre revestimentos investigando a deposição de AID/AISD sobre materiais menos nobres, porém já foram obtidos bons resultados em relação às propriedades mecânicas e resistência à corrosão (KANNAN & MURUGAN, 2006; BARNHOUSE & LIPPOLD, 1998), o que justifica a realização de um trabalho científico sobre o assunto. Atualmente, é comum a deposição de duplex/superduplex em tubos já cladeados com aço inoxidável austenítico, de modo a evitar a deposição direta de AID/AISD sobre o substrato que iria alterar as características do metal de solda, principalmente perto da zona de ligação (SCOTT, 2010; RAJEEV *et al.*, 2000). Sendo assim, torna-se relevante o controle adequado da diluição e balanço de fases, nas soldagens de revestimento com AID/AISD.

Na Figura 1 são mostrados exemplos de soldagem de revestimento de tubos. Neste caso, observa-se uma das principais aplicações de revestimento interno de tubos, realizada com o processo TIG com alimentação de arame. No entanto, o processo TIG possui limitação em relação ao controle direcional do arco, maior desgaste do eletrodo, aumentando custo e conseqüentemente reduzindo a produtividade em relação ao processo Plasma pó (DÍAZ *et al.*, 2009; OLIVEIRA, 2001).

Figura 1 - Soldagem de revestimento.



Fonte: CladTek.

Há anos o grupo de pesquisadores do ESolda-UFC desenvolve trabalhos nesta linha, que surgiu a partir de demandas das indústrias de diversos setores, mas principalmente da Indústria de Petróleo e Gás Natural. Diversos artigos e dissertações foram publicados ratificando a experiência que o grupo adquiriu com estes temas e que certamente são de interesse para as indústrias e comunidade científica, principalmente para aquelas que se preocupam com a manutenção de seus equipamentos ou que buscam técnicas mais adequadas para a fabricação por soldagem de seus produtos.

O processo Plasma pó possui como grande vantagem o controle da diluição, dependendo de um criterioso trabalho de ajuste de parâmetros (procedimento) que envolve, além de parâmetros elétricos e de movimento, também geométricos, de sobreposição de cordões e temperaturas entre passes, que configuram usualmente operações de revestimento. Vale salientar que existe uma grande carência na exploração do processo Plasma pó, principalmente na utilização de metal de adição na forma de pó de AID/AISD, não existindo trabalhos na literatura que abordam a utilização destes materiais para soldagem de revestimentos. O controle adequado dos parâmetros de soldagem pode acarretar um balanço de fases (ferrita e austenita) adequado, aliando boas propriedades mecânicas e resistência à corrosão. A carência de informação a respeito do comportamento de revestimentos depositados com AID/AISD, utilizando processo Plasma pó é um grande fator motivacional para a realização desta pesquisa, que pretende expandir conhecimentos técnicos, operacionais e metalúrgicos das soldagens com estes materiais.

Do ponto de vista operacional, busca-se o desenvolvimento e otimização dos parâmetros de soldagem para revestimento pelo processo Plasma pó. Apesar de ser um processo, cuja aplicação vem crescendo ao longo dos anos, ainda é necessário uma maior entendimento e aprofundamento. Devido à elevada quantidade de parâmetros e a influência

destes em alguns aspectos ainda não totalmente conhecidos, a sua exploração se torna um grande desafio.

Em relação aos aspectos metalúrgicos, a necessidade da compreensão dos fenômenos na soldagem é ainda maior, pois apesar do entendimento de aços inoxidáveis duplex e superduplex serem vastos, trabalhos em soldagens dissimilares são escassos, sendo ainda mais raras soldagens de revestimento com deposição de AID/AISD. O desafio ainda é maior, pois destaca-se que não se tem conhecimento de revestimento de AID/AISD pelo processo Plasma pó. Desta forma, a contribuição deste trabalho é trazer subsídios para verificar a viabilidade de revestimentos com deposição deste materiais nobres, contribuindo para novos campos de aplicação, de modo a poder expandir novos estudos na área.

## **1.1 OBJETIVOS**

O objetivo geral deste trabalho é analisar as influências e interinfluências dos principais parâmetros de soldagem do processo Plasma pó nas características geométricas e de diluição de soldas de revestimento interno de dutos API 5L X65, depositados com aço inoxidável duplex (DIN 1.4462) e superduplex (UNS S32760), bem como compreender os fenômenos do processo e as alterações metalúrgicas nos revestimentos.

Como objetivos específicos tem-se os seguintes aspectos:

- Avaliar a influência da corrente e da velocidade de soldagem, com deposição de pó superduplex em dutos de API 5L Gr. B, nas características geométricas (reforço, largura, penetração, índice de convexidade, ângulo de molhamento), na diluição, nos defeitos, na microdureza e no teor de ferrita do metal de solda;
- Avaliar a influência dos principais parâmetros de soldagem Plasma pó (vazão de gás plasma, vazão de gás de arraste, vazão de gás de proteção, distância bico-peça, taxa de alimentação do pó, técnica da energia, recuo do eletrodo e tipo de gás de proteção), com deposição de pó superduplex em dutos API 5L Gr. B, nas características geométricas (reforço, largura, penetração, índice de convexidade, ângulo de molhamento), na diluição, nos defeitos, na microdureza e no teor de ferrita do metal de solda;

- Aplicação e avaliação da compatibilidade dos revestimentos internos de aços inoxidáveis duplex e superduplex em dutos API 5L X65 (12"x21.44 mm), com os parâmetros operacionais ótimos estabelecidos na soldagem exploratória, analisando a presença de defeitos e características geométricas;
- Avaliar a microestrutura proveniente da soldagem multipasse (ferrita/austenita e precipitações), a microdureza e a resistência à corrosão dos revestimentos dissimilares de aços inoxidáveis duplex e superduplex depositados.

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

### 2.1 Arco plasma

Inicialmente, é importante o entendimento do que seja o plasma que consiste em uma mistura de elétrons, íons, e partículas neutras, em neutralidade elétrica (equilíbrio entre as cargas negativas e positivas) e altamente condutivo, em contraste com um gás comum, devido à presença de cargas elétricas livres entre seus constituintes. Tais cargas são geradas mediante processos de ionização por descargas elétricas, ou processos de colisões e vibrações atômicas de gases em temperaturas elevadas (BOULOS *et al.*, 1994).

O arco plasma é ionizado e contém partículas neutras, podendo ser dividida em duas categorias: térmico e de não-equilíbrio. A diferença entre eles é que o térmico possui tendência de possuir temperaturas aproximadamente iguais dos elétrons e átomos com carga positiva, sendo aplicados em condições de mais elevada pressão em comparação com o de não-equilíbrio (polimerização), de modo que os elétrons se tornam mais quentes que os íons (SHOHET, 1991).

O plasma térmico, o obtido nas soldagens a arco, pode ser produzido por meio de fornecimento de energia térmica ou elétrica a uma certa quantidade de gás, tendo como mecanismos básicos o aquecimento e a ionização do gás, o que provoca a liberação de elétrons dos átomos ou moléculas. Diversas técnicas são empregadas para promover tais mecanismos e uma das mais utilizadas é baseada na interação entre o gás a ser ionizado e arcos elétricos abertos de elevada intensidade: os elétrons da corrente colidem com os constituintes do gás, ocorrendo aquecimento deste e das regiões catódicas e anódicas, e o processo gera um número adequado de portadores de carga elétrica, tornando o gás condutor (BOULOS, 1991).

Quando circula corrente entre dois eletrodos imersos neste gás, as moléculas serão aceleradas e irão colidir uma com as outras. Como a energia aumenta, esta excede a força de atração entre os elétrons e seu núcleo. Os elétrons são afastados do seu núcleo e o gás consiste agora de partículas neutras, átomos com carga positiva e elétrons. O gás está ionizado, capaz de conduzir corrente. O gás neste estado é chamado de plasma, o quarto estado da matéria (DÍAZ, 1999).

O processo de soldagem a arco a plasma (PAW) é um processo de soldagem que produz coalescência dos metais, pelo aquecimento com um arco constricto entre o eletrodo e a

peça de trabalho (arco transferido) ou entre o eletrodo e o bico constritor da tocha (arco não transferido). O arco voltaico consiste em uma descarga elétrica, produzindo energia térmica suficiente para ser usado em soldagem, através de fusão localizada das peças (MARQUES, 1991).

A primeira tocha de soldagem plasma foi desenvolvida e patenteada por Robert Gage, pesquisador da Union Carbide Corporation, em 1953 nos Estados Unidos, quando estudava a aplicação de arco TIG no corte de metais (TRIGUINHO, 2005; OLIVEIRA, 2001). Neste período, foram realizadas operações de corte de material utilizando-se o processo TIG com pequenas modificações na saída do bocal de gás, que permitiram um aumento considerável na temperatura do arco e na velocidade do jato plasma em relação aos arcos convencionais (DÍAZ, 1999). O processo de soldagem a plasma, denominado de Plasma Arc Welding (PAW) foi introduzido na indústria em 1964 soldando partes do foguete TITAN III-C nos Estados Unidos, como um processo que possuía um melhor controle de soldagem em níveis mais baixos de corrente (BRACARENSE, 2000). A intenção inicial era de utilizá-lo em operações de cortes de metais, sendo que em pesquisas posteriores revelaram a possibilidade de utilização do processo plasma também para operações de soldagem. No mesmo período, a *Thermal Dynamics* apresenta uma nova pesquisa, o uso da corrente alternada, para a soldagem por plasma de alumínio, em espessuras até 6,35 mm. Sciaky Brothers apresentou uma fonte de energia capaz de fornecer corrente alternada, com forma de onda retangular, para operar com o processo TIG em 1967. Há uma grande diversidade de tochas de plasma térmico, porém o princípio operacional é o mesmo e está fundamentado na passagem do gás através do orifício constritor, estabelecida entre eletrodos (cátodo e ânodo) em corrente contínua ou alternada (FELIPINI, 2005).

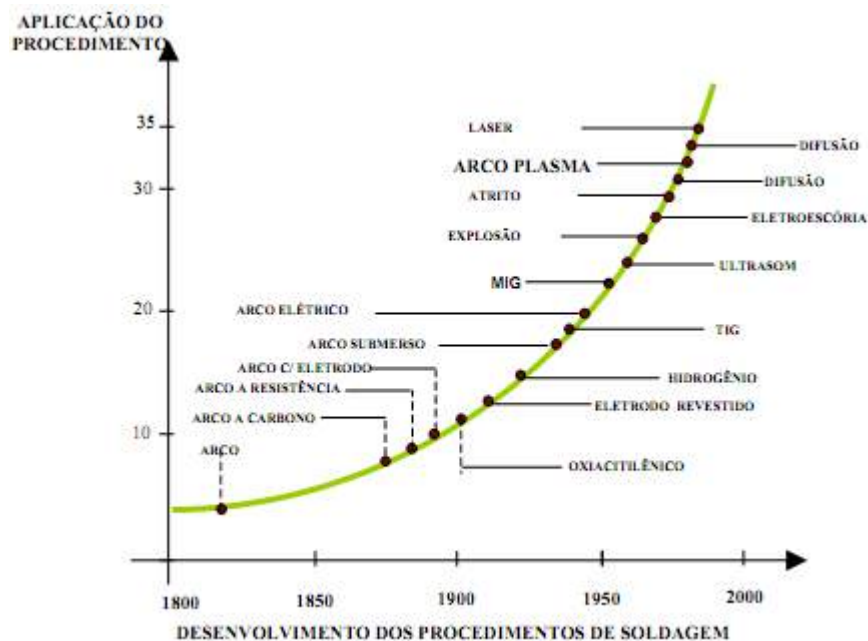
Em 1978, a NASA adotou este processo, em substituição ao processo TIG, para soldar tanques de alumínio em aeronaves espaciais. Também implementou um programa computacional para o controle dos parâmetros de soldagem, permitindo o ajuste dos parâmetros em função das variações de espessura do material a ser soldado. Este fatos foram importantes contribuições no desenvolvimento do processo plasma e atualmente o avanço tecnológico dos equipamentos de soldagem viabilizaram a sua utilização em escala industrial (DÍAZ, 1999).

Como visto, o processo de soldagem plasma analisado sob o ponto de suas características físicas, pode ser considerado como uma derivação do processo de soldagem TIG, pois utiliza um eletrodo não consumível de tungstênio e gás inerte para gerar o arco e proteger o eletrodo. A principal diferença do plasma reside no confinamento do eletrodo em

um bico em forma de funil e a adição de um gás plasma, conferindo ao arco uma distribuição espacial em forma de sino com grande estabilidade e maior concentração de energia, o que aumenta a eficiência da fusão (DÍAZ, 1999).

Os processos que utilizam plasma abrangem as mais diversas aplicações industriais, desde deposição de filmes finos e fabricação de microcircuito e a sinterização por plasma na metalurgia do pó (SHOHET, 1991). A Figura 2 mostra a evolução dos principais processos de soldagem ao longo do tempo, e expõe como as técnicas baseadas no plasma vêm ocupando posição de liderança.

Figura 2 – Evolução e aplicação dos processos de soldagem.



Fonte: Adaptado de Marconi (2002).

As principais vantagens da utilização do PAW (Plasma Arc Welding) em relação aos processos de soldagem mais tradicionais são: eletrodo protegido, o que oferece longos intervalos entre sua manutenção; capacidade de soldagem em corrente mais baixa; densidade de energia de arco chega a ser três vezes mais alta do que no processo TIG; as velocidades de soldagem podem ser maiores em algumas aplicações; menores distorções; alto volume de produção; soldagem de elementos de alta (*keyhole*) e baixa espessura; boa estabilidade do arco (maior rigidez do arco, menor expulsão de material para fora da poça de fusão, menores variações do comprimento do arco ou da sua orientação); cavidades estreitas (razão alta entre profundidade e largura) para uma dada penetração, resultando em menor distorção; menor zona termicamente afetada (BRACARENSE, 2000). Desde a década de 70 há uma

preocupação em relação à redução de complexidade (compreensão, otimização e operacionalização do processo) e do custo de aquisição dos equipamentos do PAW, não sendo mais uma grande barreira para aplicação na indústria (ZHANG & ZHANG, 1999).

## 2.2 Processo de soldagem Plasma pó

### 2.2.1 Histórico, vantagens e desvantagens

O processo de revestimento com pó metálico por plasma a arco transferido (PTA) foi oficialmente demonstrado e introduzido em 1961 na 40<sup>o</sup> Reunião Anual da AWS, durante as exposições gerais de soldagem com criação de *Union Carbide Co* (MARCONI, 2002; SILVA, 2010). O sistema e sua implantação foram patenteados com o número USA 1.57.321 de 3/11/1961 sob o título: “Procedimento e relativo aparelhamento para adição de pós metálicos, depositados e soldados com plasma de arco transferido” (TAKEYAMA, 2005). No Japão, foi a empresa Daido Steel que obteve a patente do processo PTA, em 1973, denominado por esta companhia de Plasma Powder Welding, PPW (DAIDO STEEL, 2010).

O Processo PTA (Plasma Transferred Arc) pode ser considerado uma derivação do processo PAW, sendo que existem diversas denominações para o processo com adição de pó, existindo diversas nomenclaturas abordadas no Brasil, como PTA-P (DÍAZ *et al.*, 2010). O termo PTA se torna bastante abrangente, pois o processo similar PAW também opera com arco transferido, em muitas aplicações. Esta distinção deve ocorrer, pois suas aplicações são bastante diferentes. O processo PAW surgiu como evolução do processo TIG, fornecendo maior constrição do arco, acarretando maior penetração. O Plasma com adição de pó utiliza, em geral, orifícios constritores de diâmetro maior que os utilizados no PAW, de modo que a coluna do arco tenha um diâmetro maior, com conseqüente menor constrição do arco, de modo que não haja alta penetração, o que contribui para a obtenção de baixas diluições e cordões mais largos (SANTOS, 2003).

O processo PTA com adição de metal em forma de pó é aplicado basicamente em soldagens de revestimento, no qual o intuito é obter soldas com baixa diluição. Alguns autores referenciam PAW como sendo um processo com arco transferido que utiliza metal de adição na forma de arame e PTA que utiliza pó como metal de adição, ocorrendo muitas divergências de nomenclatura (DÍAZ *et al.*, 2010). Vale salientar que o nome PTA não é normatizado, de modo que existem diversas nomenclaturas verificadas em diversos artigos, como: *Plasma-Pulver-Ausfragschweissen* (norma DIN8580), *Plasma Powder Welding*, *Powder Plasma*



*Hardfacing, Powder Plasma Arc Welding, Plasma Welding Surfacing, Plasma Arc Powder Surfacing e Plasma Transferred Arc Wearfacing/Hardfacing/Wear Surfacing* (SILVA & DUTRA, 2012). Desta forma, entende-se que como já relatado em outras países, este é um processo plasma com adição de pó, logo neste trabalho o processo será relatado como Plasma pó. Logo, é necessária uma unificação em termos da utilização da nomenclatura no Brasil, de forma a padronizar este processo.

O processo Plasma pó possui como vantagens em relação a: estabilidade do arco, mesmo para correntes baixas; coluna do arco rígida e de reduzido diâmetro, produzindo poça de fusão de tamanho relativamente reduzido; menor distorção; baixa diluição, inferior a maioria dos processos de soldagem; pequena zona afetada pelo calor (ZAC); baixo aporte térmico; e comprimento do arco exercendo pequeno efeito sobre a tensão (AWS, 1991; MACHADO, 1996; GATTO, 2004; ZHANG *et al.*, 2008; LIU *et al.*, 2007; HOU *et al.*, 2005). No entanto, é verificado na literatura, variação significativa da tensão em relação à variação do comprimento do arco (TRIGUINHO, 2005). Como o orifício constritor é maior, a forma de sino do arco é mais acentuada que no PAW. Assim, a variação da tensão com o comprimento do arco é normal. Inclusive, se aplica AVC (Arc Voltage Control), que é um equipamento que realiza controle do comprimento do arco de maneira automática. Outra característica é que este processo é considerado limpo, ou seja, sem presença de escória e/ou respingo, além de poder ser utilizado para diversas geometrias (TAKANO & D'OLIVEIRA, 2007). Além disto, é menos influenciado por campos magnéticos e correntes de ar do meio externo que podem eventualmente ocasionar porosidade no material depositado (RIBEIRO, 2007). O processo Plasma pó com parâmetros adequados garante propriedades homogêneas na seção de todo cordão de solda devido à alta dinâmica da poça de fusão (D'OLIVEIRA *et al.*, 2006). Além disso, permite a regulagem independente entre a energia fornecida e a adição de material em forma de pó.

Porém, esse processo possui algumas desvantagens, como: maior custo do equipamento e maior dificuldade na otimização dos parâmetros em relação aos processos mais tradicionais (SANTOS, 2003). Também se destacam: maior complexidade do processo devido à grande quantidade de parâmetros a serem explorados; tocha com construção mais difícil; maior preocupação no cuidado do bico de construção para manutenção da qualidade da solda (XIBAO & HUA, 1998). Na literatura há relatos de repetitividade não satisfatória em alguns casos que leva à baixa confiabilidade (SOM, 1999).

Em determinados equipamentos a taxa de deposição pode chegar a 15 kg/h. Outras faixas usuais de parâmetros são: reforço entre 0,5 e 5 mm e largura do cordão entre 3 e

50 mm em um único passe e eficiência de deposição entre 85 e 95% (WANG *et al.*, 2003; LIYANAGE *et al.*, 2010; GRAF, 2004). Plasma pó também apresenta alto nível de reprodutibilidade nas características geométricas em relação aos outros processos de aplicação de revestimentos (KIM, *et al.*, 2001). Também há a impossibilidade de contato entre o eletrodo encapsulado e a peça, o que elimina completamente a possibilidade de inclusões de tungstênio do eletrodo na peça (TRIGUINHO, 2005).

Tal como em outros processos de deposição que envolvem ligação metalúrgica entre o material do revestimento e o substrato, depósitos feitos por Plasma pó resultam em tensões residuais na superfície. De fato, sabe-se que deformações de contração de volume na solidificação em processos de deposição que envolvam grandes gradientes térmicos, como é o caso do Plasma pó, são significativas (ASM, 2001).

As fontes de potência convencionalmente usadas são do tipo DCEN. As fontes DCEP são reservadas para uso limitado de soldagem do alumínio, mas com o aquecimento excessivo do eletrodo limita o uso desta polaridade a níveis de correntes menores que 100 A (BRACARENSE, 2000). A corrente alternada com estabilização de alta frequência e balanceadas podem ser usadas para soldagem de alumínio e ligas de magnésio. A corrente varia de 10 a 100 A, pois maiores correntes poderiam danificar o eletrodo durante o ciclo positivo da onda. A polaridade positiva é usada, pois permite a remoção da camada de óxido na superfície da peça de alumínio devido à formação de manchas (pontos) catódicas microscópicas que duram um certo tempo, ou seja, “nascem” e “morrem” com grande rapidez.

Porém, esse processo possui algumas desvantagens, como: maior custo do equipamento e maior dificuldade na otimização dos parâmetros em relação aos processos mais tradicionais (SANTOS, 2003). Outra limitação é a impossibilidade de pulsar injeção do pó, ou alimentar o pó somente na fase de pulso, como ocorre no processo com alimentação de arame (DÍAZ, 2005). Também se destacam: maior complexidade do processo; tocha com construção mais difícil; pequena tolerância para desalinhamento da junta soldada, devido ao arco estreito; maior preocupação no cuidado do bico de constrição para manutenção da qualidade da solda (XIBAO & HUA, 1998). Na literatura há relatos de repetitividade não satisfatória em alguns casos que leva à baixa confiabilidade (SOM, 1999).

### **2.2.2 Aplicações**

O Plasma pó pode ser na recuperação de pás de turbinas hidráulicas que sofreram erosão por cavitação (DÍAZ *et al.*, 2005; SILVA, 2010). Também possui aplicação de

parafuso sem fim de extrusoras, válvulas de motores de combustão interna (automotivo, náutico, ferroviário), acessórios para navios, geração de energia, ferramentas de corte, moldes de vidro e cerâmica e cilindros laminadores (KUWABARA *et al.*, 2003; GATTO *et al.*, 2004; ZHIN *et al.*, 2007). Plasma pó também é empregado na fabricação de assentos de válvulas, crescendo sua aplicação a partir da década de 80, de modo que anteriormente eram utilizados soldagem oxi-acetilênica e TIG (TRIGUINHO, 2005). São também aplicadas em comandos e blocos de válvulas, ferramentas de pressão, rolamentos, eixos, rotores, além de equipamentos para: mineração, trituração, laminação, de processo de produção de moldes e matrizes de forjamento e peças para usinas nucleares. Isto mostra o extenso campo de aplicação deste processo (ISOTEC, 2001; ARCRAFT PLASMA, 2011). Pode ser utilizado também no reparo de eixos de bombas centrífugas, principalmente nos pontos de apoio, como em selos mecânicos e mancais (TAKANO & D'OLIVEIRA, 2007). Na Figura 3 são mostradas válvulas de esferas soldadas pelo processo Plasma pó, revestidas externamente, ocasionando em cordões com bom acabamento superficial, mesmo em geometrias curvas.

Figura 3 - Válvula de esfera.



Fonte: Commersald Group (2011).

A principal aplicação das ligas de cobalto para revestimento utilizando processo Plasma pó é nas sedes de válvulas, sendo que a *slide valve* do FCC – Craqueamento Catalítico Fluido é a aplicação de maior importância (YAEDU, 2003). Os principais materiais comumente soldados com o processo Plasma pó são: ligas de aço, cobalto, aços inoxidáveis, ligas de níquel e ligas de titânio.

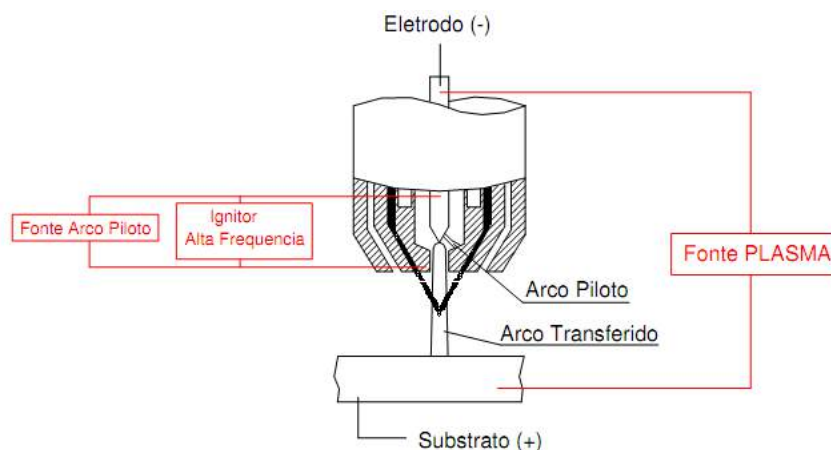
Uma das aplicações utilizadas em revestimento foi a deposição de ligas duras em peças de alumínio, objetivando tornar possível o uso deste material e seus benefícios (densidade, resistência à corrosão) em aplicações que não seria recomendado devido à baixa resistência ao desgaste (DEUIS *et al.*, 1998).

### 2.2.3 Equipamentos e princípio de funcionamento de Plasma pó

A Figura 4 representa o esquema do arco piloto e do arco transferido (principal). Usa-se um circuito elétrico que gera uma alta tensão em alta frequência para produzir a ionização da região situada entre a ponta do eletrodo e o bico constritor. Como o eletrodo de tungstênio encontra-se no interior do bico constritor, torna-se difícil a abertura do arco principal por contato. Com a ionização do meio, abre-se um pequeno arco entre o eletrodo e o bico constritor, denominado de arco piloto (não transferido), vencendo o meio dielétrico (D'OLIVEIRA *et al.*, 2006). O jato de plasma gerado pelo arco piloto, se ioniza e expande, sendo projetado com alta velocidade em direção ao substrato, se tornando uma espécie de condutor elétrico conectando-o ao eletrodo de tungstênio. Desta forma, quando a fonte de energia é acionada, já existe um caminho preferencial de gás ionizado e condutor de eletricidade (condução da corrente), facilitando a abertura do arco transferido entre o eletrodo e o substrato, sendo denominado de arco principal. Em função dos valores baixos de corrente, o arco piloto não possui energia suficiente para promover a fusão e união de peças a partir de certo porte (OLIVEIRA, 2001).

O processo PTA pode ser dividido em três categorias, conforme a taxa de deposição desejada: MPTA (micro PTA), PTA-P (Plasma pó) e HPTA (PTA de alta potência). Quando é utilizado o processo MPTA (0,04 kg/h), o grau de penetração e diluição são mínimos, o reforço dos revestimentos é aproximadamente de 1,5 mm. O HPTA oferece uma taxa de deposição mais elevada (12-15 kg/h) a qual pode ser comparada com o processo de soldagem por arco submerso (10-40 kg/h). Ao contrário do processo de soldagem de arco submerso, o HPTA fornece um revestimento com uma microestrutura fina e uma diluição menor (DEUIS *et al.*, 1998).

Figura 4 – Representação esquemática do processo Plasma pó.



Fonte: Díaz (2005).

O gás é formado por moléculas e se dissocia em átomos quando energizado. Se esta energização continua, os átomos perdem elétrons tornando-se o gás ionizado. Além da ionização, no plasma, a energia elétrica recebida é convertida em calor, que é utilizada no processo para fundir o metal de adição e o metal base. Estes fatores, juntamente com a constrição do arco, permitem que se atinjam temperaturas da ordem de 30.000°C (YAEDU, 2003).

O arco piloto do processo por plasma é visível ao soldador, através das lentes de proteção, facilitando o posicionamento preciso da tocha de soldagem na abertura do arco (RIBEIRO, 2007). Então o circuito entre o eletrodo e a peça é fechado, abre-se o arco principal, gerando energia necessária para fundir o pó de adição (GRAF, 2004). Um valor baixo de corrente para o arco piloto é recomendado pelo fabricante (limitado pelo tipo de bico constritor), pois garante a eficácia e segurança na abertura, aumentando a vida útil do eletrodo e do bico constritor.

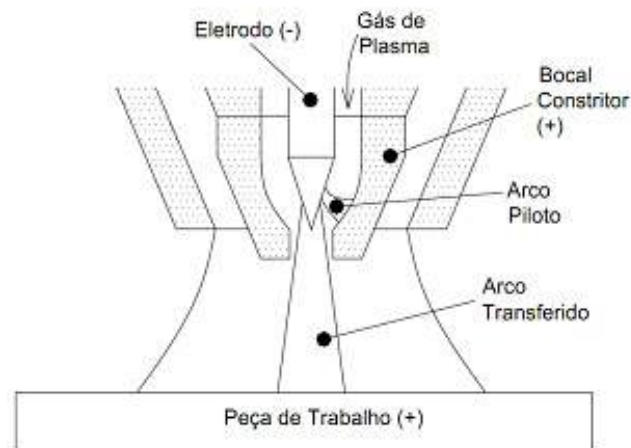
Na abertura do arco piloto, ocorre-se ignição entre o ponto sobre a superfície interna do bico constritor mais próximo da ponta do eletrodo (menor tensão requerida) e a ponta do eletrodo, chamado arco curto. Uma das teorias indicam que o fluxo de gás de plasma empurra o arco, forçando-o a tomar uma forma de U, pois o ponto anódico permanece fixo. O comprimento total do arco cresce continuamente, pois o jato de gás de plasma continua empurrando a base do U para fora e adicionalmente há atuação da força resultante axial das forças eletromagnéticas, até que a tensão seja maior do que aquela necessária para que ocorra ignição de outro arco curto. Neste momento, ocorre abertura deste novo arco e o ciclo recomeça (FAUCHAIS & VARDELLE, 1997; MARCONI, 2002).

O arco transferido é de maior energia do que o arco não transferido, em virtude da natureza colimada do feixe de plasma, sendo que o arco piloto é curto, se abre pouco. O arco do processo Plasma pó é essencialmente em forma de sino sua seção transversal, e a área de contato é praticamente inalterada por variações mínimas da DBP (Distância Bico-Peça), sendo este modo mais utilizado em soldagem devido à maior energia transferida à peça, dependendo da aplicação (TAKANO *et al.*, 2007). A distância da face externa inferior do bico constritor até o substrato é denominada de (DBP) ou *standoff*. O recuo (Rc) do eletrodo ou *electrode setback* é medido desde a ponta do eletrodo até a face externa do bico constritor (DÍAZ *et al.*, 2009).

Na Figura 5 são ilustradas as duas formas de arco: o transferido e o não transferido (arco piloto), mostrando de forma apenas esquemática a distinção entre os dois modos de arco. No entanto, alguns equipamentos plasma podem utilizar apenas o arco não

transferido para operações de soldagem. Neste caso, como não há passagem de corrente entre o eletrodo e a peça, a fusão do material base é feita exclusivamente pelo calor transferido pelo jato de gás a alta temperatura. O fato da peça não ser parte integrante do circuito elétrico permite operações de solda de materiais não condutores de eletricidade (DÍAZ, 1999).

Figura 5 - Representação esquemática do arco piloto e do arco transferido.



Fonte: Oliveira (2001).

A tocha tem como função fixar o eletrodo, direcionar o arco e metal de adição, possuindo um conjunto de pinças para a fixação do eletrodo de uma liga de tungstênio e canais para a passagem de gás e da água de refrigeração. Possui ainda um bico de cobre com o orifício para a constrição do arco e um bocal geralmente de cerâmica ou cobre para a isolação. A tocha é resfriada por um fluxo e canais de água para evitar o seu superaquecimento, aumentando a vida útil de seus componentes (TAKEYAMA, 2005). A tocha deve ser capaz de transformar energia elétrica em térmica, ter flexibilidade, faixa de operação aceitável, vida útil satisfatória do eletrodo e perda por refrigeração não superior a 50% (FAUCHAIS & VARDELLE, 1997). O projeto do circuito de refrigeração da tocha é importante, no tocante à redução nas dimensões da tocha, na manutenção de uma satisfatória capacidade de corrente, maior tempo de vida dos componentes e na conservação das propriedades superficiais dos canais de injeção de pó (SILVA, 2010).

Existem alguns tipos de injeções do pó, sendo que a injeção externa de pó é a mais difundida comercialmente. Ela se caracteriza pelo fato de os orifícios injetores se encontrarem na superfície inferior do bico constritor. Dessa maneira, o material aportado viaja

por determinado tempo fora do arco até ser injetado no mesmo. O ponto focal será determinado pelo ângulo dos orifícios injetores em relação ao eixo do arco elétrico e pela distância dos primeiros ao segundo. Com o ponto focal sendo acima da superfície, como normalmente deve ser em revestimentos, a maior parte da energia do arco é consumida para fundir o pó, reduzindo a parcela de calor transferida à peça e a fusão da mesma. Além disso, as partículas permanecem mais tempo no arco e chegam à poça mais quentes, resfriando menos a poça. Havendo defeitos, como falta de fusão, é recomendado que a distância focal seja igual à DBP, podendo também ocasionar menor extensão da ZAC, pois o pó vai estar em menor temperatura, retirando mais calor da poça de fusão (SILVA, 2010; DÍAZ, 2005). O tipo de injeção externa em comparação a interna, acarreta em menor tempo das partículas no plasma, podendo causar fusão insuficiente em partículas maiores, logo é importante partículas pequenas. Apresenta também menor desgaste da tocha, maior simplicidade, alta taxa de fusão e confiabilidade em termos de contaminação dos canais (SOM, 2011).

De um modo geral, no processo Plasma pó são utilizados três fluxos de gases: plasma, proteção e de arraste (D'OLIVEIRA *et al.*, 2006). Nas aplicações em soldagem e deposição por plasma, o gás de arraste é frequentemente o mesmo utilizado como gás de plasma, devido à praticidade, custo e a não necessidade de equipamentos para mistura de gases.

Como gás de plasma é utilizado um gás inerte, que é forçado a passar através do orifício do bico constritor, normalmente de cobre, onde o eletrodo é fixado concentricamente, sendo um dos responsáveis pela qualidade do depósito. O gás de proteção, passa por um bocal externo, concêntrico ao bico constritor. O gás de arraste ou de transporte é utilizado para guiar o material consumível. O alimentador de pó é responsável pela dosagem da liga metálica em pó a ser injetada no arco, através da tocha de soldagem (SILVA, 2010). A válvula rotativa é um tipo de alimentador de pó (ADP) bastante utilizado. A rotação do tambor da válvula, junto à regulagem do *gap* entre o tambor e a face do canal de queda, determina a vazão de pó metálico que está armazenado em um silo pressurizado. Para cada pó deve ser realizada uma calibração, devido a diferentes propriedades de escoamento. Isto vale também para os outros tipos de ADP (SILVA, 2010).

Segundo Díaz (1999), o ângulo da ponta do eletrodo de tungstênio não tem efeito sobre a penetração, pois afeta a abertura e estabilidade do arco principal e deve ser reafiada ao menor sinal de mudança do comportamento do arco. Além disso, o autor relata que ao contrário do processo TIG, onde o sentido da afiação, se paralelo ou transversal ao eletrodo, tem influência na configuração do plasma, isto não é verificado para o processo Plasma pó.

O diâmetro do orifício do bico constritor tem uma grande influência sobre a qualidade do revestimento por estar relacionado diretamente com a largura e penetração do cordão produzido (DÍAZ *et al.*, 2009). Há uma relação inversa entre o diâmetro do bico constritor e a tensão e potência médias de soldagem e também leve queda na taxa de deposição. Ou seja, nota-se uma tendência a aumento da taxa de deposição com aumento da constrição pela redução do diâmetro do orifício constritor, ao contrário do que ocorreu para aumento da vazão do gás de plasma (SILVA, 2010).

Segundo Gatto *et al.* (2004) a temperatura máxima no processo é na faixa de 20000 a 30000 °C. O bico age como colimador e focaliza o feixe de plasma (TAKANO *et al.*, 2007). O bico pelo qual passa o gás plasma (gás central) possui duas dimensões importantes: diâmetro do orifício e comprimento da garganta ou de saída (TRIGUINHO, 2005).

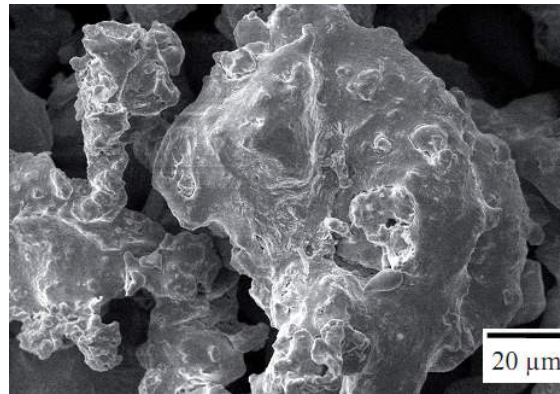
#### **2.2.4 Metal de adição em forma de pó: vantagens, características e dificuldades**

Na soldagem por Plasma pó, os pós, de forma geral, são obtidos por atomização em atmosfera protegida, garantindo uma melhor distribuição das partículas e ausência de oxidação, diminuindo a probabilidade de ocorrência de porosidades (GATTO *et al.*, 2004; SMUK, 2004). Outras técnicas de fabricação para obtenção do pó são trituração e fusão em cadinho frio por levitação eletromagnética (SILVA & DUTRA, 2012).

No processo de atomização, os pós são fabricados por pulverização de fluxo jateando as ligas fundidas na forma de pequenas gotas dentro de uma câmara especial, que é vazada por um orifício, utilizando jato de gás, geralmente nitrogênio ou argônio, sendo o custo de produção elevado. As gotas solidificam a uma taxa de resfriamento de  $10^2$  a  $10^5$  °C/s (dependendo do tipo de atomização), produzindo grãos ultrafinos (SMUK, 2004; DEUIS *et al.*, 1998). A forma e distribuição dimensional das partículas podem ser reguladas pelos parâmetros de atomização, como temperatura, pressão, ângulo do jato e meio de atomização, sendo que se podem adicionar componentes que atuam na tensão superficial, estimulando a formação esférica. Na Figura 6 é mostrada por microscopia eletrônica de varredura a morfologia do pó de um aço inoxidável obtido por atomização. Desta forma, é observada uma morfologia irregular que pode ocasionar problemas em relação à fluidez, proporcionando uma alimentação deficiente em direção ao arco elétrico, além de maior absorção de umidade.



Figura 6 - Pó do aço inoxidável X6Cr13.

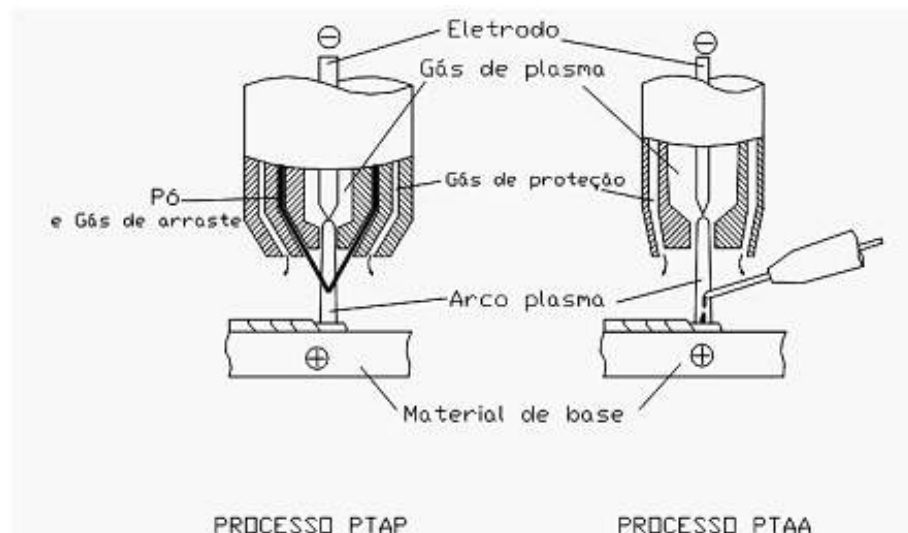


Fonte: Dobrzanski *et al.* (2007)

A atomização a água causa maior oxidação, maior absorção de água, geometria mais irregular e maior presença de porosidades. Atomização com gás traz bons resultados em termos de regularidade na geometria do pó, pois devido à maior distância percorrida pela partícula há maior tempo da tensão superficial atuar, proporcionando um formato esférico, porém é um processo mais caro (DEUIS *et al.*, 1998).

Alguns materiais não são obtíveis na forma de arame devido à elevada resistência mecânica, sendo adição na forma de pó uma boa alternativa. Na Figura 7 são mostradas as duas formas de adição de material.

Figura 7 - Comparação dos processos Plasma com adição de pó e arame.



Fonte: Deuis *et al.* (1998).

Devido à adição na forma de pó é possível uma maior variação da composição química, de modo a não ficar restrito à disponibilidade de arames comerciais. A primeira

grande aplicação deste processo com adição de pó foi como um método alternativo de fabricação de revestimentos de alta qualidade sobre componentes utilizados na indústria nuclear (DÍAZ, 2004). Desta forma, a deposição pela manipulação da composição química pode contribuir para aumento da vida em serviço de componentes de equipamentos e redução dos custos de manutenção (D'OLIVEIRA *et al.*, 2008; D'OLIVEIRA *et al.*, 2002). No processo com adição de pó existem muitas dificuldades em relação à aquisição de equipamentos, como tocha e pós, sendo que no Brasil é um processo pouco explorado, além de alguns materiais não terem ainda pesquisa na soldagem de revestimento e presença de poucos fornecedores no Brasil.

Com o processo Plasma pó pode ser conseguida diluição da ordem de 5%, além de que em um único passe é possível conseguir depósitos com reforço de até 6 mm e largura de até 10 mm (DÍAZ, 2005; GATTO *et al.*, 2004; BRANAGAN *et al.*, 2006). O material de adição absorve parcela significativa da energia, reduzindo a intensidade que chega ao substrato, e desta forma a diluição.

A faixa adequada das partículas para aplicação em Plasma pó é de 50 a 150  $\mu\text{m}$ . Partículas maiores ou menores podem proporcionar problemas de transporte (DEUIS *et al.*, 1998). Em relação ao tamanho dos pós, podem ser utilizadas como limite inferior 35 a 40  $\mu\text{m}$  (em algumas condições específicas) e sua morfologia apresenta uma influência sobre a escoabilidade.

Estruturas mais refinadas podem ser obtidas na soldagem com adição de pó quando comparadas àquelas obtidas utilizando-se material de adição na forma de arame. Esta diferença é atribuída à uma mudança na cinética de solidificação, uma vez que o aumento na taxa de nucleação se deve ao agrupamento das partículas de pó que atuam como núcleos de solidificação. A explicação para este comportamento pode se basear em um aumento do super-resfriamento, quando da deposição com material de adição na forma de pó que contribui para o aumento da área superficial do sistema. Assim sendo, o refinamento da estrutura de solidificação seria função do tamanho destes agregados de pó, os quais se fundem e se solidificam com velocidades específicas, resultando numa maior taxa de nucleação quando comparada a cinética de solidificação com o uso de arame, onde se pode considerar que apenas uma grande gota funde e solidifica (D'OLIVEIRA, 2003; BOND *et al.*, 2005). Além disso, no processo de soldagem o aumento do movimento de convecção do metal líquido (devido a velocidade de soldagem, pulsação de corrente, etc.), provoca a quebra dos braços das dendritas que agem como nucleantes, resultando em estruturas finas em consequência materiais mais duros e resistentes (BOND *et al.*, 2005).

Dependendo do nível de corrente utilizado, a poça de fusão terá quantidade e tamanho diferente destes agregados de pó alterando sua cinética de solidificação. Em baixos níveis de corrente espera-se uma estrutura bem refinada, porém talvez com partículas não fundidas. Já para elevados níveis de corrente, a estrutura poderá ter até mesmo uma granulometria mais grosseira do que a obtida com arame (BOND *et al.*, 2005).

A alimentação em forma de pó também propicia benefícios quanto à estabilidade da poça em relação ao arame, fornecendo maior controlabilidade em soldas fora da posição plana. O material é alimentado à poça em forma de partículas muito finas que não perturbam geometricamente a poça líquida. Já as gotas provenientes da ponta do arame, são significativamente maiores e causam severa agitação na poça, podendo desestabilizar o arco, exigindo maior acuidade no posicionamento do arco elétrico e reduzindo a robustez do processo (BOELLINGHAUS & SCHOBERT, 2003).

Díaz *et al.* (2010) compararam o processo PTA com adição de pó e arame, realizando soldagens com deposição de Stellite 6 sobre chapas de aço carbono. Foram observadas que as amostras soldadas com adição de pó foram as que produziram o melhor acabamento superficial, menor diluição, melhor molhamento e menor convexidade.

Se o pó utilizado estiver muito fora da granulometria padrão, pode haver problemas de escoabilidade do pó para a tocha devido à diferença de densidades, de modo que a quantidade de pó dentro do alimentador pode também influenciar na taxa de alimentação (Silva, 2010). Xibao & Hua (1998) estudaram o comportamento térmico de ligas atomizadas a base de Fe, com diferentes tamanhos de partícula, depositadas por Plasma pó. Nas condições limites estudadas têm-se que as partículas de maior tamanho atingem a poça de fusão com temperaturas menores e as processadas com maior intensidade de corrente chegam na poça de fusão com temperaturas mais elevadas, resultando em tamanho de grãos distintos.

Silva (2010), para um determinado ADP, realizou ensaios de escoabilidade antes e após secagem do material metálico em pó em estufa a 50° C por 72 horas. A propriedade escoabilidade possui influência significativa nas características da alimentação. Sua unidade é s/50g e equivale ao tempo necessário para que 50,0 g de determinado pó escoe através de um funil padronizado. Os resultados demonstraram que não houve diferença significativa na escoabilidade do material, nas duas situações (25,4 s/50g antes e 24,1 s/50g depois da secagem) para o pó FeCrMnNi. Sendo assim, acredita-se que os procedimentos de secagem são recomendados exclusivamente para eliminação de defeitos de solda. Uma das propriedades do material em pó que afeta a escoabilidade é sua faixa granulométrica. Com o intuito de averiguar esta influência para o aço 316 L, foram conduzidas medições com

amostras com faixas granulométricas de: 11  $\mu\text{m}$  – 45  $\mu\text{m}$ , 50  $\mu\text{m}$  – 90  $\mu\text{m}$  e 53  $\mu\text{m}$  – 180  $\mu\text{m}$  (todos com morfologia esférica). Apesar do valor de escoabilidade da segunda faixa (intermediária) ser inferior à condição de maior granulometria, em torno de 18,6 s/50g, essa não apresentou características de um pó “livremente escoável” (“*free flowing*”), ou seja, houve necessidade de um estímulo inicial (leve impacto) no funil para que começasse a fluir. A primeira faixa, apesar de também possuir morfologia esférica e possuir partículas menores, não apresentou escoabilidade, pois o material se compactou e não fluiu, mesmo com estímulos, em relação a pós muito finos.

Há uma relação estreita entre o gás de arraste e o transporte de pó. As partículas de pó são aceleradas imediatamente pelo fluido plasma através do gás de arraste, sendo que as forças principais de ação dos fluidos sobre as partículas de pó são força de viscosidade do fluido, de arraste e efeito *Soret*, sendo este um fenômeno ligado a gradientes de temperatura que originam a movimentação das partículas. O tamanho de partícula tem influência direta em relação à temperatura que este irá alcançar na poça e fusão. Quando o pó é alimentado na coluna plasma, esse pode ser preaquecido, fundido e/ou evaporado, dependendo da granulometria do pó, DBP e energia empregada (XIBAO & HUA, 1998).

A distribuição de tamanho e velocidade das partículas e as colisões com as paredes do canal de injeção (região na qual o pó é transportado) resultam em diferentes velocidades e trajetórias no ponto de injeção. O resultado são diferentes tempos de permanência de partícula no plasma e diferentes evoluções tempo/temperatura ao longo da trajetória. A velocidade das partículas é maior para partículas de menor densidade e menor diâmetro (SILVA, 2010). Também foi relatado na literatura que maiores velocidades das partículas são obtidas na utilização de maiores DBP's (HONGYING *et al.*, 2002). De modo geral, a velocidade de injeção das partículas é de 1,5 a 2,0 m/s (PAVLENKO, 1996).

### **2.2.5 Parâmetros da soldagem Plasma pó**

Na soldagem com o processo Plasma pó, os principais parâmetros são: taxa de alimentação de pó, taxas de vazão de gás (gás de proteção, gás de plasma, gás de arraste), corrente de soldagem, distância bico-peça, recuo do eletrodo e velocidade de soldagem (DÍAZ *et al.*, 2009). Além destes fatores, o tipo de gás de proteção, tipo de tocha e forma de onda também influenciam na qualidade do revestimento.

Deve-se ressaltar que para o Plasma pó muito desses parâmetros são controlados de forma independente, diferentemente do que acontece com outros processos onde há uma

dependência entre alguns parâmetros como, por exemplo, no processo MIG entre corrente de soldagem e velocidade de alimentação do arame. Essa independência no controle dos parâmetros do Plasma pó permite uma maior liberdade do processo ao mesmo tempo que impõe um estudo individual dos mesmos (RIBEIRO, 2007).

Um dos fatores resposta mais importantes é a diluição, sendo que a composição química e propriedades do revestimento são fortemente influenciadas por ela. Quando a diluição é baixa, a composição final do depósito será similar à composição do metal de adição, de modo que a resistência à corrosão e ao desgaste do revestimento poderá ser também mantida (BALASUBRAMANIAN *et al.*, 2009). Para o processo Plasma pó podem ser obtidos níveis baixos de diluição entre o depósito e o substrato (GATTO, *et al.*, 2004; BALASUBRAMANIAN *et al.*, 2009). Logo, é de suma importância selecionar e controlar os parâmetros do processo de soldagem para obtenção de níveis satisfatórios de diluição.

#### **2.2.5.1 Recuo do eletrodo ( $R_c$ )**

As alterações das características do arco são influenciadas pelo recuo do eletrodo, o qual define juntamente com o diâmetro e comprimento do bico constritor, o grau de constrição e a rigidez do jato plasma (DÍAZ; *et al.*, 2009). O termo rigidez é referido para explicar que o arco é menos afetado geometricamente por campos magnéticos. O aumento do recuo do eletrodo reduz a possibilidade de inclusões de tungstênio e pode aumentar de forma significativa a vida útil do eletrodo.

Oliveira (2001) estudou a influência do recuo do eletrodo no processo plasma de arco transferido alimentado com arame, objetivando identificar uma possível influência do grau de constrição do arco sobre a tensão do arco. Os resultados mostraram em média uma variação da tensão em função do recuo do eletrodo de 2,4 V/mm, sendo um valor relevante.

Normalmente, os valores máximo e mínimo para ajuste de recuo do eletrodo variam conforme o modelo da tocha de soldagem. Quando se deseja arcos rígidos, constritos e mais concentrados se deve utilizar um valor de recuo alto (DÍAZ, 2005; DÍAZ *et al.*, 2009).

#### **2.2.5.2 Distância bico-peça (DBP)**

Existem poucos trabalhos que analisam de forma mais detalhada a influência da distância bico-peça, principalmente pela adição de pó, sendo que alguns trabalhos foram publicados, mas utilizando a técnica *keyhole*. O grau de influência da distância bico-peça

sobre o revestimento depende muito do recuo de eletrodo em relação ao bico constritor e do diâmetro do orifício constritor (DÍAZ, 2009). Devido à sua forma de sino e rigidez, a coluna do plasma no processo Plasma pó permite uma pequena variação da distância tocha-peça, geralmente menor que no processo PAW, devido aos maiores diâmetros do orifício constritor utilizados no Plasma pó, dentro de certos limites que dependem dos parâmetros utilizados e principalmente das maiores dimensões do bocal, sem que ocorram mudanças significativas na geometria do plasma e na estabilidade do processo (SANTOS, 2003). Hongyang (2002) obteve seus melhores resultados com DBP's maiores que 25 mm, sob condições especiais de elevada taxa de alimentação de pó.

A tensão do arco está diretamente relacionada com a distância bico-peça, tal como no processo TIG, e o seu aumento leva a um aumento da largura da ZAC por causa da mudança da geometria espacial do plasma de uma forma cilíndrica para uma forma ligeiramente cônica (TRIGUINHO, 2005).

Deuis *et al.* (1998) e Ribeiro (2007) relatam que para poder obter um bom rendimento de deposição, a distância bico-peça não deve ser maior do que 10 a 15 mm, pois elevadas DBP's, de modo geral, acarretam na redução do rendimento térmico e menor capacidade de fusão do pó. Além disso, para valores acima desta faixa, a eficácia da proteção gasosa é reduzida significativamente. É de suma importância a seleção adequada da DBP, pois esta influencia nas características geométricas e no acabamento superficial (SRIMATH & MURUGAN, 2011; DÍAZ, 2005).

### **2.2.5.3 Gás plasma**

O argônio comercialmente puro (99,99%) é um dos mais utilizados no gás de plasma, sendo que uma mistura de argônio com hidrogênio pode ser utilizada para promover um arco voltaico de maior energia e promover penetração (OLIVEIRA, 2001). A utilização de argônio apresenta uma menor taxa de erosão do eletrodo e do bico (YAEDU, 2003). Hélio e misturas de hélio com argônio desenvolvem uma maior energia do plasma, aumentando a sua temperatura. Além disso, a utilização de gás hélio resulta em arcos mais largos do que o argônio, acarretando em uma tensão de arco maior (YAEDU, 2003). Também podem ser utilizadas outros tipos de misturas de gases de acordo com a aplicação.

Yarmuch *et al.* (2009) realizaram soldagens com utilização de três tipos de gases plasma: argônio puro comercialmente puro, argônio com adição de 25% de gás hélio e argônio com 10% de hidrogênio com vazões de 1,25 e 3 l/min. Os autores verificaram que a

utilização de Argônio e 25% N<sub>2</sub> como gás plasma apresentou muita porosidade e a utilização de argônio e 20% CO<sub>2</sub> acarretou na instabilidade e contaminação do eletrodo. A adição de 10% de hidrogênio no gás plasma em comparação com argônio puro acarretou no maior reforço e aumento da tensão em aproximadamente 3 V, aumentando a eficiência de fusão e produtividade. Também aumenta a diluição e penetração devido ao potencial de ionização e dissociação. A adição de hidrogênio também promoveu um melhor molhamento e virtual eliminação de resíduos de pó, além da redução de óxidos e falta de fusão na interface. Entretanto, pode ocorrer problemas metalúrgicos, tais como trincas associadas ao hidrogênio. A utilização de Argônio +25% He promoveu uma redução da diluição e aumento do reforço em comparação com argônio puro. Isso se deve possivelmente à elevada condutividade térmica que permite maior eficiência na transferência de energia em maior parte para o pó, e menor parcela para o metal base.

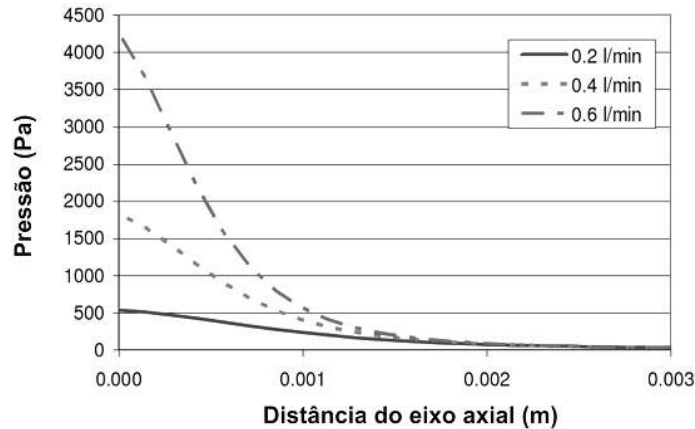
Uma vazão de gás de plasma deficiente afeta também a vida do bico constritor produzindo seu desgaste (DÍAZ *et al.*, 2010). A vazão de gás plasma pode variar de 0,25 a 5 l/min, porém a faixa ideal depende de outros fatores (BRACARENSE, 2000). Segundo Oliveira (2001), os valores usuais da vazão de gás de plasma, no caso do argônio, para aplicações de soldagem e deposição, estão na faixa de 0,25 a 2,2 l/min. Também existe uma relação adequada entre a vazão de gás plasma e corrente de soldagem que trabalham em forma conjunta, de modo a obter boa qualidade do cordão de solda e integridade física da tocha de soldagem (OLIVEIRA, 2001).

Som (2006) verificou que o aumento da vazão de gás plasma acarretou em maior calor transferido à peça (atribuído à maior concentração de energia, à redução de perdas referentes ao bico constritor e maior convecção na poça) e maior eficiência térmica. No entanto, o mesmo autor verificou que a redução da vazão de gás plasma acarretou em aumento do calor transferido ao bico constritor. Isto decorre do fato de que o invólucro de gás frio que isola a superfície do orifício constritor também se reduz juntamente com a velocidade do gás de plasma.

O gás de plasma é também influenciada pela taxa de alimentação do pó, de modo que o aumento desta promove a restrição e resfriamento da coluna de arco (DEUIS *et al.*, 1998). Díaz *et al.* (2010) verificaram que a microestrutura foi mais grosseira para vazão de gás plasma de 3,0 l/min em comparação com os resultados obtidos com a vazão de 2,2 l/min, tanto para soldagem com adição de pó ou arame, porém não acarretando diferenças significativas na dureza. Este comportamento pode ser devido à maior energia de soldagem na condição soldada com maior vazão de gás plasma, pois acarreta em maior tensão do arco.

Díaz (2005) verificou que valores de vazão de gás de plasma muito elevados, produzem uma turbulência dentro do arco plasma, ao mesmo tempo que aumenta a velocidade do jato plasma e, como consequência, aumenta a força do jato plasma sobre a poça fundida (Figura 8).

Figura 8 - Relação entre pressão sobre a poça e vazão do gás de plasma.



Fonte: Schnick et al. (2006).

Wilden *et al.* (2006) realizaram trabalhos de modelação e verificaram que com o aumento da vazão de gás plasma, para uma potência de arco constante (4 kW), ocorre aumento da velocidade do arco plasma, redução da densidade de energia e temperatura máxima do arco. Segundo autor, este comportamento ocorre devido ao maior gradiente de temperatura próximo à superfície do substrato, ocasionando em maior transferência de calor ao substrato. Em um menor fluxo de gás plasma, um maior volume de gás é aquecido.

Migiakis & Papadimitriou (2009) verificaram que na soldagem de superduplex UNS S32760 pelo processo PTA com adição de arame, a mistura de nitrogênio e argônio como gás plasma ocasionou maior formação de austenita na zona fundida, aumentando também o teor de nitrogênio presente no metal de solda (elemento austenitizante), porém menor quantidade de austenita secundária e aumento da dureza. Gases que contém nitrogênio em sua composição química acarreta em maior tensão em relação ao argônio e pode resultar em um aumento do aporte térmico que contribui para menores taxas de resfriamento.

Yin *et al.* (2007) realizaram uma simulação do fluxo de gás plasma, considerando o argônio puro em equilíbrio dinâmico-térmico; arco estável, radialmente simétrico; reabsorção da radiação é ignorada e a gravidade e dissipação de calor devido ao efeito da viscosidade são negligenciadas. Os parâmetros de soldagem utilizadas foram corrente de 100 A, vazão de gás plasma de 4 l/min e comprimento de arco de 10 mm. Nestas condições, a



máxima velocidade e temperatura foram 317 m/s e 30000 K, respectivamente. O gás plasma acelera do catodo em direção ao anodo e a mais elevada temperatura é próximo ao catodo onde a densidade de corrente é elevada, alcançando  $4 \times 10^8$  A/m<sup>2</sup>. Os mesmos autores verificaram que o fluxo de calor e a pressão no ânodo aplicado pelo gás plasma, decrescem rapidamente com a distância axial, chegando próximo a zero à uma distância de 5 e 2 mm, respectivamente.

Segundo Xibao & Hua (1998), o jato plasma alcança velocidade axial de 76 m/s para corrente de 100 A e 153 m/s para corrente de 200 A, se for considerada homogênea ao longo da coluna do arco. Se for considerada velocidade inicial, esta pode alcançar 90 m/s para corrente de 100 A e 166 m/s para corrente de 200 A.

O nível de vaporização dos póis é dependente da entalpia e condutividade térmica do gás plasma (VARDELLE *et al.*, 2002). A velocidade de fluxo plasma pode alcançar 5000 m/s para corrente de 400 A e diâmetro do bico constritor de 3,0 mm (HONGYING *et al.*, 2002). É verificado que o aumento da vazão de gás plasma e a utilização de elevada corrente de soldagem resulta em maior velocidade de fluxo do gás plasma.

#### **2.2.5.4 Gás de proteção**

O gás de proteção que pode ser ativo ou inerte, atuando efetivamente na proteção da solda contra a contaminação e oxidação pelo ar atmosférico. A seleção do tipo de gás é estabelecida em função do material a ser soldado e das características desejadas para o cordão de solda. Embora tenha a função primordialmente mecânica de proteger a solda, dependendo de suas propriedades físicas, o tipo de gás de proteção pode afetar o arco e as propriedades mecânicas da solda (OLIVEIRA, 2001). Para o processo Plasma pó, existe uma faixa de vazão adequada para cada faixa de corrente e velocidade de soldagem utilizada.

O Argônio (Ar) é um gás inerte com baixo potencial de ionização, baixo potencial de oxidação e baixa condutividade térmica. A alta densidade do argônio em comparação com os outros gases (1,38 em relação ao ar) promove uma maior eficiência de proteção, porque o argônio facilmente substitui o ar em torno da solda. Por ser um gás inerte a proteção à base de argônio promove retenção de elementos de liga no cordão de solda, reduzindo inclusões e melhorando as propriedades mecânicas. Além disso, facilita a abertura do arco e melhora a estabilidade em baixas correntes (DILLENBECK & CASTAGNO, 1987; OLIVEIRA, 2001).

Na soldagem de substratos de alumínio e titânio, o gás de proteção deve ser totalmente inerte, argônio ou hélio (DÍAZ, 2005). A composição química do gás de proteção

influencia esteticamente na solda, por propiciar, por exemplo com adições de H<sub>2</sub>, um ambiente com propriedades redutoras com obtenção de cordões lisos sem presença de regiões oxidadas e proteção de deposição de óxidos na tocha (SILVA, 2010; TUR, 1990; MARCONI & MARCONI, 2005). Silva (2010) verificou que os aspectos geométricos foram alterados com o aumento da potência de soldagem, devido provavelmente à colaboração da melhor condutividade térmica do H<sub>2</sub> e de sua recombinação sobre a peça. O aumento da vazão do gás ocasionou aumento da potência do arco e conseqüentemente aumento da diluição e largura dos cordões. A utilização da mistura de argônio e hidrogênio como gás de arraste e de proteção contribui para um melhor acabamento superficial do cordão. Com argônio puro como gás de proteção, o cordão resulta, nas condições ensaiadas, rugoso (provavelmente maior oxidação) e heterogêneo.

A utilização de misturas Argônio/CO<sub>2</sub> apresenta algumas vantagens em relação à utilização de Argônio puro, sendo a mais importante o incremento da molhabilidade do depósito, a qual faz com que o cordão tenha uma convexidade adequada, assim como acontece no processo MIG. A melhor molhabilidade do cordão promove uma redução de poros, uma vez que a poça de fusão se desloca ao longo do pé do cordão anterior na soldagem multipasse de forma mais contínua e suave, permitindo a expulsão de gases e impurezas presentes na superfície previamente depositada. Porém, teores elevados de CO<sub>2</sub>, dependendo do processo e liga a ser utilizada, podem ocasionar problemas na deposição de aços inoxidáveis devido à maior oxidação e aumento do teor de carbono no metal de solda.

Oliveira (2001) verificou que a relação de mistura de apenas 4% CO<sub>2</sub> não ofereceu riscos de contaminação no aço inoxidável 309-L que pudessem causar prejuízos à solda, além de melhorar molhabilidade, aumentar a largura (5 para 8 mm) e reduzir formação de poros. Em contrapartida, Yarmuch *et al.* (2009) verificaram que a utilização de Argônio + 20% CO<sub>2</sub> como gás de proteção não melhorou o molhamento da poça de fusão, causando excessiva oxidação, principalmente na interface, de modo que não é recomendado utilização de gases de proteção oxidantes com elevados teores para soldagens de revestimento no Plasma pó. Logo, a escolha do teor de dióxido de carbono é primordial, podendo ocasionar em comportamentos distintos em relação às características geométricas, defeitos e problemas metalúrgicos na solda.

A mistura de argônio com hélio pode trazer bons resultados devido à melhor fluidez, porém tal melhoria nas características do arco só são observadas em misturas com mais de 40% de hélio (THERMAL DYNAMICS CORPORATION, 1985). Silva & Dutra (2012) recomendam a mistura Ar 60%/He 40%, para proteger as superfícies inferiores da

tocha. A utilização de gás hélio não é muito comum, sendo que o alto custo do hélio pode ser uma das possíveis razões para sua baixa utilização (OLIVEIRA, 2001).

Barreto (2013) e Marinho (2014) verificaram que a utilização de gás de proteção Argônio + 25% Hélio proporcionou maior teor de ferrita no metal de solda em relação à utilização de Argônio + 4% CO<sub>2</sub>. A absorção de O<sub>2</sub> altera o modo convectivo do centro para o fundo da poça, aumentando a diluição, ocasionando alteração da composição química do metal de solda, proporcionando maior presença de austenita na região próxima à linha de fusão.

#### **2.2.5.5 Gás de arraste**

O gás de arraste ou de transporte, geralmente o argônio, é utilizado para guiar o material consumível até o bico constritor permitindo a entrada no arco plasma, além de influenciar a forma do arco. A utilização de misturas de gases, entre eles o hélio, hidrogênio e nitrogênio é possível e está ligada ao tipo de material de deposição utilizado, porém poucos estudos tem sido feitos neste tema (BOUAIF & AIT-MEKIDECHE, 2001).

Quando se utiliza um alimentador de pó do tipo válvula rotativa, é necessária a utilização de uma vazão maior do gás de arraste, podendo ser utilizado fora de posição, o que pode ocasionar interferências indesejáveis no processo, porém há melhor desempenho na alimentação (ALVES, *et al.*, 2010).

A adição do gás inerte hélio como gás de arraste reduziu perda de pó pelo aumento do volume da poça de fusão. Este comportamento acarretou no aumento do isolamento, servindo como barreira entre o arco e substrato, reduzindo o nível de diluição. Entretanto, para as condições verificadas, não houve mudança substancial no molhamento (YARMUCH *et al.*, 2009).

Silva (2010) verificou aumento da tensão e potência de soldagem na utilização de gás Hélio que pode ser atribuído ao maior potencial de ionização e condutividade térmica. Há menor depressão da poça quando se adiciona hélio ao gás de arraste, provavelmente devido à maior viscosidade, menor velocidade e conseqüente menor pressão sobre a poça. No entanto, a maior potência e melhor condutividade térmica do gás hélio prevalecem e a penetração e diluição aumentam.

A adição de nitrogênio ao metal de solda tem potencial para melhorias metalúrgicas, com aumento da resistência à abrasão e à cavitação (SILVA, 2010). A tensão e potência de soldagem apresentam relação direta com o teor de N<sub>2</sub>. Este comportamento pode

estar relacionado ao fato de que, apesar de não apresentar maior potencial de ionização que o Ar puro (em eV), para dissociação e ionização térmica demanda consideravelmente mais entalpia.

O gás hélio e também o gás argônio com adição de hidrogênio também aparece em algumas pesquisas (DEUIS *et al.*, 1998). Mas a baixa densidade do He exigiria acréscimo de vazão para um carregamento consistente do pó, o que teria como consequência velocidade excessiva na sua saída em direção ao arco, perturbando-o.

Para o gás de arraste se utiliza também a mistura de Ar e He. Outra alternativa é a mistura de argônio com adição de 2 a 8% de hidrogênio que promove uma solda esteticamente mais limpa, devido à propriedade redutora deste gás. Também foi verificado que a única situação na qual se observou clara contaminação do bico constritor e do bocal do gás de proteção, foi com adições de N<sub>2</sub> ao gás de arraste. Realmente, respingos aderidos à tocha já numa fração de 5% de N<sub>2</sub> resultariam, em aplicações industriais de larga escala, em prejuízos oriundos da obstrução dos canais injetores de pó, do orifício constritor e do canal do gás de proteção, quais sejam: reduzida vida útil das partes, tempos secundários de limpeza da tocha e troca das partes, defeitos na solda por irregularidades nos fluxos de gás e pó. O gás que mais tem efeito sobre a redução da contaminação da tocha quanto à adesão de respingos às suas partes, nas condições ensaiadas, é o H<sub>2</sub> adicionado ao gás de proteção (SILVA, 2010).

Quando utilizada a mistura de argônio com adição de 25% de hélio como gás de plasma, o efeito de proteção da tocha não é significativo. A mistura argônio e hidrogênio proporciona menor turbulência da poça. Ou seja, pode-se propor a hipótese de que há uma combinação de mecanismos que protegem a tocha: a maior temperatura e condutividade térmica. Estes possibilitam a formação do filme óxido autorenovante e uma menor oxidação da poça, resultante do ambiente redutor formado pelo H<sub>2</sub>, reduzindo a turbulência e formação de respingos. A melhor fluidez da poça também pode ter colaborado neste sentido (SILVA, 2010).

A adição de hidrogênio proporcionou aumento da tensão e potência. Também foi observado uma leve tendência a uma maior taxa de deposição para maior teor de H<sub>2</sub>. Isso se soma ainda a maior condutividade térmica do H<sub>2</sub> e o fato de ele se recombinar ao entrar em contato com a peça, o que torna ainda mais eficiente a transferência de calor a esta (SILVA, 2010).

Em relação ao gás de arraste, se observa melhor aspecto estético para um teor de 10% de H<sub>2</sub>, sendo que para 5% ainda se observa rugosidade e para 20%, uma camada escura e rugosa, provavelmente proveniente de oxidação. Isto pode ser consequência do elevado

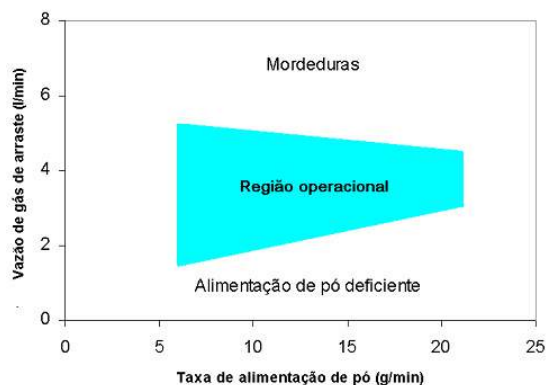
tamanho da poça metálica em solidificação, que, então, se expande além da cortina do gás de proteção, ficando exposta à atmosfera (SILVA, 2010).

O alimentador de pó determina o grau de homogeneidade e repetitividade da alimentação de pó. A vazão do gás de arraste afeta na abertura do arco principal, pois entra de forma convergente no arco plasma, produzindo um efeito de isolamento entre o substrato e o jato plasma (é como se os jatos de gás de arraste cortassem o jato plasma), impedindo a abertura do arco principal. Uma das opções é aumentar a corrente do arco piloto, de modo a aumentar a rigidez e comprimento do arco plasma ou realizar um retardo entre a abertura do arco principal e fluxo do gás de arraste (DÍAZ, 2005).

A vazão do gás de transporte influi significativamente no rendimento de deposição (relação entre a massa de material depositada no cordão e a massa total consumida) e afeta a composição dos revestimentos, sendo que o aumento vazão de gás de arraste contribui para a presença de partículas de pó não fundidas aderidas nas laterais do revestimento (DÍAZ, 2005).

Os efeitos da taxa de vazão de gás de transporte e a taxa de alimentação de pó sobre a qualidade dos depósitos são mostrados na Figura 9. A região operacional apresentada é a região que possui as condições de soldagem que efetivamente possibilitam revestimentos de qualidade. Vazões de gás de arraste muito elevadas ocasionam presença de mordedura, porém vazões muito baixas proporcionam alimentação deficiente. A coluna do arco plasma é influenciada pela taxa de alimentação de pó. Um aumento na taxa de alimentação de pó restringe e resfria a coluna do arco plasma.

Figura 9 - Relação entre a taxa de alimentação de pó e a vazão de gás de arraste.



Fonte: Adaptado de Deuis *et al.* (1998).

Díaz (2005) verificou que utilizando bico constritor de 30°, o pó é injetado no arco plasma a uma distância fixa de 3,2 mm (distância entre ponto focal e face externa do bico constritor), sendo que neste caso específico, o gás de arraste modifica a geometria característica do arco plasma, o que inicialmente é um arco aproximadamente cilíndrico, é transformado em um cone truncado. Este comportamento implicou em cordões com maiores larguras, menores penetrações e maiores níveis de reforço.

Quando há grande diferenças no tamanho das partículas ocorre maior dificuldade de transporte do pó para a poça de fusão, podendo ocasionar em entupimento nos canais de injeção, logo devem ser utilizadas maiores vazões de gás de arraste (RIBEIRO, 2007).

#### **2.2.5.6 Corrente de soldagem**

O nível de corrente de soldagem é um parâmetro que apresenta grande influência sobre a composição química, além da geometria (D'OLIVEIRA, 2006). A intensidade de corrente é a principal variável quando se considera o aporte de calor ao substrato, sendo que influencia fortemente a penetração e o acabamento do revestimento, dentre outros aspectos (RIBEIRO, 2007). No processo Plasma pó, a corrente contínua constante com polaridade direta (CC-) é utilizada pelo maior aquecimento do metal de base e menor desgaste do eletrodo, devido ao menor aporte de energia destinado ao eletrodo que esta polaridade proporciona (MODENESI, 2001).

D'oliveira *et al.* (2006) verificaram que para elevadas intensidades de corrente (220 A) a composição química do substrato (aço carbono e aço inoxidável) não tem influência na diluição, sugerindo que o aporte térmico e espessura desempenha papel importante, superando características do substrato tal como condutividade térmica. Como consequência, a microestrutura final depende principalmente dos parâmetros de soldagem.

A utilização de substratos de aço carbono em relação ao aço inoxidável (corrente de 170 A) pode resultar em uma redução da diluição, o que pode ser atribuído a maior condutividade térmica deste material (D'OLIVEIRA, 2003).

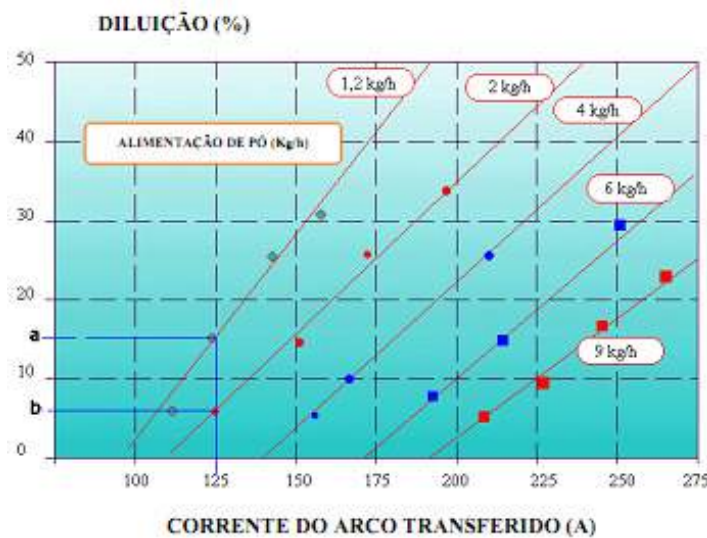
Bond *et al.* (2011) afirmam que era esperado que o aumento da corrente de 100 para 130 A provocasse um aumento do aporte térmico, o qual tem influência na solidificação da poça de fusão, uma vez que interfere diretamente no gradiente térmico (G) do líquido junto à interface sólido/líquido. Com o aumento do aporte de calor ocorre uma diminuição do gradiente térmico (G), e consequente redução da velocidade de resfriamento diminuindo o refinamento da microestrutura e dureza. Esta relação é um pouco alterada quando se

depositam ligas atomizadas, pois as partículas absorvem muita energia reduzindo a energia que chega ao substrato. Não se altera a tendência para o aumento da diluição e redução de velocidade de resfriamento com o aumento da corrente de deposição, como confirmam os valores de microdureza medidos nos revestimentos processados com corrente contínua constante após aumento da corrente de 100 A para 130 A.

Na utilização do Plasma pó, o aumento da corrente de soldagem deve ser acompanhado de um aumento da taxa de alimentação de pó para que se consiga uma divisão do aporte de calor mais favorável à deposição, de modo a se ter uma diluição minimizada (Figura 10). O aumento da corrente de soldagem ocasiona no aumento da diluição, porém o aumento da taxa de alimentação de pó resulta na redução da diluição.

As condições operacionais se mantêm estáveis para uma estreita faixa da corrente de soldagem. Esta faixa de corrente tem como resultados extremos uma elevada ZAC e diluição excessiva para altas correntes e a falta de fusão do metal de aporte e substrato para baixas correntes (SANTOS, 2003). A correta seleção da intensidade de corrente é baseada na composição química do substrato, do pó e da espessura final do revestimento (TRIGUINHO, 2005).

Figura 10 - Influência da corrente de soldagem na diluição do revestimento Plasma pó com um único passe.



Fonte: Adaptado de Triguinho (2005).

### **2.2.5.7 Taxa de alimentação**

A taxa de alimentação de pó influi na geometria, formato do cordão, diluição, qualidade superficial, ocorrência de defeitos e obviamente na taxa de deposição (RIBEIRO, 2007). A taxa de deposição em depósito por Plasma pó é limitada por alguns fatores: a espessura exigida do depósito, a taxa de diluição no revestimento, ADP e tocha (TRIGUINHO, 2005; SILVA, 2010). Balasubramanian *et al.* (2009) observaram que não existiu uma relação linear entre a taxa de deposição do pó e a diluição. A poça de fusão tem um efeito de isolante térmico e mecânico entre o arco e substrato, pois no Plasma pó, o arco se concentra sobre a poça e não sobre o material sólido. A maior quantidade de pó retira mais calor do arco.

A alta taxa de fusão do pó é permitida pela alta concentração de energia e pelo fato de que o pó em formato de material que fornece maior área superficial de troca de calor no sistema, resultando em melhor aproveitamento da energia do arco para a fusão do material de adição (DELORO STELLITE, 2011). A melhor eficiência de fusão, também permite correntes menores e, então, menor aporte térmico (COSIMA, 2011). Porém, vale salientar, que Plasma pó apresenta, de modo geral, arco com maior nível de potência devido às maiores distâncias do eletrodo à peça em relação ao processo TIG (SILVA, 2010).

### **2.2.5.8 Velocidade de soldagem**

O Plasma pó é um processo basicamente de revestimento, que visa baixas diluições, geralmente deve recobrir uma área relativamente grande e não é executado em altas velocidades longitudinais de soldagem (SILVA, 2010). Dentre os principais fatores que influenciam no percentual de diluição, a velocidade de soldagem é um dos mais efetivos (BALASUBRAMANIAN *et al.*, 2009).

A velocidade de soldagem é uma variável que influencia de forma significativa na qualidade das soldas e estar, apesar de não atuar diretamente nas características do arco, relacionada diretamente com a quantidade de calor transferido à peça por unidade de comprimento. Mantidos os outros parâmetros, a variação da velocidade de soldagem influi diretamente no formato da poça de fusão, microestrutura, tamanho da ZAC e oxidação superficial do cordão, sendo estas duas últimas características inversamente proporcionais ao aumento da velocidade. Em relação à oxidação, deve-se observar que o aumento da velocidade de soldagem pode resultar em algumas regiões expostas, fora da cortina do gás de



proteção, da poça líquida ou em elevada temperatura, contribuindo para uma maior oxidação. Quando se considera o fator produtividade, a soldagem deve ser realizada com as velocidades mais elevadas possíveis. Entretanto, uma velocidade excessiva de deposição pode resultar em defeitos, tais como mordeduras, trincas, porosidade e imperfeições superficiais (SANTOS, 2003).

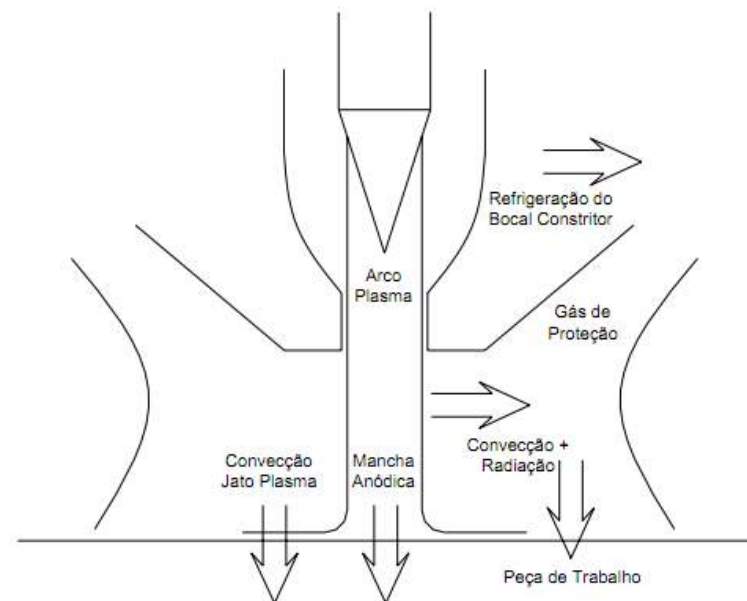
A velocidade de soldagem mais adequada é determinada através do compromisso entre a corrente, tipo e vazão do gás de plasma, taxa de alimentação de pó e diâmetro do bico constritor (DÍAZ, 1999). Um outro efeito relativo a velocidade de soldagem que pode ocorrer é a falta de penetração, porém no caso do Plasma pó e outros processos com elevada concentração de energia, tais como laser e feixe de elétrons, e até mesmo em condições especiais nos processos TIG e MIG, o excesso de penetração pode ocorrer, devido à variação do escoamento de calor no substrato (SANTOS, 2003).

### **2.2.6 Comparação entre processos de revestimento**

O processo Plasma pó possui uma maior durabilidade do eletrodo em comparação com o processo TIG, em relação à manutenção e afiação da ponta do eletrodo, permitindo menor tempo de troca e conseqüentemente menor custo e maior produtividade. Isto se deve à existência de uma dupla proteção conferida ao eletrodo no processo plasma, ou seja, a ação do bico constritor, impedindo o contato físico do eletrodo tanto com a poça fundida quanto com o metal de adição, e a ação do jato de plasma que impede que respingos ou outras partículas tenham condições de penetrar pelo orifício constritor e chegar até a ponta do eletrodo (OLIVEIRA, 2001).

A eficiência térmica nos processos de soldagem a arco é dividida em duas parcelas: eficiência do arco e eficiência de fusão. A eficiência do arco ( $\eta_a$ ) é calculada através da fração de energia absorvida pela peça na soldagem ( $E_p$ ) em relação à energia total do arco elétrico ( $E_a$ ) (DUPONT & MARDER, 1995). A eficiência de fusão ( $\eta_f$ ) é calculada como a fração de energia utilizada para a formação da zona fundida ( $E_{zf}$ ) em relação à energia recebida pela peça na soldagem ( $E_p$ ). A energia total do arco elétrico é calculada através do produto da corrente e tensão, sendo que a energia necessária para a formação da zona fundida depende de seu volume e das propriedades físicas do material fundido. A energia absorvida pela peça de soldagem é medida através de calorímetros específicos para corpos de prova soldados (EVANS *et al.*, 1998). Na Figura 11 são mostrados os principais mecanismos dominantes de transferência de calor para a poça de fusão.

Figura 11 – Principais mecanismos da transferência de calor para a poça de fusão no processo PAW.



Fonte: Evans *et al.* (1998).

Os processos que utilizam eletrodo consumível apresentam maiores rendimentos térmicos do que os processos que utilizam eletrodo permanente. Por exemplo, o processo MIG/MAG transmite a energia gerada em seus eletrodos para a peça (transferência metálica), enquanto que nos processos com eletrodo permanente isto não ocorre. O menor rendimento do arco apresentado pelo plasma em relação ao TIG se deve ao calor retirado do arco através do bico constritor e seu sistema de refrigeração, sempre presente nas tochas plasma (SANTOS, 2003).

Pode-se assumir eficiência térmica para o Plasma pó em 0,47, sendo a medida realizada para comprimento de arco igual a 15 mm (DUPONT *et al.*, 1998). Outros autores relatam eficiência térmica do Plasma pó entre 0,5 e 0,6 (MARCONI, 2002). Vale salientar que os valores podem variar muito de acordo com as condições operativas. Segundo a literatura, gerada uma dada potência, a maior parte da potência é absorvida pela peça, sendo aproximadamente 65% (MARCONI, 2002). A atmosfera circundante e água de refrigeração absorve de 10 a 20% e o pó entre 10 a 15% da potência, podendo variar de acordo com os parâmetros utilizados (GLYNN, 2007).

Análises comparativas de fumos na soldagem tem apontado menor poluição atmosférica do plasma em comparação com métodos tradicionais de soldagem, sendo um fator motivacional para a utilização deste processo (COMMERSALD GROUP, 2011). O

Plasma pó possui também baixo impacto ambiental com baixa emissão de óxidos e baixa porcentagem de pós ultra-finos (GATTO *et al.*, 2004).

O processo Plasma pó apresenta como vantagem maior produtividade, maior qualidade nos depósitos e significativamente menores custos (WANG *et al.*, 2003; WANG *et al.*, 2009). O processo Plasma pó possui custo de equipamentos mais elevados que processos tradicionais e necessidade de maior qualificação do operador, porém possui menor custo em relação ao processo de deposição a laser (LIU *et al.*, 2007). Oberländer & Lugscheider (1992) verificaram também que a utilização do processo Plasma pó para revestimento possui como vantagem em relação ao laser, maior espessura, além da maior largura do depósito, podendo diminuir custo, não sendo necessária a deposição de mais de uma camada, e deposição de menor quantidade de cordões. Outro aspecto importante observado foi a presença de uma microestrutura mais homogênea e boa ligação metalúrgica entre o substrato e o revestimento e o bom acabamento superficial.

Foltran (2000) comparou revestimentos de superligas à base de cobalto depositados por eletrodo revestido, PTA e laser. O revestimento a laser apresentou uma microestrutura mais refinada que o PTA e eletrodo revestido, em função da elevada velocidade de solidificação. O processo de eletrodo revestido apresentou uma estrutura mais grosseira em comparação com os processos laser e PTA.

Comparando o desempenho de alguns processos de deposição (laser *cladding* e Plasma pó), conclui-se que revestimentos superficiais com ligas à base de cobalto depositados por Plasma pó e laser produzem valores baixos de diluição em relação a processos convencionais, e que o laser produz microestruturas mais finas. Ainda, devido às taxas de resfriamento menores para o Plasma pó, os precipitados são relativamente estáveis, ou seja, os tratamentos térmicos posteriores (envelhecimento) não são necessários (D'OLIVEIRA *et al.*, 2002).

A taxa de deposição do plasma é tipicamente menor em relação a processos com eletrodos consumíveis, tais como: MIG/MAG e arco submerso. No entanto, o controle independente do arco e da taxa de alimentação do metal de adição (pó ou arame) contribui para um elevado nível de controle sobre a diluição (DUPONT *et al.*, 1998). Oliveira (2001) relatou que na soldagem plasma com adição de arame, a taxa de deposição do processo plasma é similar comparado ao TIG, mesmo sendo um processo com maior potência de arco, e menor que o MIG/MAG. Este comportamento pode ser devido à diferença de rendimentos térmicos dos processos plasma e TIG, além da utilização de uma maior DBP do processo plasma.

A vantagem da utilização do Plasma pó em relação ao arco submerso está na ausência de inclusões do fluxo ou da escória no depósito (BEWLEY, 1978). Na comparação entre Plasma pó e a Aspersão Térmica realizada era esperada maior resistência à corrosão da segunda, devido à sua diluição teórica de 0 % contra, aproximadamente, 5% do concorrente. Entretanto, ocorreu o contrário, fato que levou à hipótese de que a existência de porosidade (presente na aspersão térmica) é mais prejudicial à resistência à corrosão do que a diluição com o substrato (presente no Plasma pó), também ocorrendo maior resistência ao desgaste no processo Plasma pó (KIM & KIM, 1999). Comparando Plasma pó e soldagem com chama oxiacetilênica, esta apresenta maior ciclo de soldagem, maior aporte térmico e maior crescimento de grão (MILLIGAN & NARASIMHAN, 1980).

Comparando depósitos realizados com TIG e Plasma pó foi verificado maior teor de ferro no metal de solda na soldagem realizada por Plasma pó (GLYNN, 2007). Comparando produtividade de revestimentos aplicados em assentos de válvulas do setor petroquímico, a operação com processo TIG demandava três passes de solda com duração de 14 a 20 minutos para evitar efeitos da diluição (inclusão de óxidos e porosidades), sendo que o ciclo realizado pela deposição por Plasma pó foi reduzido para 5 minutos (DESIR, 1983). Pode-se assegurar, em comparação com outros processos, que uma menor quantidade de material pode ser usada para alcançar as mesmas propriedades nos revestimentos (GATTO *et al.*, 2004).

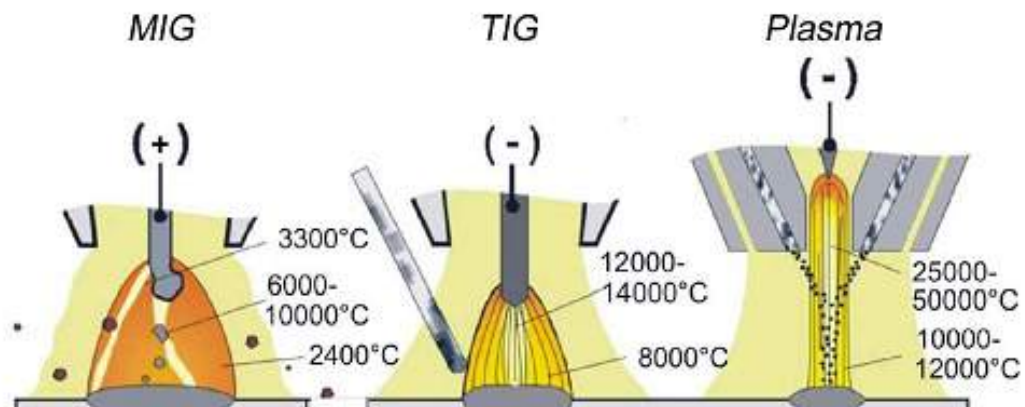
As dimensões dos bocais utilizados no Plasma pó são geralmente maiores em relação à soldagem plasma, de modo que em conjunto com as dimensões do orifício do bico constritor, há obtenção de uma coluna de arco mais larga, devido a menor constrição do arco (SANTOS, 2003). Estas características resulta em uma densidade de energia relativamente menor que vem a favorecer a deposição, uma vez que isto permite a deposição de cordões mais largos e com maior reforço. Com isto, traz como vantagens a diminuição do tempo de operação e a menor diluição (WINKELMANN, 2001). Também possui ausência de porosidades e inclusões, dependendo dos parâmetros de soldagem (ARCRAFT PLASMA, 2011; ZHANG *et al.*, 2008; ILO *et al.*, 2012) e menor custo de utilização do pó em relação a arames e varetas (SHUBERT, 1984). No entanto, em geral, arames são mais baratos que pós (DRAUGELATES *et al.*, 1995).

O equipamento Plasma pó é de maior complexidade, o que gera maior custo de manutenção e o consumo do gás argônio é maior que no processo TIG (TAKANO *et al.*, 2007). As tochas do processo PAW são mais complexas do que no TIG, sendo que uma série de passagens é necessária para alimentar a tocha, com gás de plasma, de proteção, o líquido

de refrigeração para resfriar o conjunto do bico de constrição. A principal diferença construtiva entre a tocha PAW e Plasma pó consiste nos canais para a alimentação do pó e na necessidade da utilização de um fluxo adicional de gás para o transporte do mesmo na tocha Plasma pó (RIBEIRO, 2007).

A coluna do arco do Plasma pó é mais homogênea e menos divergente em relação ao processo TIG, indicando pressão de contração magnética auto-induzida, como no “efeito *pinch*” (XIBAO & HUA, 1998). Efeito *pinch* é caracterizado pela instabilidade no confinamento. Este último, ao conduzir corrente sofre pressão do seu próprio campo magnético. Qualquer assimetria produzida no campo magnético pode provocar o estrangulamento do plasma naquela região, levando a uma instabilidade no processo. Na Figura 12 seguinte são mostradas diferenças esquemáticas dos processos MIG, TIG e Plasma pó. Vale ressaltar que o arco do processo Plasma pó não possui forma cilíndrica como mostrado na ilustração.

Figura 12 - Comparação de temperaturas do arco para diferentes processos de soldagem.



Fonte: Pekarek (2006).

A temperatura no arco plasma aumenta à medida em que se aproxima do eletrodo e do centro da coluna do arco. A distribuição de temperaturas é influenciada pela corrente do arco; vazão e tipo de gás; comprimento do arco; diâmetro e tipo do bico constritor (OLIVEIRA, 2001). O arco plasma é consideravelmente mais quente que o arco TIG, sendo que essas altas temperaturas são possíveis em função do alto suprimento de gás no bocal da tocha plasma formar uma fria camada circular de gás não ionizado nas paredes do mesmo, permitindo um alto grau de constrição do arco e elevada densidade de corrente (GLYNN, 2007).

### 2.3 Aços Inoxidáveis Duplex

Aços inoxidáveis duplex (AID) são materiais baseados no sistema Fe-Cr-Ni, de modo que sua composição química e processamento termomecânico conferem-lhes uma microestrutura bifásica com proporções aproximadamente iguais de ferrita e austenita, obtidas após solubilização entre 1020°C e 1100°C (ASTM A790, 2008) e resfriamento brusco. O resfriamento posterior rápido assegura que o aço permaneça inteiramente duplex e sem fases secundárias precipitadas.

Tipicamente, os AID possuem 20 a 30% de cromo, 5 a 10% de níquel, teores muito baixos de carbono (menores de 0,03%), além de possíveis adições de nitrogênio, molibdênio, tungstênio e cobre (SOLOMON *et al.*, 1983).

Charles (1997) classificou as famílias dos AID de acordo com a composição química. Os principais grupos podem ser listados da seguinte forma:

- 22%Cr-4%Ni-0,10%N - são econômicos e substituem os aços inoxidáveis austeníticos 304 e 316, sendo livres de molibdênio;
- 22%Cr-5%Ni-3%Mo-0,17%N - podem ser considerados padrões e por ter maior teor de nitrogênio, apresentam uma maior resistência à corrosão por pite em ambientes mais agressivos. Sua resistência à corrosão encontra-se entre a do austenítico da classe AISI 316 e a do superaustenítico com 5-6% de Mo;
- 25%Cr-6,8%Ni-3,7%Mo-0,27%N com ou sem adições de W ou Cu - são conhecidos como aços inoxidáveis superduplex (AISD) e possuem PRE (*Pitting Resistance Equivalent*) > 40. Eles são especialmente projetados para aplicações marinhas, químicas, na engenharia do petróleo, requerendo mais alta resistência à corrosão em meios altamente agressivos e possuindo altas propriedades mecânicas. A resistência à corrosão é equivalente à dos superausteníticos com 5-6% de Mo. Quando as propriedades de corrosão requeridas são menores ( $36 < PRE < 40$ ), devem ser consideradas as ligas duplex de 25% Cr com adições de 3% Mo e 0,22% N, que são menos propensas à formação de fases intermetálicas do que os superduplex (LOPES, 2006).

Atualmente, existem novas ligas de aço inoxidável sendo desenvolvidas, como a hiper-duplex que possuem PRE acima de 45.

### 2.3.1 Elementos de liga

O conhecimento da importância dos elementos de liga é fundamental para saber de que forma pode haver contribuição ou prejuízo nas propriedades dos aços inoxidáveis duplex. Estes elementos têm efeitos específicos nas propriedades dos aços inoxidáveis, podendo possuir também efeitos combinados. Elementos como cromo (Cr), molibdênio (Mo), tungstênio (W) e vanádio (V) são adicionados aos AID para melhorar sua resistência à corrosão. Nos AISD, o Mo e o W aumentam a resistência à corrosão por pite, mas também estabilizam compostos intermetálicos quando expostos a altas temperaturas.

O cromo é o elemento mais importante dos aços inoxidáveis. Em pequenas quantidades somente aumenta a resistência mecânica. A resistência à corrosão aumenta com maiores teores de cromo, que promove uma microestrutura ferrítica, sendo um elemento estabilizador desta fase. O cromo livre em solução sólida na matriz do material se combina com o oxigênio do ar possibilitando a formação da película passiva, protegendo o material contra os agentes corrosivos (LEFFLER, 2005; CHAOFANG *et al.*, 2011).

O níquel é o principal elemento que promove a microestrutura austenítica. Este elemento geralmente aumenta a tenacidade, ductilidade, soldabilidade e resistência à corrosão. Muthupandi *et al.* (2003) verificaram que a adição de níquel é mais efetivo no controle da razão ferrita/austenita do que a taxa de resfriamento, comparando os processos GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*) e EBW (*Electron Beam Welding*) na soldagem do UNS S31803.

O molibdênio, entre 0,2 e 5,0%, melhora as resistências à corrosão generalizada, à corrosão localizada (por pites) e à corrosão em frestas (HIGGINS, 1982). Este elemento possui grande influência na passividade e na resistência química dos aços inoxidáveis, sobretudo na presença de cloretos, à qual a passividade do cromo é pouco estável. Sendo assim, o molibdênio, em associação ao cromo, executa uma grande ação na estabilidade do filme de passivação na presença de cloretos (NAGANO *et al.*, 1981). O tungstênio também é um elemento estabilizador da ferrita e proporciona aumento da resistência à corrosão localizada e facilita a precipitação de austenita secundária (KONDO *et al.*, 1993).

O carbono promove a formação de austenita, bem como aumenta a resistência mecânica e ao desgaste. A maioria das especificações para os aços inoxidáveis de melhor qualidade estabelece um teor de carbono máximo de 0,03%. O cobre aumenta a resistência à corrosão em meio contendo sulfetos, bem como se substituído no lugar do molibdênio pode reduzir a precipitação de fase sigma (RAMÍREZ, 2001). Este elemento promove a formação de austenita e também pode favorecer o endurecimento por precipitação, bem como diminui a

temperatura de fusão da liga (LEFFLER, 2005). O fósforo fornece aos aços inoxidáveis boa usinabilidade. O enxofre e o fósforo podem causar trincas de solidificação e liquação (ROSCOE & GRADWELL, 1986).

Quanto ao nitrogênio, é um elemento que se adiciona aos AID para melhorar a sua resistência à corrosão por pites, além de elevar a resistência mecânica (LILJAS & QVARFORT, 1986). A adição de nitrogênio pode promover o endurecimento estrutural pelo mecanismo de soluções sólidas intersticiais, que eleva os valores do limite de resistência e de ruptura sem prejudicar a tenacidade (MORENO, 2004).

O manganês também expande a região da austenita para temperaturas não muito elevadas e, como elemento gamagêneo, pode ser utilizado em substituição ao níquel, mas em concentrações maiores, pois não é tão poderoso quanto. O manganês, entre 0,5 e 5%, eleva as resistências à corrosão e ao desgaste abrasivo. Outra função é anular o efeito de impurezas perniciosas nos aços, como exemplo, o oxigênio e o enxofre. Pequenas quantidades deste elemento, associadas à presença de níquel, melhoram substancialmente a resistência mecânica (HIGGINS, 1982). Altos teores de nitrogênio necessitam percentuais mais elevados de manganês (aproximadamente 4%) para aumentar a solubilidade do nitrogênio (SHARAFI, 1993). O silício, entre 0,5 e 5,0%, melhora as resistências à corrosão, ao calor e ao desgaste, sendo que promove a fase ferrítica. No entanto, em condições com presença de silício em excesso, 1% aproximadamente, este facilita formação de fase sigma e redução da resistência à corrosão em materiais soldados (SHARAFI, 1993). O efeito do silício em promover a fase ferrítica ou austenítica não é totalmente esclarecido (CHANCE *et al.*, 1982).

### **2.3.2 Propriedades**

Os AID apresentam menores coeficientes de expansão térmica do que os aços inoxidáveis austeníticos, o que os tornam aconselháveis para uso em condições de ciclos térmicos, em temperaturas de aplicação menores do que 300°C. A condutividade térmica é maior do que nos aços inoxidáveis austeníticos, a qual em conjunto com a baixa expansão térmica, os tornam bons candidatos à utilização em trocadores de calor. São fortemente magnéticos devido à presença de ferrita, permitindo o uso de fixadores magnéticos durante o processo de usinagem (GIRALDO, 2001). A resistência mecânica dos AID é aproximadamente o dobro da dos aços inoxidáveis austeníticos, combinada com uma boa tenacidade. Apresentam uma elevada resistência ao trincamento por corrosão sob tensão e à



corrosão localizada em meios contendo cloretos. A sua soldabilidade é superior à dos aços inoxidáveis ferríticos (CHARLES, 1994).

No entanto, os aços inoxidáveis duplex são menos apropriados que os austeníticos em aplicações acima de 250°C, devido à precipitação de fases que fragilizam a ferrita, e abaixo de -50°C, em virtude da ferrita absorver pouca energia na fratura em baixas temperaturas (LOPES, 2006).

Aços inoxidáveis duplex possuem uma boa resistência à corrosão em muitos ambientes, como: ácido sulfúrico, ácido hidrocloreídrico ou ácido nítrico (RAMÍREZ, 2001; GUNN, 1997). Por outro lado, podem ser mais suscetíveis à corrosão localizada, como pites e frestas (IACOVIELLO *et al.*, 2005). Os elementos de liga que ditam o comportamento do aço inoxidável duplex na resistência à corrosão por pites são Cr, Mo e N. Vale salientar que cada fase apresenta comportamento diferente, sendo importante a verificação da resistência à corrosão por pites em cada fase (ferrita e austenita), sendo que a fase menos resistente determina o comportamento do material (TAN *et al.*, 2011). Na equação 1 é demonstrado o cálculo dos índices de resistência à corrosão por pites, considerando um fator 16 para o nitrogênio que é o mais indicado para os AID/AISD e a influência do tungstênio na resistência à corrosão por pites (Equação 2) (LEFFLER, 2005; NASCIMENTO, 2007). Porém, existem determinados casos encontrados na literatura em aços inoxidáveis superduplex que o fator do nitrogênio é 20 ou 30 (TAN, 2011; CHARLES, 2007; BERNHARDSSON, 1991).

$$PRE = \%Cr + 3,3\%Mo + 16\%N \quad (1)$$

$$PREW = \%Cr + 3,3(\%Mo + 0,5\%W) + 16\%N \quad (2)$$

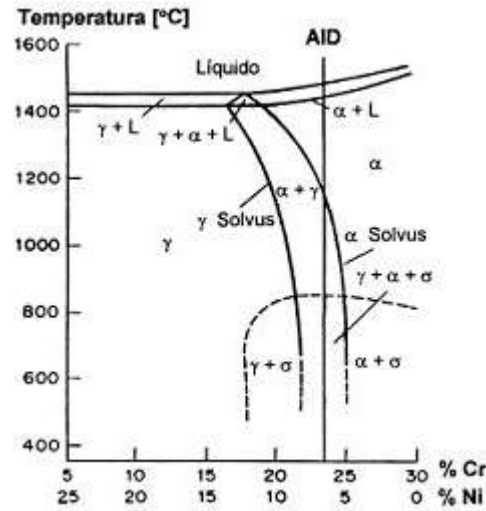
A temperatura crítica de pite (CPT) para um aço inoxidável superduplex SAF 2507 é em torno de 80°C em meio contendo 6% de FeCl<sub>3</sub> e para um aço inoxidável duplex é em torno de 30°C (DELBLANC *et al.*, 1997). Os AID apresentam alta resistência ao impacto na temperatura ambiente (25°C). Sua tenacidade está limitada à fração volumétrica e distribuição de ferrita. Com uma fração volumétrica de austenita de 40% obtêm-se prevenção efetiva do crescimento de trincas (WALLEN & HENRIKSON, 1986). É importante que a energia absorvida não esteja abaixo do recomendado. Segundo a norma NORSOK M 601 (NORSOK, 2008) é de 27 J a -46°C e segundo a norma ASTM A923-03 (ASTM, 2003), a energia mínima requerida para este material a -40°C é de 54 J no metal base e ZAC e 34 J na ZF para corpos de prova padrão.

A maior resistência à tração dos AID, chegando a 770 MPa no UNS S31803, permite importantes reduções na seção resistente, obtendo-se grandes economias de peso. Além disso, devido à excelente resistência à corrosão, a vida útil do equipamento pode ser prolongada, dependendo da aplicação e do material que está sendo substituído pelo AID. Desta forma, estes materiais tornam-se bastante atrativos do ponto de vista econômico. Dependendo da norma de fabricação aplicada e do material substituído, a economia em peso pode chegar a 50% (CHARLES, 1997). A combinação entre os elevados valores de alongamento da austenita com o elevado limite de escoamento da ferrita nos aços inoxidáveis duplex forma um conjunto de notáveis propriedades mecânicas, chegando a alongamento mínimo de 25% e dureza de 260 HV (NILSSON, 1992). O AISD UNS S32760 possui limite de resistência à tração de 750 MPa, alongamento em torno de 25%, tenacidade de 100 J a temperatura ambiente, módulo de elasticidade de 200 GPa e limite de escoamento de 550 MPa (ASTM A790, 2008).

### **2.3.3 Microestrutura**

A microestrutura formada depende da composição química da liga, do tratamento termomecânico e das condições de resfriamento. A Figura 13 mostra esquematicamente, no diagrama pseudo-binário 70%Fe-Cr-Ni, a solidificação ferrítica de um AID de composição química típica. À medida que avança o resfriamento, parte da ferrita se transforma, no estado sólido, em austenita. Deste modo, na temperatura ambiente, tem-se a estrutura bifásica  $\delta/\gamma$ , caso as condições de resfriamento impeçam a formação de outras fases, as quais serão discutidas adiante. Contudo, a análise deste diagrama só torna possível em condições de equilíbrio, sendo que na maioria dos casos estes materiais são submetidos à soldagem e fundição, no qual uma das duas estruturas se solidifica primeiro, para depois ocorrer a solidificação da outra estrutura.

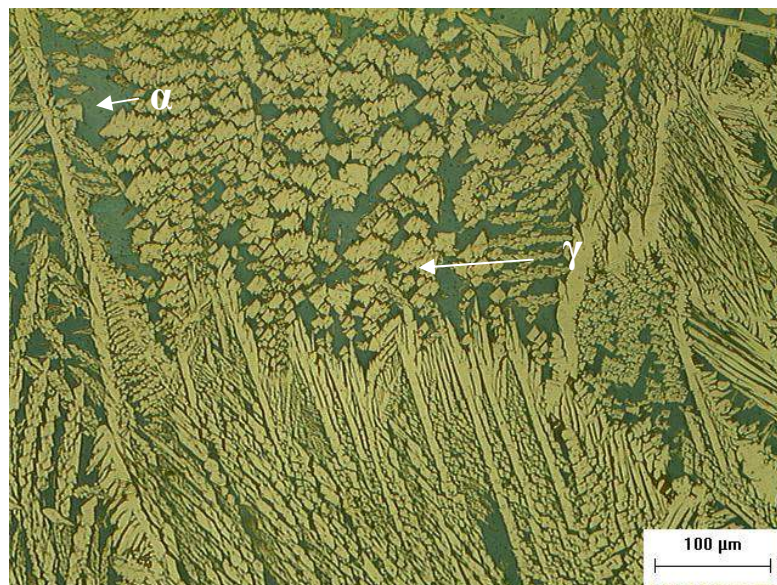
Figura 13 - Diagrama pseudo-binário 70%Fe-Cr-Ni.



Fonte: Atamert & King (1991).

É muito comum a exposição do material a elevadas temperaturas devido às condições de serviço ou ciclos térmicos de soldagem, podendo causar surgimento de precipitados. Tanto as propriedades mecânicas, principalmente a tenacidade, como as de resistência à corrosão podem ser prejudicadas de diversas formas, dependendo da fase presente. Alguns precipitados são bastantes comuns no metal de solda, como: austenita secundária, nitretos, fase sigma, etc. Na Figura 14 é mostrada a microestrutura do aço inoxidável duplex UNS S31803, mostrando as fases ferrita ( $\alpha$ ) e austenita ( $\gamma$ ).

Figura 14 – Microestrutura duplex no metal de solda.



Fonte: Nunes (2009).

### 2.3.4 Nitretos

Nos AID, bastonetes de  $\text{Cr}_2\text{N}$ , ou plaquetas de  $\text{CrN}$  precipitam a partir da ferrita, porém em alguns casos pode ocorrer precipitação a partir da austenita (RAMÍREZ, 2001). Durante o resfriamento a partir do campo ferrítico, ocorre uma competição entre a precipitação de austenita e de nitreto de cromo. Se a quantidade de austenita formada for próxima do valor de equilíbrio, praticamente todo o nitrogênio estará dissolvido nela. Como consequência, a quantidade de nitreto de cromo precipitado na ferrita é praticamente nula. Por outro lado, se a precipitação da austenita for retardada ou impedida, a ferrita torna-se supersaturada em nitrogênio, precipitando nitreto de cromo na temperatura entre 600 e 1050°C (SIMMONS, 1996).

A nucleação se dá nas discordâncias, inclusões, contornos de grão ( $\delta/\delta$ ) e interfaces ( $\delta/\gamma$ ). A cinética de precipitação é altamente dependente da temperatura, da composição química da liga e da sua história térmica (BRANDI & RAMÍREZ, 1997).

Na soldagem, o aumento da energia de soldagem leva a resfriamentos mais lentos, sendo que geralmente favorece a precipitação da austenita nos AID. Como consequência, a precipitação de nitretos é reduzida. Além disso, em reaquecimentos a temperaturas maiores e em velocidades de resfriamento menores (que são consequência de energias de soldagem maiores), espera-se que leve à dissolução total dos nitretos. No entanto, esta linha de raciocínio é muito simplista e esquece que nos AID os nitretos tornam-se estáveis em temperaturas abaixo de 850 a 1100°C, aproximadamente. Dependendo da composição química da liga e dos tempos de permanência nas faixas de temperatura de estabilidade do  $\text{Cr}_2\text{N}$ , nem todos os nitretos dissolverão e até novas partículas poderão precipitar (RAMÍREZ, 2001).

A precipitação de nitretos de cromo pode levar à diminuição da resistência à corrosão dos AID, sendo que, ao redor destes precipitados pode iniciar um tipo de corrosão localizada (UME *et al.*, 1987). As propriedades mecânicas dos AID também podem ser afetadas pela precipitação dos nitretos. Esta precipitação pode levar a uma redução significativa da tenacidade (RAMÍREZ, 1997) e aumento da dureza do material (MENEZES, 2005).

### 2.3.5 Fase sigma

A faixa de temperatura de precipitação de fase sigma é em torno de 650 a 1000 °C e depende da composição química da liga. Nos AID, a ferrita é termodinamicamente metaestável na faixa de temperatura de precipitação da fase sigma (CHEN & YANG, 2001). A ferrita também possui um teor mais elevado dos elementos formadores de fase sigma, por exemplo, cromo, molibdênio e silício. Segundo Maehara *et al.* (1983) a precipitação da fase sigma dá-se principalmente pela decomposição da ferrita. Essa decomposição geralmente ocorre através de uma reação eutetóide, formando sigma e austenita secundária, esta com teores mais baixos dos elementos Cr e Mo. Como há formação de fase sigma, esta deixa a matriz ferrítica sem os seus principais estabilizadores, e como há níquel dissolvido, a fase austenítica torna-se mais estável ocorrendo uma transformação isotrópica da matriz de ferro:  $\delta \rightarrow \gamma$ . A reação ocorre por nucleação e crescimento, apresentando uma curva de transformação em “C”.

O local preferencial para a nucleação da fase sigma nos AID são as interfaces  $\delta/\gamma$  e nos contornos de grão ferríticos. A formação da fase sigma pode ser a partir da austenita, sendo este fenômeno mais lento e ocorre quando a fração de austenita é elevada (BORSATO, 2006).

Lopes (2006) observou que pequenas quantidades de fases fragilizantes já são suficientes para promover variações na taxa de propagação de trinca por fadiga no material. Outra observação importante é a redução da tenacidade à fratura do material. Sieurin & Sandstrom (2005) observaram que menores taxas de resfriamento promoveram maior precipitação de fase sigma. Quando a velocidade de resfriamento é elevada, esta é suficiente para evitar a precipitação de fases intermetálicas frágeis, tais como a fase sigma. Estudos recentes mostraram que a fratura frágil em aço inoxidável duplex UNS S31803 ocorre para frações volumétricas de fase sigma superiores a 5% e que frações volumétricas inferiores a 2% não impedem a ocorrência de fratura dúctil em ensaio *Charpy* (MAGNABOSCO, 2001).

A precipitação da fase sigma reduz a resistência à corrosão dos AID. Esta fase provoca um empobrecimento do teor de cromo e molibdênio na ferrita adjacente, diminuindo a resistência à corrosão. A presença desta fase pode aumentar consideravelmente a velocidade de corrosão de um AID (TAVARES *et al.*, 2006, LOPEZ *et al.*, 1999). As propriedades mecânicas dos AID também são seriamente prejudicadas com a precipitação da fase sigma. O limite de escoamento e o limite de resistência à tração aumentam ligeiramente, mas o alongamento pode cair de 40% para 7%, com a precipitação desta fase (BADJI *et al.*, 2007).

A dureza é aumentada a níveis significativos quando a fração de fase sigma chega a 2%. Estudos verificaram que a dureza da fase sigma pode chegar a 940 HV ou 68 HRC (RIVLIN & RAYNOR, 1980).

### **2.3.6 Austenita secundária**

Nos AID, durante o resfriamento, parte da fase ferrítica se transforma em austenita primária ( $\gamma_1$ ). Caso este resfriamento seja muito rápido, a formação de  $\gamma_1$  pode ser prejudicada, obtendo-se uma microestrutura metaestável com elevados teores de ferrita. Desta forma, durante o reaquecimento, seja por um tratamento isotérmico ou por reaquecimento devido ao processo de soldagem, a austenita secundária ( $\gamma_2$ ) precipita a partir da ferrita (RAMÍREZ, 2001).

Segundo Ramírez (2001), no metal de solda de AID/AISD são distinguidos dois tipos de  $\gamma_2$ . Uma delas é formada nas interfaces  $\delta/\gamma$ , na faixa de temperatura de 800 a 900 °C, não sendo outra coisa mais do que o crescimento das partículas preexistentes de  $\gamma$  (austenita), porém com diferente composição química. O outro tipo é formado no interior da ferrita, na forma de finas partículas aciculares, na faixa de temperatura de 800 a 1000 °C.

Os teores de Cr, Mo e N da  $\gamma_2$  formada no metal de solda de um AID são menores que os da austenita previamente existente na microestrutura (NILSSON *et al.*, 1995). Acredita-se que a precipitação cooperativa do  $\text{Cr}_2\text{N}$  e da  $\gamma_2$  tem uma relação direta com os baixos teores de Cr e N da  $\gamma_2$ , dado que o nitreto retira estes elementos da  $\alpha$  (ferrita), que posteriormente transformar-se-á em  $\gamma_2$ . Desta maneira, a precipitação da  $\gamma_2$  pode levar a uma diminuição na resistência à corrosão localizada. Por outro lado, devido à excelente tenacidade da  $\gamma$ , a precipitação da  $\gamma_2$  causa uma melhora na tenacidade das juntas soldadas dos AID (RAMÍREZ *et al.*, 2004).

### **2.3.7 Fase chi**

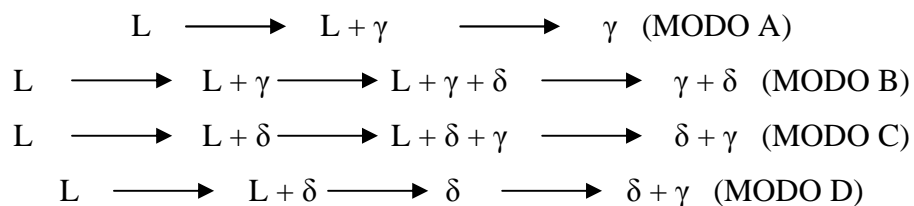
Esta fase intermetálica de natureza frágil precipita também a temperaturas entre 400°C e 950°C em AID e em quantidades menores que a fase sigma, além da sua precipitação ocorrer para tempos mais curtos. Esta fase apresenta composição Fe-25%Cr-2%Ni-15 a 20%Mo-1%Mn (JACKSON *et al.*, 1993). É considerada como uma fase metaestável formada nas interfaces  $\delta/\gamma$  como na ferrita, agindo como agente facilitador para a formação de fase sigma, decompondo-se completamente nela após longos tempos de exposição. Também tem

efeitos nocivos sobre as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão, mas devido a sua coexistência com a fase sigma, estes efeitos são difíceis de serem separados (NILSSON & CHAI, 1997).

### 2.3.8 Modos de solidificação

A solidificação dos aços inoxidáveis pode iniciar-se com a formação de austenita, austenita-ferrita ou ferrita, dependendo da composição química ou, mais propriamente, da relação entre os elementos de liga que promovem a formação de ferrita e austenita e da história térmica, ou seja, a forma de extração de calor (PADILHA & GUEDES, 1994).

O primeiro modo é o austenítico, em que o processo de solidificação inicia-se com a formação de austenita e sendo encerrada com a formação apenas desta fase. O modo austeno-ferrítico é o segundo modo de solidificação. Neste caso, a sequência inicia-se com a formação de dendritas de austenita, ocorrendo a formação de ferrita entre os braços dendríticos, por efeito de segregação de elementos que promovem a formação de ferrita. Já o terceiro modo de solidificação, denominado ferrítico-austenítico, tem recebido grande atenção por parte dos pesquisadores. A primeira fase a se solidificar é a ferrita na forma de dendritas. A austenita é formada posteriormente na interface ferrita/líquido, por intermédio de uma reação peritética ou, dependendo das condições de solidificação, uma reação eutética envolvendo três fases (líquido + ferrita + austenita). O último modo é o ferrítico em que, durante a sequência de solidificação, somente a fase ferrita é formada e a formação posterior de austenita ocorre somente no estado sólido (NASCIMENTO, 2007).



Várias expressões na literatura são propostas para se determinar o modo de solidificação dos aços inoxidáveis. Essas expressões reduzem as complexas composições químicas destas ligas agrupadas conforme seus efeitos ferritizantes e austenitizantes. A previsão do modo e sequência de solidificação de um aço inoxidável podem ser obtidos, com boa aproximação, pelo uso de relação entre cromo e níquel equivalentes ( $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ ). Fazendo-

se uso da Tabela 1 pode-se verificar alguns valores desta relação e seus respectivos modos de solidificação de acordo com seus autores. Logo, há diferenças entre os valores determinados para as relações em cada modo de solidificação. Isto se deve às diferentes expressões empregadas para sua determinação que apresentam entre si diferenças acentuadas, tanto no que se refere aos elementos agrupados nas expressões como nos fatores de multiplicação utilizados para cada um desses elementos. Além disso, nas expressões de cromo e níquel equivalente, certos elementos de liga importantes, que teriam grande influência no modo de solidificação dos aços inoxidáveis duplex não são considerados, o que é uma limitação.

Tabela 1 – Modos de solidificação para aços inoxidáveis austeníticos para diferentes valores do coeficiente  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  obtidos por alguns autores.

Modo de solidificação	$X = Cr_{eq}/Ni_{eq}$				
	Suutala & Takalo	Vitek	Brooks	Padilha e Guedes	Rajasekhar
<b>Modo A</b>	$X \leq 1,48$	$X < 1,35$	$1,65 < X \leq 1,85$	$X < 1,5$	$X < 1,25$
<b>Modo B</b>	$1,48 < X < 1,95$	-	-	$X = 1,5$	$1,25 < X < 1,48$
<b>Modo C</b>		-	-	$1,5 < X < 2,0$	$1,48 < X < 1,95$
<b>Modo D</b>	$X \geq 1,95$	$X > 1,35$	$X > 1,85$	$X > 2,0$	$X > 1,95$

Fonte: Suutala *et al.* (1980); Takalo *et al.* (1979); Vitek *et al.* (1983); Brooks *et al.* (1991); Padilha & Guedes (1994); Rajasekhar *et al.* (1997).

### 2.3.9 Soldagem dos Aços Inoxidáveis Duplex e Superduplex

As principais preocupações na soldagem dos AID/AISD são o adequado balanço de ferrita e austenita no metal de solda e prevenção de precipitação de fases deletérias. A seleção adequada dos parâmetros de soldagem é primordial, além da adição de elementos austenitizantes no metal de adição, controle da diluição ou introdução de nitrogênio na poça de fusão pelo gás de proteção (RAMÍREZ, 2001). Na literatura há diversas faixas aceitáveis de teor de ferrita no metal de solda, Porém, este balanço de fases varia de acordo com a aplicação e ambiente que o material estará submetido (TABAN, 2008). No entanto, em situações práticas, sendo o material submetido à condições mais agressivos é primordial o controle mais rigoroso no balanço de fases para não comprometer o material soldado (TAVARES *et al.*, 2006). Teores excessivamente altos de ferrita causam fragilidade, enquanto ausência dessa fase causa perda de resistência à fissuração por corrosão sob tensão



Uma energia de soldagem elevada tende a produzir uma velocidade de resfriamento menor da junta, dependendo da espessura da chapa. Como consequência, promove a precipitação de austenita, balanceando em parte a microestrutura. Da mesma maneira, pode favorecer a precipitação de fases intermetálicas e o crescimento de grão. Na situação contrária, uma energia de soldagem baixa leva a uma velocidade de resfriamento elevada. Assim, a precipitação de austenita é dificultada, gerando uma fração elevada de ferrita, o que pela sua vez acarreta a precipitação de uma grande quantidade de nitretos de cromo no interior da ferrita. Em ambos os casos têm-se como resultado uma severa diminuição na tenacidade e na resistência à corrosão do material (RAMÍREZ, 2001).

Em geral, preaquecimento e pós-aquecimento nas soldagens dos AID/AISD não são recomendados. No entanto, controle ideal da energia e da temperatura de interpasse durante a soldagem são requeridas para a correta razão  $\delta/\gamma$  nas soldas dos AID/AISD. A temperatura de interpasse não deve exceder 250 °C para AID e 150 °C para AISD, sendo que na prática esta temperatura pode ainda ser considerada alta, muitas vezes sendo utilizada temperatura abaixo de 150°C. A energia de soldagem deve estar na faixa de 5 a 25 kJ/cm para aço inoxidável duplex e de 5 a 15 kJ/cm para aço inoxidável superduplex, sendo que quanto maior a temperatura de interpasse maior a precipitação de fases intermetálicas (TECHNICAL SPECIFICATION, 2006).

A faixa recomendada de ferrita ainda não é bem definida, dependendo de cada aplicação. Na soldagem de materiais utilizando o processo TIG é aceitável uma faixa de 22 a 70% de ferrita, porém em outros processos e sendo submetidos à exposição de meios corrosivos e possibilidade de trinca por hidrogênio é recomendada uma faixa mais restrita de 22 a 60% (NASSAU *et al.*, 1993). Porém, geralmente, na prática é estipulada uma faixa de 30 a 70% (TAVARES *et al.*, 2007) ou 35 a 65% (ECKENROD & PINNOW, 1984; PETROBRAS N-1707, 1999; NORSOK M-630, 1997), de modo a aliar boas propriedades mecânicas e boa resistência à corrosão. Em relação ao teor de ferrita, é importante obter revestimentos com teores acima de 35% e menor que 65%, sendo que o mais ideal é a obtenção de revestimento com valores próximos a 50% em relação ao balanço de fases. Teores excessivamente altos de ferrita causam fragilidade, enquanto ausência dessa fase causa perda de resistência à fissuração por corrosão sob tensão. No entanto, manter o equilíbrio é difícil devido à soldagem que acarreta em reaquecimentos que alteram muitas vezes de modo significativo o balanço de fases.

Durante a soldagem multipasse, a ZF (Zona Fundida) é reaquecida. Isto pode levar à mudanças microestruturais, que dependem da microestrutura gerada em cada região

pelos ciclos térmicos precedentes. O reaquecimento repetido da ZF pode levar à precipitação de nitretos e fases intermetálicas, como a fase sigma (RAMÍREZ, 1997). Por outro lado, a fração de austenita da ZF aumenta quando a junta é reaquecida pelos passes sucessivos. No primeiro passe, a temperatura máxima atingida e a velocidade de resfriamento são maiores em relação às outras regiões devido aos ciclos térmicos. Observa-se uma diminuição sucessiva da velocidade de resfriamento devido à variação da temperatura inicial, além do aumento da distância do ponto com relação ao centro da solda, de modo que os passes possuem o mesmo efeito da temperatura de preaquecimento da chapa (GIRALDO, 2001). A tendência de um material para formar  $\gamma$  depende da sua composição química, isto é, da relação entre elementos alfa-gênicos e gama-gênicos, representada pela relação  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ .

Na soldagem de revestimento, a interface é a região mais crítica, pois a composição química do metal de solda perto da zona de ligação é diferente, ocorrendo uma certa heterogeneidade, sendo importante não ocorrer redução das propriedades mecânicas e resistência à corrosão. Nas regiões perto da interface podem ocorrer níveis muito elevados de dureza devido à formação de martensita, sendo que a diferença de propriedades físicas entre metal base e metal de solda pode gerar presença de trincas nestas regiões, principalmente em condições severas de serviço. Barnhouse & Lippold (1998) realizaram a deposição de AID ER2209 e liga de níquel 625 para união de metais base do tipo AID 2205 e A36, utilizando GTAW (Gas Tungsten Arc Welding). Os autores constataram uma boa soldabilidade e resistência à corrosão similares em relação aos metais de solda, comparando as interfaces do aço A36 e liga de níquel 625 e do aço A36 duplex 2209. Na região 2205/2209/A36, níveis mais elevados de dureza na interface foram obtidos para mais baixas energias, porém com menor resistência à corrosão. A região com deposição de duplex obteve melhor tenacidade que na região que houve deposição de liga de níquel, sendo importante verificar que condições serão submetidos os materiais para selecionar de maneira adequada os materiais.

Rajeev *et al.* (2000) realizaram comparação na deposição de aço inoxidável duplex e superduplex diretamente em aço carbono ou com utilização de amanteigamento com aço inoxidável austenítico 309L devido este material possuir uma dureza intermediária. Foi observada redução da microdureza nas zonas duras de 558 HV0.01 para 480 HV0.01 com aplicação de 309L. A seleção adequada de energia minimizou a diluição e reduziu comprimento das zonas duras e níveis de microdureza. McPherson *et al.* (2003) realizaram união de aço carbono com deposição de AID utilizando o processo arco submerso. Foram verificados maiores níveis de microdureza no metal de solda nas regiões de mais alta diluição (>20%).

Srinivasan *et al.* (2006) realizaram soldagens dissimilares de AID UNS S31803 e aço baixa liga (ABL) com utilização de eletrodo revestido E2209 (duplex) e E309 (austenítico) como metal de adição. Em relação à interface AID/ABL foi observada migração de carbono no metal base para o metal de solda. A região do metal de solda que há composição química diferente possui diferentes denominações, como: zona não misturada e zona parcialmente misturada (WANG *et al.*, 2010; NELSON *et al.*, 1999). Esta migração proporciona formação de carbonetos na região próxima à linha de fusão acarretando em aumento no nível de microdureza, com níveis de 310 HV0.2. Na ZAC do aço de baixa liga foram também observados níveis mais elevados de microdureza devido à formação de martensita, chegando a 270 HV0.2. Em relação à resistência à corrosão, foi observado potencial de pite maior em meio com 1 M de NaCl para o metal de solda com deposição de AID em relação ao metal de solda austenítico devido à maior concentração de molibdênio e adição de nitrogênio no AID.

Desta forma, os AID/AISD são ligas com grande crescimento de utilização, onde os conhecimentos que se tem sobre a sua metalurgia e aplicação à soldagem são vastos, o que tem impulsionado fortemente a pesquisa neste campo. Porém, o conhecimento que se tem em alguns aspectos até o momento não é suficiente, principalmente no âmbito na soldagem de revestimentos utilizando processo Plasma pó, já que não existe na literatura informações sobre este tipo de revestimento. Logo, tem-se como objetivo aliar aspectos operacionais e metalúrgicos, de modo a verificar presença de precipitações, problemas na interface metal de solda/substrato, forma de solidificação, resultando em obtenção de revestimentos de boa qualidade com maximização da produtividade e minimização de custos.

#### **2.4 Revestimento Plasma pó**

Do ponto de vista histórico, o revestimento de um metal de base com um outro material, de estrutura diferenciada para melhorar as propriedades superficiais, foi introduzido em 1910 pelo suíço Max Ulrich Schoop, que utilizou uma pistola de combustão oxiacetilênica para projetar pó de zinco sobre um substrato metálico com o objetivo de protegê-lo contra corrosão. Foi na década de 50 que o processo teve seu desenvolvimento acelerado, de modo que foram desenvolvidos, de fato, novas ligas metálicas, particularmente vantajosas no campo de *Hardfacing*, cuja fusão demandava um elevado aporte térmico somente possível através do arco elétrico a plasma (TAKEYAMA, 2005). *Hardfacing* pode ser definida quando o recobrimento da superfície é realizado com um material duro e resistente ao desgaste com o objetivo de reduzir a perda de material por abrasão, erosão, escamação, cavitação ou outro

mecanismo de desgaste. A soldagem revestimento, definida internacionalmente como *weld overlay*, pode ser classificada de acordo com o objetivo específico.

Os materiais bases podem ser: aços baixa liga, aços inoxidáveis, ferros fundidos, bronze, ligas de níquel, alumínio e cobre (LINSPRAY, 2010). Deve-se ter o cuidado na utilização de aço estrutural como substrato devido à possível presença de ferro e carbono no metal de solda, proporcionando regiões de elevada dureza, maior temperabilidade e menor resistência à corrosão (D'OLIVEIRA, 2006). A deposição de um material mais nobre em um substrato proporciona muitos desafios devido às diferenças de propriedades metalúrgicas, mecânicas, térmicas, elétricas e físicas. Muitas vezes é necessária a deposição de uma segunda camada, porém pode apresentar elevados níveis de reforço e elevado custo.

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 Materiais

Os materiais a serem aplicados neste trabalho como metal base são os tubos: ASTM A 106 Grau B, API 5L Grau B e API 5L X65. O primeiro material foi utilizado nos ensaios preliminares para verificação de alguns parâmetros do processo, sendo de menor custo e bastante disponível no mercado. Vale ressaltar que estes tubos empregados nos ensaios preliminares tinham dimensões de 101,6x6 mm (diâmetro nominal de 101,6 mm e espessura de 6 mm) e são aplicados para condições de elevadas temperaturas (450°C) na indústria do petróleo e gás natural. Nos ensaios exploratórios I e II, na soldagem de cordões isolados, foi utilizado o tubo API 5L Grau B com dimensões 127x12,7 mm disponibilizado pela empresa TUBONIL COMERCIAL LTDA. Este material é similar ao metal base utilizado na etapa anterior, sendo utilizado em construção de equipamentos. Nos ensaios exploratórios III e nos revestimentos foram utilizados tubos API 5L X65 com dimensões de 304,8x21,44 mm, sendo este material disponibilizado pelo REPLAN/PETROBRAS.

Os aços X65 de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL) são muito utilizados nos sistemas de transporte de gás natural e petróleo, pois aliam resistência mecânica e boa tenacidade a baixas temperaturas, contribuindo para a redução de custos, mantendo-se as mesmas condições operacionais (OGATA *et al.*, 2008; OGATA, 2009). Este material também é utilizado na fabricação de *risers* rígidos usados na elevação de petróleo e gás em águas profundas e ultraprofundas para a superfície, sendo um dos grandes desafios atualmente devido à elevada pressão (FILHO & BASTIAN, 2003). Na Tabela 2 são mostradas as composições químicas dos materiais de base fornecidos pelos fabricantes.

Tabela 2 - Composição química nominal dos tubos utilizados como metal base (% massa).

Material	C	Mn	P	S	Si	Mo	N	Al	Nb+Ti+V	Fe
ASTM A106 Gr. B	0,23	0,67		0,09	-	-	-	0,03		Bal.
API 5L Gr. B	0,18	0,43	0,012	0,012	0,23	0,04	0,006	0,006	0,006	Bal.
API 5L X65	0,095	1,49	0,018	0,002	0,23		0,005	0,044	0,1% máx.	Bal.

Na etapa preliminar do trabalho foi utilizado o pó de aço inoxidável austenítico 316L doado pela empresa HÖGANÄS para realização de pesquisa inicial. Este material

possui granulometria na faixa de 53 a 150  $\mu\text{m}$ . O AISD utilizado foi fornecido pelo fabricante CARPENTER com classificação Micro Melt 100, compatível com o UNS S32760, conhecido também como ZERON 100 (nome comercial). Neste material, o tungstênio tem papel similar ao molibdênio na cinética de repassivação na camada superficial, protegendo contra a corrosão à temperatura ambiente, e a adição de cobre aumenta a resistência à corrosão em ambientes ácidos não oxidantes (FRANCIS, 2008). O tamanho de partículas do AISD está na faixa de 45 a 105  $\mu\text{m}$ , informação fornecida pelo fabricante.

O AID utilizado foi fornecido pela DURUM com classificação DIN 1.4462 (classificação europeia), sendo compatível ao UNS S32205 (norma ASTM) e SAF 2205. Este material foi utilizado apenas nas soldagens de revestimento. O tamanho das partículas do AISD ficam na faixa de 53 a 180  $\mu\text{m}$ . Este material foi escolhido por ser um dos AID mais utilizados comercialmente, principalmente no Brasil. Na Tabela 3 são mostradas as composições químicas dos pós fornecidos.

Tabela 3 - Composição química (% massa) certificada pelo fabricante.

Material	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	P	S	W	N	Co	Fe
<b>316L</b>	0,03	0,8	1,5	17	12	2,5	-	-	-	-	-	-	Bal.
<b>AISD</b>													
<b>UNS S32760</b>	0,024	0,49	0,58	25,7	6,75	3,49	0,77	0,02	0,001	0,61	0,29	-	Bal.
<b>AID DIN 1.4462</b>	0,02	0,76	1,11	22,8	5,28	3,00	0,12	0,02	0,002	0,03	-	0,04	Bal

Na soldagem dos tubos realizadas com CCEN (Corrente Contínua Eletrodo Negativo) foi utilizado eletrodo de tungstênio dopado com óxido de tório, com diâmetro de 4,0 mm, 67 mm de comprimento e ângulo de afiação de 20 graus. Os gases de proteção que foram utilizados foram: o argônio comercialmente puro, argônio com adição de 25% de hélio e argônio com adição de 2,5% de nitrogênio. Para o gás plasma e de arraste foi utilizado o argônio comercialmente puro.

## 3.2 Equipamentos

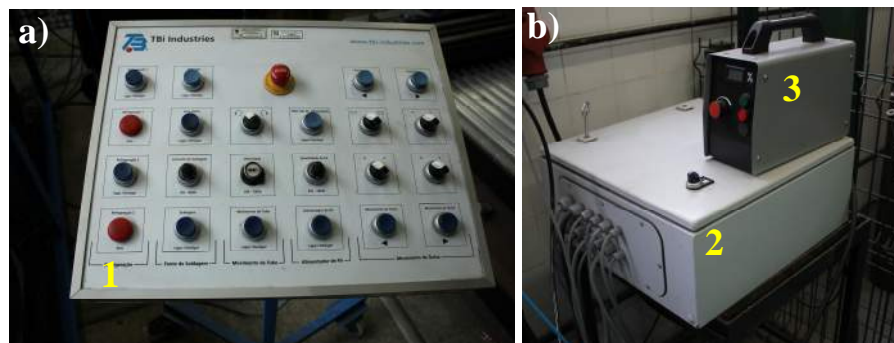
### 3.2.1 Equipamentos para soldagem

Foram utilizadas nas soldagens diversos equipamentos e acessórios, sendo listados a seguir.

- ✓ Unidade de potência do motor (Figura 15b);
- ✓ Unidade de controle principal de parâmetros elétricos e de movimento (Figura 15a);
- ✓ Dispositivo para controle da taxa de alimentação de pó (Figura 15b) com variação de 4-80 g/min);
- ✓ Alimentador de pó (36-200  $\mu\text{m}$ ) com controle de vazão de gás de arraste (2-4 l/min) acoplado a cabo com 4 m de comprimento (Figura 16a);
- ✓ Fonte de soldagem TIG Insquare modelo P421DC-W do fabricante MERKLE (Figura 16c);
- ✓ Mesa horizontal para movimento da tocha Plasma pó (Figura 17);
- ✓ Suporte para movimento giratório do tubo com limite nominal de 500 mm de diâmetro(Figura 16b);
- ✓ Plasma *handy support* para fixação da tocha (Figura 17);
- ✓ Controle de movimentação da tocha (Figura 18);
- ✓ Fluxômetro (Figura 18) para controle de vazão de gás plasma (0,5-5 l/min) e de proteção (6-13 l/min);
- ✓ 2 *chillers* de refrigeração com capacidade mínima de 1600 e 2400 W (Figura 17);
- ✓ Tocha de Soldagem PTA Tbi PLP 300M (Figura 17);
- ✓ Cilindros de gás (Figura 16c);
- ✓ Isolação plasma cerâmico;
- ✓ Bocal constritor cônico com ângulo de saída de pó de 80 graus com diâmetro de canal injetor de 1,2 mm. Os Canais injetores são dispostos de tal como que ficam na direção transversal e 2 na direção longitudinal (Figura 19);
- ✓ Pinça eletrodo;
- ✓ Bocal de gás de proteção NW22,5 tipo cerâmico ou de cobre;
- ✓ Sistema de aquisição de dados de sinais de corrente e tensão operando com frequência de 9600 Hz;

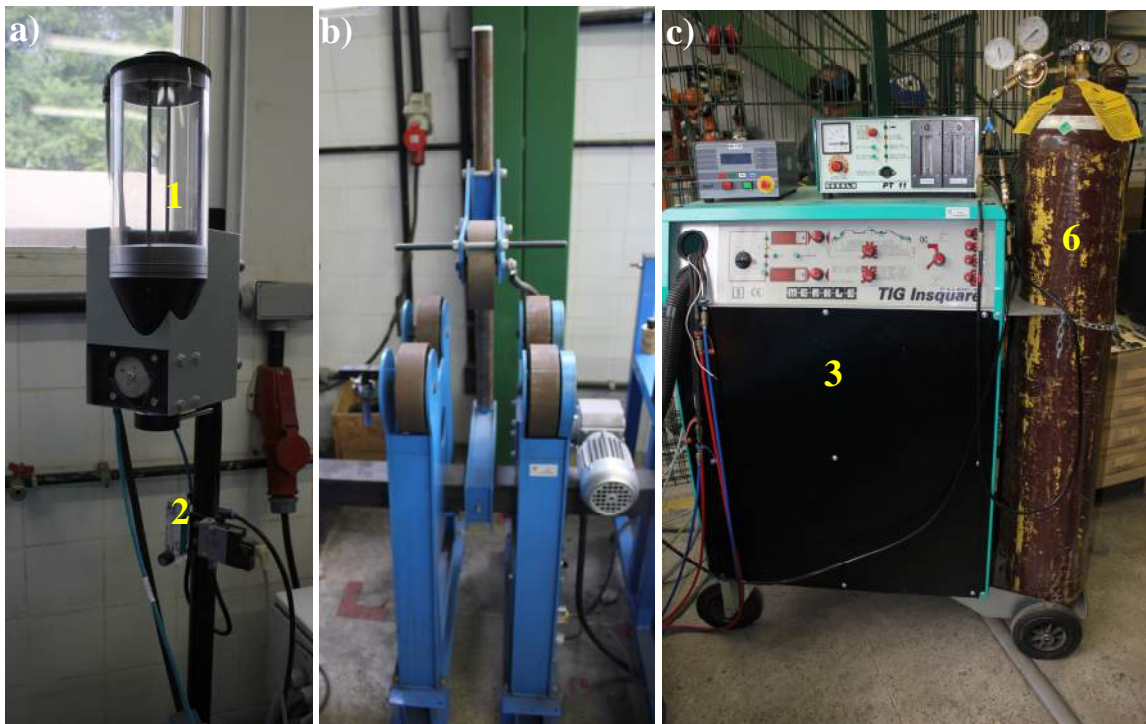
- ✓ Alicete amperímetro para calibração do sistema de aquisição;
- ✓ Paquímetro digital para controle da DBP;
- ✓ Escova rotativa;
- ✓ Giz térmico com limite de 100°C;
- ✓ Balança de precisão digital.

Figura 15 – a) Unidade de controle principal de parâmetros (1); b) unidade de potência (2) e dispositivo para controle da taxa de alimentação de pó (3).



Fonte: Próprio autor.

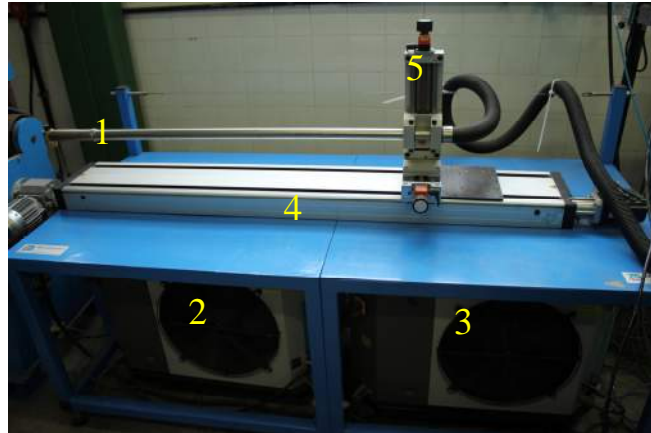
Figura 16 – a) Alimentador de pó (1) com controle de vazão de gás de arraste (2); b) suporte para movimento giratório do tubo; c) fonte de soldagem (3) e cilindros (6).



Fonte: Próprio autor.



Figura 17 – Tocha de soldagem (1); *chiller* 1 (2) e *chiller* 2 (3); mesa horizontal para movimento da tocha (4); *plasma handy support* (5).



Fonte: Próprio autor.

Figura 18 – Controle de movimentação da tocha (1); fluxômetro para controle da vazão de gás plasma e de arraste (2).



Fonte: Próprio autor.

Figura 19 – Bocal constritor.



Fonte: Próprio autor.

O aumento do ângulo de ponta do eletrodo conduz a uma condição em que o ponto preferencial para a abertura do arco piloto (ponta do eletrodo) é substituído por pontos

da região lateral do mesmo. Isto acarreta, em algumas situações, dificuldade para a abertura do arco piloto pelo fato da região lateral do eletrodo possuir vários pontos preferenciais (igualmente distantes do bocal constritor), o que torna difícil a existência de um único ponto de emissão de elétrons (PAULA Jr., 1997).

### **3.2.2 Equipamentos para caracterização microestrutural**

Na preparação metalográfica e na caracterização microestrutural foram utilizados os equipamentos e principais acessórios listados abaixo.

- ✓ Serra de fita gravitacional universal série 3000 – modelo St-3720;
- ✓ Equipamento para corte metalográfico Arotec;
- ✓ Lixadeira e Politriz rotativa modelo Aropol E - Arotec;
- ✓ Fonte para ataque eletrolítico;
- ✓ Soprador térmico;
- ✓ Máquina fotográfica digital;
- ✓ Régua metálica;
- ✓ Ferritoscópio MP3OE-S – *Fischer*;
- ✓ Microscópio óptico GX41 - *Olympus*;
- ✓ Microscópio óptico ZEISS
- ✓ Microscópio eletrônico de varredura (MEV) *Phillips* XL 30;
- ✓ Microscópio eletrônico de varredura (MEV) *Quanta* – FEG FEI;
- ✓ Sistema de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) *Oxford*;
- ✓ Dispositivo de energia dispersiva de raios-X (EDS);
- ✓ Difrátômetro de raio-X *Phillips*;
- ✓ Microdurômetro HMV-2 *Shimadzu*;
- ✓ Espectômetro de emissão ótica PT-3000.

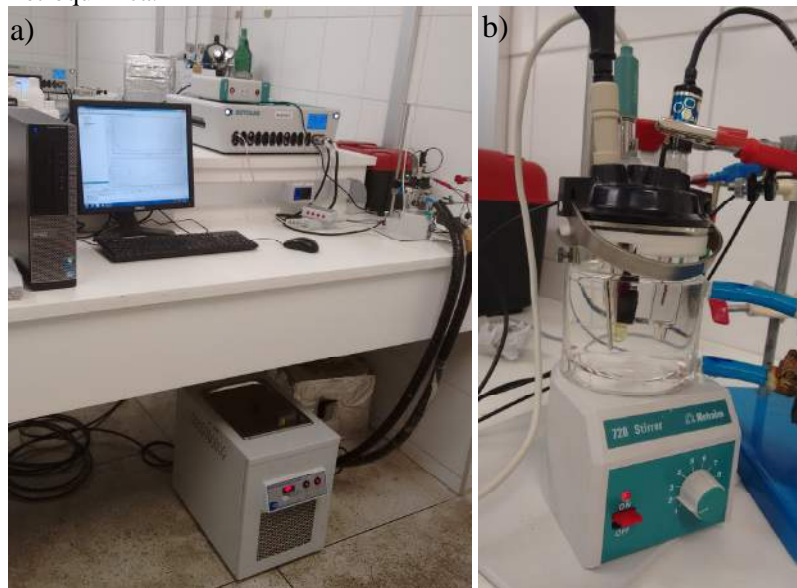
### **3.2.3 Equipamentos de corrosão**

A seguir são listados os equipamentos e acessórios utilizados nesta Tese.

- ✓ Potenciostato/Galvanostato modelo Metrohm PT1000 com módulo PX1000;
- ✓ Potenciostato Ivium;

- ✓ Célula eletroquímica (Figura 20);
- ✓ Banho ultratermostático;
- ✓ Termômetro;
- ✓ Contra-eletrodo de platina;
- ✓ Eletrodo de referência Ag/AgCl;
- ✓ Agitador magnético;

Figura 20. Ensaio de Corrosão. a) configuração do ensaio CPT; b) Célula Eletroquímica.



Fonte: Próprio autor.

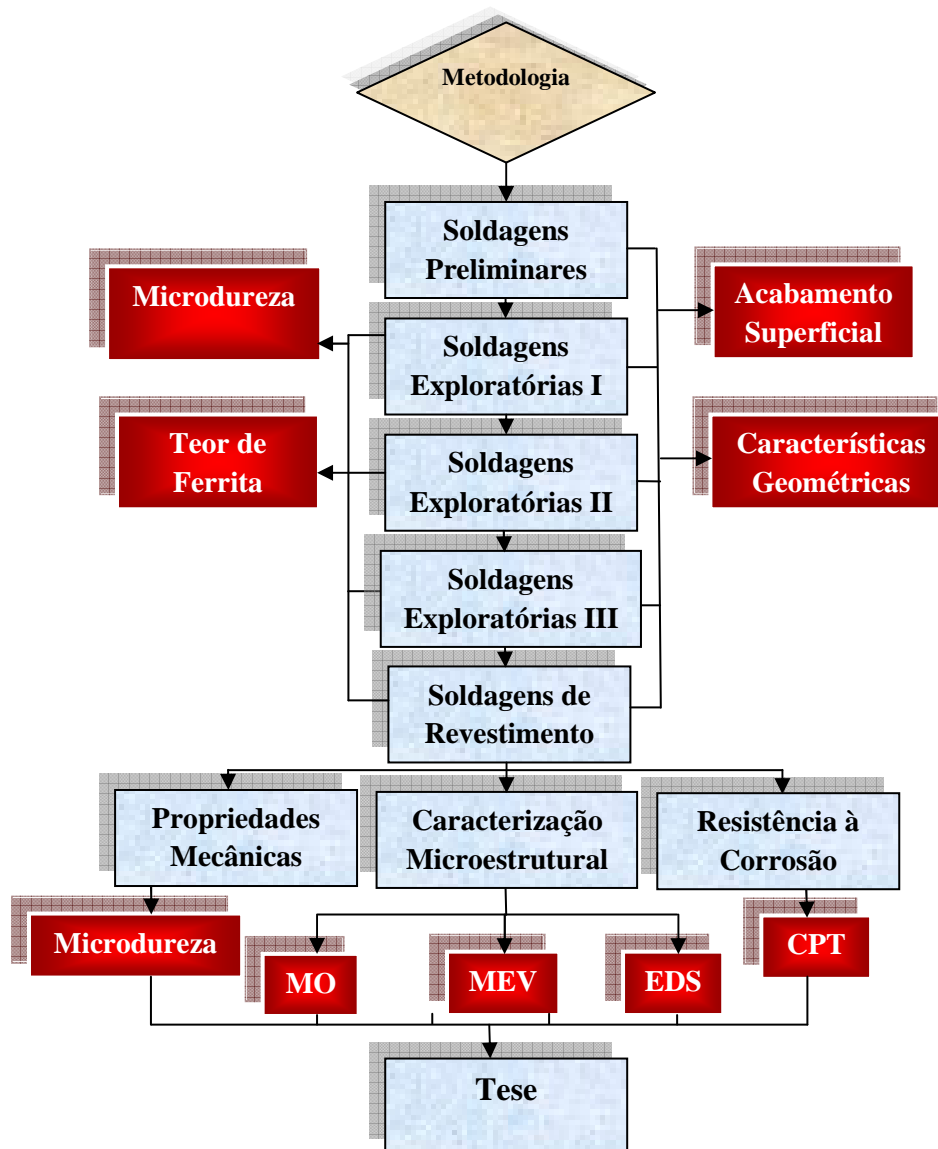
### 3.3. Metodologia

Na Figura 21 são mostradas as principais atividades a serem realizadas no projeto. A pesquisa realizada consistiu na utilização do processo Plasma pó para conhecer os aspectos operacionais, deposição de cordões simples e revestimentos, além da caracterização destes revestimentos. Vale salientar que a metodologia empregada teve como objetivo conhecer mais profundamente os efeitos dos diversos parâmetros de soldagem para obter condições ótimas de revestimentos com deposição de aços inoxidáveis duplex e superduplex em aços de alta resistência e baixa liga. Este estudo mais detalhado foi necessário, pois existem alguns resultados contraditórios em relação ao efeito de alguns parâmetros em relação às características geométricas e defeitos.

Os critérios de aceitação para obtenção de condições soldadas favoráveis foram: ausência de defeitos no cordão de solda, relações satisfatórias de reforço e largura (R/L),

menor ângulo de molhamento, reforço adequado, maiores larguras, baixa diluição, teor de ferrita no metal de solda adequado e níveis de microdureza satisfatórios.

Figura 21 - Fluxograma das principais atividades do projeto.



Fonte: Próprio autor.

### 3.3.1 Soldagens Preliminares

Esta etapa tem como objetivo detectar os limites operacionais de vazão de gás de arraste, da taxa de alimentação de pó, velocidade de soldagem, avaliação pela presença de defeitos nos cordões de solda e caracterização do material como recebido. Desta forma, houve a possibilidade de aprofundar o entendimento do processo Plasma pó, de modo a verificar

questões operacionais para soldagem de revestimento, subsidiando pesquisadores e usuários com informações técnicas e científicas atualizadas do processo.

Primeiramente, foram realizadas análises de composição química do metal base e análise microestrutural. As amostras foram preparadas, realizando lixamento até 1500 *mesh*, polimento com pasta de diamante manual de 3 e 1  $\mu\text{m}$ , com posterior ataque químico (Nital 2%) para visualização da microestrutura. A obtenção da composição química do substrato foi determinada pela utilização do espectômetro de emissão ótica.

Nos metais de adição em forma de pó (AID e AISD) foram realizadas as quantificações do percentual de ferrita e austenita por difração de raios-X, análises de composição química por fluorescência de raios-X e análises da morfologia dos pós por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). As medidas de difração de raios-X foram realizadas utilizando radiação de  $\text{CuK}\alpha$ , com comprimento de onda igual a 0,154 nm, varredura de ângulo  $2\theta$  na faixa de  $30^\circ$  a  $90^\circ$  e passo de  $0,02^\circ$ . Para o ajuste de picos foi utilizado o programa *X'Pert High Score Phillips* para determinar a posição angular exata dos picos das fases ferrita e austenita e posterior refinamento.

Todas as soldagens foram realizadas com simples deposição, utilizando como metal de adição na forma de pó o aço inoxidável austenítico 316L, e como metal de base tubos ASTM A106 Grau B com 4" de diâmetro. Inicialmente, foi verificada a necessidade de se fazer uma correlação entre a taxa de alimentação de pó ajustada no equipamento (dado em porcentagem) e a taxa real mais usual (g/min). Para cada material de adição é necessário realizar este procedimento devido à diferença de densidade, tamanho de partícula e morfologia dos pós. O ADP utilizado no trabalho consiste em um sistema com presença de uma válvula rotativa, um tambor que sofre rotação, de modo que este mecanismo é responsável pela determinação da vazão de pó metálico que está armazenado em um silo pressurizado. Para cada pó deve ser realizada uma calibração, devido a diferentes propriedades de escoamento (SILVA & DUTRA, 2012).

Para este trabalho foi verificada a capacidade de arraste dos pós metálicos para uma faixa ampla de vazão de gás de arraste (2, 3, 4 e 5 l/min). O pó que sai nos orifícios da tocha de soldagem foi recolhido para ser pesado em uma balança de precisão, obtendo uma correlação do fluxo de pó ajustado no equipamento em percentual com o fluxo de pó em g/min. Este procedimento foi realizada por um período de um minuto, executando três medidas. Para cada vazão de gás de arraste (l/min) foram ajustadas seis diferentes taxas de alimentação em porcentagem: 10, 15, 20, 25, 30 e 35%.

Após a realização de medidas da taxa de alimentação em termos de g/min, foram realizados diversos testes iniciais de soldagens com o intuito de encontrar uma faixa de parâmetros de corrente e velocidade de soldagem adequada para se obter cordões com uma qualidade mínima em relação à defeitos superficiais. Em relação à taxa de alimentação de pó foram realizadas soldagens em simples depósito com utilização de uma faixa ampla de alimentação de pó para dois níveis de corrente (Tabela 4). Foram analisadas as características geométricas, diluição, ângulo de molhamento e análise de defeitos.

Tabela 4 - Parâmetros de soldagem para determinação da taxa de pó.

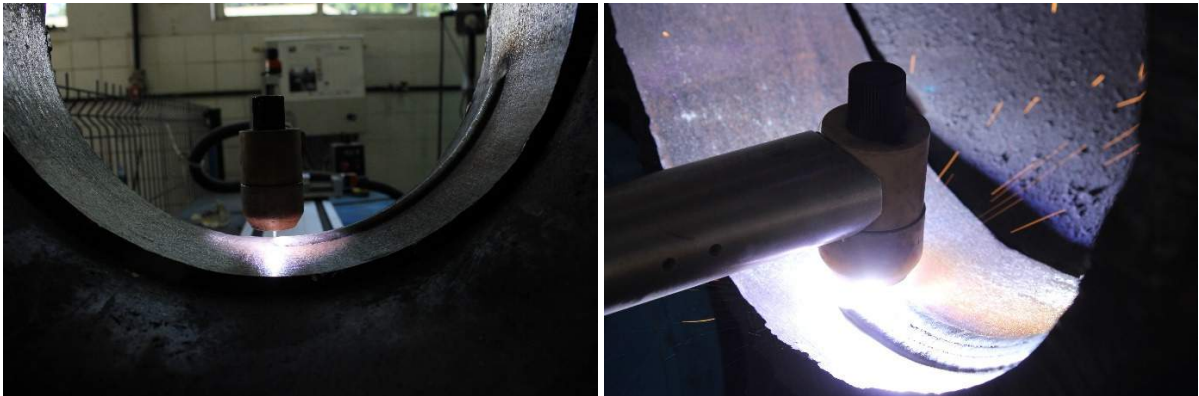
<b>Ensaio</b>	<b>Corrente (A)</b>	<b>Taxa de alimentação (g/min)</b>
01	100	13
02	100	16
03	100	19
04	100	22
05	100	25
06	100	28
07	160	13
08	160	16
09	160	19
10	160	22
11	160	25
12	160	28

Fonte: Próprio Autor.

Para a realização destas soldagens foram mantidos constantes: velocidade de soldagem em 12 cm/min; recuo do eletrodo em 1 mm; DBP de 12 mm; vazão de gás de arraste de 4 l/min, de gás plasma de 3 l/min e de proteção de 15 l/min. O gás de arraste, de plasma e de proteção utilizado foi o argônio comercialmente puro. Durante a realização das soldagens foi utilizado um sistema de aquisição dos sinais de tensão e de corrente e o tempo de aquisição de cada ensaio foi de 5 segundos, de modo que o início da aquisição dos dados de cada ensaio ocorreu no momento em que o arco estivesse estabilizado, aproximadamente 10 segundos após sua abertura. Primeiramente, é realizada a abertura do arco piloto, ajustando a corrente entre 5 e 20 A, recomendado pelo fabricante. A tocha é deslocada para a região exata do início da soldagem para melhor visualização da região a ser soldada, sendo

posteriormente regulada a corrente principal de soldagem. Após a saída de pó pelos canais do bocal constritor é realizada a abertura do arco principal. Na Figura 22 são mostrados o arco piloto, que facilita o posicionamento da tocha para a soldagem em relação à visualização do arco e o arco principal durante a soldagem.

Figura 22 – Soldagem com deposição de cordão simples.a) abertura do arco piloto; b) arco principal.

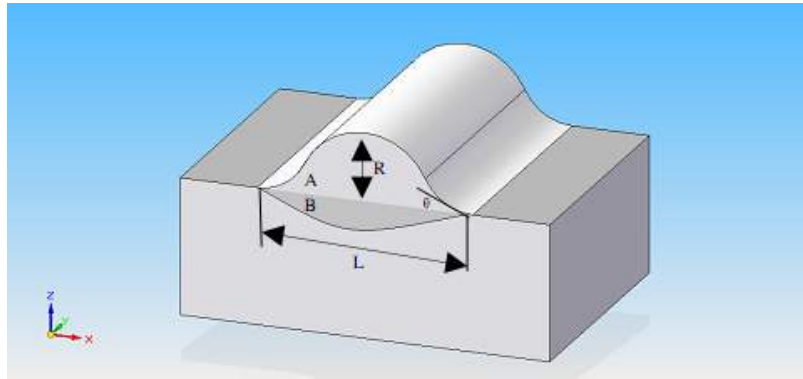


Fonte: Barreto (2013).

Posteriormente, foram realizadas preparações metalográficas da seção transversal com lixamento até 1500 *mesh* e ataque químico por imersão com Nital 5% durante 15 a 20 s, de modo a analisar a micrografia dos corpos de prova soldados para análise das características geométricas. As análises foram feitas em duas regiões distintas: no início e no final do cordão de solda, com 10 mm de tamanho de amostra, descartando-se 15 mm do início e ao final de cada cordão de solda, que possui comprimento total de 70 mm, aproximadamente. A avaliação da influência dos fatores de controle sobre as variáveis de resposta, em todas as etapas, foi por análises estatísticas (ANOVA) através do *software* Statística<sup>®</sup>.

Para a realização das medidas geométricas (reforço, largura, penetração, ângulo de molhamento) e diluição foi utilizado o *software* *Image Pro Plus*, um programa de análise de imagens. A Figura 23 ilustra uma representação esquemática de um cordão de solda seccionado transversalmente, de modo a visualizar com maior clareza o perfil do cordão depositado e as características geométricas analisadas.

Figura 23 - Perfil geométrico ilustrativo de um cordão soldado. R – reforço;  
L- largura;  $\theta$  – ângulo de molhamento.



Fonte: Próprio autor.

A diluição (D) foi determinada através da análise transversal do cordão de solda, segundo a Equação 3, onde A é a área adicionada pela deposição da solda e B é a área do metal de base que fundiu e passou a compor a zona fundida total.

$$D(\%) = (B / A + B) \times 100 \quad (3)$$

### 3.3.2 Soldagens exploratória I - Estudo do Efeito da Corrente e Velocidade de Soldagem

Esta etapa tem como objetivo avaliar a influência da energia de soldagem, pela variação da corrente ou velocidade de soldagem, nas características geométricas (reforço, largura, penetração, diluição, ângulo de molhamento, índice de convexidade – Reforço/Largura), acabamento superficial, microdureza e percentual de ferrita no metal de solda. Nos ensaios foi utilizada a liga superduplex UNS S32760, e foi analisado o melhor grupo de soldagem, dos quatro analisados (variando a corrente e a velocidade de soldagem), para ser selecionada na soldagem exploratória II (Tabela 5).

Foram utilizadas faixas de velocidade aceitáveis para o processo, de modo a não ocorrer descontinuidades na deposição do cordão de solda. Vale ressaltar que não houve preaquecimento e/ou pós aquecimento nas soldagens realizadas. Durante a realização das soldagens foi utilizado um sistema de aquisição dos sinais de tensão e de corrente. Na Tabela 5 são mostrados os parâmetros de soldagem empregados nesta etapa do trabalho, sendo que foram utilizadas faixas amplas de corrente e velocidade de soldagem que proporcionassem boas condições operacionais e redução de defeitos, das quais pudessem ser extraídas informações mais concretas a respeito do efeito dos parâmetros nas características respostas.



Neste planejamento, a variação da velocidade de soldagem foi de 6 a 12 cm/min, as correntes de soldagem utilizadas ficaram na faixa de 75 a 160 A e a energia de soldagem teórica ficou entre 11,7 e 31 kJ/cm.

Tabela 5 - Parâmetros de Soldagem.

<b>Ensaio</b>	<b>Velocidade (cm/min)</b>	<b>Corrente (A)</b>	<b>Energia (kJ/cm)</b>	<b>Grupo</b>
01	9	75	11,7	I
02	9	100	15,6	
03	9	150	23,5	
04	6	100	23,5	
05	12	100	11,7	
06	7	85	17	II
07	7	110	22	
08	7	155	31	
09	5	110	31	
10	9	110	17	
11	8	80	14	III
12	8	120	21	
13	8	160	28	
14	6	120	28	
15	12	120	14	
16	8	80	14	IV
17	8	110	19	
18	8	143	25	
19	6	110	25	
20	11	110	14	

Fonte: Próprio autor.

Foram utilizados como parâmetros fixos: vazão de gás plasma – 3 l/min; vazão de gás de arraste – 4 l/min; vazão de gás de proteção – 15 l/min; DBP – 12 mm; recuo do eletrodo – 1 mm; taxa de alimentação do pó – 22 g/min.

Ao final desta etapa foi selecionada a melhor faixa operacional para ser utilizada nas etapas posteriores, de modo a obter menor diluição, bom molhamento, bom acabamento

superficial, além do percentual de ferrita entre 35 e 70% no metal de solda (NORSOK M-601, 2008). A Figura 24 ilustra uma soldagem realizada internamente no tubo API 5L Grau B, no qual foram depositados cordões com 70 mm de comprimento. As amostras foram cortadas na direção transversal com lixamento até 1500 *mesh* e ataque realizado com Nital 5% durante 15 a 20 s. As análises foram feitas no início e final do cordão de solda de cada condição soldada, descartando 15 mm em cada extremidade do cordão depositado.

Os ensaios de microdureza foram realizados ao longo do cordão de solda na direção vertical, desde o topo do metal de solda até o metal base. A carga utilizada foi de 100 g (0,98 N), com aplicação de 15 s e espaçamento de 0,2 mm entre impressões, recomendado pela norma ASTM E384-99 (ASTM, 2002). A quantificação do teor de ferrita do metal de solda foi realizado pelo ferritoscópio com 30 medições .

Na análise estatística dos resultados, foi analisado o valor de  $p$  (nível de significância) que é obtido pelo *software*, de modo que se este valor é maior que o nível de significância de 5%, a hipótese nula deve ser aceita, que indica que a combinação dos fatores não é significativa ou, de outra maneira, não há suficiente evidência de que a combinação de efeitos influencie.

Figura 24 – Soldagem Plasma pó em tubos.



Fonte: Próprio autor.

### 3.3.3 Soldagens exploratórias II

Esta etapa teve como objetivo avaliar o efeito da vazão do gás plasma (VGP), vazão do gás de proteção (VGPR); tipo de gás de proteção (TGPR) e distância bocal-peça (DBP) nas características geométricas (reforço, largura, penetração, índice de convexidade,

ângulo e molhamento e diluição), acabamento superficial, presença de defeitos, percentual de ferrita no metal de solda e microdureza.

Foi montada uma matriz de experimentos L9, utilizando o Método Taguchi para deposição de liga superduplex sobre tubo API 5L Grau B, conforme apresentado na Tabela 6, sendo a variação realizada em 3 níveis. O projeto Taguchi, também conhecido como projeto Robusto, tem sido largamente utilizado em aplicações onde a presença de um número elevado de variáveis ou fatores dificulta sobremaneira as análises em função do excessivo número de experimentos necessários quando se trabalha com análises baseadas no projeto fatorial completo (MARINHO & CASTRO, 2005).

Tabela 6 - Parâmetros de soldagem referente à planilha.

<b>Ensaio</b>	<b>VGPR</b>	<b>TGASPR</b>	<b>VGP</b>	<b>DBP</b>
<b>01</b>	1	1	1	1
<b>02</b>	1	2	2	2
<b>03</b>	1	3	3	3
<b>04</b>	2	1	2	3
<b>05</b>	2	2	3	1
<b>06</b>	2	3	1	2
<b>07</b>	3	1	3	2
<b>08</b>	3	2	1	3
<b>09</b>	3	3	2	1

Fonte: Próprio autor.

Na Tabela 7 são mostradas as designações dos fatores de controle e seus níveis empregados no planejamento. Foram utilizados três gases de proteção: argônio, argônio com adição de 25% de hélio e uma mistura de argônio com 2,5% de nitrogênio. O argônio comercialmente puro (99,99%) é um dos mais utilizados no processo Plasma pó, pois promove cordões de boa qualidade, além de ser mais barato que outros gases no Brasil e é facilmente adquirível, motivando a sua utilização nesta pesquisa.

O gás com adição de hélio apresenta maior potencial de ionização e tem como principal objetivo para sua aplicação a melhor fluidez, menor tensão superficial, o que melhora a molhabilidade, resultado verificado por Oliveira (2001). A mistura de argônio e hélio poderia ser uma boa alternativa para agregar o baixo custo e as características de abertura de arco e estabilidade do argônio. Outro gás que foi utilizado como gás de proteção é

o argônio com adição de nitrogênio para verificar influência nas características geométricas e metalúrgicas. Foram utilizadas três vazões de gás de proteção, de modo que o fabricante da tocha (Tbi Industries) recomenda uma faixa operacional satisfatória de 6 a 13 l/min, porém estes valores são recomendados na utilização de argônio ou mistura de argônio com hidrogênio. Desta forma, foi observado a necessidade de extrapolar um pouco o valor máximo de vazão para verificar o comportamento com a aplicação de outros tipos de gases de proteção. Segundo a literatura, a vazão do gás de proteção pode variar de 10 a 30 l/min (BRACARENSE, 2000; BALASUBRAMANIAN *et al.*, 2009).

A vazão de gás plasma pode variar de 0,25 a 5 l/min (BRACARENSE, 2000). Segundo Oliveira (2001), os valores usuais da vazão de gás de plasma, no caso do argônio, para aplicações de soldagem e deposição, estão na faixa de 0,25 a 2,2 l/min, porém o fabricante recomenda de 0,5 a 5 l/min. Neste trabalho, serão utilizados três níveis de vazões, de modo a avaliar de forma mais abrangente o efeito deste parâmetro nos fatores resposta.

Em relação à DBP, o fabricante (Tbi Industries) recomenda uma faixa operacional de 8 a 12 mm, sendo que foi estipulado para o maior nível de DBP igual a 16 mm, de modo a ser estudado a influência da variação deste parâmetro em uma faixa mais ampla nas características resposta. Outros trabalhos já foram realizados utilizando DBP mais elevada, sendo importante esse tipo de estudo (DEUIS *et al.*, 1998; RIBEIRO, 2007; SILVA, 2010; MIRANDA, 2014).

Tabela 7 - Designação dos fatores de controle para o Método Taguchi.

Fatores de Controle	Níveis		
	1	2	3
<b>VGPR (l/min)</b>	10	15	20
<b>TGASPR</b>	Ar	Ar + 2,5%N <sub>2</sub>	Ar + 25%He
<b>VGP (l/min)</b>	1	3	5
<b>DBP (mm)</b>	8	12	16

Fonte: Próprio autor.

Vale salientar que foram utilizados como parâmetros fixos: corrente de soldagem de 100 A; vazão de gás de arraste de 4 l/min; velocidade de soldagem de 9 cm/min; recuo do eletrodo de 1 mm e taxa de alimentação do pó de 22 g/min. Posteriormente, as amostras foram cortadas na direção transversal com lixamento até 1500 *mesh* e ataque realizado com Nital 5% durante 15 a 20 s para análise macrográfica. A análise das propriedades mecânicas foi

realizada pelo ensaio de microdureza, sendo que a quantificação do teor de ferrita foi realizada pelo ferritoscópio.

### 3.3.4 Soldagens exploratórias III

Esta etapa teve como objetivo avaliar o efeito da técnica da energia (TE), ou seja, variação da energia pela alteração da corrente de soldagem ou pela velocidade de soldagem, do nível da energia de soldagem (E), do recuo do eletrodo (Rc), da taxa de alimentação do pó (TA) e da vazão de gás de arraste (VGA) nas características geométricas (reforço, largura, penetração, ângulo de molhamento, índice de convexidade), diluição, acabamento superficial, presença de defeitos, percentual de ferrita e microdureza no metal de solda. Foi montada uma matriz de experimentos L18, utilizando o Método Taguchi, conforme apresentado na Tabela 8, sendo a variação de 3 ou 2 níveis. Os materiais utilizados foram a liga superduplex e o tubo API 5L X65.

Tabela 8 - Parâmetros de soldagem referente à planilha.

<b>Ensaio</b>	<b>TE</b>	<b>E</b>	<b>Rc</b>	<b>TA</b>	<b>VGA</b>
<b>01</b>	1	1	1	1	1
<b>02</b>	1	1	2	2	2
<b>03</b>	1	1	3	3	3
<b>04</b>	1	2	1	1	2
<b>05</b>	1	2	2	2	3
<b>06</b>	1	2	3	3	1
<b>07</b>	1	3	1	2	1
<b>08</b>	1	3	2	3	2
<b>09</b>	1	3	3	1	3
<b>10</b>	2	1	1	3	3
<b>11</b>	2	1	2	1	1
<b>12</b>	2	1	3	2	2
<b>13</b>	2	2	1	2	3
<b>14</b>	2	2	2	3	1
<b>15</b>	2	2	3	1	2
<b>16</b>	2	3	1	3	2
<b>17</b>	2	3	2	1	3
<b>18</b>	2	3	3	2	1

Fonte: Próprio autor.

Na Tabela 9 são mostradas as designações dos fatores de controle e seus níveis no planejamento de ensaios. As energias selecionadas foram obtidas a partir do estudo exploratório I (11,7 a 23,5 kJ/cm) e o recuo do eletrodo foi selecionado com base na faixa operacional do equipamento.

As vazões do gás de arraste também foram selecionadas com base na literatura (DÍAZ, 2005; DÍAZ *et al.*, 2004; BHARATH *et al.*, 2008), apesar que no manual do fabricante é recomendada uma faixa de 2 a 4 l/min. As taxas de alimentação do pó foram selecionadas com base na etapa de soldagem preliminar, levando em conta os limites operacionais da tocha. Vale salientar que serão utilizados como parâmetros fixos as melhores condições da etapa anterior, ou seja, condições que acarretam menor nível de diluição, reforço de pelo menos 3 mm (NORMA PETROBRAS N1707), maior largura, menor ângulo de molhamento, maior teor de ferrita no metal e menor pico de microdureza na interface metal de solda/substrato.

Tabela 9 - Parâmetros de soldagem referente à planilha.

Fatores de Controle	Níveis		
	1	2	3
<b>TE</b>	I	V	-
<b>E (kJ/cm)</b>	15	20	25
<b>Rc (mm)</b>	0	1,0	1,5
<b>TA (g/min)</b>	16	19	22
<b>VGA (l/min)</b>	3	4	5

Fonte: Próprio autor.

Posteriormente, as amostras foram cortadas na direção transversal com lixamento até 1500 *mesh* e ataque realizado com Nital 5% durante 15 a 20 s para análise macrográfica. A análise das propriedades mecânicas foi realizada pelo ensaio de microdureza e a quantificação do teor de ferrita foi realizado pelo ferritoscópio.

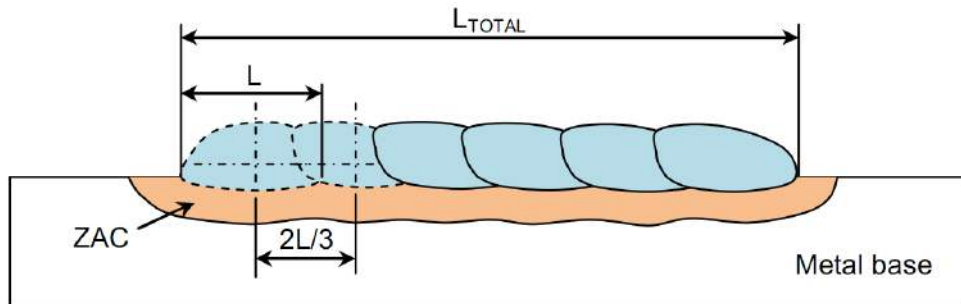
### 3.3.5. Soldagens de revestimento

Nesta etapa foram realizadas as soldagens de revestimento, seguindo as melhores condições operacionais determinadas nas etapas de soldagem exploratória. Foram utilizados como metal de adição os pós de AID e AISD, sendo que foram analisadas as características

geométricas (reforço, largura, penetração, ângulo de molhamento, índice de convexidade), diluição, acabamento superficial e defeitos na interface metal de solda/substrato.

Primeiramente, foi realizado um estudo da melhor sobreposição entre os cordões, de modo que foram analisadas as sobreposições de 10, 20, 25 e 30% para avaliar os níveis de defeitos existentes. Na Figura 25 é mostrada um exemplo de sobreposição de 66,6%.

Figura 25 – Desenho esquemático de sobreposição dos cordões de solda indicando o passo de sobreposição de  $2/3L$ , onde  $L$  é a largura do cordão inicial.



Fonte: Silva (2010).

Foi realizada uma limpeza da superfície interna do tubo devido à elevada oxidação, utilizando uma escova rotativa e solvente. Os revestimentos tiveram 180 mm de comprimento e largura em torno de 54 mm. Os parâmetros constantes foram vazão de gás de proteção de 15 l/min, DBP de 16 mm, vazão de gás plasma de 3 l/min. Nesta etapa foram realizadas soldagens em três níveis de energia para as duas ligas: AID e AISD, como verificado na Tabela 10.

Tabela 10 – Parâmetros utilizados na soldagem de revestimento.

Ensaio	Liga	TA (g/min)	VGA (l/min)	Recuo (mm)	Corrente (A)	Velocidade (cm/min)	Energia (kJ/cm)
1	AID	16	5	1,5	130	7	25
2		17,5	4	1,5	130	9	20
3		19	4	1,5	130	12	15
4	AISD	16	5	1,5	130	7	25
5		17,5	4	1,5	130	9	20
6		19	4	1,5	130	12	15

Fonte: Próprio autor.

### 3.3.6 Caracterização metalúrgica do revestimento

O procedimento metalográfico dos revestimentos foi caracterizado pelo lixamento até 1200 *mesh* e realização de polimento mecânico manual com pasta de diamante de 6, 3 e 1  $\mu\text{m}$  e ataque com Nital 2% para revelar o metal base e posterior ataque eletrolítico com ácido crômico 10% diluído em água destilada, empregando uma tensão de 2 V e tempo de ataque de 1 min e 30 s, de modo a revelar a microestrutura do metal de solda. A utilização de dois reagentes distintos para revelar a microestrutura foi devido à soldagem dissimilar. Foram analisadas a interface e o metal de solda de corpos de prova retirados no início e no final do revestimento, analisando o material em toda a seção transversal, descartando os primeiros 15 mm das extremidades da camada depositada.

Vale ressaltar a importância da análise microestrutural, de modo a analisar o percentual de ferrita presente no metal de solda, elementos químicos e possíveis precipitados que podem acarretar em problemas no revestimento. Desta forma, foi dada ênfase à diferença de comportamentos metalúrgicos dos primeiros cordões de solda em relação aos últimos cordões depositados do revestimento, de modo a avaliar a influência dos reaquecimentos. As amostras foram embutidas a quente e atacadas eletroliticamente com solução de 40%<sub>vol</sub> HNO<sub>3</sub> durante 1 min para revelar as precipitações na microestrutura, como: nitretos e austenita secundária; ataque por imersão com *Behara* (água destilada 100 ml, ácido clorídrico 30 ml e 0,8 g de metabissulfato de potássio) durante 15 s para revelar contraste entre ferrita e austenita para realização da quantificação de fases e ataque eletrolítico 20% KOH para revelar fase sigma. Foram obtidas amostras apenas contendo metal de solda para obtenção de melhores fotos das precipitações presentes, além de amostras focando na interface metal de solda/substrato, sendo estas atacadas eletroliticamente com ácido crômico 10%.

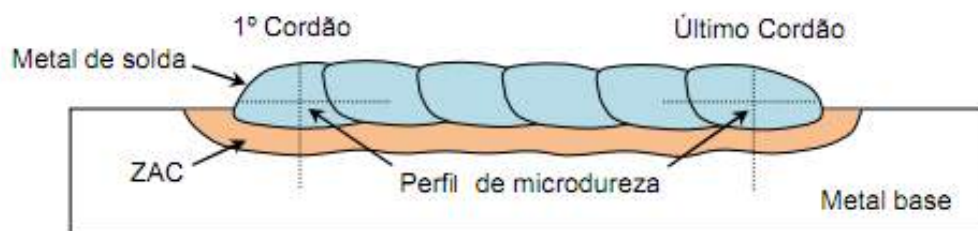
Para a caracterização metalúrgica foi realizada microscopia óptica e eletrônica de varredura com realização de mapeamento químico através de microanálise por energia dispersiva de raios-X (EDX) capaz de realizar medidas pontuais, além de varredura linear. A técnica de análise por difração de elétrons retroespalhados será utilizada para avaliar a mudança na orientação cristalográfica na interface revestimento substrato. Para as análises de EBSD, as amostras foram preparadas metalograficamente com lixamento e polimento mecânico manual com pasta de diamante de 6, 3 e 1  $\mu\text{m}$ , seguido de um polimento químico/mecânico com sílica coloidal durante 4 h.



### 3.3.7 Avaliação de microdureza do revestimento

Foram levantados perfis de microdureza na camada com varreduras verticais (primeiro e último cordão de solda), compreendendo a zona fundida (ZF), zona afetada pelo calor (ZAC) e metal base, bem como varreduras ao longo da interface para verificar qualquer variação de microdureza ao longo da camada causada, pois a região próxima à linha de fusão pode ocasionar formação de zonas de elevada dureza. A análise dos perfis de microdureza no primeiro e último cordão de solda no revestimento tem como objetivo verificar a influência da sobreposição de passes na microdureza nestas regiões. A carga aplicada foi de 0,98 N com tempo de impressão de 15 s. sendo que o valores máximos recomendados de microdureza são 310HV10 e 330HV para duplex e superduplex, respectivamente (Norma PETROBRAS; NORSOK M-630). Na Figura 26 são ilustrados os perfis de microdureza realizadas nas amostras.

Figura 26 - Desenho ilustrando a posição onde foram realizadas as impressões de microdureza.

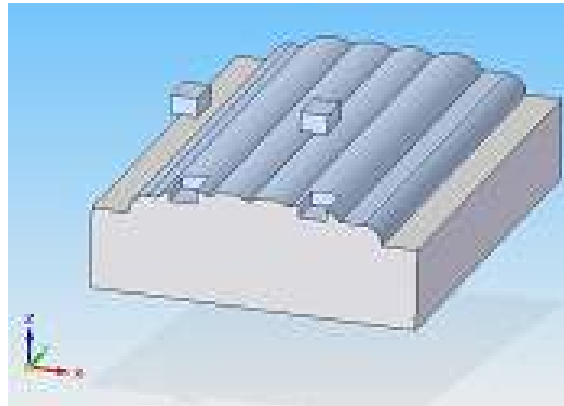


Fonte: Silva (2010).

### 3.3.8 Avaliação da resistência à corrosão dos revestimentos

Outro importante aspecto analisado foi a resistência à corrosão, de modo que foram realizadas análises eletroquímicas na estimativa da temperatura crítica de pites (CPT) de cada região do revestimento soldado, sendo baseado na utilização da norma ASTM G150. Para realização dos ensaios foram utilizados um computador, um termômetro digital, um potenciostato galvanostato Autolab® e uma célula eletroquímica, em banho-maria, contendo um eletrodo de trabalho, um becker com uma solução de 1M NaCl sem desaeração prévia, um contra eletrodo de platina e um eletrodo de referência de calomelano saturado.

Figura 27 - Desenho esquemático dos corpos de prova para ensaio de corrosão.



Fonte:Próprio autor.

A fabricação dos eletrodos de trabalho foi realizada por fixação de fios rígidos de cobre (Cu) nas amostras extraídas das distintas regiões da junta soldada conforme mostrado na Figura 27. O objetivo foi avaliar a influência do reaquecimento, comparando duas regiões distintas: o início e o final do revestimento. Os eletrodos foram embutidos em resina de cura a frio e a superfície de cada amostra em contato com o eletrólito foi preparada até a lixa com granulometria de 400 *mesh* e as laterais e vértices do eletrodo em contato com a resina foram recobertas por esmalte com o intuito de evitar corrosão por frestas na amostra. Durante o ensaio, um potencial constante de 700 mV foi aplicado na amostra em relação ao eletrodo de referência de Ag/AgCl. Os valores de temperatura foram adquiridos manualmente em intervalos de quinze segundos, utilizando um termômetro digital. O aquecimento da solução foi realizado com uma taxa de aproximadamente 1°C por minuto, a partir da temperatura de 25°C.

No computador conectado à célula eletroquímica e ao potenciostato, foram representados, graficamente, os valores de temperatura e densidade de corrente versus o tempo de ensaio. Assim, a CPT é a temperatura pela qual a densidade de corrente ( $\delta_i$ ) aumenta acima de 100  $\mu\text{A}/\text{cm}^2$  mantendo-se acima deste valor crítico no mínimo por sessenta segundos. Foram realizados dois ensaios para cada amostra avaliada e calculada uma média do valor de temperatura crítica de pites.

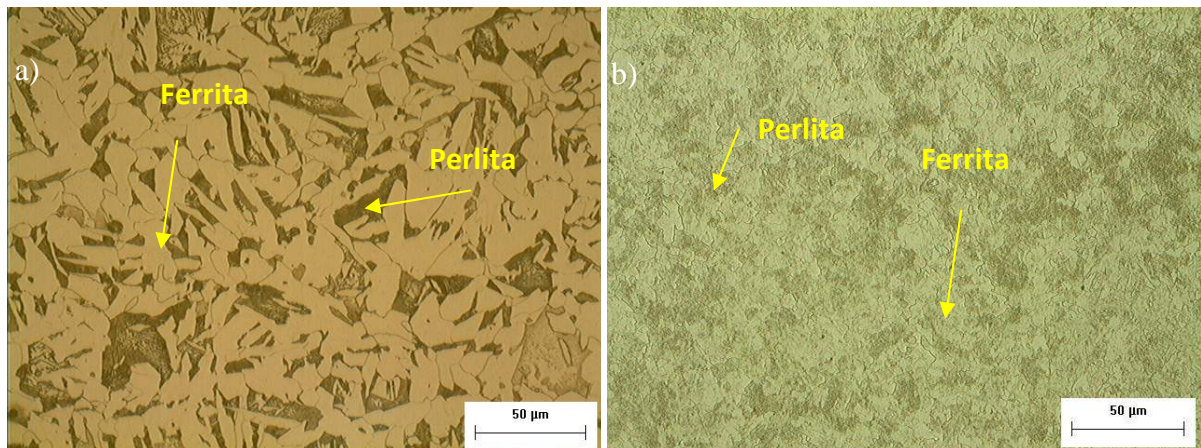
## 4. RESULTADOS DISCUSSÃO

### 4.1 Soldagens preliminares

#### 4.1.1 Caracterização do metal base e pó

Primeiramente, foi realizada a caracterização do tubo API 5L Gr. B e API X65, como mostrado na Figura 28. No aço API 5L Gr. B foi verificada presença de ferrita quase poligonal e perlita em sua microestrutura. A estrutura do aço API 5L X65 é composta de uma mistura de ferrita acicular de grãos finos, ferrita poligonal e perlita, justificada pela presença de elementos de liga, pois o material estudado é um aço microligado com cromo, vanádio, titânio, nióbio.

Figura 28 – Microestrutura como recebido. a) Microestrutura do metal base API 5L Gr. B; b) Microestrutura do metal base API 5L X65. Ataque com Nital 2% com aumento de 500X feito por microscopia ótica (MO).



Fonte: Próprio autor.

Na Tabela 11 é mostrada a composição química do aço API 5L X65 obtida por espectrometria de emissão ótica, de modo que está dentro dos padrões recomendado pela norma API 5L (API, 2004).

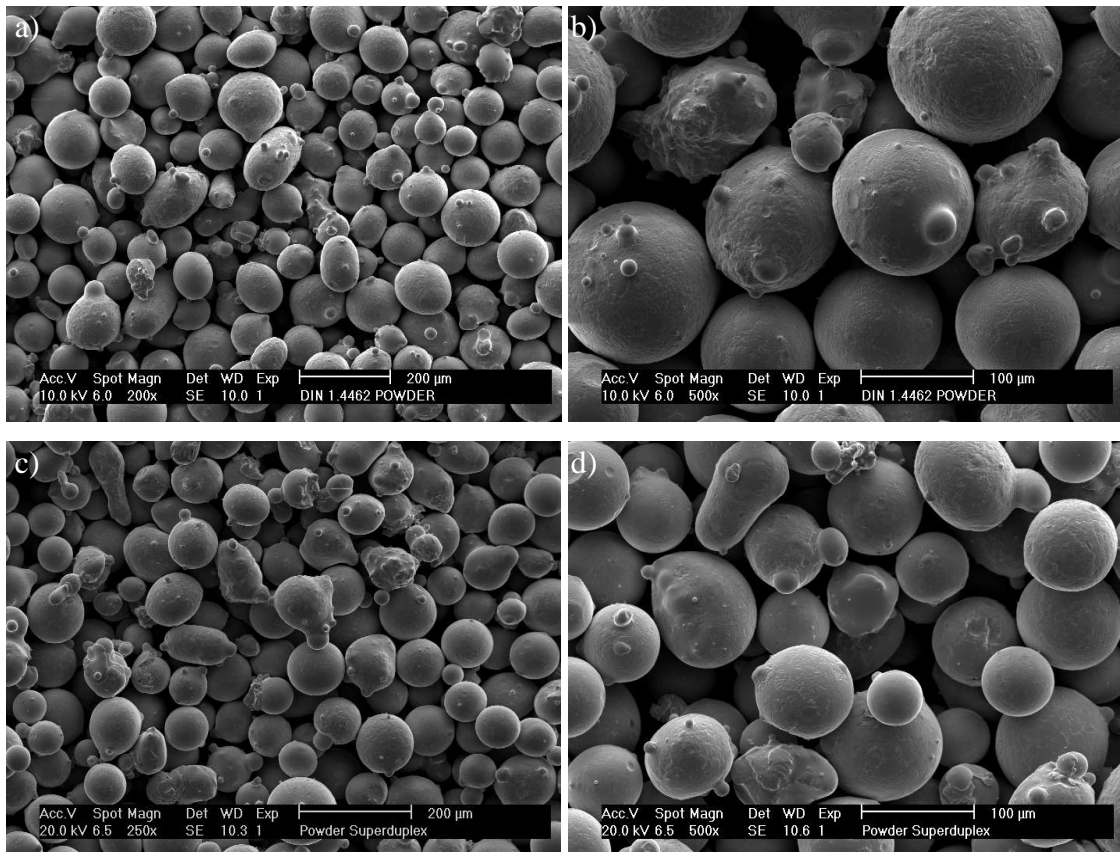
Tabela 11 - Composição química do aço API feito por emissão ótica (% massa).

Material	C	Mn	Si	Mo	S	P	Cr	Nb	Al	V	Ti
API 5L X65	0,118	1,365	0,303	0,134	0,004	0,011	0,064	0,033	0,045	0,047	0,005

Fonte: Próprio autor.

A caracterização da morfologia do pó de AID DIN 1.4462 e do AISD UNS S32760 foi realizada por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), como mostrada na Figura 29.

Figura 29 - Morfologia dos pós de AID/AISD feito por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV). a) Liga AID - aumento de 200X; b) Liga AID - aumento de 500X; c) Liga AISD – aumento de 250X; d) Liga AISD – aumento de 500X.



Fonte: Próprio autor.

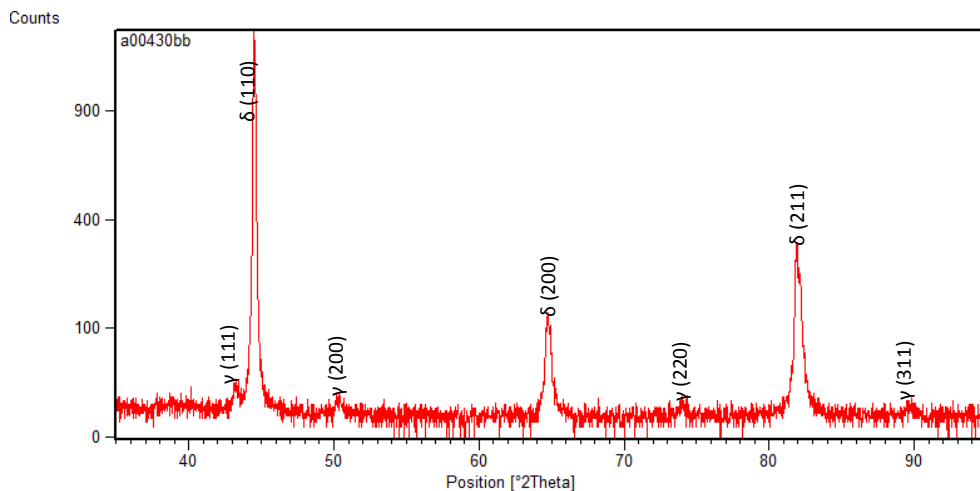
Foram observadas partículas em sua maioria de forma esférica que são benéficas por possuírem maior capacidade de arraste, alimentação eficiente e redução de absorção de umidade em relação a partículas que possuem formas irregulares (DEUIS *et al.*, 1998; PLASMA TEAM, 2011). Vale ressaltar que esta morfologia é característica de pós obtidos por atomização a gás.

A morfologia do pó também tem um efeito primordial no surgimento de defeitos nos cordões de solda, de modo que o formato esférico obtido nesta pesquisa reduz a probabilidade no surgimento de porosidades. No contexto do trabalho de Matsuda *et al.* (1991), que aplicou substrato de alumínio, foi investigado o efeito da morfologia do pó (cromo, cobre e níquel) na geração de porosidade. Foi executada a análise de gás residual nos

poros, através da qual foram encontrados resíduos de CO<sub>2</sub>, N<sub>2</sub>, H<sub>2</sub>O e H<sub>2</sub>. Neste referido trabalho concluiu-se que o maior agente causador de porosidade era o H<sub>2</sub>. Sua origem são materiais orgânicos e água absorvidos no metal de base e de adição. E o estudo concluiu que a origem dominante é a água (H<sub>2</sub>O) absorvida na superfície do pó. Esta afirmação é apoiada pela investigação da morfologia dos pós utilizados: esférico apresentou baixa porosidade; angulosos e, portanto, com vários sítios para retenção de H<sub>2</sub>O, apresentaram elevada porosidade. Neste contexto é recomendado procedimentos de secagem do pó antes da solda.

Na Figura 30 é mostrado o padrão de raios-X para o pó de AID DIN 1.4462. No difratograma existem somente picos de ferrita e austenita, porém com diferentes intensidades, ou alturas de pico. Os picos da ferrita estão localizados nos ângulos: 44,48; 64,7; 81,93° e os picos da austenita estão localizados nos ângulos: 43,22; 50,44; 74,03 e 89,84°. São observadas diferenças de intensidades dos picos de ferrita (maior) e austenita (menor) em função da orientação das fases.

Figura 30 - Espectro da difração de raios-X do pó AID DIN 1.4462.



Fonte: Próprio autor.

A análise quantitativa foi realizada empregando o método de *Rietveld*, que tem como principal característica o ajuste dos parâmetros estruturais de um modelo da estrutura e parâmetros instrumentais. O método usa a aproximação por mínimos quadrados para refinar um perfil teórico até sua coincidência com um perfil medido. A identificação das fases foi feita utilizando-se o programa *Panalytical X'Pert HighScore Plus* para posterior obtenção da microficha correspondente a base de dados. O refinamento foi feito com o *software DBWSTools*. As diferenças de intensidade dos picos determinam diferentes balanços de ferrita e austenita, de modo que o teor de ferrita obtido foi de 79% devido à alta velocidade de

resfriamento obtido pelo processo de atomização. A densidade da austenita foi de  $7,7 \text{ g/cm}^3$  e da ferrita de  $7,5 \text{ g/cm}^3$ .

A composição química do pó AID foi realizada por espectrometria por fluorescência de raios-X, sendo um método de boa precisão, porém vale salientar que não é possível quantificar elementos como o carbono e nitrogênio (Tabela 12). O valor do *PRE*, segundo a composição química disponibilizada pelo fabricante, é de 32,75 e o valor do *PRE* obtido, segundo a composição química disponibilizada pela fluorescência de raios-x, foi de 39,03.

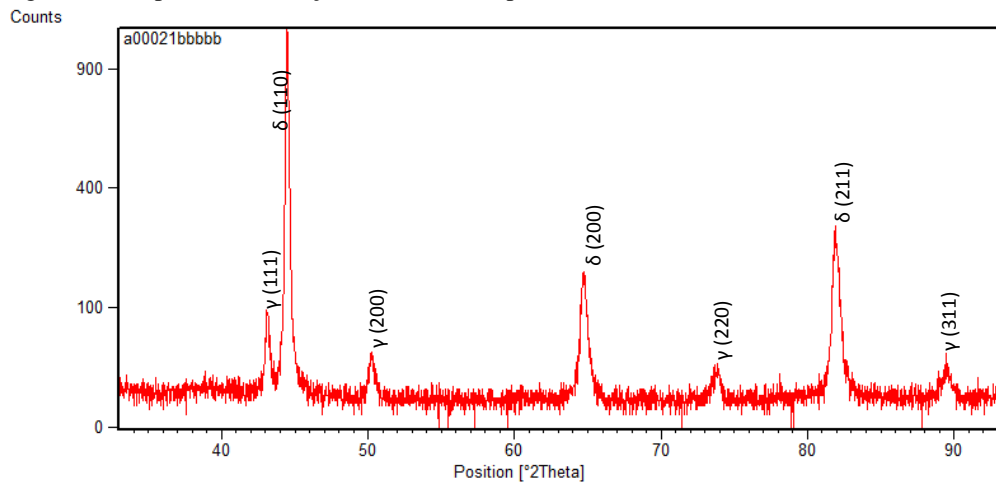
Tabela 12 - Composição química do pó AID feito por fluorescência de raios-X (% massa).

	Fe	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Cu	P	V
<b>AID</b>	$62,86 \pm$	$24,87 \pm$	$5,85 \pm$	$4,29 \pm$	$1,26 \pm$	$0,70 \pm$	$0,15 \pm$	$0,04 \pm$	$0,05 \pm$
<b>DIN</b>	$0,73$	$0,59$	$0,047$	$0,11$	$0,02$	$0,04$	$0,017$	$0,002$	$0,004$
<b>1.4462</b>									

Fonte: Próprio autor.

Na Figura 31 é mostrado o padrão de raios-X para o pó de AISD UNS S32760. No difratograma existem somente picos de ferrita e austenita, porém com diferentes intensidades, ou alturas de pico. Os picos da ferrita estão localizados nos ângulos:  $44,48$ ;  $64,7$ ;  $81,9^\circ$ . Os picos da austenita estão localizados nos ângulos:  $43,14$ ;  $50,22$ ;  $73,88$  e  $89,52^\circ$ . São observadas diferenças de intensidades dos picos de ferrita e austenita em função da orientação das fases.

Figura 31 - Espectro da difração de raios-X do pó AISD UNS S32760.



Fonte: Próprio autor.

O teor de ferrita obtido foi de 81,7 %. A densidade da austenita foi de 8,9 g/cm<sup>3</sup> e da ferrita de 7,7 g/cm<sup>3</sup>. A composição química foi realizada por espectrometria por fluorescência de raios-X, sendo um método de boa precisão (Tabela 13). O valor do *PRE* obtido, segundo a composição química disponibilizada pelo fabricante, é de 42,86, e o obtido de acordo com a composição química realizada foi de 46,97. No cálculo, foi considerado o teor de nitrogênio do fabricante, pois este elemento não é detectado pela fluorescência de raios-X.

Tabela 13 - Composição química do pó AISD feito por fluorescência de raios-X (% massa).

	<b>Fe</b>	<b>Cr</b>	<b>Ni</b>	<b>Mo</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>	<b>Cu</b>	<b>P</b>	<b>W</b>
<b>AISD UNS S32760</b>	55,75 ± 2,68	27,05 ± 1,5	7,35 ± 1,03	4,28 ± 0,77	0,79 ± 0,05	0,51 ± 0,1	0,89 ± 0,13	0,06 ± 0,08	0,7 ± 0,06

Fonte: Próprio autor.

Informações importantes para estes materiais são os valores de  $Cr_{eq}$  e  $Ni_{eq}$ , calculados por diversas equações, que servem como indicativo para prever a maior formação de austenita. Expressões mais gerais para o cálculo do cromo e do níquel equivalente foram propostas por Schneider (1960). Schaeffler é um dos diagramas mais tradicionais e utilizados (ASM, 1993). Por outro lado, a expressão definida por Espy (1982) é um dos mais utilizados para aços inoxidáveis duplex. Na Tabela 14 é mostrado o cálculo de  $Cr_{eq}$  e  $Ni_{eq}$  proposto por meio de alguns métodos.

Tabela 14 – Valores de  $Cr_{eq}$ ,  $Ni_{eq}$  e  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$ .

<b>Material</b>	<b>Schneider<sup>1</sup></b>			<b>Espy<sup>2</sup></b>			<b>Schaeffler<sup>3</sup></b>			<b>De Long<sup>4</sup></b>		
	$Cr_{eq}$	$Ni_{eq}$	$Cr_{eq}/Ni_{eq}$	$Cr_{eq}$	$Ni_{eq}$	$Cr_{eq}/Ni_{eq}$	$Cr_{eq}$	$Ni_{eq}$	$Cr_{eq}/Ni_{eq}$	$Cr_{eq}$	$Ni_{eq}$	$Cr_{eq}/Ni_{eq}$
<b>AISD</b>	35	15,9	2,2	32,1	13,9	2,3	32,1	8,5	3,8	32,1	17,2	1,9
<b>AID</b>	32,9	8,6	3,8	30,4	6,2	4,9	30,2	7,1	4,3	30,2	7,1	4,3

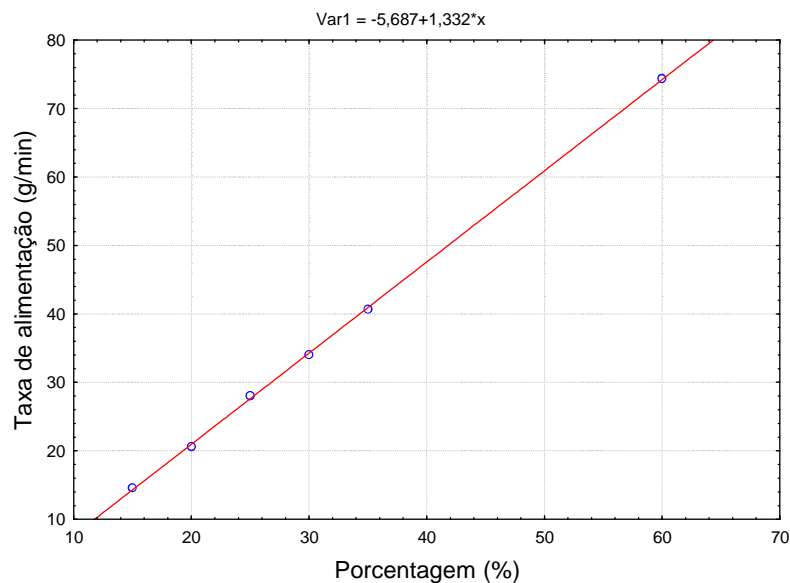
#### 4.1.2 Otimização do processo

Devido à diferença de densidade e morfologia do pó, é necessário conhecer de forma cuidadosa a taxa de alimentação de pó disponibilizado pelo equipamento, pois este



fornece os valores em porcentagem para posterior regulagem. Desta forma, deve-se realizar a correlação da taxa de alimentação (g/min) e porcentagem para cada pó utilizado no ADP. Na Figura 32 é ilustrada a taxa de alimentação de pó AISD medido, de modo que o valor dado em porcentagem é menor que o verificado na taxa de alimentação de pó. Desta forma, sempre deve ser feito uma calibração para a seleção adequada da taxa de alimentação de pó.

Figura 32 – Correlação da taxa de alimentação de pó e porcentagem.



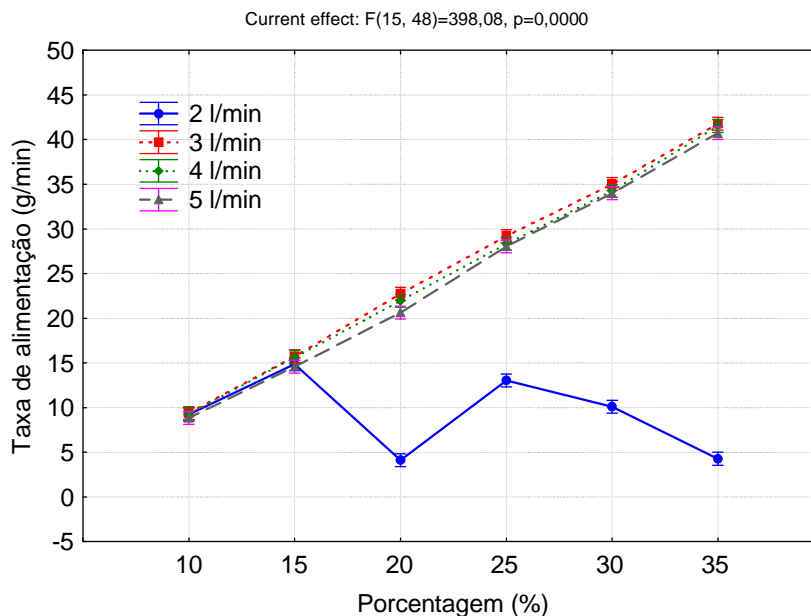
Fonte: Próprio autor.

Também foi realizada a verificação da faixa recomenda da vazão de gás de arraste em relação à escoabilidade, apesar do fabricante da tocha determinar uma faixa de 2 a 4 l/min. Díaz (2005) verificou que a variação da vazão do gás de arraste (2 até 5 l/min) não interfere no comportamento da taxa de alimentação do pó, sendo empregadas as taxas de 1,2 e 1,7 kg/h. O arco originalmente cilíndrico, pode passar a ter forma de um cone truncado, quando os jatos de gás de arraste se convergem antes da peça. Uma vazão de gás de arraste de pó abaixo de 2,0 l/min causou falhas no transporte, pois houve acúmulo de pó nas mangueiras que o conduzem do ADP até a tocha. Foi verificado também neste trabalho que a taxa de vazão de pó não se altera com variação da vazão de gás de arraste, fato esperado, já que a dosagem era feita pela rotação do ADP (Díaz, 2005). No entanto, equipamento, pó, tipo de gás, dentre outros fatores podem influenciar na faixa adequada para o arraste dos pós. Este estudo foi realizado, pois foram observados algumas vezes entupimento no bocal, na saída dos pós em determinados orifícios.



A Figura 33 ilustra um gráfico da taxa de alimentação de pó (g/min) para quatro níveis bem amplos de vazão de gás de arraste (2, 3, 4 e 5 l/min). De acordo com o gráfico obtido foi observado que a aplicação de vazões de 3 a 5 l/min não acarretaram em comportamentos fora do padrão, possuindo resultados similares em relação a diferentes taxas de alimentação de pó. Desta forma, a utilização destas vazões de arraste não interferem no fluxo de pó em relação à escoabilidade, podendo ser selecionada qualquer vazão de gás de arraste. Porém, o emprego da vazão de gás de arraste de 2 l/min para taxas de alimentações superiores a 15 g/min não foi suficiente para transportar de forma eficiente o pó. Logo, a utilização de vazão de gás de arraste de 2 l/min não é recomendada para o equipamento utilizado neste trabalho, apenas para baixas taxas de alimentação de pó. Mesmo que o fabricante não indique a utilização de vazão de 5 l/min, não houve problemas em relação à aplicação desta vazão de gás de arraste para as taxas de alimentação empregadas. Quando se utiliza um alimentador de pó do tipo válvula rotativa, é necessária a utilização de uma vazão maior do gás de arraste, pois acarreta em melhor desempenho na alimentação em relação ao de fuso.

Figura 33 – Variação da taxa de alimentação de pó para distintas vazões de gás de arraste.



Fonte: Próprio autor.

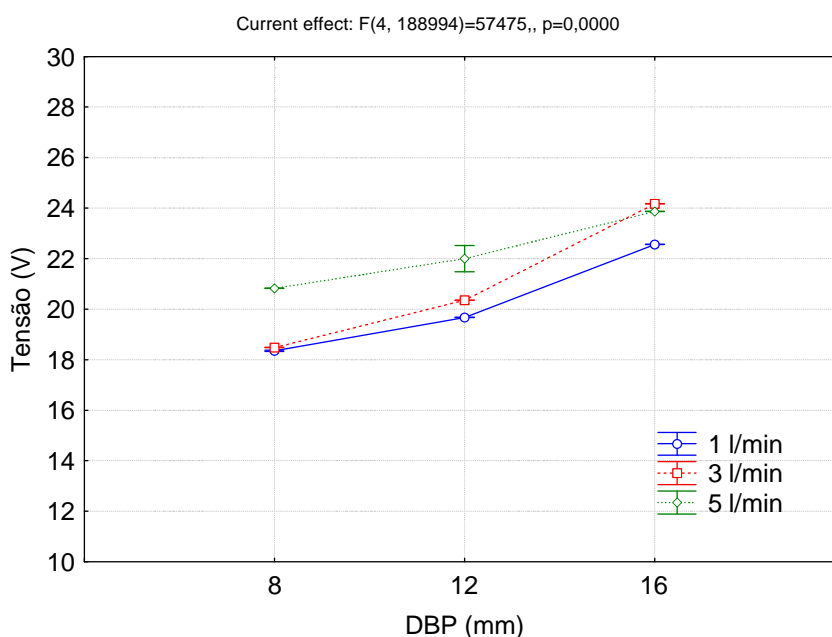
A modificação da potência do arco é significativa quando ocorre alteração da vazão de gás plasma e DBP. Neste trabalho foram utilizadas três vazões de gás plasma (1, 3 e 5 l/min) e três níveis de DBP (8, 12 e 16 mm). Foi observado que o aumento da vazão de gás

plasma e da DBP acarretaram no aumento da tensão do arco, variando de 18,4 a 24,2 V (Figura 34). O aumento da DBP acarretou em maior variação da tensão do arco elétrico em relação à vazão de gás plasma. A variação da DBP de 8 para 16 mm acarretou no aumento de aproximadamente 6 V para vazão de gás plasma de 3 l/min. Por outro lado, o aumento da vazão de gás plasma para a mesma DBP acarretou em um aumento máximo da tensão de aproximadamente 3 V. No entanto, apesar da maior variação da tensão do arco decorrente da alteração da DBP, este comportamento é observado devido à faixa mais ampla de DBP empregada neste trabalho. O aumento da vazão de gás plasma acarretou em maior pressão do arco, podendo ocorrer maior resistência para a passagem da corrente elétrica, sendo talvez o motivo do aumento da tensão do arco devido ao acréscimo da vazão de gás plasma.

O aumento da tensão foi mais significante quando ocorreu aumento da DBP de 12 para 16 mm. Oliveira (2001) verificou uma taxa de variação de 0,54 V para cada milímetro de variação da DBP quando soldado com uma corrente de 100 A, evidenciando uma relação linear significativa entre as duas variáveis, não importando qual recuo de eletrodo utilizado. Díaz (2005) também verificou que o aumento da DBP (6 a 10 mm) acarretou também acréscimo da tensão em aproximadamente 2,0 V.

Vale salientar que o aumento da potência do arco não necessariamente proporciona uma maior eficiência de fusão, pois pode acarretar em perdas relacionadas ao aquecimento do eletrodo e energia transferida para o bocal de constricção.

Figura 34 – Influência da DBP e vazão de gás plasma na tensão do arco.



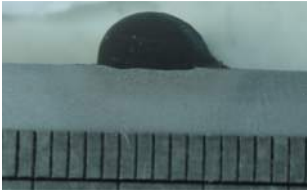

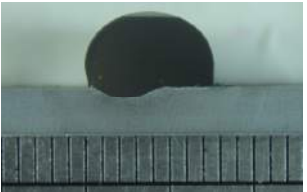
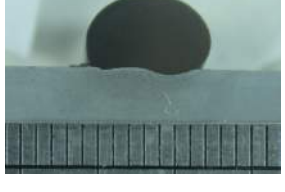
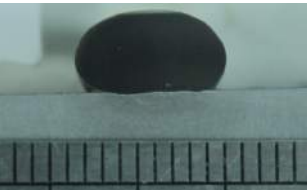
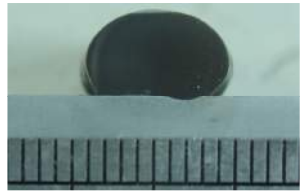
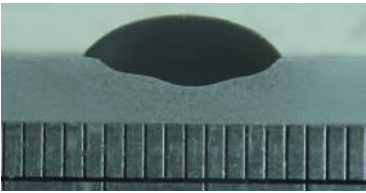
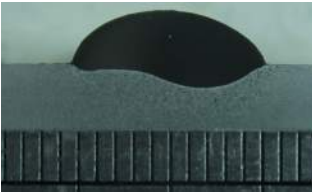


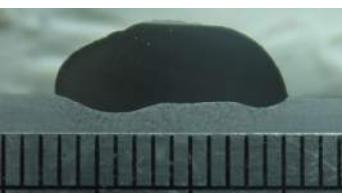

Fonte: Próprio autor.

Neste estudo exploratório com o processo Plasma pó foi verificada uma limitação em relação à velocidade de soldagem, de modo que velocidades mais altas de soldagem (acima de 15 cm/min) acarretaram em descontinuidades e cordões de baixa largura, não sendo adequados para revestimento. Ressalta-se que esse resultado não pode ser generalizado, ou seja, não se pode afirmar que este processo não proporcione soldagens com elevadas velocidades de soldagem, pois alguns autores já relataram em condições específicas valores satisfatórios (20 cm/min), como na deposição de ligas de cobalto e aços inoxidáveis em simples depósito sobre aço carbono (DÍAZ *et al.*, 2010; BALASUBRAMANIAN, *et al.*, 2009). A eficiência de fusão está ligada diretamente à eficiência do arco, de modo que um valor baixo de  $\eta_a$  poderia ser um fator limitante para o valor de  $\eta_f$ , limitando também a velocidade de soldagem do processo (DUPONT & MARDER, 1995). Porém, dependendo dos parâmetros de soldagem há a possibilidade de obter maiores velocidades de soldagem, pois em processos que utilizam eletrodo não consumível, as variações no rendimento do arco são maiores. No entanto, o mais comum é a obtenção de eficiência baixa, se tornando um processo lento em comparação à processos que utilizam eletrodos consumíveis (SCWEDERSKY & DUTRA, 2011).

Para o processo plasma, seria aceitável esperar maior faixa de variação da eficiência do arco em valores ainda maiores em relação ao processo TIG, já que existem outros fatores, como a própria concepção da tocha de soldagem combinada com vazão do gás de plasma que certamente podem influenciar nos resultados (SCWEDERSKY & DUTRA, 2011).

Na Figura 35 são mostradas as macrografias das condições soldadas em dois níveis de corrente (100 e 160 A), variando a taxa de alimentação de pó (13, 16, 19, 22, 25 e 28 g/min). De modo geral, são verificados cordões estreitos e convexos nas condições soldadas com menor corrente de soldagem. Cordões com boa molhabilidade acarretam em cordões com elevada diluição, sendo um desafio obter cordões com características geométricas satisfatórias.

Figura 35 – Macrografias dos corpos de prova soldados para avaliação das características geométricas.

			
I = 100 A	I = 100 A	I = 100 A	I = 100 A
TA = 13 g/min	TA = 16 g/min	TA = 19 g/min	TA = 22 g/min
Área = 18 mm <sup>2</sup>	Área = 23 mm <sup>2</sup>	Área = 31 mm <sup>2</sup>	Área = 35 mm <sup>2</sup>
			
I = 100 A	I = 100 A	I = 160 A	I = 160 A
TA = 25 g/min	TA = 28 g/min	TA = 13 g/min	TA = 16 g/min
Área = 41 mm <sup>2</sup>	Área = 42 mm <sup>2</sup>	Área = 24 mm <sup>2</sup>	Área = 30 mm <sup>2</sup>
			
I = 160 A	I = 160 A	I = 160 A	I = 160 A
TA = 19 g/min	TA = 22 g/min	TA = 25 g/min	TA = 28 g/min
Área = 33 mm <sup>2</sup>	Área = 34 mm <sup>2</sup>	Área = 45 mm <sup>2</sup>	Área = 51 mm <sup>2</sup>

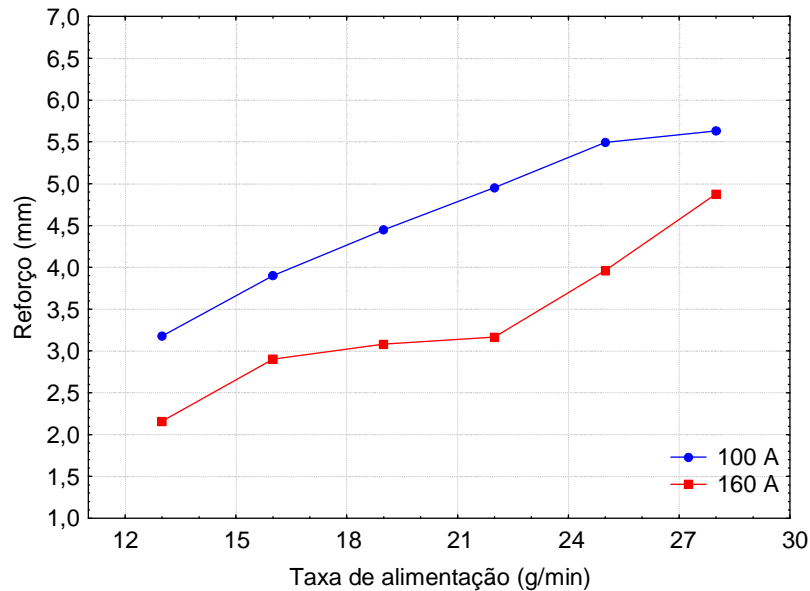
Fonte: Próprio autor.

Esta etapa teve como objetivo selecionar uma faixa de aplicação em relação à taxa de alimentação de pó para utilização nas etapas posteriores deste trabalho. Por isso, foi utilizada uma faixa ampla de taxa de alimentação de pó para verificar o comportamento deste parâmetro. Desta forma, foram verificados: reforço, largura, ângulo de molhamento e diluição.

Na Figura 36 é mostrado o gráfico que mostra a influência da corrente e taxa de alimentação de pó no reforço. Foi verificado que o aumento da taxa de alimentação de pó acarretou no aumento do reforço e o acréscimo da corrente de soldagem ocasionou redução do reforço, pois a taxa de alimentação de pó está relacionada com a quantidade de material depositado. Para a corrente de 100 A, o reforço variou de 3,2 a 5,6 mm, sendo que para o maior nível de corrente (160 A), o reforço variou de 2,2 a 4,9 mm. A condição soldada com maior nível de corrente e emprego de taxa de alimentação de pó de 16 g/min proporcionou

reforço próximo a 3 mm, porém a condição soldada com taxa de alimentação de pó de 13 g/min acarretou em reforço abaixo do recomendado (3 mm).

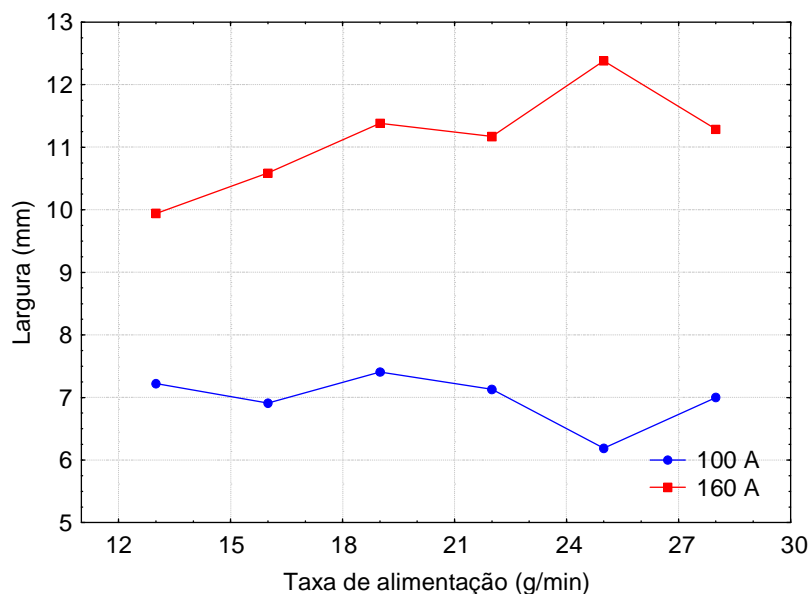
Figura 36 – Influência da taxa de alimentação de pó e corrente de soldagem no reforço.



Fonte: Próprio autor.

Em relação à largura, foi verificado, que de modo geral, o aumento da taxa de alimentação de pó acarretou no aumento da largura para o maior nível de corrente (Figura 37). No entanto, quando foi utilizado um nível de corrente mais baixo, não houve diferenças significativas na largura dos cordões soldados (aparente tendência à queda), pois esta intensidade de 100 A não proporcionou um bom molhamento do cordão, dificultando o aumento da largura. Desta forma, o aumento da taxa de alimentação de pó nem sempre acarreta um aumento significativo da largura devido à maior quantidade de material depositado, mas pode aumentar o reforço. No nível mais baixo de corrente (100 A) foi verificada variação da largura de 6,2 a 7,4 mm, sendo que para as soldagens realizadas com maior nível de corrente (160 A), a variação da largura foi de 9,9 a 12,4 mm. Quanto maior a largura, melhor para as soldagens de revestimento, pois aumenta a produtividade. Quando a corrente é muito baixa, a eficiência de fusão é menor, esta é relacionada com a fração de energia utilizada para a formação da zona fundida. Logo, há maior dificuldade no aumento da largura com o acréscimo da taxa de alimentação de pó.

Figura 37 - Influência da taxa de alimentação de pó e corrente de soldagem na largura.



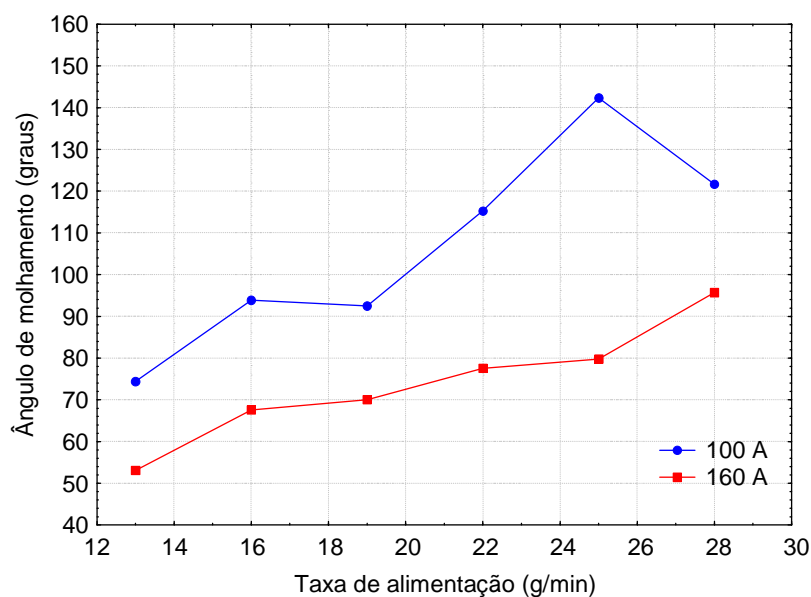
Fonte: Próprio autor.

A molhabilidade dos cordões pode ser avaliada qualitativamente através do ângulo de molhabilidade ou de contato ( $\theta$ ) formado entre a superfície sólida e o plano tangencial à superfície do cordão depositado (Figura 23). Se  $\theta < 90^\circ$ , o líquido tem tendência a molhar a superfície e o oposto ocorre para  $\theta > 90^\circ$ . Portanto, quanto menor este ângulo, melhor será o molhamento.

Em relação ao ângulo de molhamento, foi verificado que, de modo geral, o aumento da taxa de alimentação de pó acarretou no aumento do ângulo de molhamento (Figura 38). Por outro lado, o aumento da corrente de soldagem acarretou na redução do ângulo. No nível mais baixo de corrente (100 A) foi verificada variação do ângulo de molhamento de 74 a 142 graus, e para as soldagens realizadas com maior nível de corrente (160 A) foi observada variação de 53 a 96 graus.

O ângulo de molhamento é um parâmetro quantitativo que indica o ângulo de ataque da poça de fusão. Nas aplicações de revestimento não são recomendadas convexidades elevadas, sendo um parâmetro de prevenção de defeitos de soldagem quando da deposição de vários cordões com sobreposição, uma vez que uma convexidade excessiva causa porosidade e falta de fusão. Para o maior nível de corrente, apenas a condição soldada com taxa de alimentação de pó de 28 g/min acarretou em obtenção de cordões convexos. Quando foram realizadas soldagens com nível de corrente mais baixo, apenas a condição soldada com a menor taxa de alimentação de pó de 13 g/min proporcionou cordões com ângulo de molhamento menor que 90 graus, dificultando a obtenção de cordões satisfatórios.

Figura 38 - Influência da taxa de alimentação de pó e corrente de soldagem no ângulo de molhamento.



Fonte: Próprio autor.

Outro fator bastante analisado para as soldagens de revestimento é a relação reforço/largura (R/L), conhecido também como índice de convexidade, pois este indica de forma indireta a convexidade do cordão de solda, trazendo benefícios para a soldagem de revestimento. Na Figura 39 é mostrado o gráfico analisando a influência da taxa de alimentação de pó e corrente de soldagem. Os resultados foram similares ao ângulo de molhamento, possuindo a mesma tendência, como era esperado. No entanto, deve-se ter o cuidado nas análises dos resultados, pois alguns cordões podem apresentar boa relação para a soldagem de revestimento, mas com ângulo de molhamento não satisfatório.

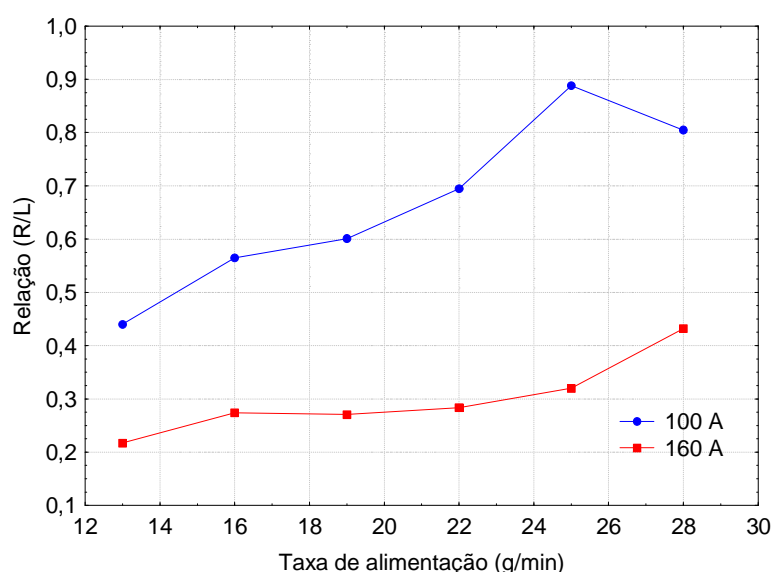
Silva *et al.* (2000) estabeleceram que valores próximos de 0,3 representam condições aceitáveis para a relação reforço (R) e largura (L) de cordão para revestimento, e que valores menores que 0,15 são mais favoráveis.

Com isto posto, estabelecida a relação adequada em torno de 0,5, foi verificada que a condição soldada com maior taxa de alimentação de pó (28 g/min) e elevada corrente (160 A) proporcionou razão R/L próximo de 0,5, porém apresentou ângulo de molhamento superior a 90 graus. Em contrapartida, estipulando a relação (R/L) adequada próximo a 0,3, foi verificado que a condição soldada com menor taxa de alimentação de pó (13 g/min) e menor corrente de soldagem obteve R/L de 0,44, mas obteve um bom ângulo de molhamento (74 graus). Por fim, as relações R/L menores que 0,15 não foram obtidas, apesar de serem observados cordões com ângulo de molhamento menor que 90 graus.

Desta forma, deve ser realizado um estudo mais minucioso para verificar para este processo qual seria a R/L mais adequada para soldagem de revestimento, pois foi observado que pode ser obtido um cordão convexo, mesmo sendo obtido um valor satisfatório de R/L. Nos ensaios realizados neste trabalho, a obtenção de uma relação R/L menor que 0,4 pode acarretar em bons ângulos de molhamento.

No decorrer deste trabalho foi analisado apenas o ângulo de molhamento, em detrimento à relação R/L.

Figura 39 - Influência da taxa de alimentação de pó e corrente de soldagem na relação R/L.



Fonte: Próprio autor.

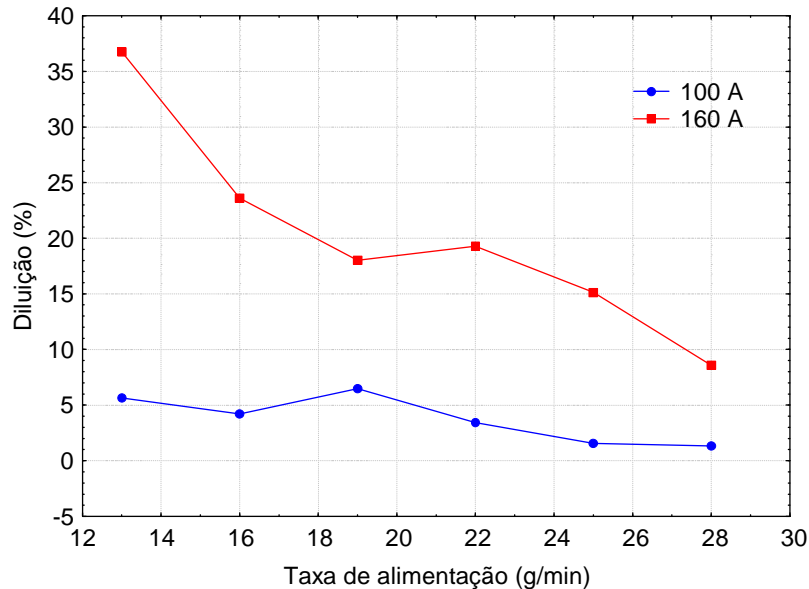
Em relação à diluição, foi verificado, que de modo geral, o aumento da taxa de alimentação de pó acarretou na redução da diluição, principalmente quando as soldagens foram realizadas com maior nível de corrente (160 A), como observado na Figura 40. O aumento da corrente de soldagem acarretou na obtenção de níveis elevados de diluição. No nível mais baixo de corrente (100 A) foi verificada variação da diluição de 1,3 a 6,5%, sendo que para as soldagens realizadas com maior nível de corrente (160 A) foi observada variação da diluição de 8,6 a 36,8%. Quanto menor a diluição, melhor para as soldagens de revestimento.

Para o maior nível de corrente, apenas a condição soldada com taxa de alimentação de pó de 28 g/min resultou em cordões com níveis de diluição abaixo de 10%. Quando foram realizadas soldagens com nível de corrente mais baixo, todas as condições



soldadas obtiveram cordões com nível de diluição baixo, ocorrendo presença de falta de fusão em algumas regiões.

Figura 40 - Influência da taxa de alimentação de pó e corrente de soldagem na diluição.



Fonte: Próprio autor.

A regulação independente de corrente e pó são de suma importância para o Plasma pó, tornando possível, assim, executar um controle do calor aportado à peça, de acordo com as necessidades e dentro de determinada faixa de operação. Quando, por exemplo, se busca menor penetração/diluição e maior espessura de camada, é possível introduzir maior quantidade de material, que consumirá maior proporção da energia total, em detrimento da energia imposta à peça, além de acarretar em um isolamento mecânico e térmico. Analisando o reforço, foi verificado nestes ensaios que apenas a taxa de alimentação de pó de 13 g/min não é recomendada para soldagem de revestimento e taxas mais elevadas de alimentação de pó contribuem para o aumento da largura, exceto para 100 A. O ângulo de molhamento é um dos fatores mais críticos, pois foi observado uma dificuldade na obtenção de cordões com bom molhamento e ao mesmo tempo com baixa diluição.

O nível de corrente teve influência significativa, pois a utilização do nível mais elevado acarretou em cordões com bom molhamento. Apenas a condição com aplicação de maior taxa de pó (28 g/min) não proporcionou bons resultados em relação à convexidade do cordão. Em contra-partida, a utilização de nível mais baixo de corrente proporcionou em sua maioria obtenção de cordões convexos, sendo que apenas a utilização da menor taxa de

alimentação de pó (13 g/min) resultou em cordões com bom molhamento. Em relação à diluição, a utilização de maiores taxas de pó são recomendadas para soldagem de revestimento. Neste contexto foi selecionada uma faixa ampla e que poderia proporcionar bons resultados em relação às características geométricas, sendo que a faixa de 16 a 22 g/min proporcionou bons resultados que foram utilizados na Etapa de Soldagens Exploratórias III. Para a taxa de alimentação de pó de 16 e 19, as soldas apresentaram apenas uma característica resposta não satisfatória, que foi o nível de diluição para elevada corrente (160 A). Desta forma, a outra taxa de alimentação escolhida para as etapas posteriores foi de 22 g/min, pois taxas mais elevadas (25 e 28 g/min) maximizam a quantidade de defeitos, como falta de fusão e a obtenção de cordões convexos. A taxa mais baixa (13 g/min) acarretou na única condição com problemas em relação ao reforço.

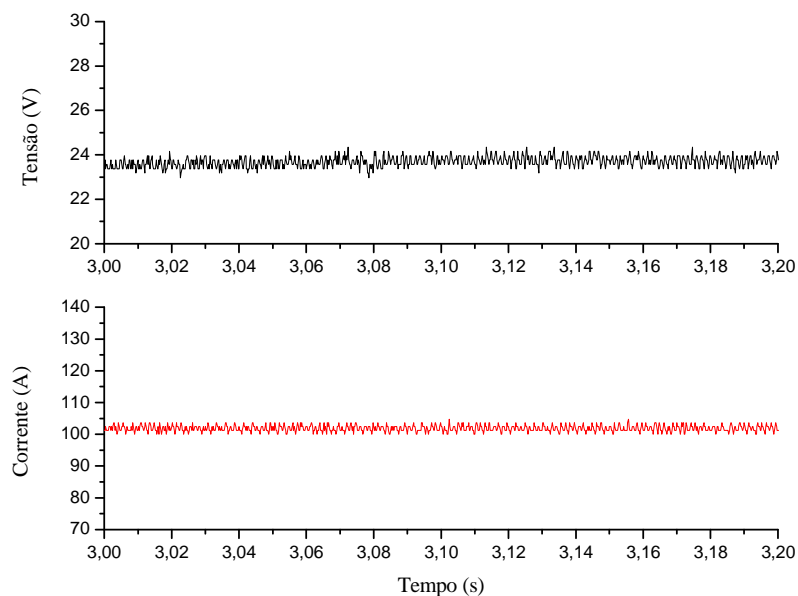
## 4.2 Soldagens exploratórias I - Estudo do efeito da corrente e velocidade de soldagem

Esta etapa tem como objetivo avaliar qual a melhor faixa de energia para soldagem dos cordões com deposição de aço inoxidável superduplex em relação às características geométricas (reforço, largura, diluição, ângulo de molhamento), acabamento superficial, presença de defeitos e percentual de ferrita no metal de solda.

### 4.2.1. Influência da corrente e velocidade de soldagem nos defeitos

Esta etapa teve como objetivo avaliar qual a melhor faixa de energia para soldagem dos cordões com deposição de aço inoxidável superduplex, visando aplicações de revestimento. A aquisição de dados (tensão e corrente) foi realizada em todos os ensaios para verificar o aporte térmico para cada condição soldada. A tensão média do processo foi de  $23 \pm 1,3$  V, com pouca variação entre os cordões soldados. Na Figura 41 é mostrado o gráfico da tensão e corrente em relação ao tempo de soldagem em uma das condições soldadas.

Figura 41 - Oscilograma de tensão e corrente de soldagem para a condição Ens 02 ( $E = 16$  kJ/cm).



Fonte: Próprio autor.

De acordo com as aquisições de sinais realizadas foi verificado que houve alteração significativa da tensão do arco elétrico de acordo com a variação da corrente de

soldagem. Na Tabela 15 são mostrados os principais parâmetros de soldagem utilizados, além das tensões médias e energia reais obtidas.

Tabela 15 – Parâmetros de soldagem para as condições soldadas em simples depósito.

<b>Ensaio</b>	<b>Velocidade (cm/min)</b>	<b>Corrente (A)</b>	<b>Tensão (V)</b>	<b>Energia (kJ/cm)</b>
01	9	75	23,5	12,0
02	9	100	23,6	16,0
03	9	150	25,3	25,7
04	6	100	23,7	24,3
05	12	100	24,1	12,2
06	7	85	21,1	15,8
07	7	110	21,9	20,9
08	7	155	24,0	32,3
09	5	110	21,6	32,2
10	9	110	22,4	16,8
11	8	80	21,0	13,0
12	8	120	22,4	20,5
13	8	160	23,9	28,9
14	6	120	22,8	27,8
15	12	120	22,8	13,9
16	8	80	21,5	13,3
17	8	110	21,7	18,2
18	8	143	25,5	27,8
19	6	110	23,8	26,6
20	11	110	24,1	14,7

Fonte: Próprio autor.

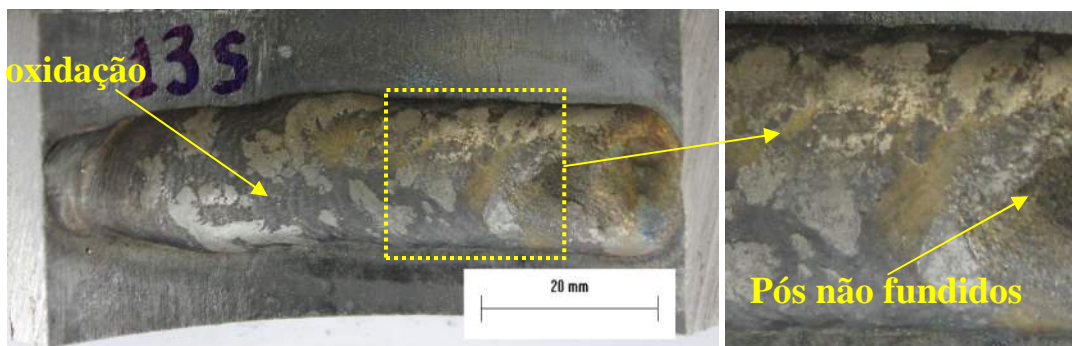
Um dos critérios de avaliação desta etapa foi o acabamento superficial dos corpos de prova soldados. Foi verificado que todos os cordões de solda apresentaram partículas não fundidas em maior abundância no final do cordão de solda em relação ao início, sendo uma característica nesta etapa do trabalho devido aos parâmetros utilizados (Figura 41). Isto ocorreu porque em alguns casos houve demora da abertura do arco principal, de modo que a saída de pó do bocal ocorre antes da abertura do arco principal, havendo um pouco de desperdício, não ocorrendo a fusão, pois estes não ficam localizados na região do arco. Este fenômeno ocorreu devido à oxidação interna do tubo. Outra justificativa é que quando a

interrupção da soldagem (arco principal) ocorre, o pó continua saindo dos orifícios de forma contínua, havendo um *delay* até cessar totalmente o fluxo de pó. Díaz *et al.* (2010) também observaram em muitos casos ao final da operação do revestimento, partículas de pó não fundidas aderidas nas laterais do revestimento.

Outra observação realizada foi que o aumento da energia de soldagem pela alteração da corrente de soldagem proporcionou aumento da oxidação (Figura 42). A oxidação está relacionada com a maior temperatura proveniente possivelmente da energia transferida à peça. Bond *et al.* (2005) também verificaram que valores de corrente do arco principal demasiadamente altas (cerca de 250 A) causaram maior oxidação sobre o cordão

Uma vez que o AISD possui tamanho de partículas pequeno, deve haver um limite em relação à faixa granulométrica, pois soldagens realizadas com elevada corrente acarretaram em cordões com elevada oxidação. A região oxidada pode vir a prejudicar passes posteriores, configurar um ambiente mais insalubre, gerar mais resíduos e contaminar a tocha e outros elementos do sistema, comprometendo o funcionamento e vida útil (SILVA, 2010).

Figura 42 - Partículas não fundidas no final do cordão de solda e oxidação na condição 13 ( $E = 28 \text{ kJ/cm}$ ,  $I = 160 \text{ A}$ ,  $V_s = 8 \text{ cm/min}$ ).



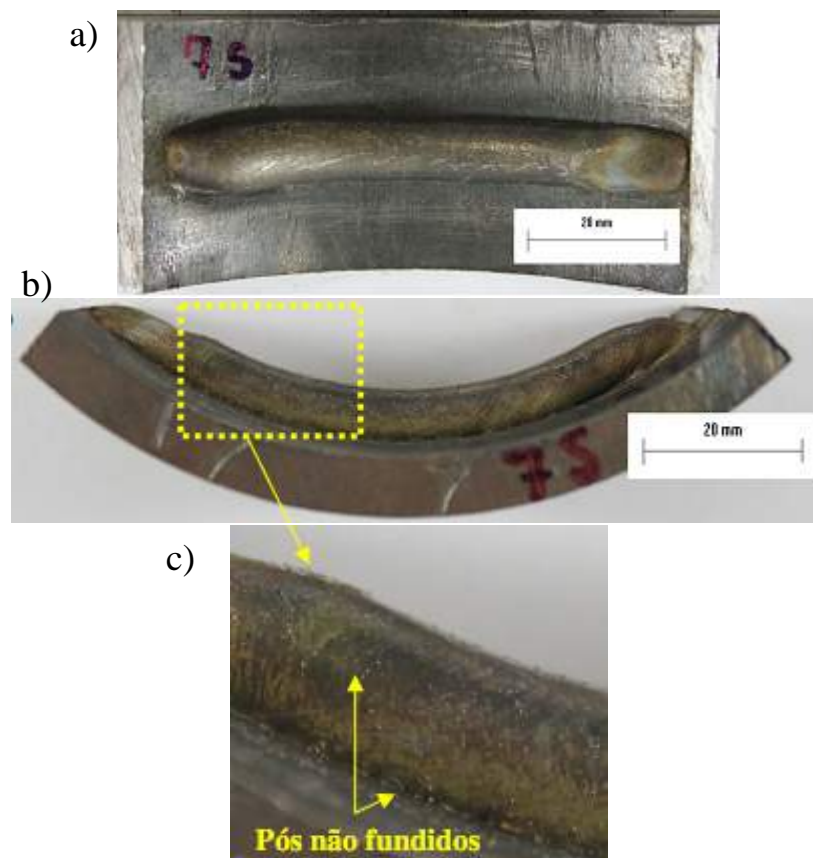
Fonte: Próprio autor.

Em relação ao acabamento superficial, Ribeiro (2007) também verificou em seu trabalho que para valores de corrente muito baixos, o calor gerado não é suficiente para fundir todo o pó injetado, ocorrendo partículas não fundidas. No entanto, os pós eram triturados, não sendo especiais para Plasma pó. Além disso, as partículas não fundidas eram internas ao cordão. O autor para eliminar tais partículas não fundidas dos depósitos preliminares, incrementou a energia de soldagem através do aumento da corrente de 100A para 160 A (mesmo patamar utilizado no presente trabalho), porém o aumento da energia não foi o suficiente para eliminar totalmente as partículas não fundidas, mas reduziu em média aproximadamente 65% a sua quantidade. Santos *et al.* (2003) também verificaram que o

aumento da corrente de soldagem não foi suficiente para garantir fusão completa do pó e deve ser alvo de refinamento dos parâmetros de soldagem, sendo independente da boa ligação com o substrato. Balasubramanian *et al* (2009) verificaram que níveis de corrente abaixo de 150 A proporcionaram incompleta fusão do pó e falta de penetração na deposição de aço inoxidável 316L em aço carbono. Lakshminarayanan *et al.* (2008) verificaram na soldagem de deposição de liga de cobalto que níveis de corrente menores que 150 A apresentaram fusão incompleta do pó, situação similar ao que foi observado no presente trabalho.

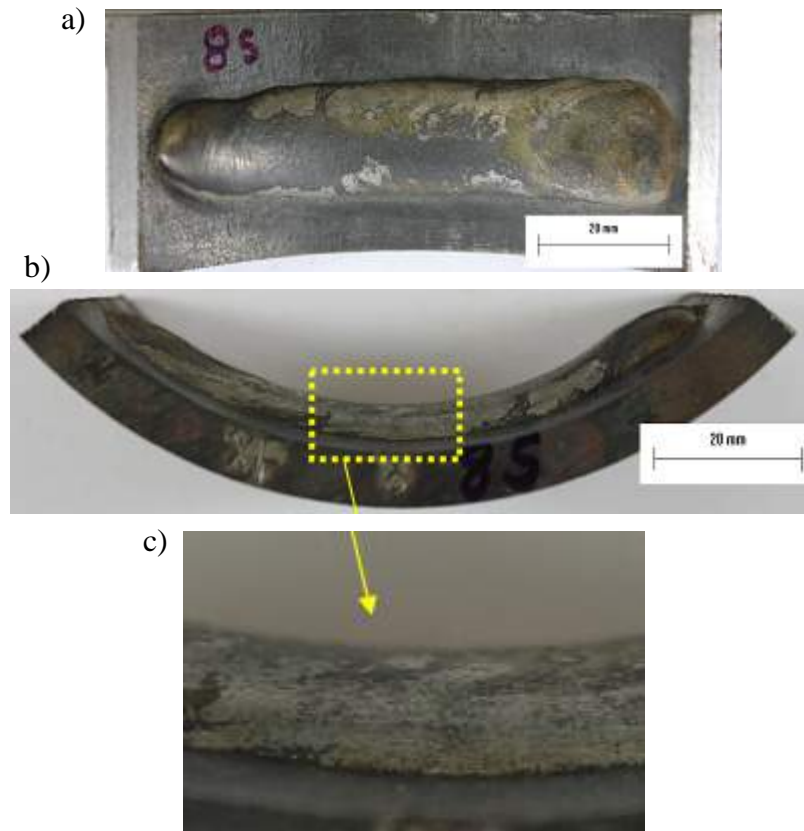
Na Figura 43 é mostrada a foto superior e lateral do cordão de solda de uma condição soldada com 110 A, de modo que foi verificada uma quantidade relativamente alta de pós não fundidos ou semi fundidos no topo do cordão de solda. O aumento da corrente de soldagem para 155 A proporcionou uma redução significativa dos pós não fundidos, de modo que foi verificado uma relação importante entre a taxa de alimentação de pó e a intensidade de corrente (Figura 44). Os fatores determinantes para o comportamento térmico do pó em relação à fusão completa seriam, portanto, o tempo de permanência no arco, a trajetória do pó e as condições de troca de calor na poça metálica.

Figura 43 - Aspecto superficial do cordão para condição 7 ( $E = 22 \text{ kJ/cm}$ ,  $I = 110 \text{ A}$ ,  $V_s = 7 \text{ cm/min}$ ). a) Vista superior; b) Vista lateral; c) Vista lateral ampliada.



Fonte: Próprio autor.

Figura 44 - Aspecto superficial do cordão para condição 8 ( $E = 31 \text{ kJ/cm}$ ,  $I = 155 \text{ A}$ ,  $V_s = 7 \text{ cm/min}$ ). a) Vista superior; b) Vista lateral; c) Vista lateral ampliada.



Fonte: Próprio autor.

Outro aspecto que deve ser analisado é o ângulo de convergência elevado do bico constritor que é de  $80^\circ$  em relação à DBP utilizada que foi de 12 mm, sendo maior em relação aos bicos mais utilizados comercialmente (30 e 60 graus). Devido à esta característica, no arco voltaico é muito reduzido o tempo de contato, sendo portanto necessário absorver mais calor da massa líquida para a fusão completa do pó injetado. Ribeiro (2007) utilizou em seu trabalho bico constritor com ângulo de convergência de  $30^\circ$ , de modo que este não apresentou partículas não fundidas. Tal fato se explica em função do local de chegada das partículas. Nesse bocal, elas incidem praticamente no início do arco plasma e devido às altas temperaturas desenvolvidas pelo mesmo tendem a chegar fundida na poça de fusão. Quando o canal de convergência é de  $30^\circ$ , as partículas permanecem mais tempo no arco e chegam à poça mais quentes. Se o pó é direcionado diretamente na poça de fusão, esse apresenta menor temperatura e, assim retira mais calor da poça de fusão, podendo propiciar menor espessura da ZAC.

No entanto, existem trabalhos que relacionam resultados diferentes. Díaz *et al.* (2009) verificaram que o bico constritor de  $30^\circ$  permite a entrada de pó no arco plasma bem

próximo da face externa do bico constritor. Por outro lado, o bico constritor de 60° permite a entrada de pó diretamente na poça fundida, quando é utilizada uma DBP de 10 mm. O critério principal na avaliação do ângulo de convergência do bico constritor é a qualidade de depósito. Os corpos de prova soldados com ângulo de 30° resultaram em menor qualidade dos depósitos com presença de pós aderidos nas laterais dos cordões depositados, sendo um fator bastante dependente da eficiência de deposição. Vale salientar que Díaz utilizou bico constritor com 2 orifícios que altera a geometria do arco.

Apesar da observação de maior quantidade de partículas de pós não fundidos na utilização de bicos constritores de maior ângulo de convergência, isto não implica em maior eficiência de deposição, pois há outros fatores que influenciam neste aspecto. Díaz (2005) verificou que o processo apresentou uma eficiência de deposição na ordem do 87%, para o bico constritor de 30° e 97% para o bico constritor de 60°, sendo que os maiores rendimentos foram obtidos com elevadas correntes (180 A), independente da taxa de deposição. Lin (1999) observou que o processo Plasma pó apresentou uma eficiência de deposição na ordem de 87%, quando utilizado um bico constritor de 30°, de modo que as perdas ocorreram principalmente devido à vaporização das partículas e também à dispersão das partículas depois do choque com o substrato.

Vale salientar que não se pode sempre afirmar que o aumento da corrente de soldagem proporciona menor quantidade de pós não fundidos. O aumento da corrente pode resultar também em redução do tempo em que o pó fica no arco, recebendo calor deste (SILVA, 2010). A velocidade do pó é menor para maiores correntes ao longo do eixo do arco, e para a periferia isso se inverte (XIBAO *et al.*, 2006). Maiores correntes resultariam em menor viscosidade (e menor velocidade das partículas) no centro do jato plasma, permitindo que o pó o atravessasse sem ser arrastado à poça. Ou seja, a magnitude do efeito compensatório pode depender também do projeto da tocha, quanto ao tipo e ângulo de injeção de pó, granulometria e velocidade de injeção das partículas (SILVA, 2010).

No presente estudo, foi verificado que as condições de soldagem do grupo I proporcionaram os melhores resultados em relação ao acabamento superficial dos cordões de solda, pois apresentaram boa homogeneidade e pouca quantidade de pó não fundido na superfície do metal de solda e nas laterais do cordão. As condições soldadas obtidas do grupo IV resultaram nos piores resultados em relação ao acabamento superficial, sendo que a condição mais crítica foi a de mais baixa energia com utilização da menor corrente de soldagem.



Dentre as alternativas para minimizar a quantidade de pó não fundido tem-se a redução da taxa de alimentação do pó ou variação da DBP que pode modificar o local de incidência do pó no arco plasma em regiões de mais elevada temperatura. O bico constritor utilizado neste trabalho proporciona ponto focal de 8,8 mm, sendo esta é a distância de encontro das partículas do pó em relação à face externa do bico constritor. Desta forma, a utilização de DBP maior que 8,8 mm acarretariam na injeção de pó acima da poça de fusão.

Na Figura 45 são mostrados os aspectos superficiais da pior condição soldada do grupo I.

Figura 45 - Aspecto superficial do cordão para condição 1 ( $E = 11,7 \text{ kJ/cm}$ ,  $I = 75 \text{ A}$ ,  $V_s = 9 \text{ cm/min}$ ). a) Vista superior; b) Vista lateral; c) Vista lateral ampliada.



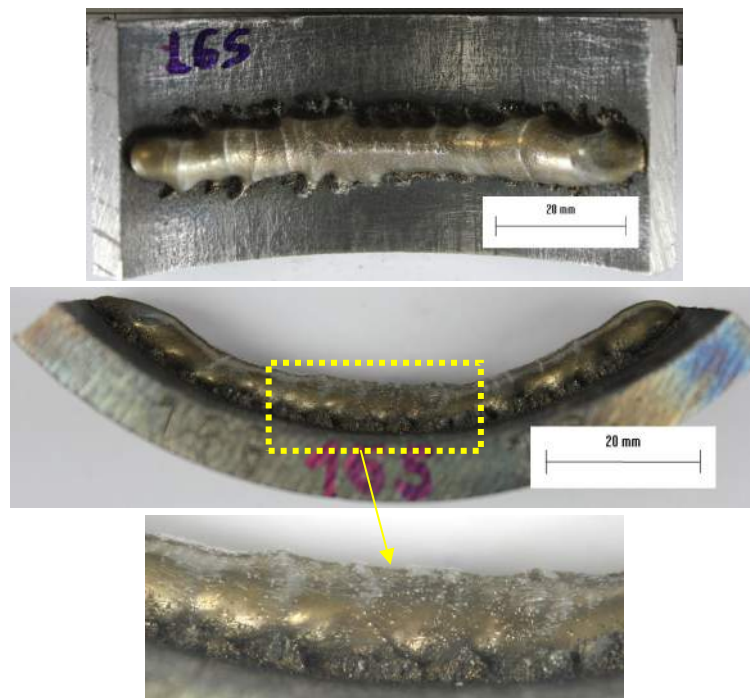
Fonte: Próprio autor.

Na Figura 46 são mostradas fotos do aspecto superficial do cordão soldado na pior condição do grupo IV, cabe destacar que os cordões de solda deste grupo apresentaram os piores resultados em relação ao acabamento superficial. É observada grande quantidade de pó não fundido ao longo de todo cordão de solda e maior variação da geometria do cordão de solda. Também foram verificadas irregularidades, principalmente na largura e mordeduras ao longo do cordão de solda, sendo que as condições mais críticas ocorreram para menores valores de corrente e de velocidade de soldagem. Também são observadas escamas na

superfície, característica associada a uma maior turbulência na poça de fusão durante a solidificação do revestimento (MODENESI, 1985). As escamas são formadas quando a velocidade de solidificação não é suficiente para acompanhar a fonte de calor, ocorrendo a solidificação de uma porção mais afastada da poça de fusão. Com a ocorrência sucessiva deste fenômeno, formam-se ondulações denominadas escamas.

Os principais fatores que influenciam na velocidade de solidificação, para um dado material do substrato e espessura, são o modo e intensidade de corrente e a velocidade de soldagem, sendo que quanto maior a intensidade de corrente, menor a tendência à formação de escamas e quanto maior a velocidade de soldagem, maior esta tendência, devido à variação do aporte térmico, proporcionando mudança na viscosidade e fluidez (SANTOS, 2003). A condição 16 ( $E = 14 \text{ kJ/cm}$ ,  $I = 80 \text{ A}$  e  $V_s = 8 \text{ cm/min}$ ) pode ter contribuído para maior rugosidade da superfície do cordão de solda devido à baixa corrente de soldagem. Ressalta-se que também foram observadas deflexões do arco durante a soldagem e uma maior variação de geometria ao longo do cordão (Figura 46). Díaz (2005) em seu trabalho verificou que a redução da velocidade de soldagem ( $10 \text{ cm/min}$ ) acarretou em severo desvio da linearidade do cordão, sendo resultado do sopro magnético. Há um limite inferior de velocidade de soldagem, para determinadas dimensões de peça e tipo de bico constritor, abaixo da qual acontece desvios no cordão de solda por sopro magnético (DÍAZ, 2005).

Figura 46 - Aspecto superficial do cordão para condição 16 ( $E = 14 \text{ kJ/cm}$ ,  $I = 80 \text{ A}$ ,  $V_s = 8 \text{ cm/min}$ ).

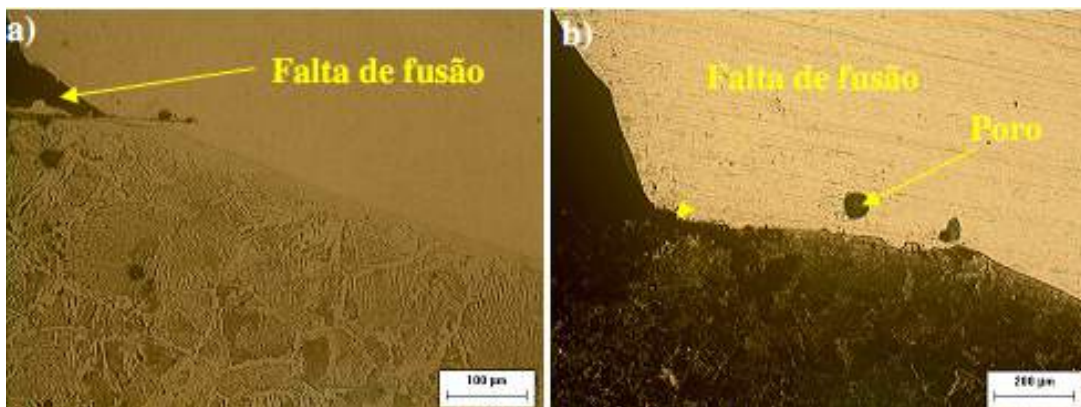


Fonte: Próprio autor.

Em todas as condições de soldagem do grupo I foi observada a presença de falta de fusão e porosidades internas nos cordões de solda, com exceção da condição 3 ( $E = 23,5$  kJ/cm,  $I = 150$  A e  $V_s = 9$  cm/min), soldada com a maior corrente de soldagem utilizada. Na condição de mais baixa energia, com menor nível de corrente foi observada falta de fusão nas laterais do cordão e ao longo da linha de fusão. Nas outras condições, a falta de fusão foi presente nas laterais do cordão de solda. Na Figura 47 são mostrados alguns defeitos existentes no grupo I, sendo este grupo o que possui os níveis mais baixos de energia, não sendo suficientes para eliminar tais defeitos.

Díaz (2005) verificou em seu trabalho que velocidades elevadas proporcionaram falta de fusão nas laterais do revestimento, o mesmo observado neste trabalho, já que o grupo I representa as condições com emprego de maiores velocidades de soldagem em relação aos outros grupos soldados. Velocidades de deslocamento da tocha muito elevadas causam defeitos no revestimento, principalmente trincas, porosidade e irregularidade superficial (TRIGUINHO, 2005). Balasubramanian *et al.* (2009) verificaram que soldagens com velocidades superiores a 21cm/min apresentaram falta de penetração.

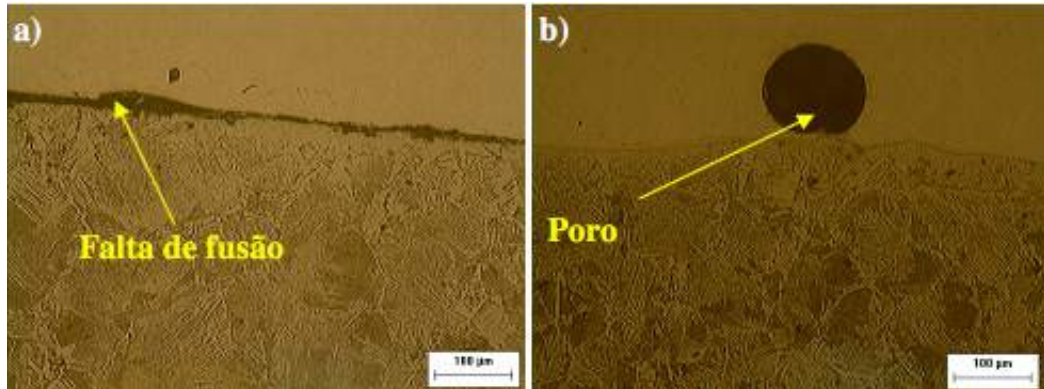
Figura 47 - Defeitos na interface dos cordões de solda do grupo I. a) Condição 2 ( $E = 15,6$  kJ/cm,  $I = 100$  A,  $V_s = 9$  cm/min; b) Condição 5 ( $E = 11,7$  kJ/cm,  $I = 100$  A,  $V_s = 12$  cm/min).



Fonte: Próprio autor.

Os grupos II e III apresentaram defeitos nas interfaces na condição de mais baixa energia com menor intensidade de corrente (Figura 48). A ocorrência de porosidade indica que esta intensidade de corrente foi suficiente somente para ocasionar fusão parcial do pó depositado.

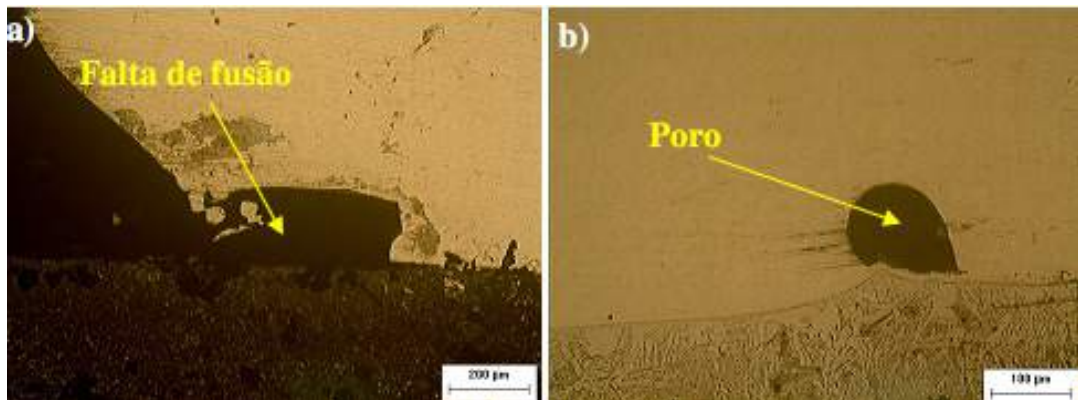
Figura 48 - Defeitos na interface dos cordões de solda do grupo II e III. a) Condição 6 ( $E = 17 \text{ kJ/cm}$ ,  $I = 85 \text{ A}$ ,  $V_s = 7 \text{ cm/min}$ ) com falta de fusão; b) Condição 6 com presença de porosidade.



Fonte: Próprio autor.

Nos cordões de solda do grupo IV foram identificados defeitos nas condições de mais baixa energia ( $14 \text{ kJ/cm}$ ), ocasionados pela redução da corrente de soldagem ou pelo aumento da velocidade de soldagem, de modo que os defeitos foram mais preponderantes na condição de mais baixa corrente de soldagem (Figura 49). O processo Plasma pó, na maioria dos casos, possui como característica soldagens com baixas velocidades de soldagem, sendo que dependendo dos parâmetros pode contribuir para a maior quantidade de defeitos em relação à falta de fusão, pois acarreta em maior quantidade de material depositado por unidade de comprimento, ocasionando elevado reforço e largura e contribuindo para que maior parte da energia realize a fusão do pó.

Figura 49 - Defeitos na interface dos cordões de solda do grupo IV. a) Condição 16 ( $E = 14$ ,  $I = 80 \text{ A}$ ,  $V_s = 8 \text{ cm/min}$ ) com falta de fusão nas laterais; b) Condição 20 ( $E = 14$ ,  $I = 110 \text{ A}$ ,  $V_s = 11 \text{ cm/min}$ ) com porosidade.



Fonte: Próprio autor.



#### 4.2.2 Influência da corrente e velocidade de soldagem no reforço

A Figura 50 mostra a seção transversal das amostras soldadas para os diversos níveis de energia (variação pela corrente ou velocidade de soldagem), mostrando também a área da seção transversal.

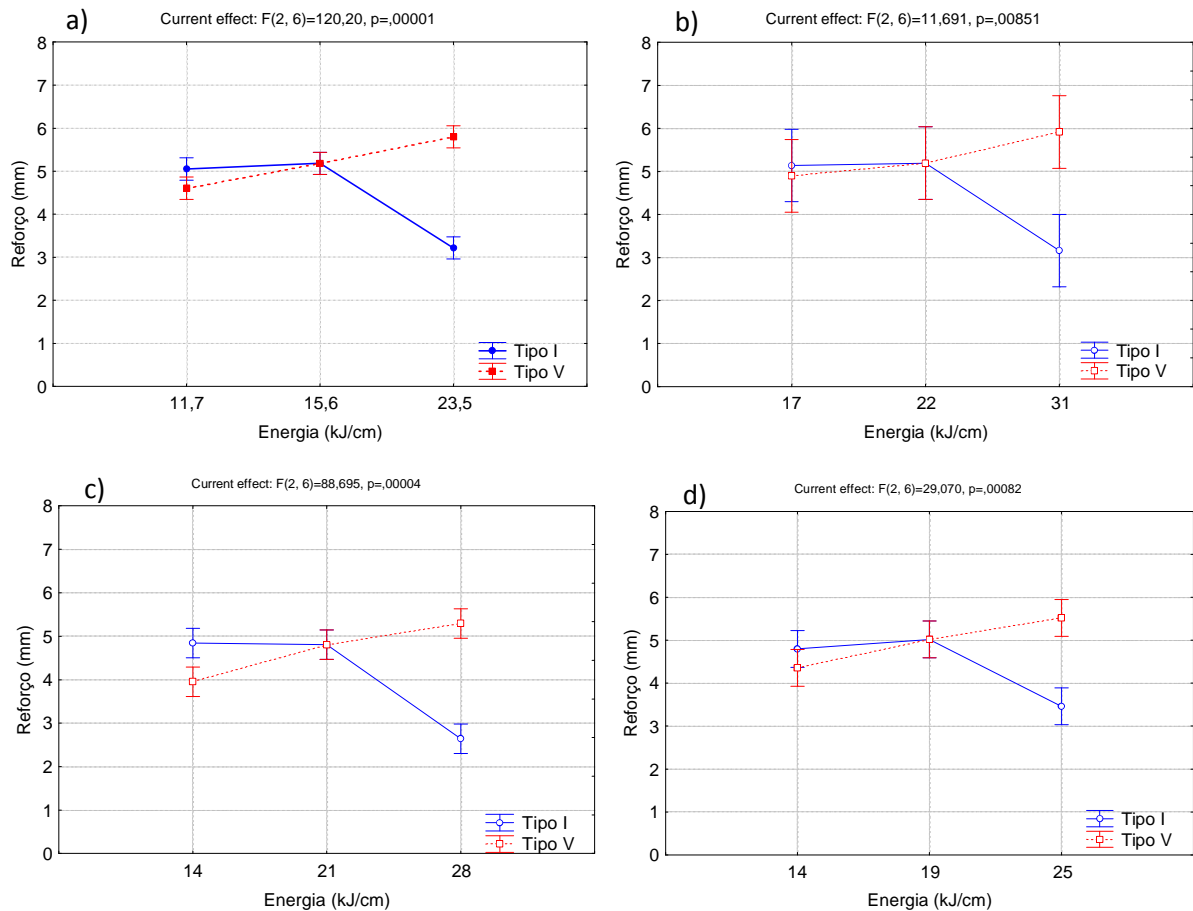
Figura 50 - Macrografia das amostras soldadas para os 4 grupos de soldagem.

<b>Grupo I</b>				
<b>1</b>	<b>2</b>	<b>3</b>	<b>4</b>	<b>5</b>
				
I = 75 A	I = 100 A	I = 150 A	I = 100 A	I = 100 A
Vs = 9 cm/min	Vs = 9 cm/min	Vs = 9 cm/min	Vs = 6 cm/min	Vs = 12 cm/min
E = 11,7 kJ/cm	E = 15,6 kJ/cm	E = 23,5 kJ/cm	E = 23,5 kJ/cm	E = 11,7 kJ/cm
Área = 28 mm <sup>2</sup>	Área = 32 mm <sup>2</sup>	Área = 38 mm <sup>2</sup>	Área = 46 mm <sup>2</sup>	Área = 26 mm <sup>2</sup>
<b>Grupo II</b>				
<b>6</b>	<b>7</b>	<b>8</b>	<b>9</b>	<b>10</b>
				
I = 85 A	I = 110 A	I = 155 A	I = 110 A	I = 110 A
Vs = 7 cm/min	Vs = 7 cm/min	Vs = 7 cm/min	Vs = 5 cm/min	Vs = 9 cm/min
E = 17 kJ/cm	E = 22 kJ/cm	E = 31 kJ/cm	E = 31 kJ/cm	E = 17 kJ/cm
Área = 35 mm <sup>2</sup>	Área = 44 mm <sup>2</sup>	Área = 55 mm <sup>2</sup>	Área = 61 mm <sup>2</sup>	Área = 35 mm <sup>2</sup>
<b>Grupo III</b>				
<b>11</b>	<b>12</b>	<b>13</b>	<b>14</b>	<b>15</b>
				
I = 80 A	I = 120 A	I = 160 A	I = 120 A	I = 120 A
Vs = 8 cm/min	Vs = 8 cm/min	Vs = 8 cm/min	Vs = 6 cm/min	Vs = 12 cm/min
E = 14 kJ/cm	E = 21 kJ/cm	E = 28 kJ/cm	E = 28 kJ/cm	E = 14 kJ/cm
Área = 30 mm <sup>2</sup>	Área = 41 mm <sup>2</sup>	Área = 46 mm <sup>2</sup>	Área = 54 mm <sup>2</sup>	Área = 28 mm <sup>2</sup>
<b>Grupo IV</b>				
<b>16</b>	<b>17</b>	<b>18</b>	<b>19</b>	<b>20</b>
				
I = 80 A	I = 110 A	I = 143 A	I = 110 A	I = 110 A
Vs = 8 cm/min	Vs = 8 cm/min	Vs = 8 cm/min	Vs = 6 cm/min	Vs = 11 cm/min
E = 14 kJ/cm	E = 19 kJ/cm	E = 25 kJ/cm	E = 25 kJ/cm	E = 14 kJ/cm
Área = 30 mm <sup>2</sup>	Área = 37 mm <sup>2</sup>	Área = 41 mm <sup>2</sup>	Área = 51 mm <sup>2</sup>	Área = 26 mm <sup>2</sup>

Fonte: Próprio autor.

Na Figura 51 são mostrados os gráficos da influência da energia de soldagem em relação ao reforço do cordão de solda nos 4 grupos de soldagem, variada pelo aumento da corrente (tipo I) e pela redução da velocidade (tipo V).

Figura 51 - Reforço. a) Grupo I; b) grupo II; c) grupo III; d) grupo IV.



Fonte: Próprio autor.

São observados os mesmos comportamentos da variação da energia de soldagem em relação ao reforço para os quatro grupos de soldagem. O aumento da energia de soldagem pela variação da corrente de soldagem proporcionou redução do reforço, principalmente da energia intermediária para a mais elevada. Por outro lado, de modo geral, o aumento da energia de soldagem pela redução da velocidade de soldagem proporcionou aumento do reforço. A alteração da corrente de soldagem em relação à velocidade de soldagem foi o fator que teve mais influência significativa no reforço. Outros autores também verificaram que o aumento da corrente de soldagem proporcionou redução do reforço (SANTOS *et al.*, 2003; GRAF, 2004; TAKEYAMA, 2005; SRIMATH & MURUGAN, 2011). A maior quantidade

de calor, ocasionada pelo aumento da corrente, diminui a viscosidade do metal líquido, tornando a poça mais fluida, aumentando a molhabilidade e, conseqüentemente, reduzindo o reforço, devido ao aumento da temperatura e diâmetro do arco e maior pressão do arco plasma.

As forças eletromagnéticas e as forças cisalhantes oriundas do jato de plasma também aumentam com o acréscimo de corrente, e que atuam no mecanismo de convecção do metal líquido da poça, principalmente a força de cisalhamento que provoca escoamento do gás de plasma sobre a superfície da poça, que pode ocasionar o arraste do líquido do topo da poça para a borda, reduzindo o reforço (FAN & SHI, 1996).

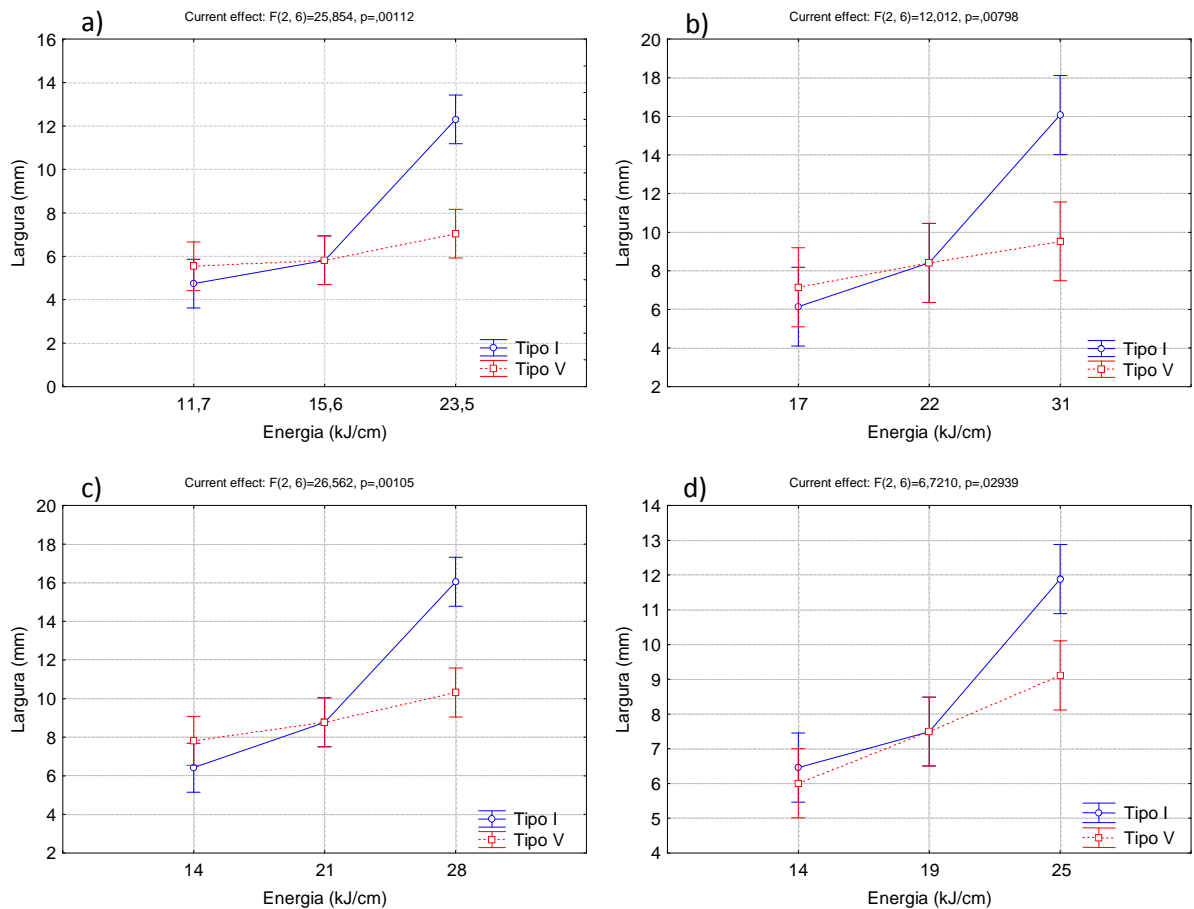
Díaz (2005) verificou que a medida que a energia de soldagem reduz com o aumento da velocidade de soldagem, o reforço diminui. O aumento da velocidade de soldagem resultará em menores tempos para a deposição do pó, ocorrendo deposição de cordões com menor reforço. No entanto, a redução da velocidade de soldagem proporciona maior tempo do arco em determinado ponto, acarretando em maior deposição de material. Graf (2004) verificou que a menor velocidade de deposição resultou em revestimentos cujas dimensões são significativamente maiores do que os revestimentos obtidos com velocidades maiores de deposição, devido à maior quantidade de material depositado por unidade linear do cordão, fazendo que os cordões fiquem mais espessos e largos. Lakshminarayanan *et al.* (2008) e Balasubramanian *et al.* (2009) verificaram que velocidades menores que 15 cm/min apresentaram reforços elevados, e velocidades maiores que 21 cm/min apresentaram penetração incompleta, cordão de solda com reforço reduzido.

O emprego de velocidades de soldagem baixas acarretaram em um nível elevado de reforço, em torno de 6,3 mm, produzindo cordões muito convexos e proporcionando aumento de custos devido à maior deposição de material. Nestes ensaios preliminares realizados, não foram observadas diferenças significativas entre os grupos estudados em relação ao reforço, em termos práticos. Os cordões soldados do grupo I e IV apresentaram níveis superiores a 3 mm em todas as condições soldadas. Foi verificado que houve influências distintas nas dimensões do reforço com a modificação da corrente ou da velocidade de soldagem, o que mostra a importância da seleção adequada dos parâmetros de soldagem, pois para o mesmo nível de energia foram obtidos resultados opostos. Logo, é a velocidade de soldagem e corrente de soldagem que possui grande importância em relação às características geométricas. Apenas no grupo II não houve diferença significativa no reforço quando ocorreu variação da energia pela velocidade de soldagem, sendo analisado estatisticamente, pois o valor de  $p$  (nível de significância) foi 0,222654.

### 4.2.3 Influência da corrente e velocidade de soldagem na largura

Na Figura 52 são apresentados os gráficos da influência da energia de soldagem na largura para os quatro grupos de soldagem. É importante que sejam obtidos níveis maiores de largura para que seja obtido menor quantidade de passes, e conseqüentemente, menos reaquescimentos, maior produtividade e redução de custos.

Figura 52 - Largura. a) Grupo I; b) grupo II; c) grupo III; d) grupo IV.



Fonte: Próprio autor.

Os perfis foram semelhantes para os quatro grupos soldados, sendo que o aumento da energia de soldagem proporcionou maior largura dos cordões de solda, e a corrente de soldagem foi o parâmetro que influenciou de forma mais significativa, pois foi responsável pelo acréscimo da energia do arco fornecido para a formação da poça de fusão devido ao seu aumento. O aumento mais significativo foi para as condições de mais elevada energia, principalmente quando a variação é efetuada pela corrente de soldagem. Os grupos de maiores níveis de energia (II e III) apresentaram maiores níveis de largura. A variação da largura foi



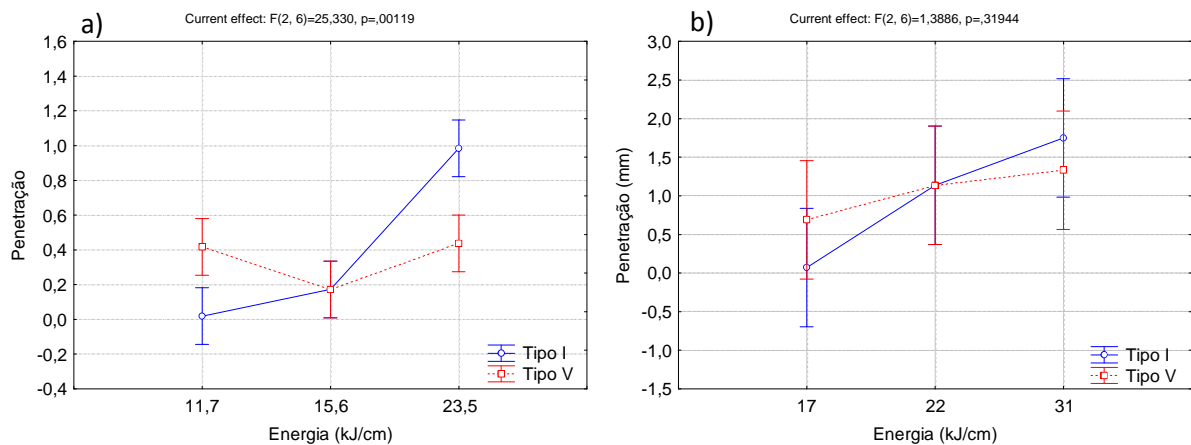
bem ampla, variando de 4,7 até 16,1 mm, mostrando a grande influência deste parâmetro na largura. O aumento da corrente de soldagem aumenta a largura do arco, o qual se estende sobre uma maior área sobre o tubo.

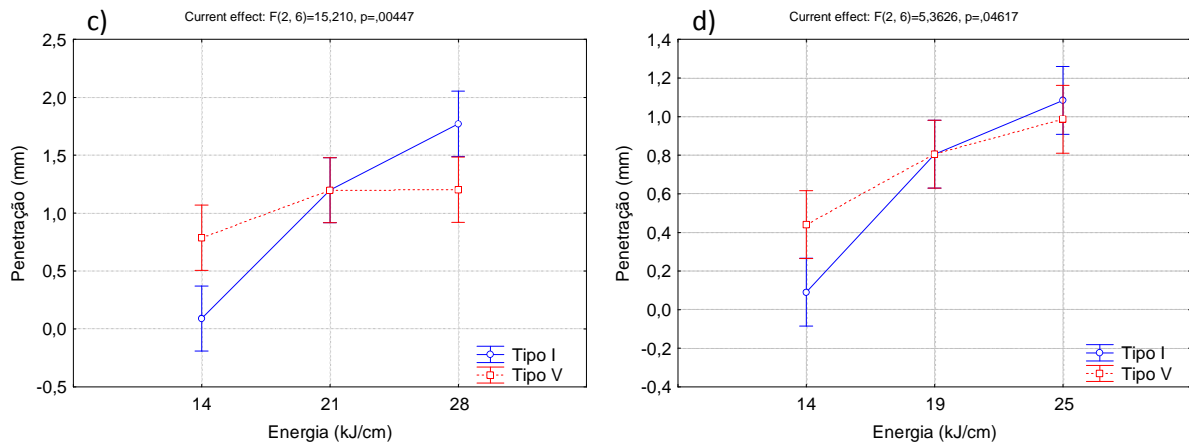
Em relação à resultados obtidos por simulação, a velocidade de injeção do pó é menor para maiores correntes ao longo do eixo do arco, e para a periferia isso se inverte, de modo que o maior fluxo de pó ocorre ao longo do eixo radial do arco e menos em relação ao eixo axial do arco (XIBAO *et al.*, 2006). Díaz (2005) verificou que a largura do depósito aumenta levemente com a corrente de soldagem e diminui com o aumento da velocidade de soldagem, devido à menor quantidade de material depositado por unidade linear do cordão, sendo o mesmo observado por Graf (2004) e Srimath & Murugan (2011). Takeyama (2005) verificou que para mesma taxa de deposição, os cordões depositados com 170 A eram mais largos e de altura de reforço menor, comparados aos depositados com correntes de 150 A.

#### 4.2.4 Influência da corrente e velocidade de soldagem na penetração

Na Figura 53 são mostrados os gráficos da influência da energia de soldagem na penetração.

Figura 53 - Penetração. a) Grupo I; b) grupo II; c) grupo III; d) grupo IV.





Fonte: Próprio autor.

De maneira geral, também foi verificado perfil similar de comportamento do aumento da energia de soldagem na penetração entre os grupos estudados, de modo que o aumento da corrente de soldagem ocasionou maior penetração do cordão de solda, porém a alteração da velocidade de soldagem (Tipo V) não resultou em mudanças significativas na penetração.

A penetração está diretamente relacionada com a dinâmica do fluxo de calor e com a natureza do movimento do metal líquido na poça de fusão (DAVID *et al.*, 2003). O aumento da energia pela alteração da corrente de soldagem ocasionou redução do reforço, o que ocasiona a redução da barreira entre o calor do arco e o substrato. A barreira sendo menos efetiva, o calor destinado ao substrato é maior, ocasionando maior penetração.

Para elevadas velocidades de soldagem, o calor fornecido pela fonte por unidade de comprimento é menor. Logo, quanto menor a energia, menor a quantidade de substrato fundido, reduzindo a penetração. Profundidade de penetração mais rasa geralmente conduz para percentuais de diluição menores, sendo esta a razão para o decréscimo da penetração quando a velocidade de soldagem aumenta, sendo o resultado mais comum encontrado neste trabalho. No entanto, as diferenças encontradas na penetração em relação à variação da velocidade não foram significantes estatisticamente. Lakshminarayanan *et al.* (2008) verificou em seu trabalho a redução de forma significativa da penetração em condições soldadas com maior velocidade de soldagem

No grupo I foi observada uma redução da penetração com o decréscimo da velocidade de soldagem de 12 para 9 cm/min. Este comportamento também foi observado quando ocorreu redução da velocidade de soldagem de 24 para 23 cm/min no trabalho de Srimath & Murugan (2011) e Graf (2004). Kannan & Murugan (2006) também verificaram

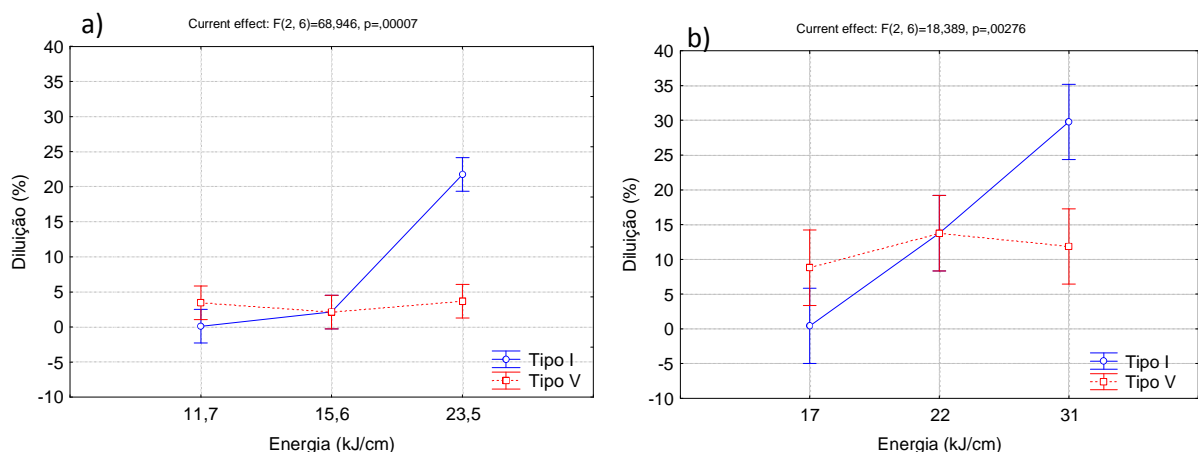
redução da diluição com aumento da energia pela redução da velocidade de soldagem, o que pode estar relacionada com a maior quantidade de material depositado por unidade de comprimento. Neste caso, o efeito barreira para ação do arco no substrato pode ter sido mais eficiente e a maior parte do calor do arco foi responsável pela fusão do pó.

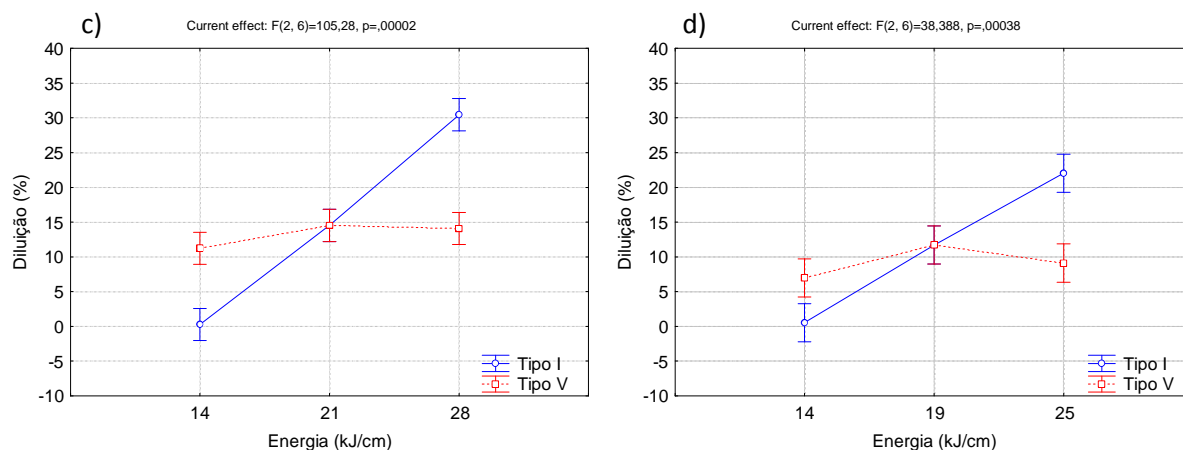
Quanto maior o nível de corrente, o calor gerado é maior e o excesso de calor é disponibilizado para fundir o substrato depois da fusão do pó. O acréscimo da intensidade de corrente ocasiona maior força do arco e subsequentemente aumenta a penetração no material do substrato (BHARATH *et al.* 2008). Esta maior penetração conduz para um maior percentual de diluição quando a corrente do arco transferido aumenta. Para níveis de corrente mais baixos, a geração de calor é menor e a maior parte do calor é utilizado para fundir o pó e a menor parcela é disponibilizado para fundir o substrato depois da fusão do pó. Além disso, a força do arco é menor para esta condição, proporcionando uma redução da profundidade e penetração mais rasa é produzida. Díaz (2005) também verificou que a redução da energia de soldagem pela variação da velocidade de soldagem proporcionou redução da penetração.

#### 4.2.5 Influência da corrente e velocidade de soldagem na diluição

Na Figura 54 são mostrados os gráficos da influência da energia de soldagem na diluição para os quatro grupos de soldagem.

Figura 54 - Diluição. a) Grupo I; b) grupo II; c) grupo III; d) grupo IV.





Fonte: Próprio autor.

Foi verificado que a variação da energia de soldagem pela alteração da velocidade de soldagem não ocasionou influência significativa na diluição, havendo uma maior dispersão dos resultados no grupo II. Não foi observado um comportamento padronizado devido à complexidade do processo, de modo que em algumas situações houve tendência do aumento da diluição com o aumento da energia, porém também houve comportamentos inversos, não ocorrendo efeito significativo. Por outro lado, a variação da energia de soldagem pela alteração da corrente de soldagem proporcionou alteração na diluição de forma bem significativa, sendo que o aumento da energia de soldagem acarretou no acréscimo dos níveis de diluição. Este resultado é muito interessante, pois nas condições realizadas neste trabalho se pode variar a energia, de forma a obter níveis de diluição com pouca alteração, dependendo dos parâmetros escolhidos. Por exemplo, no grupo III foi observada uma variação elevada de diluição quando foi alterada a corrente de soldagem (0,3 a 30,4%), porém quando foi alterada a velocidade de soldagem para o mesmo nível de energia, a variação da diluição foi bem menor (11,2 a 14,5%).

Os fenômenos envolvidos para o aumento da diluição com o aumento da corrente de soldagem são similares quando ocorre o aumento da penetração. O aumento da pressão do arco plasma e atuação das forças eletromagnéticas contribuem para o movimento convectivo no metal líquido na poça de fusão, de modo que este ocorre na região mais quente da poça (centro da superfície) para o fundo da mesma, aumentando desta forma a diluição (KOU & SUN, 1985). A velocidade de soldagem tem relação inversamente proporcional com o percentual de diluição, ou seja, se a velocidade de soldagem decresce, o percentual de diluição aumenta (BALASUBRAMANIAN *et al.*, 2009). Porém, este comportamento é altamente influenciado pelos parâmetros selecionados. No presente trabalho, o efeito da variação da

energia pela alteração da velocidade de soldagem não é tão eficaz, pois ao mesmo tempo que uma velocidade de soldagem baixa acarreta em maior tempo de soldagem em determinado ponto, há mais material depositado, servindo como barreira entre substrato e o arco plasma.

Em relação às condições soldadas foi verificada uma grande variação das diluições. Foram obtidos cordões com níveis baixíssimos de diluição (0,1%) e com níveis elevados (30,4%). No grupo I foi observado uma pequena diluição para energia de 11,7 kJ/cm em relação à energia de 15,6 kJ/cm devido possivelmente à maior velocidade de soldagem empregada (12 cm/min) que acarreta menor material depositado por unidade de comprimento, diminuindo desta forma a barreira entre arco e substrato, aumentando a diluição. Este comportamento também foi observado por Kannan & Murugan (2006) que observaram que para elevadas velocidades de soldagem na deposição de aço inoxidável duplex com arame tubular proporcionou aumento da diluição.

Para revestimentos não são recomendados valores de diluição superiores a 20% (TRIGUINHO, 2005). Níveis elevados de diluição acarretam no aumento de carbono e redução de níquel e cromo, de modo a se afastar da composição química do metal de adição, reduzindo as propriedades benéficas no metal adicionado. O grupo de condições de soldagem que obteve níveis mais baixos de diluição foi o grupo I, que engloba os menores níveis de energia, sendo este um resultado de bastante importância para a soldagem de revestimentos deste trabalho.

Srimath & Murugan (2011), realizando deposição de aço inoxidável SS410L (Cr-Si-Ni) em aço carbono ASTM A105, verificaram que o aumento da corrente de soldagem (80 até 112 A) proporcionou aumento da penetração e diluição. Balasubramanian et al (2009) verificaram que a corrente do arco transferido possui relação direta com a diluição, sendo que quanto maior o nível de corrente, maior o percentual de diluição. Graf (2004) verificou que o aumento da corrente de soldagem proporcionou maior nível de diluição. Fernandes *et al.* (2012) verificaram na soldagem com deposição de liga de níquel que o aumento da corrente de soldagem (100 até 128 A) acarretou no aumento da diluição de 28% para 54%, mudando a composição química original do metal de adição. Este trabalho referenciado empregou uma velocidade de soldagem de 2 mm/s, vazão de gás de arraste de 2 l/min, vazão de gás plasma de 2,2 l/min, vazão de gás de proteção de 20 l/min, DBP de 13 mm e oscilação da tocha de 4 mm.

Graf & D'oliveira (2012) verificaram que na soldagem com deposição de ligas de alumínio em aços AISI 1020 e 1045, o aumento da corrente de soldagem de 100 para 120 A acarretou no aumento de diluição de aproximadamente 20%. Os autores sugerem que o

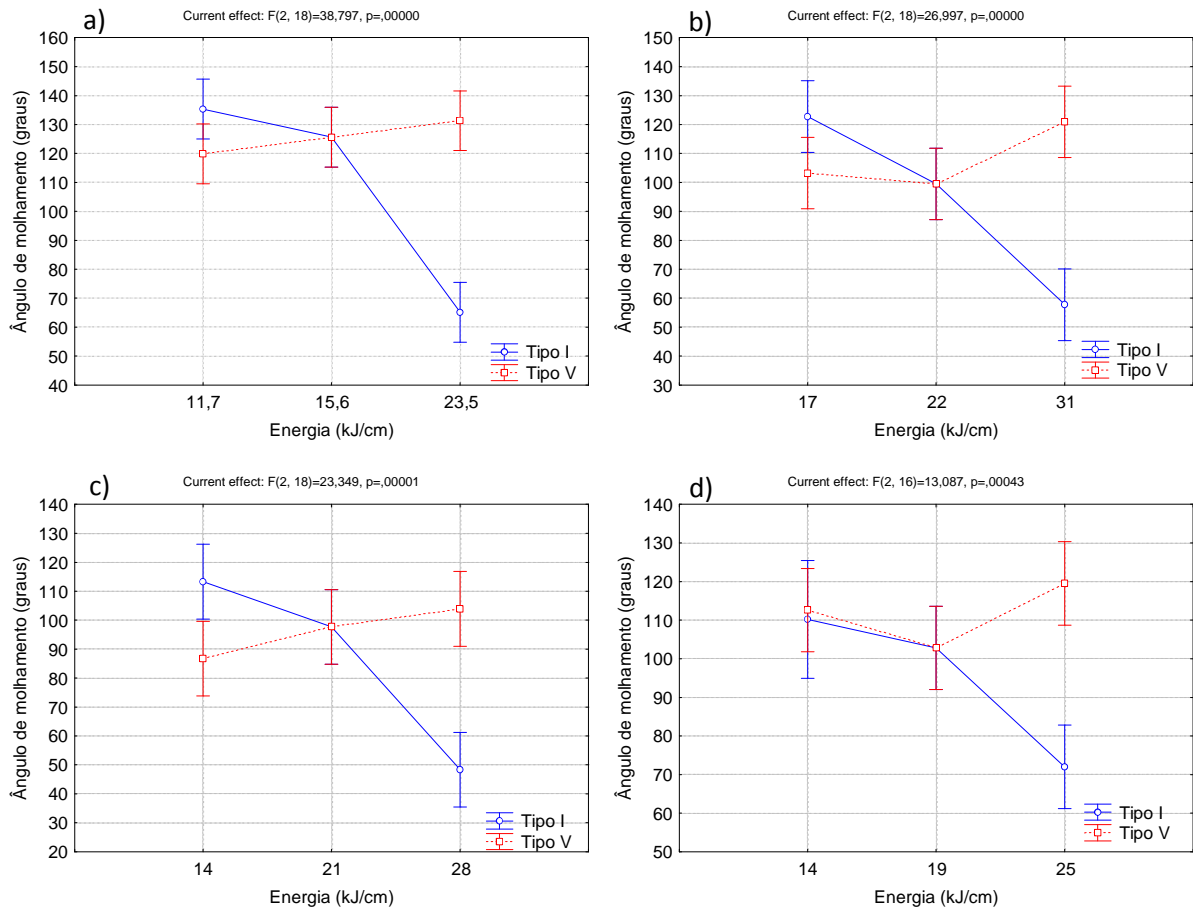
incremento do nível de corrente aumentou a interação do arco plasma com o pó depositado, permitindo maior ionização, aumentando a energia do arco. Díaz (2005) verificou que a largura do depósito aumenta levemente com a corrente de soldagem e a profundidade da ZAC aumenta em função da corrente de soldagem, bem como a diluição. Por exemplo, a utilização de um bico constritor de 30°, taxa de deposição de 1,17 kg/h e aumento da corrente de 160 para 180 A acarretou aumento da diluição de 4,5 para 10,3%.

A variação da corrente possui uma influência maior no valor da diluição em comparação com a velocidade de soldagem. O aumento da corrente de soldagem acarreta em um maior aporte de calor, e a velocidade de soldagem tem sua maior influência na forma como o calor se distribui na poça de fusão (KUWABARA *et al.*, 2003).

**4.2.6 Influência da corrente e velocidade de soldagem no ângulo de molhamento**

Na Figura 55 são mostrados os gráficos da influência da energia de soldagem no ângulo de molhamento.

Figura 55 - Ângulo de molhamento. a) Grupo I; b) grupo II; c) grupo III; d) grupo IV.



Fonte: Próprio autor.

A molhabilidade dos cordões pode ser avaliada qualitativamente através do ângulo de molhabilidade ou de contato ( $\theta$ ) formado entre a superfície sólida e o plano tangencial à superfície do cordão depositado (Figura 23). Se  $\theta < 90^\circ$ , o líquido tem tendência a molhar a superfície e o oposto ocorre para  $\theta > 90^\circ$ . Portanto, quanto menor este ângulo, melhor será o molhamento. Este ângulo tem a importância para a prevenção de defeitos de soldagem multipasse, pois uma convexidade causa porosidade e falta de fusão (SANTOS, 2003).

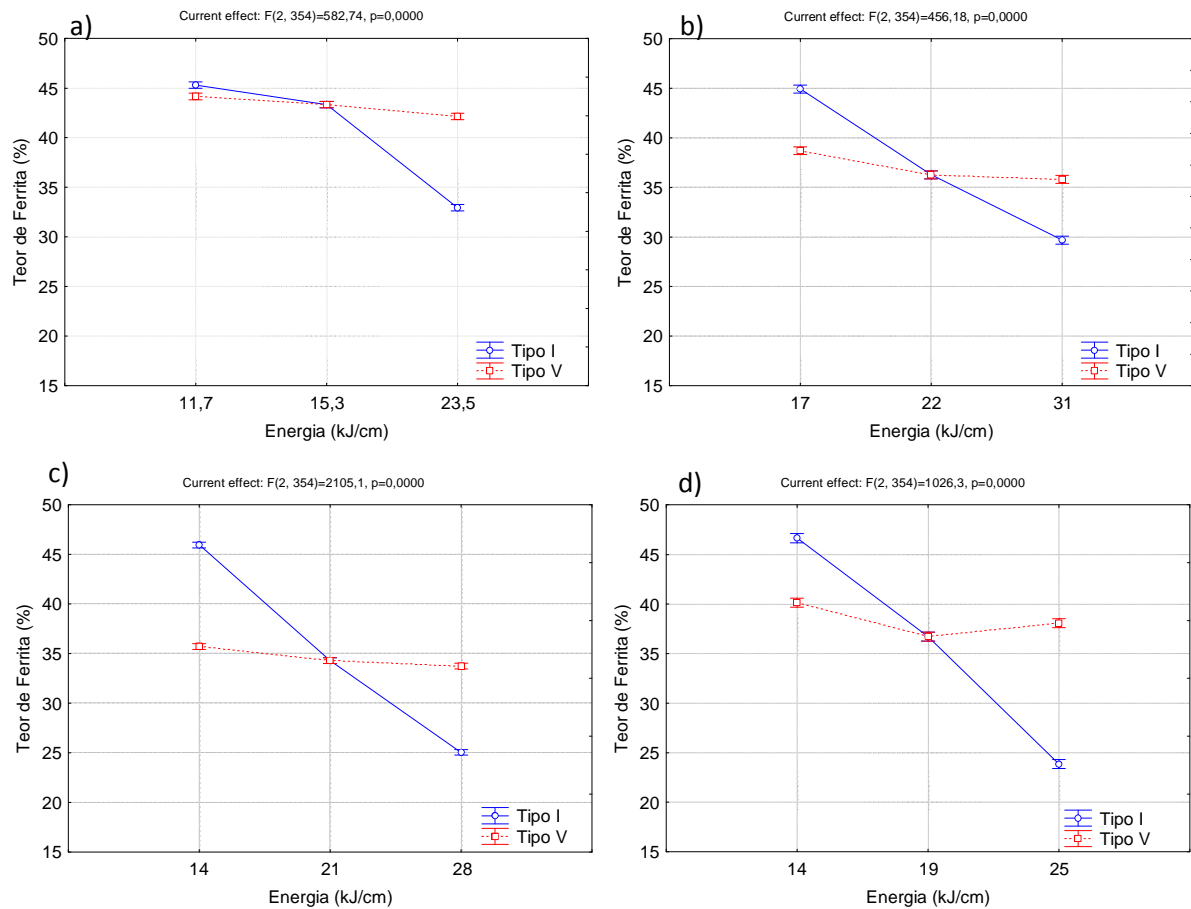
Foram observados perfis similares para os quatro grupos do trabalho, sendo que a melhor condição foi obtida para as soldagens do grupo III que apresentou menores ângulos de molhamento. Foi verificado que o aumento da energia pela variação da corrente de soldagem acarretou na redução do ângulo de molhamento, deixando a poça de fusão mais fluida, facilitando o escoamento. No grupo III, a variação da energia de soldagem pela alteração da velocidade de soldagem não acarretou na mudança do ângulo de molhamento de forma significativa. No entanto, para os demais grupos, o aumento da energia de soldagem com a variação da velocidade acarretou, de forma geral, em aumentos do ângulo de molhamento.

A maioria dos cordões obteve desempenho ruim em relação à molhabilidade devido a maior tensão superficial e menor fluidez, sendo uma característica crítica neste trabalho. O ângulo de molhamento também variou muito em relação às condições soldadas, de modo que houve cordão com ângulo de molhamento de 48 graus (Grupo III) e de 135 graus (Grupo I), ambas quando ocorreu variação da energia de soldagem pela alteração da corrente de soldagem, o que mostra o efeito marcante da corrente neste parâmetro.

#### ***4.2.7 Influência da corrente e velocidade de soldagem no teor de ferrita***

Por fim, na Figura 56 são mostrados os gráficos da influência da energia (alteração da corrente ou velocidade de soldagem) no teor de ferrita do metal de solda para os quatro grupos soldados.

Figura 56 - Teor de ferrita no metal de solda. a) grupo I; b) grupo II; c) grupo III; d) grupo IV.



Fonte: Próprio autor.

Foi verificado maior influência da corrente de soldagem no percentual de ferrita no metal de solda. O aumento da energia de soldagem pela alteração da corrente de soldagem proporcionou redução do teor de ferrita, com variação de até 22,8% (grupo IV). Um aumento da corrente de soldagem proporciona uma menor velocidade de resfriamento, sendo que desta maneira há um maior tempo para a austenita nuclear e crescer. Por outro lado, o efeito da velocidade de soldagem não foi tão relevante, ocorrendo redução pequena do percentual de ferrita, sendo que no grupo II a influência da velocidade não foi significativa estatisticamente. Também vale salientar que o aumento da diluição pode acarretar difusão do carbono no metal de solda, sendo este um elemento austenitizante, além de redução de níquel e cromo do metal de solda.

A faixa recomendada para soldagem de AISD por razões metalúrgicas é de 0,5 a 1,5 kJ/cm e 0,5 a 2,5 kJ/cm para AID, porém neste trabalho foram selecionadas algumas energias superiores ao limite máximo recomendado, pois não existe na literatura uma faixa recomendada exclusivamente para soldagem pelo processo Plasma pó. Outro fator para a



utilização de níveis mais elevados de energia é a baixa eficiência do arco neste processo que contribui para uma energia líquida mais baixa.

Dentre os grupos soldados, o grupo I apresentou melhores resultados, pois apresentaram quatro condições com valores próximos de 45% de ferrita no metal de solda. A pior condição deste grupo apresentou teor de ferrita com 33% em média. O pior grupo (III) apresentou apenas uma condição com valor próximo de 45%, sendo que três condições ficaram com valores próximos do limite mínimo recomendado (35%) e uma com 25% de ferrita em média. O grupo IV também obteve uma condição com nível baixo de ferrita, em torno de 25%. É importante verificar que se pode alterar a energia de soldagem sem trazer grandes alterações no teor de ferrita, quando ocorre alteração da velocidade de soldagem. O teor de ferrita é de suma importância para aliar boas propriedades mecânicas e boa resistência à corrosão, sendo primordial para a etapa posterior do trabalho. Vale salientar que na soldagem de revestimento a situação é mais crítica, devido à soldagem multipasse, provocando aquecimentos e reaquecimento que acarretam na redução do teor de ferrita. Logo, é importante a seleção de um grupo com níveis mais elevados de ferrita, já prevendo a redução do percentual desta fase na soldagem de revestimento.

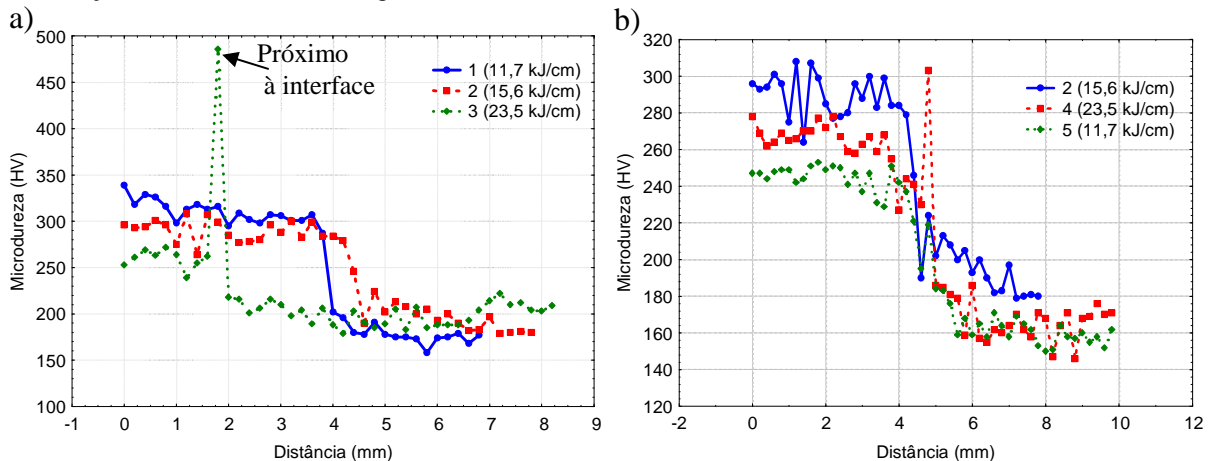
#### ***4.2.8 Influência da corrente e velocidade de soldagem na microdureza***

Na Figura 57 são mostrados os perfis de microdureza para as condições do grupo I, evidenciando a região de elevada microdureza próximo à interface, sendo uma região crítica, podendo ocasionar defeitos, como trincas, principalmente em condições severas de serviço. Foram observados maiores níveis de microdureza no metal de solda em relação ao metal base, sendo que quando ocorreu variação da energia pela alteração da corrente de soldagem, as condições de menor energia apresentaram maiores níveis de microdureza, por possivelmente apresentarem maior teor de ferrita no metal de solda. Na soldagem de revestimento, a interface é a região mais crítica, pois devido à diluição, a composição química do metal de solda perto da interface é diferente, ocorrendo uma certa heterogeneidade. Possivelmente, a difusão de carbono do metal base para o metal de solda pode ter ocasionado regiões de elevada dureza próximo à interface com formações de carbonetos ou martensita, como já relatado na literatura (SRINIVASAN *et al.*, 2006). Cabe ressaltar que é importante que a diluição seja baixa para minimizar essa heterogeneidade para não ocorrer redução das propriedades mecânicas e resistência à corrosão. Na variação da energia pela alteração da velocidade de soldagem, também foi observado um pico de microdureza na condição de

maior nível de energia próximo à interface, porém com nível relativamente baixo, aproximadamente 300 HV<sub>0,1</sub>.

O grupo II e II que apresentaram maiores níveis de diluição em relação aos grupos I e IV, acarretaram em picos de microdureza (406 HV<sub>0,1</sub>) no metal de solda na região próxima à interface. A condição soldada com maior nível de corrente apresentou um elevado pico de microdureza, próximo de 500 HV<sub>0,1</sub>, e menores níveis de microdureza ao longo do metal de solda, devido ao maior nível de diluição e possivelmente, difusão de carbono do metal base para o metal de solda e empobrecimento de elementos no metal de solda, como: nitrogênio, cromo, molibdênio e níquel. Vale salientar que para este material é recomendado um valor máximo de 330 HV<sub>0,1</sub> (Norma Norsok M-630, 1997). Com base neste critério, constata-se que as soldas realizadas com os níveis mais baixo e mais elevado de corrente não foram satisfatórios para fins de aplicação.

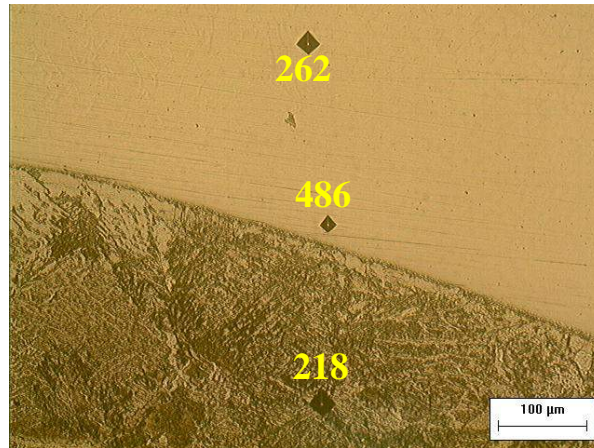
Figura 57 - Perfis de microdureza vertical do metal de solda ao substrato. a) alteração da corrente de soldagem; b) alteração da velocidade de soldagem.



Fonte: Próprio autor.

Na Figura 58 é ilustrada a condição de menor energia (11,7 kJ/cm) soldada com menor corrente de soldagem (80 A) e velocidade de soldagem de 9 cm/min, mostrando um pico de microdureza na região próxima à linha de fusão. Nesta condição foi obtido cordões com diluição menores que 5%. Por outro lado, a condição soldada com elevada corrente de soldagem resultou em cordões com elevada diluição (acima de 20%) e não apresentaram picos de microdureza no metal de solda em regiões próximas à interface.

Figura 58 – Microdureza ao longo do cordão de solda.  
Ataque com Nital 2%.



Fonte: Próprio autor.

Na tabela 16 são mostrados os valores médios de microdureza no metal de solda para todas as condições soldadas. O metal base obteve microdureza média de  $192 \pm 8,3$  HV0,1, sendo um valor menor do que os obtidos no metal de solda.

Tabela 16 – Microdureza média do metal de solda.

<b>Grupo I</b>	<b>1</b>	<b>2</b>	<b>3</b>	<b>4</b>	<b>5</b>
	$310 \pm 12,5$	$289,4 \pm 11,3$	$282,4 \pm 9,8$	$266,8 \pm 6,5$	$245,9 \pm 6,5$
<b>Grupo II</b>	<b>6</b>	<b>7</b>	<b>8</b>	<b>9</b>	<b>10</b>
	$304,2 \pm 9,4$	$227,7 \pm 28,6$	$223,7 \pm 20,9$	$232,6 \pm 8,7$	$279,4 \pm 16,9$
<b>Grupo III</b>	<b>11</b>	<b>12</b>	<b>13</b>	<b>14</b>	<b>15</b>
	$294,6 \pm 10,1$	$275,3 \pm 26,9$	$241 \pm 7,1$	$271,4 \pm 27,4$	$272,1 \pm 35,8$
<b>Grupo IV</b>	<b>16</b>	<b>17</b>	<b>18</b>	<b>19</b>	<b>20</b>
	$259,3 \pm 8,5$	$283,4 \pm 13,4$	$253,4 \pm 8,0$	$272,2 \pm 9,2$	$285,9 \pm 36,2$

Fonte: Próprio autor.

#### 4.2.9 Considerações finais

Dentre os grupos estudados, o grupo I apresentou, de forma geral, os melhores resultados: teor de ferrita elevado, baixa diluição, bom acabamento superficial e reforço adequado. Os outros parâmetros (largura e ângulo de molhamento) serão refinados nas etapas posteriores, que definirão os parâmetros para realização dos revestimentos do trabalho.

Dentre as condições estudadas do grupo I, a que apresentou melhores resultados em relação às características geométricas, teor de ferrita e microdureza foi a condição 5 ( $E = 11,7 \text{ kJ/cm}$ ,  $I = 100 \text{ A}$  e  $V_s = 12 \text{ cm/min}$ ), porém deve ser feito ainda um melhor ajuste de outros parâmetros para principalmente diminuir o ângulo de molhamento. A solda realizada com a condição 5 obteve reforço de 4,6 mm, largura de 5,4 mm, diluição de 3,4%, ângulo de molhamento de  $125,6^\circ$ , teor de ferrita de 44,2% e microdureza média do metal de solda de 245 HV0,1.

### 4.3 Soldagens exploratórias II

Esta etapa teve como objetivo avaliar o efeito da vazão do gás plasma (VGP); vazão do gás de proteção (VGPR); tipo de gás de proteção (TGPR) e distância bico-peça (DBP) nas características geométricas (reforço, largura, diluição, ângulo de molhamento), acabamento superficial, presença de defeitos, percentual de ferrita no metal de solda e microdureza.

#### 4.3.1 Influência dos fatores na tensão do arco

Na Tabela 17 é mostrada a energia dos cordões depositados, calculados a partir das aquisições de sinais realizadas. Foi verificado que houve alterações da tensão do arco elétrico, o que interferiu diretamente na sua potência, dependendo dos parâmetros selecionados (vazão de gás plasma, vazão e tipo de gás de proteção e DBP). A energia prevista para as soldagens foi de 15,6 kJ/cm, sendo alterada pela variação dos fatores que influenciam na tensão do arco, estudados nesta etapa.

Tabela 17 - Parâmetros de soldagem para as condições soldadas em simples depósito.

<b>Ensaio</b>	<b>Corrente (A)</b>	<b>Tensão (V)</b>	<b>Energia (kJ/cm)</b>	<b>DBP (mm)</b>
01	104 ± 2,0	18,4 ± 0,9	12,8	8
02	104 ± 1,8	22,1 ± 0,8	15,3	12
03	101 ± 1,0	24,7 ± 0,3	16,6	16
04	101 ± 0,8	24,0 ± 0,3	16,2	16
05	103 ± 1,6	21,1 ± 0,7	14,5	8
06	101 ± 1,7	21,4 ± 1,4	14,4	12
07	103 ± 1,3	24,4 ± 0,5	16,8	12
08	102 ± 1,0	24,8 ± 1,2	16,9	16
09	102 ± 1,0	18,2 ± 0,3	12,4	8

Fonte: Próprio autor.

Os fatores estudados nesta etapa alteraram a tensão do arco de 18,2 a 24,8 V. A utilização de gás de proteção de argônio + 2,5% N<sub>2</sub> e argônio + 25% Hélio, maiores vazões de gás plasma e DBP, principalmente, acarretam na maior tensão do arco.

Outros autores também verificaram a grande influência da DBP na tensão do arco. Oliveira (2001) verificou uma taxa de variação de 0,54 V para cada milímetro de variação da DBP, evidenciando uma relação linear significativa entre as duas variáveis, não importando qual recuo de eletrodo utilizado. Díaz (2005) verificou que o aumento da DBP (6 para 10 mm) acarretou também aumento da tensão em aproximadamente 2,0 V

#### 4.3.2 Influência dos fatores nos defeitos

Foram verificados pós não fundidos no final do cordão de solda em todas as condições (Figura 59a), sendo que alguns cordões não apresentaram boa linearidade ao longo de seu comprimento, além da presença de pequenas mordeduras. Balasubramanian *et al.* (2009) verificaram que para distâncias do bico à peça maiores que 12 mm foram observados afastamentos do arco, além de instabilidade devido ao aumento do comprimento do arco. Deuis *et al.* (1998) e Ribeiro (2007) relatam que para poder obter um bom rendimento de deposição, a distância bico-peça não deve ser maior do que 10 a 15 mm, sendo uma possível razão da maior quantidade de pó não fundido sobre a superfície do cordão soldado na maioria das condições soldadas.

Na soldagem plasma pó pode ocorrer também alta rugosidade no cordão. Um aspecto que contribui para o aumento da rugosidade está associado a utilização de material de adição na forma de pó, já que a presença de partículas parcialmente ou não fundidas sobre a superfície do depósito contribui para seu aumento. Isto também se verificou em outros processos que utilizam materiais de adição no forma de pó, como o laser *cladding* (Santos, 2003). As condições que apresentaram melhor acabamento superficial foram os cordões soldados com menor vazão de gás de proteção (Figura 59b).

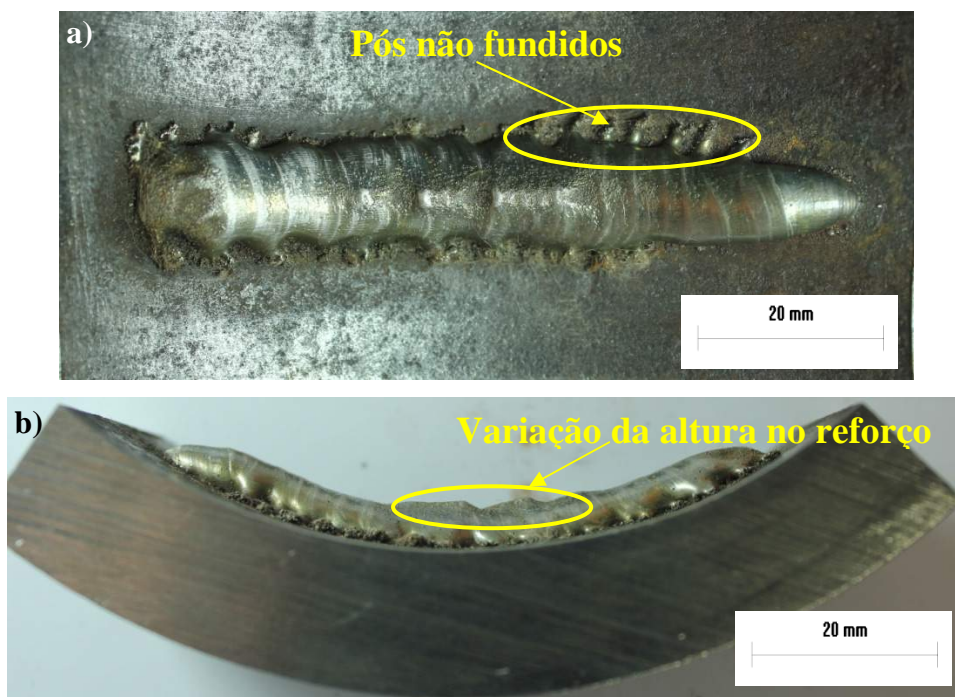
Figura 59 - a) Pós não fundidos no final do cordão de solda; b) Vista superior do cordão soldado da condição 3 (VGPR – 10 l/min, mistura de argônio e hélio, VGP – 5 l/min e DBP – 16 mm).



Fonte: Próprio autor.

De modo geral, a utilização de maior DBP, menor vazão de gás de proteção, vazão de gás plasma intermediária e gás de proteção de argônio, ocasionaram cordões de boa qualidade no que se refere ao acabamento superficial e quantidade de pós não fundidos ou semi-fundidos. Em contrapartida, é mostrado na Figura 60 um cordão soldado com baixa qualidade, com grande variação de largura, reforço, pós aderidos na superfície e rugosidade elevada.

Figura 60 - a) Irregularidades no cordão de solda; b) Vista superior do cordão soldado da condição 9 (VGPR – 20 l/min, mistura de argônio e hélio, VGP – 3 l/min e DBP – 8 mm).



Fonte: Próprio autor.

Maiores vazões de gás de proteção proporcionaram cordões com pior acabamento superficial (ensaio 8 e 9), além da presença de poros e ocasionar desperdício de gás. Vale ressaltar que estes resultados já foram verificados na literatura (SANTOS, 2003). O aumento da DBP determina a temperatura que cada uma das partículas da liga atomizada pode atingir no arco voltaico. A entrada do fluxo de material atomizado é feita através do bico constritor que, além de produzir a constrição do arco, permite a entrada do material de adição de forma convergente na coluna do plasma. Se o material atomizado é alimentado numa DBP maior (16 mm), as partículas ficam sujeitas a temperaturas e tempos de permanência diferentes quando comparadas com a de menor DBP (8 mm). Na soldagem com maior DBP, houve menor

quantidade de pós aderidos na superfície, de modo que existem dois fatores que atuam de forma divergente. O aumento da DBP ocasiona maior velocidade das partículas, porém quando são utilizadas grandes DBP's, pode haver maior tempo de trajeto das partículas de pó até alcançar a poça de fusão. Logo, a faixa de DBP é de suma importância, além dos outros parâmetros selecionados, sendo que dependendo da distância do bico à peça utilizada ocasiona comportamentos nem sempre esperados em relação à quantidade de pós não fundidos. Balasubramanian *et al.* (2009) verificaram que para distâncias menores que 8 mm, o comprimento do arco foi muito curto e ocasionou na alimentação do pó deficiente.

Ribeiro (2007) verificou a influência da distância bico-peça (de 10 mm e 12,7 mm) no número de partículas não fundidas. A princípio imaginou-se que a DBP maior pudesse favorecer a fusão das partículas uma vez que elas passariam mais tempo no arco. Tal fato não se confirmou para ambas as situações, pois o número de partículas não fundidas foi praticamente o mesmo. Desta forma, dependendo da faixa de DBP utilizada em conjunto com os outros parâmetros pode se obter comportamentos diferentes em relação aos pós semi-fundidos ou não fundidos.

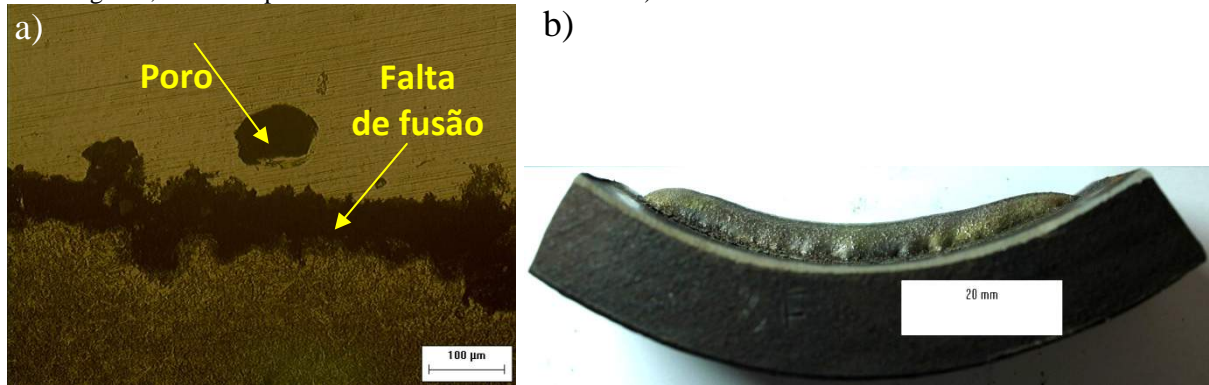
A vazão de gás de plasma afeta diretamente a estabilidade e a quantidade de partículas expulsas da coluna do arco, desgaste do eletrodo e a penetração do cordão (Santos, 2003). Nas soldagens foi observado que vazão de gás plasma elevada causou turbulência na poça de fusão, principalmente quando foi utilizada vazão de gás plasma de 5 l/ min. No entanto, a soldagem com vazão de gás plasma de 3 l/min, menor DBP ( 8 mm), maior vazão de gás de proteção (20 l/min) e gás de proteção com mistura de argônio e hélio maximizaram turbulência no arco. Takano *et al.* (2007) verificaram que a soldagem de revestimento com vazão de gás plasma de 2 l/min, bocal de 1/8" e corrente de 180 A apresentaram escamas em suas superfícies, característica associada a uma maior turbulência na poça de fusão durante a solidificação do revestimento (MODENESI, 1985). Esta maior turbulência pode ser associada ao aumento da pressão do arco de plasma em consequência da constrição imposta pelo bocal de 1/8".

O tipo de tocha pode contribuir para as irregularidades presentes no cordão de solda com os parâmetros soldados. Díaz (2005) estudou a influência do posicionamento dos orifícios em relação ao deslocamento da pistola, de modo que o posicionamento longitudinal dos orifícios injetores em relação ao cordão apresentou melhor acabamento (acredita-se que pela menor suscetibilidade a variações nas vazões de pó e de gás de arraste), apesar de penetração não uniforme. Na tocha utilizada neste trabalhos, há injeção de pó na direção longitudinal e transversal através dos 4 orifícios do bico constritor.



O ensaio 8 apresentou maior quantidade de defeitos (falta de fusão e poros) ao longo da interface substrato/metal de solda devido principalmente à maior DBP (Figura 61).

Figura 61 - Defeitos na interface e vista lateral na condição 8 (VGPR – 20 l/min; gás de proteção argônio + 2,5% de nitrogênio; vazão de plasma de 1 l/min e DBP de 16 mm).



Fonte: Próprio autor.

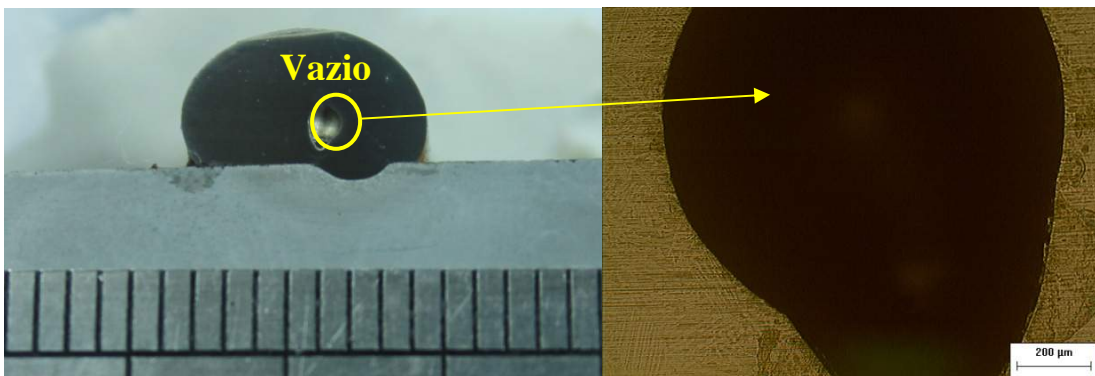
A condição 8 também soldada com menor vazão de gás plasma (1 l/min) ocasionou grande instabilidade no arco, sendo observada grande deflexão durante a soldagem, tornando o arco pouco rígido. Segundo Oliveira (2001), vazões excessivas causam penetração excessiva, imperfeições superficiais, tais como poros, enquanto que vazões insuficientes causam a instabilidade do arco, poros e desgaste excessivo do eletrodo. Ribeiro (2007) também utilizou as seguintes vazões de gás plasma: 1,5; 2,0 e 2,4 l/min, e na menor vazão observou-se a formação de poros/cavidades no cordão de solda, bem como uma grande instabilidade do arco plasma. As vazões de 2,0 l/min e 2,4 l/min não diferiram muito no aspecto do acabamento superficial, não apresentaram formação de cavidades bem como, o arco plasma se mostrou bastante estável.

Vazões de gás de proteção elevadas podem também acarretar em defeitos, como porosidades e desperdício de gás (TRIGUINHO, 2005). Desta forma, há uma grande interferência de outros fatores para verificar realmente se uma determinada vazão de gás de proteção acarreta em algum tipo de defeito, pois depende do tipo de gás de proteção, vazão de gás plasma, DBP, corrente de soldagem, taxa de alimentação de pó, dentre outros fatores. Por isso, é necessário um estudo específico para cada faixa operacional e materiais utilizados. Foi encontrado na literatura trabalho que mostra que a variação da vazão de gás de proteção não acarreta em nenhuma diferença na presença de defeitos. Ribeiro (2007) não verificou alteração significativa na porosidade, bem como no acabamento superficial, com as variações testadas para o gás de proteção (12.5, 15 e 20 l/min).

As condições soldadas com maior DBP ocasionaram falta de fusão do cordão depositado. O aumento da DBP determina a temperatura que cada uma das partículas da liga atomizada pode atingir no arco voltaico. A entrada do fluxo de material atomizado é feita através do bico constritor que, além de produzir a constrição do arco, permite a entrada do material de adição de forma convergente na coluna do plasma. Se o material atomizado é alimentado numa distância bico-peça (DBP) maior (20 mm), as partículas ficam sujeitas a temperaturas e tempos de permanência diferentes quando comparadas com as de menor distância bico-peça (10 mm), o que vai influenciar a temperatura com que as partículas chegam na poça de fusão e a solidificação do cordão, em consequência a microdureza. O aumento da DBP (20 mm) resultou em cordões com falta de fusão resultando em revestimentos menos afetados pelo substrato (YAEDU & D'OLIVEIRA, 2005). O aumento da tensão do arco também pode acarretar porosidades, que neste caso foi de 24,8 V, em média;

A condição 5 (Figura 62) também proporcionou internamente a presença de vazios no metal de solda, apesar de ser em pequena quantidade. Maior vazão de gás plasma (5 l/min) chega a provocar defeitos, onde os gases inclusos na poça de fusão não conseguem sair durante a solidificação do revestimento.

Figura 62 - Defeitos na interface e vista lateral na condição 5 (VGPR – 15 l/min; gás de proteção argônio + 2,5% N<sub>2</sub>; vazão de plasma de 5 l/min e DBP de 8 mm).



Fonte: Próprio autor.

Apesar de alguns autores (TAKANO *et al.*, 2007) relatarem que a presença de vazios pode estar relacionada à ação conjunta de elevada vazão de gás plasma e corrente de soldagem, esse defeito pode ocorrer também em baixas correntes de soldagem. Bharath *et al.* (2008) observaram que elevados fluxos de gás de plasma (2,8 l/min) proporcionaram trincas e porosidades, mesmo para menores intensidades de corrente (84 A) na deposição de Stellite F em X45CrSi93. Huang *et al.* (1998) relataram que elevadas vazões de gás plasma promovem

a formação de poros e óxidos nos depósitos. Silva (2010) verificou que a redução da vazão de gás plasma de 3,4 para 2,0 l/min eliminou as porosidades nos cordões.

Bharath *et al.* (2008) verificaram que fluxos elevados do gás plasma, acima de um nível ótimo, cria turbulência dentro do arco plasma e reduz eficiência do gás de proteção e deposição do pó. O aumento do fluxo do gás de plasma acarreta na constrição e no aumento da velocidade do arco plasma, de modo a aumentar a força do arco plasma sobre a poça de fusão (TAKEYAMA, 2005).

Também foi verificado um maior desgaste do bico constritor nas soldagens com menor vazão de gás plasma (1 l/min), queimando a superfície externa do bico constritor, comportamento já registrado na literatura (Díaz *et al.*, 2009). Em relação à abertura do arco foi observado que a utilização de argônio puro como gás de proteção e menor DBP facilitaram a abertura do arco principal. Por outro lado, as soldagens realizadas com DBP de 16 mm, em algumas situações, não proporcionaram abertura do arco principal e instabilidade do arco piloto. Díaz (2005) também relatou que valores elevados de DBP acarretam na dificuldade de abertura do arco principal.

Para o processo Plasma pó, selecionando de forma correta os parâmetros, cordões com bons níveis de acabamento superficial, sem falta de penetração, trincas e porosidades podem ser obtidos (Díaz, 2005; Deng *et al.*, 2010).

#### ***4.3.3 Influência dos fatores nas características geométricas***

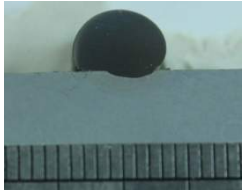
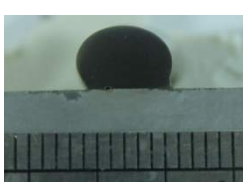
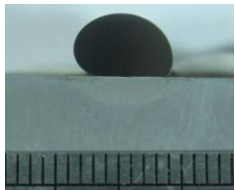
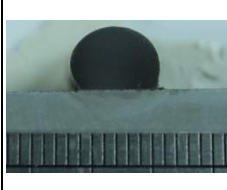
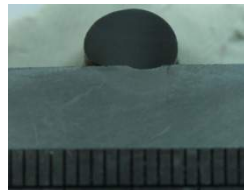
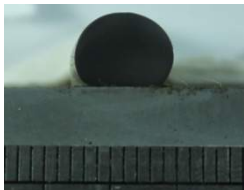
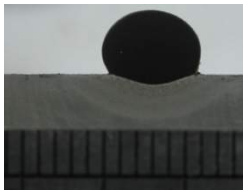
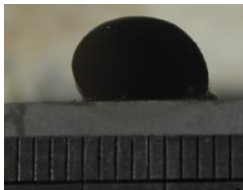

O Método Taguchi tem como objetivo proporcionar a análise estatística dos resultados e o levantamento do efeito de cada fator de controle sobre as respostas analisadas com um reduzido número de experimentos a serem realizados, considerando um número elevado de fatores de controle e seus níveis (PHADKE, 1989). Por esse método também é possível a identificação da condição ótima de ajuste de parâmetros, que resulte em cordões com características geométricas adequadas ao revestimento, e que neste trabalho é recomendado um reforço de pelo menos 3 mm, largura maior possível, menor ângulo de molhamento, teor de ferrita elevado no metal de solda (acima de 35%) e menor nível de diluição (PETROBRAS N-1707, 1999; NORSOK M-630, 1997).

$$\eta = -10 \log_{10} \left( \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n y_i^2 \right) \quad (4)$$

$$\eta = -10 \log_{10} \left( \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \frac{1}{y_i^2} \right) \quad (5)$$

No método Taguchi, a característica de qualidade que se pretende analisar é medida através da determinação da razão sinal/ruído, também denominada  $\eta$ . Os resultados são otimizados de acordo com a categoria na qual a característica da qualidade melhor se adequa, podendo ser: menor-melhor (Equação 4), maior-melhor (Equação 5) e nominal-melhor. Para as características largura e teor de ferrita foi escolhida a condição maior-melhor. Para a característica ângulo de molhamento, reforço e diluição foi escolhida a condição menor-melhor. Vale salientar que não é possível otimizar todas as características de qualidade, sendo necessário avaliar quais são as características primordiais. Na Figura 63 são mostradas as macrografias dos cordões soldados.

Figura 63 – Macrografia dos cordões de solda em simples depósito da L9.

<b>L9</b>					
<b>1</b>	<b>2</b>	<b>3</b>	<b>4</b>	<b>5</b>	
					
VGPR = 10 l/min	VGPR = 10 l/min	VGPR = 10 l/min	VGPR = 15 l/min	VGPR = 15 l/min	
Argônio	Argônio + 2,5% N <sub>2</sub>	Argônio + 25% Hélio	Argônio	Argônio + 2,5% N <sub>2</sub>	
VGP = 1 l/min	VGP = 3 l/min	VGP = 5 l/min	VGP = 3 l/min	VGP = 5 l/min	
DBP = 8 mm	DBP = 12 mm	DBP = 16 mm	DBP = 16 mm	DBP = 8 mm	
Área = 30 mm <sup>2</sup>	Área = 28 mm <sup>2</sup>	Área = 35 mm <sup>2</sup>	Área = 35 mm <sup>2</sup>	Área = 28 mm <sup>2</sup>	
<b>6</b>		<b>7</b>		<b>8</b>	
					
VGPR = 15 l/min	VGPR = 20 l/min	VGPR = 20 l/min	VGPR = 20 l/min		
Argônio + 25% Hélio	Argônio	Argônio + 2,5% N <sub>2</sub>	Argônio + 25% Hélio		
VGP = 1 l/min	VGP = 5 l/min	VGP = 1 l/min	VGP = 3 l/min		
DBP = 12 mm	DBP = 12 mm	DBP = 16 mm	DBP = 8 mm		
Área = 34 mm <sup>2</sup>	Área = 26 mm <sup>2</sup>	Área = 35 mm <sup>2</sup>	Área = 31 mm <sup>2</sup>		

Fonte: Próprio autor.

#### 4.3.4 Influência dos fatores no reforço e ângulo de molhamento

Na Tabela 18 são mostrados os níveis de significância dos fatores de controle em relação ao reforço e ângulo de molhamento.

Tabela 18 - Influência dos fatores de controle sobre a diluição, em função do nível de significância “ $\alpha$ ” referente aos fatores de controle analisados na matriz L9.

<b>Fatores de controle</b>	<b>Reforço</b>	<b>Ângulo de molhamento</b>
Vazão de gás de proteção	0,053512	<b>0,039519</b>
Tipo de gás de proteção	<b>0,000297</b>	<b>0,002124</b>
Vazão de gás plasma	<b>0,000004</b>	<b>0,001221</b>
DBP	<b>0,000003</b>	0,055570

Fonte: Próprio autor.

Foi verificado que a DBP é o fator que mais influencia no reforço, seguido da vazão de gás plasma e tipo de gás de proteção. A vazão de gás de proteção não influenciou de forma significativa no reforço.

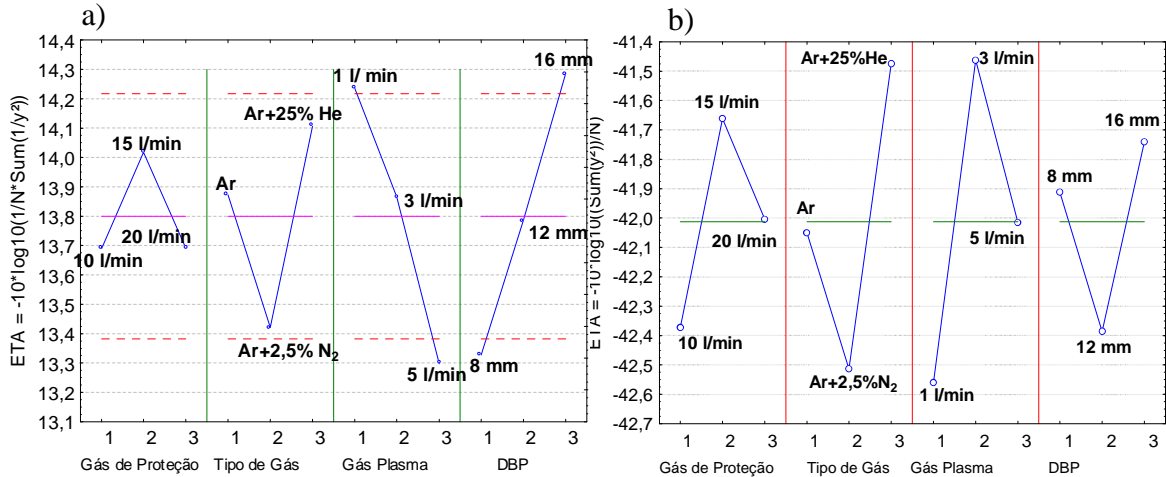
Logo, a sequência ideal para obtenção de maiores níveis de reforço é 2313, porém é importante avaliar os efeitos de maior interferência, bem como os que podem ser alterados sem mudar de forma significativa do reforço. Esta análise é importante para selecionar os parâmetros mais adequados ao final desta etapa. Em relação ao ângulo de molhamento, a DBP não influenciou de forma significativa esse ângulo. O fator que influencia de forma mais significativa é a vazão de gás plasma, seguido do tipo e vazão de gás de proteção, de modo que a sequência ideal para obtenção de menores ângulos de molhamento é 2323. O reforço em relação ao ângulo de molhamento foi a característica resposta mais sensível em relação aos fatores estudados nesta etapa. Em relação aos valores médios, os níveis de reforços obtidos variaram de 4,2 a 5,5 mm, e o ângulo de molhamento variou de 106 a 145 graus. Logo, foi verificado uma maior dificuldade em se obter ângulos de molhamento reduzidos nesta etapa.

Na Figura 64a é mostrado o gráfico para a característica do reforço do tipo maior-melhor, de modo que um bom reforço seria descrito para valores superiores a 3 mm. A menor vazão de gás plasma e maior DBP resultaram em maiores reforços. A utilização da mistura argônio e nitrogênio apresentou menores níveis de reforço, porém a adição de gás hélio acarretou no maior reforço.

Na Figura 64b é mostrado o gráfico obtido pelo Taguchi em relação ao ângulo de molhamento, sendo escolhido o tipo menor-melhor, pois o menor ângulo de molhamento

ocasiona melhores resultados em relação a defeitos na soldagem de revestimento. Vale salientar que maiores vazões de gás de proteção, principalmente 15 l/min, a utilização da mistura argônio e hélio como gás de proteção e maiores vazões de gás plasma, principalmente 3 l/min, acarretaram na redução do ângulo de molhamento.

Figura 64 - Influência dos fatores de controle. a) sobre o reforço; b) sobre o ângulo de molhamento.



Fonte: Próprio autor.

Em relação ao reforço, foi verificado que a utilização da mistura argônio e hélio proporcionou maior quantidade de material fundido devido ao maior calor do arco, melhorando a eficiência de fusão. No trabalho de Santos (2014) realizado no Laboratório de Engenharia de Soldagem da UFC foi verificado que as soldagens realizadas com deposição de AISD, empregando gás de proteção argônio + 25% de hélio resultaram em maiores reforços, quando o gás plasma utilizado foi o argônio. O aumento da DBP pode acarretar a redução da densidade de corrente, causando uma redução da temperatura desta região, o que reduz a quantidade de calor para fundir o substrato, e resultando também em maior reforço (TANAKA *et al.*, 2007). O aumento da DBP ocasionou aumento da tensão do arco, influenciando na potência, aumentando a capacidade de fusão do pó. Este comportamento foi verificado para o nível de corrente utilizado nesta etapa do trabalho de 100 A.

Silva (2010) verificou que para corrente de 115 A, nos três níveis de DBP's utilizados no trabalho (13, 15 e 17 mm), não ocorreu variação significativa na taxa de deposição. Isto indica provavelmente o limite de fusão (dentro das condições de soldagem) para esta corrente de soldagem ou até a possível formação de um perfil de trajetória das partículas que desvie certa porção de seu caminho até a tocha, como conjecturado anteriormente. Já para correntes da ordem de 75 A, houve aumento gradual da taxa de

deposição, cuja causa acredita-se ser o resultante aumento gradual da potência de soldagem. Ou seja, os resultados indicam que a possibilidade de aumento da taxa de deposição via aumento da DBP é dependente da corrente de soldagem.

O aumento da vazão de gás plasma provoca maior molhamento do cordão, pois torna a poça mais fluida, ocasionando redução do reforço. Vazões de gás plasma muito baixas (1 l/min) ocasionaram cordões muito convexos, com elevado reforço. Neste caso, o aumento da potência do arco não foi preponderante no aumento do reforço. Em alguns casos, como no trabalho de Bharath *et al.* (2008), quando os cordões soldados possuem um bom ângulo de molhamento, pode ocorrer o aumento do reforço com o aumento da vazão de gás plasma.

Em relação ao ângulo de molhamento, o uso de argônio puro proporcionou pouca fluidez da poça fundida, o que acarreta na deposição de cordões com menor molhabilidade que apresentam uma série de desvantagens, tais como concentração de tensões e dificuldades na deposição de cordões sucessivos, devido a geometria desfavorável do depósito (OLIVEIRA, 2001). A mistura argônio e hélio apresenta maior potencial de ionização, aumentando o calor no arco e resultando num metal líquido mais quente, com melhor fluidez, menor tensão superficial, o que melhora a molhabilidade, de forma que este aumento da potência também acarreta na maior eficiência de fusão devido ao maior reforço obtido.

A utilização de maiores vazões de gás plasma também acarretam em maior aporte térmico na poça de fusão. Som (1999) verificou que o aumento da vazão de gás plasma acarretou em maior calor transferido à peça (atribuído à maior concentração de energia, à redução de perdas de bico constritor e maior convecção de ânodo) e maior eficiência térmica. A redução da vazão de gás plasma acarretou em aumento do calor transferido ao bico constritor. Isto decorre do fato de que o invólucro de gás frio que isola a superfície do orifício constritor também se reduz juntamente com a velocidade do gás de plasma.

#### ***4.3.5 Influência dos fatores na largura e diluição***

Na Tabela 19 são mostrados os níveis de significância dos fatores de controle em relação à largura e diluição.

Tabela 19 - Influência dos fatores de controle sobre a diluição, em função do nível de significância “ $\alpha$ ” referente aos fatores de controle analisados na matriz L9.

<b>Fatores de controle</b>	<b>Largura</b>	<b>Diluição</b>
Vazão de gás de proteção	<b><u>0,000023</u></b>	<b><u>0,000917</u></b>
Tipo de gás de proteção	<b><u>0,000000</u></b>	<b><u>0,001221</u></b>
Vazão de gás plasma	<b><u>0,000000</u></b>	<b><u>0,002010</u></b>
DBP	<b><u>0,000538</u></b>	<b><u>0,000000</u></b>

Fonte: Próprio autor.

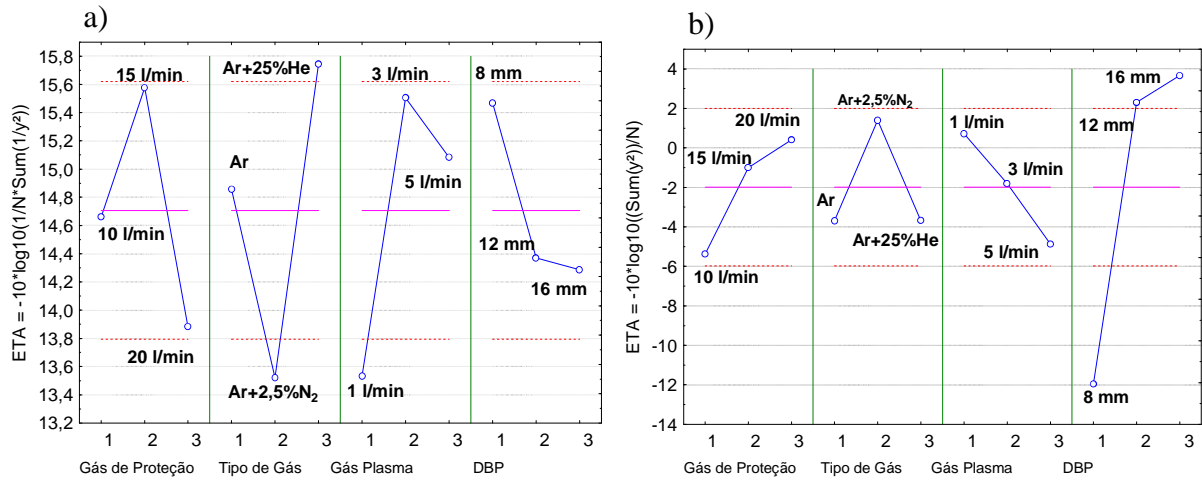
Foi verificado que o tipo de gás de proteção e vazão de gás plasma são os fatores que mais influenciam na largura, seguido da vazão de gás de proteção e DBP. A sequência ideal para obtenção de maior largura é 2321 (vazão de gás de proteção de 15 l/min, gás de proteção com argônio + 25%He, vazão de gás plasma de 3 l/min e DBP de 8 mm). É importante selecionar de forma adequada os parâmetros, sendo que no caso da largura, por exemplo, a escolha da vazão de gás plasma de 3 ou 5 l/min não proporciona diferenças grandes na largura. Em relação à diluição, a DBP é o fator que influencia de forma mais significativa em relação aos outros parâmetros. Depois, a vazão de gás de proteção, tipo de gás de proteção e vazão de gás plasma, influenciam também na diluição, sendo o último menos influente. A sequência ideal para obtenção de menor nível de diluição é 3213. Em relação aos valores médios, os níveis de largura obtidos variaram de 4,8 a 7,0 mm, sendo que a diluição variou de 0,24 a 5,3%. Logo, não foram obtidos condições com níveis de diluições elevados, ocasionando alguns defeitos na interface metal de solda/substrato, como falta de fusão.

Na Figura 65a é mostrado o gráfico obtido pelo Taguchi em relação à largura. A utilização da mistura argônio e hélio resultou em cordões de solda com maior largura, sendo que a utilização do argônio e nitrogênio acarretou na obtenção de cordões mais estreitos. A maior vazão de gás de proteção (20 l/min), menor vazão de gás plasma (1 l/min) e DBP (16 mm) acarretaram em cordões de menor largura.

Na Figura 65b é mostrado o gráfico obtido pelo Taguchi em relação à diluição. Observa-se que soldagens com maior DBP, menor vazão de gás de plasma e maior vazão de gás de proteção proporcionaram cordões com menor a diluição. Também foi observado que a utilização de gás argônio + 2,5% de N<sub>2</sub> proporcionou menores níveis de diluição nos cordões de solda.



Figura 65 - Influência dos fatores de controle. a) sobre a largura; b) sobre a diluição.



Fonte: Próprio autor.

Em relação à largura, foi observado que maiores vazões de gás de proteção acarretaram na menor largura, observado também por Triguinho (2005). Maiores vazões de gás plasma acarretam em maior fluxo do jato plasma, e assim maior pressão sobre a peça, fazendo com que o metal da região mais quente da poça seja deslocado para a borda, removendo razoável quantidade de calor do centro da poça e transferido para os lados, sendo que esta forte convecção causa maior largura. A utilização da mistura argônio e hélio acarreta no melhor molhamento, além de arcos mais largos, ocasionando maior largura dos cordões soldados. Oliveira (2001) também observou que o aumento da vazão de gás plasma acarretou em zonas fundidas mais largas.

De forma geral, o aumento da DBP acarreta em maiores perdas das características do arco que se torna cônico, além do aumento da tensão, ocasionando no aumento da largura do cordão de solda (DÍAZ, 1999; DÍAZ, 2005). Díaz (2005) verificou aumento da largura do depósito com o aumento da DBP (6 para 10 mm). Também há casos na literatura que a variação da DBP não ocasionou diferença na largura. Srimath & Murugan (2011) verificaram na deposição de pó de aço inoxidável que o aumento da DBP (6 para 10 mm com incremento de 1 mm) não alterou de forma significativa a largura. Porém, neste trabalho, devido ao reforço relativamente elevado quando ocorreu acréscimo da DBP, pode ter ocorrido uma maior barreira, contribuindo para a redução da largura, porém não sendo tão relevante. Oliveira (2001) também verificou redução da largura com o aumento da DBP, sendo que o aumento da DBP de 3,0 para 15 mm proporcionou redução da zona fundida de 5,0 para 1,5 mm. O aumento da largura devido ao acréscimo da potência do arco não ocorre, sugerindo a ocorrência de mudanças no rendimento térmico do arco ou no rendimento de fusão à medida

que se aumenta a DBP. A radiação e convecção constituem as parcelas de perda de energia para o meio, sendo que quanto maior o comprimento do arco, maior a fração de radiação emitida para o meio, o que provocaria uma redução da eficiência do arco plasma (OLIVEIRA, 2001; SCHWEDERSKY & DUTRA, 2011). A distribuição de temperatura no arco plasma pode reforçar esta hipótese, pois apresentam um decréscimo mais acentuado de temperatura em pontos mais distantes do eletrodo (AWS, 1991).

Em relação à diluição, vazões de gás de proteção maior proporcionaram menores diluições, comportamento também observado por Santos (2003) e Ribeiro (2007). Este comportamento ocorre porque a poça de fusão resfria mais lentamente. Ressalta-se que altas vazões encarecem e geram turbulência no depósito. Foi verificado mesmo nível de diluição comparando gás argônio e a mistura argônio e hélio. A utilização de argônio ocasiona diluição similar ao gás argônio com adição de hélio. Por outro lado, a mistura argônio com adição de nitrogênio produz maior diluição.

O argônio puro utilizado como gás de proteção acarreta em pressão do arco similar ao gás argônio com adição de hélio, interferindo diretamente na diluição. Argônio com adição de nitrogênio possuiu maior pressão que gás hélio puro para o processo TIG (SILVA, 2010). O alto custo da aquisição de misturas ocasiona em dificuldades em sua utilização, sendo selecionado quando for primordial a sua aplicação.

Apesar da mistura argônio e hélio possuírem maior tensão de arco, ocasionando maior potência, não se verificou em maior eficiência de fusão. Na mistura do argônio e hélio há maior resfriamento da superfície externa do arco, podendo ter ocorrido redução do rendimento térmico. Além disso, a eficiência de fusão pode não ter o aumento esperado, pois muitas vezes a potência do arco não está diretamente ligada em relação à eficiência de fusão, sendo que a maior potência do arco não causa maior aquecimento da peça. Possivelmente, a mistura argônio e nitrogênio proporcionou um arco com maior capacidade de gerar fusão, possuindo menores perdas por condução pelo substrato. A seleção do tipo de gás de proteção altera de forma muito significativa a eficiência de fusão devido às diferenças de propriedades físicas e potência do arco que contribuem para diferenças em relação ao material fundido. Os processos com utilização de eletrodos não consumíveis possuem grande sensibilidade em relação à eficiência de fusão em comparação com processos que utilizam eletrodos consumíveis (SCHWEDERSKY & DUTRA, 2011). O desempenho do processo depende essencialmente das suas variáveis e dos parâmetros de soldagem utilizados. No processo plasma seria aceitável esperar variações ainda maiores, mesmo em relação ao processo TIG,

já que existem outros fatores, como a própria concepção da tocha de soldagem combinada com vazão do gás plasma que certamente podem influenciar o resultados.

Em relação à vazão de gás plasma, o aumento desta vazão acarretou em maiores níveis de diluição. Díaz (2005) também verificou aumento da diluição em aproximadamente 4,0% com o acréscimo de vazão de gás plasma de 2,2 para 3,0 l/min devido, talvez, à maior pressão do jato plasma. Barath *et al.* (2008) também verificaram que o aumento da vazão de gás plasma acarretou em maiores profundidades de penetração e maiores diluições. Hállen *et al.* (1991) verificaram que maiores vazões de gás plasma acarretam em maiores níveis de diluição, sendo que o aumento da vazão de 1 l/min para 4 l/min, soldados com corrente constante de 300 A e taxa de deposição de 6kg/h, acarreta no acréscimo de aproximadamente 30% na diluição. Ribeiro (2007) verificou que o fluxo de gás plasma também tem efeito bastante significativo na pressão do arco. O nível máximo de pressão no anodo com fluxo de gás plasma de 8 l/min foi duas vezes maior que o fluxo de gás plasma de 4 l/min.

O estudo da influência da DBP é de suma importância, pois existem estudos divergentes em relação ao efeito da DBP na diluição. Srimath & Murugan (2011) verificaram na deposição de pó de aço inoxidável que o aumento da DBP (6 para 10 mm com incremento de 1 mm) proporcionou aumento da penetração. No entanto, foi verificado que o aumento da DBP de 6 para 7 mm proporcionou redução da diluição, havendo aumento da diluição somente quando ocorreu acréscimo da DBP de 8 para 10 mm. Silva (2010) verificou que para baixo nível de corrente (75 A) ocorreu aumento da diluição com o acréscimo da DBP que é atribuído à maior potência do arco. Porém, é importante também a verificação do ponto focal, sendo que quando se dá acima do substrato, promove bons resultados na soldagem de revestimento. Como nesta pesquisa o ponto focal foi de 8,8 mm, todas as DBP's estudadas evitaram que a injeção do pó ocorresse diretamente na poça de fusão.

O aumento da DBP promove aumento do diâmetro do arco e da área de contato deste com o substrato, melhorando a distribuição do fluxo de calor e reduzindo pressão exercida pelo arco sobre a poça. Além disso, há maior barreira entre o arco e o substrato, devido ao maior reforço, reduzindo o nível de diluição. Vale salientar que foi verificada a dificuldade na abertura do arco para DBP de 16 mm, verificado também na literatura (DÍAZ, 2005). DBP mais elevada proporciona aumento do comprimento de arco, de modo que a constrição do arco se torna levemente divergente. Consequentemente, a quantidade de calor fornecida ao substrato na base do arco, irá se propagar em regiões mais extensas, em vez de concentrar em uma região estreita (BALASUBRAMANIAN *et al.*, 2009; DÍAZ, 2005). No trabalho da referência (HALLEN *et al.*, 1991) são mostrados os resultados em relação à

distância bico-peça para dois níveis: 15 e 20 mm. O estudo mostra que a medida que aumenta a distância bico-peça o grau de diluição diminui. Os autores justificam pelo afastamento da peça das isotermas de maior temperatura do arco plasma, provenientes do eletrodo.

#### 4.3.6 Influência dos fatores no teor de ferrita do metal de solda

Na Tabela 20 são mostradas as influências dos fatores de controle em relação ao teor de ferrita no metal de solda.

Tabela 20 - Influência dos fatores de controle sobre a diluição, em função do nível de significância “ $\alpha$ ” referente aos fatores de controle analisados na matriz L9.

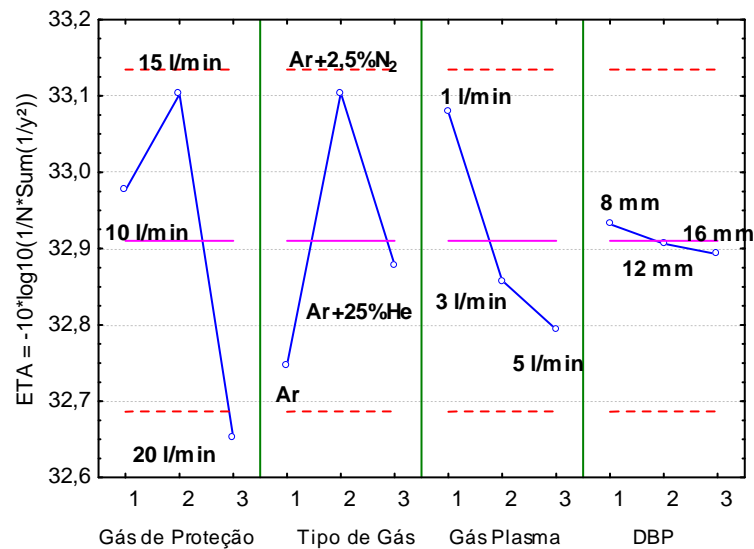
<b>Fatores de controle</b>	<b>Ferrita</b>
Vazão de gás de proteção	<b>0,000016</b>
Tipo de gás de proteção	<b>0,000465</b>
Vazão de gás plasma	<b>0,003286</b>
DBP	0,881934

Fonte: Próprio autor.

Foi verificado que a vazão e tipo de gás de proteção são os fatores que mais influenciam no teor de ferrita, seguido da vazão de gás plasma. A DBP não influencia de modo significativo no teor de ferrita. A sequência ideal para obtenção do maior teor de ferrita é 2211. Em relação aos valores médios, os níveis do teor de ferrita obtidos variaram de 4,8 a 7,0 mm, e o teor de ferrita variou de 40 a 46%, sendo considerados bons valores em relação ao balanço de fases ferrita/austenita.

Na Figura 66 é mostrado o gráfico obtido pelo Método Taguchi em relação ao teor de ferrita no metal de solda, de modo que menores vazões de gás de proteção, a utilização da mistura argônio e nitrogênio e menor vazão de gás plasma acarretaram na obtenção de cordões com maior teor de ferrita.

Figura 66 - Influência dos fatores de controle sobre o teor de ferrita.



Fonte: Próprio autor.

Em relação ao teor de ferrita, foi verificado que a utilização de argônio resultou em níveis maiores de austenita no metal de solda. O uso de argônio resulta em menor perda de elementos de liga no depósito por ser um gás inerte, como nitrogênio, acarretando em maior teor de austenita (RIBEIRO, 2007; SILVA, 2010). Possivelmente, a utilização da mistura argônio e nitrogênio que proporcionou menores níveis de diluição acarretaram em maior teor de ferrita, pois o metal base possui mais elementos gamagênicos, como por exemplo o carbono e manganês. Outra possibilidade é que a formação da austenita pode ser suprimida em parte pela precipitação de nitretos, sendo que no trabalho de Will (2009) na soldagem de superduplex UNS S32760 pelo processo GMAW, o referido autor também observou que misturas gasosas com adição de nitrogênio acarretaram em maior teor de ferrita.

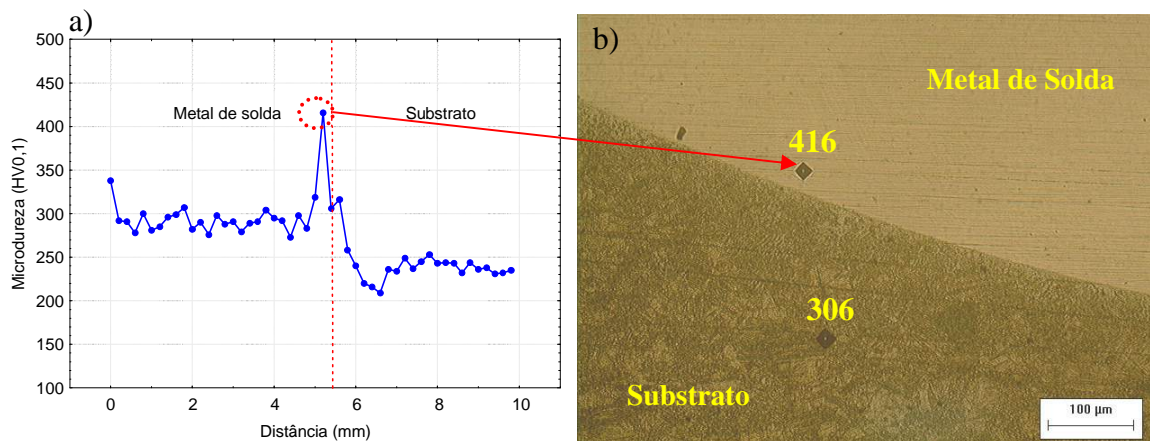
#### 4.3.7 Influência dos fatores na microdureza

Foram observados maiores níveis de microdureza no metal de solda em relação ao metal base, variando de 255 a 303 HV<sub>0,1</sub> em média, mostrando que a soldagem com deposição de AISD proporciona uma boa resistência mecânica em relação à microdureza. Mesmo as soldagens sendo realizadas com a mesma energia, a variação dos fatores estudados nesta etapa proporcionaram variações da microdureza do metal de solda. Apesar da microdureza média do metal de solda não ter ultrapassado o recomendado pela norma NOROSK M-630, no valor de 330 HV, quatro das nove condições soldadas apresentaram

picos de microdureza elevados perto da interface metal de solda/substrato, de modo que esses valores podem ser prejudiciais na soldagem de revestimento.

Foi observado que as condições que ocasionaram maiores níveis de diluição (acima de 0,6%) também acarretaram elevados picos de microdureza próximo à interface, como também foi observado na etapa anterior deste trabalho. Como exemplo, na Figura 67 é mostrada a amostra soldada com a condição 1 (VGPR = 10 l/min, gás de proteção de argônio, vazão de gás plasma de 1 l/min e DBP = 8 mm) relacionada à planilha de ensaios L9. Pode-se verificar que próximo à interface ocorreu um pico de microdureza de 416 HV0,1, devido à maior diluição (9% em média) proporcionada pela utilização da menor DBP.

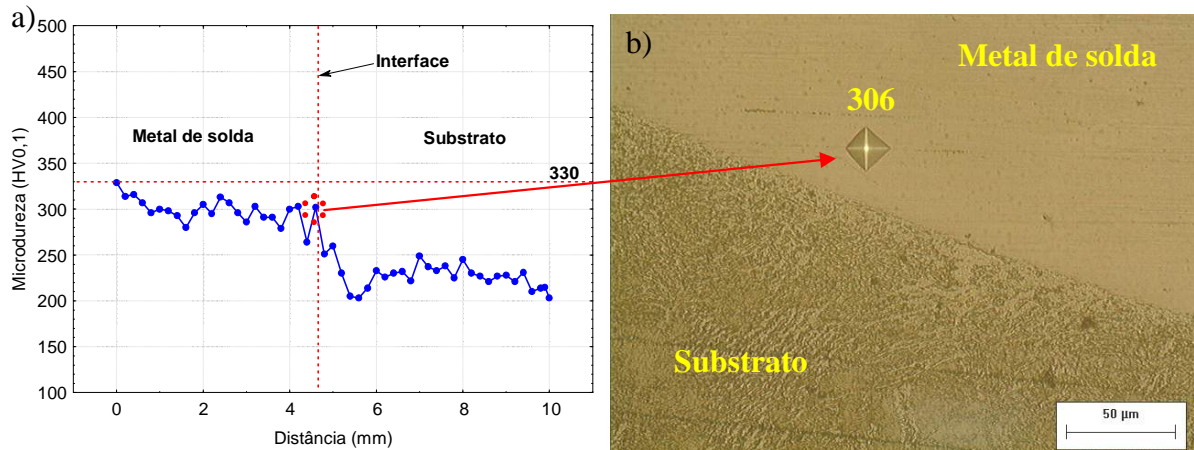
Figura 67 – a) Perfil de microdureza; b) Impressão de microdureza próximo à interface. Ataque com 2% Nital.



Fonte: Próprio autor.

A Figura 68 mostra a condição 6 (VGPR = 15 l/min, gás de proteção de argônio e hélio, vazão de gás plasma de 1 l/min e DBP = 12 mm) que proporcionou baixo nível de diluição, em torno de 0,6%, e teor de ferrita de 46,7%. Estas características obtidas resultaram também em microdurezas relativamente altas em relação ao substrato, porém não proporcionaram níveis elevados de microdureza na interface.

Figura 68 – Condição 6. a) Perfil de microdureza; b) Impressão de microdureza próximo à interface.



Fonte: Próprio autor.

Na Tabela 21 são mostrados os valores médios de microdureza do metal de solda e dos valores próximos à interface. Na Figura 68, o gráfico apresenta a análise de variância para verificar a significância da microdureza média do metal de solda em relação às condições soldadas. A microdureza média do metal de base foi de  $192 \pm 8$  HV0,1. Foram verificados picos de microdureza na interface metal de solda/substrato, porém este comportamento não foi uniforme ao longo das interfaces. Algumas regiões ao longo da linha de fusão apresentaram microdurezas abaixo do valor de referência recomendado.

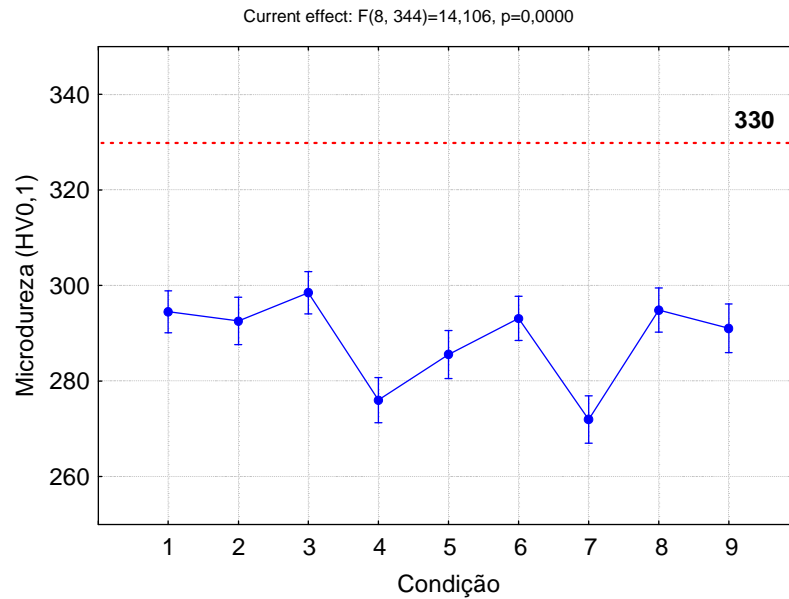
Tabela 21 – Microdureza média do metal de solda e da interface.

Condição	1	2	3	4	5	6	7	8	9
<b>Metal de solda</b>	300,8 ±37,4	294,2 ±8,8	297,3 ±9,1	280,6 ±14,1	286,4 ±7,7	293,1 ±12,1	271,8 ±9,2	303,2 ±8,3	291,8 ±9,0
<b>Interface</b>	439 ±32,5	337 ±39,6	313,5 ±14,8	352 ±52,3	300 ±19,8	306,5 ±0,7	362,5 ±133	307,2 ±26,4	305 ±5,7
<b>Diluição média (%)</b>	9	0,5	1	0,8	3	0,6	5	0,2	0,4

Fonte: Próprio autor.

Analisando os resultados de microdureza do metal de solda, verifica-se que foram significativas as variações da microdureza em relação às condições soldadas, porém mantiveram-se abaixo do nível recomendado, como pode ser visto na Figura 69. No entanto, em termos práticos, as variações das microdurezas não foram relevantes, sendo no máximo de 20 HV0,1.

Figura 69 – Microdurezas médias das condições soldadas da matriz L9.



Fonte: Próprio autor.

#### 4.3.8 Ensaios de confirmação e complementares

O método Taguchi retorna faixa de valores para características geométricas (reforço, largura, ângulo de molhamento e diluição) e teor de ferrita no metal de solda, e prevê combinações de parâmetros para otimizar cada variável.

A Tabela 22 mostra os valores medidos das variáveis respostas obtidos nas soldagens realizadas com fatores de controle indicados pelos ensaios de confirmação, dos valores previstos pelo tratamento estatístico do método Taguchi e os valores reais obtidos. A sequência otimizada, indicada pelo método Taguchi, para a característica diluição já tinha sido soldada nesta etapa, correspondendo ao ensaio 8 da matriz L9 (Tabela 6), sendo que as outras condições de confirmações foram soldadas para verificar se o método foi eficaz para prever as características resposta e se poderia ser utilizado sem ocorrer erros em relação aos resultados. Desta forma, se o valor medido estiver contido dentro do intervalo previsto pelo método, este pode ser aplicado (ROSS, 1991; PESSOA, 2009).

De acordo com os ensaios de confirmação foi verificado que o método Taguchi conseguiu prever os resultados com eficiência, podendo ser utilizado sem ocorrer erros em relação à interpretação dos resultados, apesar das interações existentes dos parâmetros do Plasma pó. A sequência indicada pelo Taguchi está relacionada com a otimização dos parâmetros escolhidos para obter a característica resposta da melhor maneira possível.



Para facilitar o entendimento, tem-se como exemplo a realização da soldagem utilizando a sequência 2313, correspondente ao ensaio de confirmação da característica resposta reforço. Ou seja, a soldagem realizada com vazão de gás de proteção de 15 l/min, mistura de argônio e 25% de hélio para o gás de proteção, vazão de gás plasma de 1 l/min e DBP de 16 mm proporcionam o maior reforço possível. Desta forma, foi observado que o reforço obtido foi de 5,6 mm, de modo que o máximo reforço obtido na matriz L9 foi de 5,46 mm obtido no ensaio 6, que correspondeu à sequência 2312, sendo bem próximo ao sugerido pelo Taguchi. Desta forma, foi verificado que os parâmetros selecionados e indicados pelo Taguchi ocasionou em um cordão com elevado reforço (bem acima de 3 mm), maior do que já havia sido obtido.

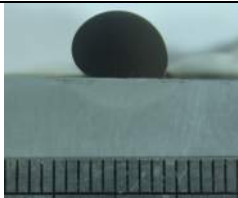
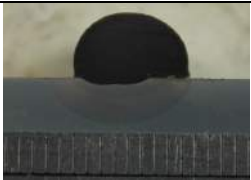

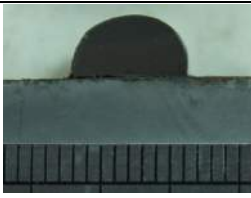
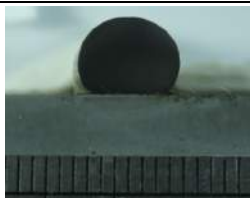
Tabela 22 – Valores previstos e medidos das variáveis respostas para os ensaios de confirmação.

Ensaio	Critério	$\eta$ (eta)	Faixa prevista	Valor previsto	Valor medido
2313	Reforço (mm)	15,24550	5,2 a 6,4	5,78	5,6
2323	Ângulo de molhamento (graus)	-40,3010	86,3 a 124,2	103,5	106,4
2321	Largura (mm)	18,17222	6,5 a 10,1	8,1	8,2
3213	Diluição (%)	12,16704	0,65 a 0,09	0,25	0,24
2211	Ferrita (%)	33,48597	44,7 a 49,9	47,2	45,1

Fonte: Próprio autor.

Na Figura 70 são mostradas as macrografias obtidas no ensaio de confirmação e os parâmetros utilizados nas soldagens dos cordões.

Figura 70 – Macrografia dos cordões de solda em simples depósito da L9.

Ensaio de Confirmação				
Reforço	Ângulo de molhamento	Largura	Diluição	Ferrita
				
VGPR = 15 l/min	VGPR = 15 l/min	VGPR = 15 l/min	VGPR = 20 l/min	VGPR = 15 l/min
Argônio + 25% Hélio	Argônio + 25% Hélio	Argônio + 25% Hélio	Argônio + 2,5% N <sub>2</sub>	Argônio + 2,5% N <sub>2</sub>
VGP = 1 l/min	VGP = 3 l/min	VGP = 3 l/min	VGP = 1 l/min	VGP = 1 l/min
DBP = 16 mm	DBP = 16 mm	DBP = 8 mm	DBP = 16 mm	DBP = 8 mm

Fonte: Próprio autor.

De acordo com os resultados obtidos pelas condições indicadas pelo Taguchi para a maximização das variáveis respostas, foi feita uma análise dos ensaios que apresentaram os melhores resultados. Foi observado que nos ensaios realizados utilizando a matriz L9, todos os cordões soldados tiveram reforços acima do recomendado, não ocorrendo nenhum problema em relação a isso, porém se deve ter cuidado de não proporcionar cordões com reforços muito elevados, para não ter desperdício de pó. Dentre os ensaios de confirmação, os que proporcionaram melhores resultados medidos em relação às características geométricas e teor de ferrita foram de previsão de ângulo de molhamento (2323) e de diluição (3213). Estes dois ensaios foram selecionados porque a diluição é a característica mais crítica para soldagens de revestimento. A justificativa da escolha do ensaio de confirmação da previsão de ângulo de molhamento é que esta característica foi crítica em todo este trabalho, sendo difícil a obtenção de cordões com bom molhamento em relação aos parâmetros de soldagens utilizando, sendo que os valores medidos de reforço, largura, diluição e teor de ferrita foram satisfatórios em relação a este ensaio.

Na Tabela 23 são mostradas os ensaios escolhidos como melhores em relação aos ensaios de confirmação (3213 e 2323) e outras sugestões de ensaios complementares.

Tabela 23 – Ensaio de confirmação e complementares.

<b>Vazão de gás de proteção</b>	<b>Tipo de gás de proteção</b>	<b>Vazão de gás plasma</b>	<b>DBP</b>
3	1	1	3
3	2	1	3
3	3	1	3
2	3	2	3
2	1	2	3

Fonte: Próprio autor.

As sugestões de ensaios com combinações 3113 e 3313 surgiram como alternativas para o ensaio de confirmação de diluição 3213. Estas variações consistiram apenas em alterar o gás de proteção para argônio comercialmente puro e para mistura de argônio em 25% de hélio respectivamente, pois a mistura argônio e 2,5% de nitrogênio proporcionou menor largura, menor reforço e cordões bastante convexos. O ensaio 2123 também surgiu em decorrência da variação do ensaio de confirmação de ângulo de molhamento 2323, de modo a alterar também apenas o gás de proteção de argônio e 25% de

hélio para argônio comercialmente puro. Como o argônio proporcionou resultados similares e próximos em alguns resultados, optou-se pela alteração para este gás para fins de redução de custos.

Em relação à vazão de gás de proteção, a mais adequada foi a intermediária (15 l/min). Primeiramente, a vazão de gás de proteção foi o fator que apresentou maior influência no teor de ferrita, e a utilização da vazão de gás de proteção de 15 l/min resultou no maior teor dessa fase no metal de solda. Apesar deste fator não ser o mais significativo em relação à largura e ângulo de molhamento, a escolha da vazão intermediária também contribuiu para maiores larguras e menor ângulo de molhamento conformes resultados. Em relação à diluição, a escolha da maior vazão de gás de proteção contribuiu para menor nível de diluição, discutido no subitem 4.3.5, porém a escolha da vazão intermediária não representa nenhum problema, pois os valores de *eta* foram bem próximos, vide Figura 64. Além disso, há outros fatores, cujos efeitos são bem mais significantes na diluição. Por fim, a vazão de gás de proteção não influenciou no reforço, desta forma não se justifica empregar maiores vazões, pois acarretam em maior custo, turbulência, defeitos e pior acabamento superficial.

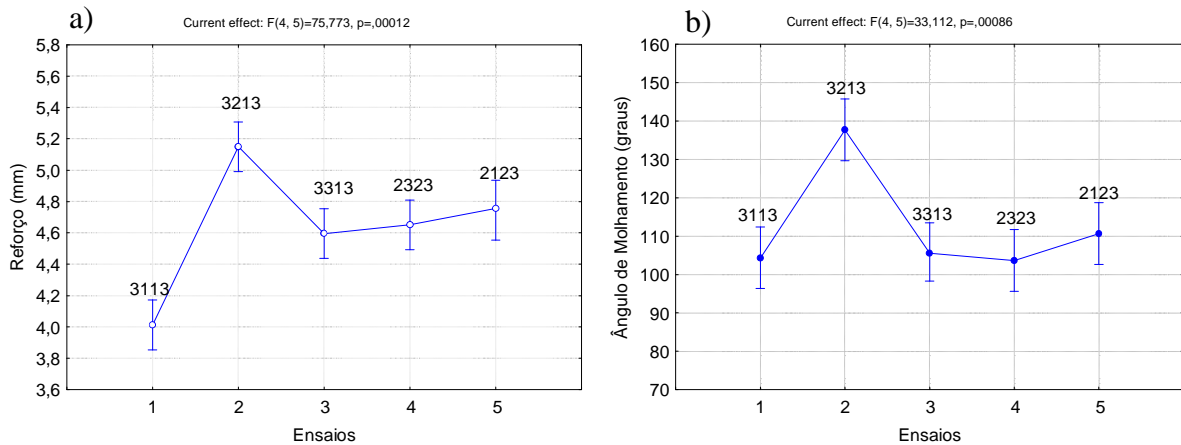
Em relação ao tipo de gás de proteção, foi selecionada a mistura de gás argônio e 25% de hélio. A escolha deste tipo de gás contribuiu para o aumento do reforço, redução do ângulo de molhamento, melhor acabamento superficial e maiores níveis de microdureza do metal de solda. Outro fator que contribuiu para a escolha desta mistura é o seu efeito significativo no aumento da largura dos cordões. Apesar deste gás não contribuir para o aumento do teor de ferrita e redução da diluição, os fatores citados justificam a sua aplicação (Tabelas 18, 19 e 20). Além disso, essa mistura não tem efeito tão significativo no teor de ferrita em comparação com a vazão do gás de proteção. Não se preocupou em selecionar o tipo de gás ideal para redução da diluição, pois existem outros fatores que influenciam de forma mais significativa nesta característica.

A vazão de gás plasma que trouxe os melhores resultados, em termos de largura e ângulo de molhamento, foi a vazão intermediária que corresponde a 3 l/min, justificando sua utilização. Vazão mais baixa ocasionou grande deflexão do arco, e a mais elevada proporcionou alta turbulência do arco plasma. Em relação ao teor de ferrita e diluição, a vazão intermediária não ocasiona o aumento daquele e redução desta, porém pode não ocasionar em grandes prejuízos, pois dentre os fatores que influenciam de forma significativa, a vazão de gás plasma é o que possui o nível de significância mais fraco (Tabelas 19 e 20). Em relação ao reforço, a vazão intermediária não acarreta em resultados ruins, de modo que o nível dos reforços obtidos já são elevados.

A utilização do maior nível de DPB (16 mm) proporcionou bons resultados em relação à soldagem de revestimento. A justificativa para a utilização desta DBP é que este é o fator que possui maior influência em relação à diluição, de modo que maior DBP ocasionou menor nível de diluição, sendo uma característica bastante importante para os revestimentos. Em relação ao reforço, a maior DBP também é o fator que possui maior influência, ocasionando maiores níveis de reforço. Apesar da maior DBP não ocasionar no aumento da largura este foi o fator que possuiu menor influência em relação à variação da largura. Por fim, a DBP não possuiu nenhuma influência significativa em relação ao teor de ferrita e ao ângulo de molhamento.

Na Figura 71 são mostrados os gráficos do reforço e ângulo de molhamento para as condições soldadas do ensaio de confirmação e soldagens complementares.

Figura 71 – Influência dos parâmetros dos ensaios complementares nas características geométricas. a) reforço; b) ângulo de molhamento.

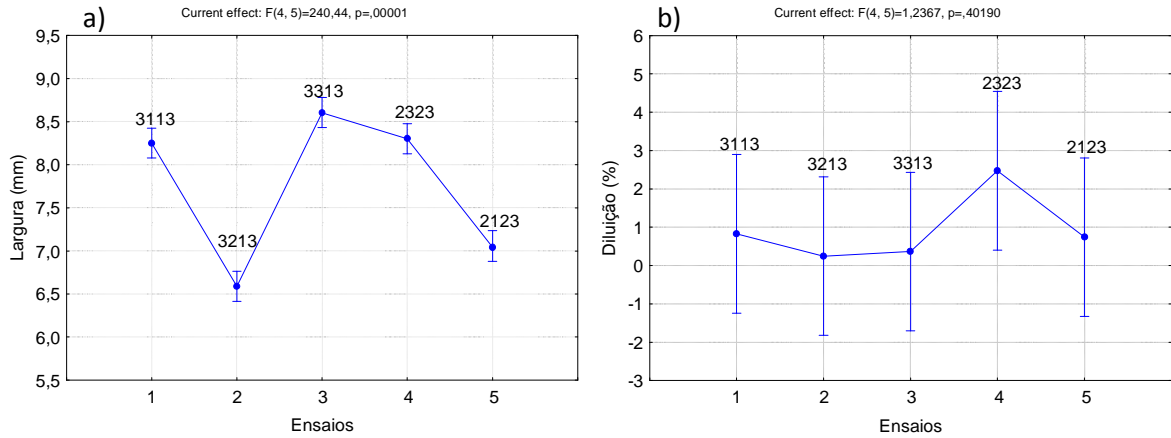


Fonte: Próprio autor.

Em relação ao reforço, foi verificado que o ensaio 3113 proporcionou menores níveis de reforço em comparação aos outros ensaios, principalmente devido à utilização de argônio como gás de proteção. O maior nível de reforço do ensaio 3213 foi devido a utilização da baixa vazão de gás plasma e maior DBP que são os fatores que mais influenciaram no reforço. No ângulo de molhamento, os ensaios realizados, com exceção do ensaio 3213, proporcionaram níveis de ângulo de molhamento similares. O ensaio 3213 foi o que ocasionou cordões bastante convexos (ângulos entre 130 e 140 graus), principalmente devido à utilização de argônio e 2,5% de nitrogênio como gás de proteção e menor vazão de gás plasma que são os fatores que mais influenciam no ângulo de molhamento.

Na Figura 72 são mostrados os gráficos da largura e diluição para as condições soldadas, conforme ensaios de confirmação e complementares.

Figura 72 – Influência dos ensaios nas características geométricas. a) largura; b) diluição.

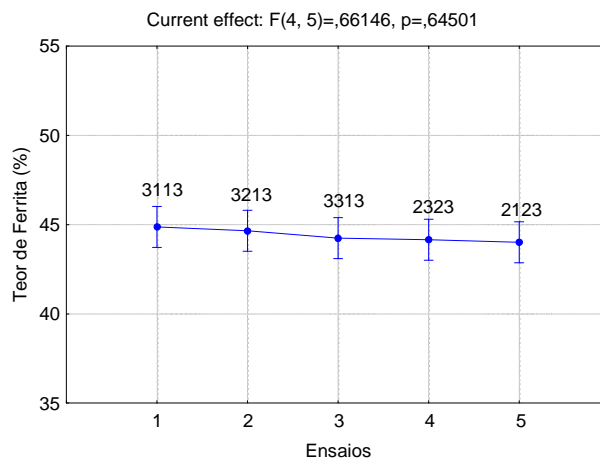


Fonte: Próprio autor.

Em relação à largura, os ensaios 3213 e 2123 ocasionaram cordões com menor largura, sendo ruim para soldagem de revestimento. A condição 3213 é soldada com os parâmetros que ocasionam a pior largura possível, dentre os parâmetros estudados. Em relação à diluição, como esperado, o ensaio proporcionou menor nível de diluição, apesar que os demais ensaios não proporcionaram diferenças significativas em relação à diluição.

Na Figura 73 são mostrados os gráficos do teor de ferrita para as condições soldadas do ensaio de confirmação e soldagens complementares. Foi verificado que todas as condições apresentaram valores próximos de ferrita (níveis satisfatórios), não sendo significativo o efeito das condições soldadas nesta variável.

Figura 73 – Influência dos ensaios no teor de ferrita.



Fonte: Próprio autor.

De acordo com as condições soldadas, os ensaios que apresentaram os melhores resultados, considerando uma melhor combinação para obtenção de maior largura, maior reforço, menor ângulo de molhamento, menor diluição e maior teor de ferrita, foram 3313 e 2323. A Tabela 24 mostra os valores obtidos nas soldagens em relação à característica geométrica e teor de ferrita.

Tabela 24 – Características geométricas e teor de ferrita para as condições 3313 e 2323.

<b>Ensaio</b>	<b>Reforço (mm)</b>	<b>Largura (mm)</b>	<b>Ângulo de molhamento (graus)</b>	<b>Diluição (%)</b>	<b>Teor de ferrita (%)</b>
3313	4,59 ±0,06	8,6±0,1	105,5±5,3	0,36±0,4	44,2±1,9
2323	4,65±0,05	8,3±0,06	103,6±9,2	2,4±2,4	44,1±0,7

Fonte: Próprio autor.

Foram verificados que os valores obtidos foram bem próximos, analisando as duas condições soldadas, porém o nível de diluição da ordem de 0,36% da condição 3313 pode proporcionar maior quantidade de defeitos na interface. A escolha da menor vazão de gás de proteção e maior vazão de gás plasma foi responsável pelo maior nível de diluição do ensaio 2323 em relação ao ensaio 3313. Os resultados referentes a defeitos, acabamento superficial e microdureza contribuíram para a escolha da condição 2323 como a melhor desta etapa, de acordo com os parâmetros estudados. Como discutido no subitem 4.3.2, maiores vazões de gás de proteção acarretaram em pior acabamento superficial com grande quantidade de pós não fundidos, e vazão de gás plasma de 1 l/min resultou em deflexão do arco, o tornando menos rígido.

#### **4.3.9 Considerações finais**

Em relação aos ensaios, foi verificado que o reforço variou de 4,2 a 5,0 mm; largura de 4,8 a 7,0 mm; diluição de 0,24 a 5,3%; ângulo de molhamento de 106 a 145 graus e teor de ferrita de 40 a 46%. Desta forma, foi verificado que todos os cordões soldados obtiveram reforços satisfatórios, podendo ser mais flexível a seleção de qualquer nível para cada fator. A vazão de gás de proteção intermediária (15 l/min) apresentou melhores resultados para obtenção do menor ângulo de molhamento e maior largura, além de ser o fator que influenciou de forma mais significativa no teor de ferrita. A mistura argônio e hélio influenciou de forma mais significativa na redução do reforço e ângulo de molhamento, além

do aumento da largura, sendo esta a mistura escolhida para o ensaio de confirmação. A vazão de gás plasma influenciou de forma mais significativa o ângulo de molhamento e largura, sendo que a vazão intermediária proporcionou os melhores resultados e um arco mais rígido. A diluição é um dos fatores mais importantes na soldagem de revestimento, e o fator que a mais influenciou foi a DBP. Desta forma, foi selecionada a DBP de 16 mm. Além disso, a maior DBP expõe menos a tocha à vapores metálicos.

Logo, a sequência escolhida para a seleção otimizada foi 2323 com vazão de gás de proteção de 15 l/min, mistura de argônio e hélio, vazão de gás plasma de 3 l/min e DBP de 16 mm. O cordão soldado obteve reforço de 4,7 mm, largura de 8,3 mm, ângulo de molhamento de 103,6°, diluição de 2,4% e teor de ferrita de 44,1%. Desta forma, foi verificado que a característica dimensional mais crítica para a soldagem desta liga foi o ângulo de molhamento, obtendo cordões convexos.

A faixa de energia selecionada inicialmente (grupo I) que apresentou os melhores resultados, ainda possui pontos críticos devido à baixa molhabilidade e falta de fusão em algumas regiões nos cordões depositados. Devido à esta preocupação, para a etapa posterior foi verificada a necessidade de aumento de energia, principalmente da energia média e intermediária, de modo a melhorar a largura, ângulo de molhamento e minimização de falta de fusão. A única desvantagem para a utilização de maior nível de energia é a redução significativa do reforço, porém foram verificados níveis satisfatórios de reforço nas soldagens realizadas nos ensaios exploratórios. Logo, para a próxima etapa as soldagens serão realizadas em três níveis de corrente de soldagem: 100, 130 e 160 A e três velocidades de soldagem: 7, 9 e 12 cm/min. Desta forma, a faixa de energia utilizada na etapa posterior será de 15,3 kJ/cm a 24,5 kJ/cm, sendo que apesar da elevada energia, sabe-se que o processo Plasma pó possui baixa eficiência de fusão e geralmente, baixa eficiência do arco.

#### 4.4 Soldagens exploratórias III

A etapa deste trabalho teve como objetivo avaliar o efeito da técnica de energia (TE), energia de soldagem (E), recuo do eletrodo (Rc), taxa de alimentação de pó (TA) e vazão de gás de arraste (VGA) nas características geométricas (reforço, largura, diluição, ângulo de molhamento), acabamento superficial, presença de defeitos, percentual de ferrita no metal de solda e microdureza no AISD.

##### 4.4.1 Influência dos fatores na tensão do arco

Na Tabela 25 são mostradas as energias reais dos cordões depositados, calculadas a partir das aquisições de sinais realizadas. Pode-se constatar que houve alterações das tensões dos arcos elétricos, interferindo diretamente suas potências, conforme alterações dos demais parâmetros selecionados.

Tabela 25 – Parâmetros de soldagem para as condições soldadas na L18.

<b>Ensaio</b>	<b>Corrente (A)</b>	<b>Tensão (V)</b>	<b>Energia bruta (kJ/cm)</b>
<b>01</b>	102±1,7	22,6±2,0	15,3
<b>02</b>	101±0,8	24,9±0,3	16,7
<b>03</b>	101±1,1	25,6±0,4	17,2
<b>04</b>	131±1,4	23,9±1,4	20,9
<b>05</b>	131±1,2	27,3±0,8	23,7
<b>06</b>	130±1,1	27,1±0,3	23,5
<b>07</b>	161±2,1	25,4±2,7	27,2
<b>08</b>	160±1,2	27,6±0,5	29,5
<b>09</b>	160±1,3	28,4±1,0	30,4
<b>10</b>	131±0,9	23,7±0,3	15,5
<b>11</b>	131±1,1	27,5±0,5	17,9
<b>12</b>	131±1,4	30,3±1,0	19,9
<b>13</b>	131±1,0	22,2±0,4	19,3
<b>14</b>	131±1,4	26,4±1,2	23,0
<b>15</b>	130±1,2	29,8±1,2	25,9
<b>16</b>	131±1,3	22,0±1,3	24,8
<b>17</b>	131±1,3	26,9±1,1	30,3
<b>18</b>	130±1,7	29,4±2,3	32,9

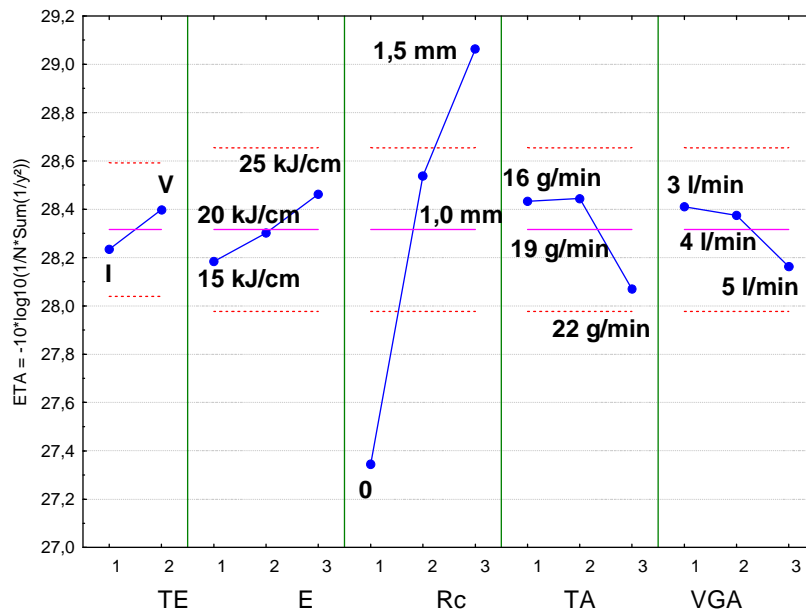
Fonte: Próprio autor.



A variação de tensão foi de 22 a 30,3 V, em média, de modo que afetou de forma significativa na potência do arco que variou de 2 até 8 kJ/cm para o mesmo nível de energia. As maiores diferenças foram verificadas para as condições soldadas com maior corrente de soldagem. A energia prevista para as soldagens foi de 15 a 25 kJ/cm, sendo alterada devido à variação dos fatores que influenciam na tensão do arco. Apesar de nos AID's ser recomendada uma energia máxima de 15 kJ/cm, vale ressaltar que o processo Plasma pó possui baixa eficiência térmica, com relação a outros processos, o que justifica uma análise dos efeitos dos demais parâmetros do Plasma pó na tensão e energia de soldagem.

Foi analisada a influência dos parâmetros estudados nesta etapa na tensão do arco, como mostrado na Figura 74, utilizando o método Taguchi para a condição maior-melhor. Pode ser verificado que o conjunto de ensaios que acarretou no aumento da tensão do arco foi a utilização da técnica da energia tipo V, maior energia de soldagem, maior recuo (1,5 mm), taxa de alimentação de pó intermediária (19 g/min) e menor vazão de gás de arraste (3 l/min).

Figura 74 – Influência dos fatores de controle em relação à tensão do arco.



Fonte: Próprio autor.

Foi verificado que a alteração da corrente de soldagem proporcionou pequeno acréscimo da tensão do arco, porém não foi significativo. Dependendo da faixa de energia utilizada e do nível de ionização do arco, pode ocorrer comportamentos distintos em relação à variação da tensão do arco. O grande número de cargas elétricas começa a implicar num maior choque e maior aquecimento, levando à maior transferência (perda) de calor para o

ambiente. Assim, maior número de elétrons deverão ser emitidos para suprir aqueles que estão se recombinando com íons positivos, devido à transferência de calor. Desta forma, para se emitir tais elétrons, maior tensão passa a ser requerida continuamente. Ou seja, dependendo da faixa de energia empregada, a variação desta pode ocasionar em aumento ou redução da tensão do arco devido aos fenômenos apresentados.

Em relação ao recuo do eletrodo foi verificado que o maior recuo ocasionou no aumento da tensão do arco. Oliveira (2001) verificou uma taxa média de variação de tensão em função do recuo do eletrodo de 2,4 V/mm, de modo que quanto maior o recuo do eletrodo, maior a tensão do arco. Possivelmente o arco plasma, dentro do bocal constritor, encontra maior resistência para manter a passagem de corrente elétrica, o que pode explicar a maior queda de tensão nesta região. Maior recuo implica em maior comprimento do arco para a mesma DBP.

A vazão de gás de arraste não produziu efeito em relação à tensão do arco, porém, a forma com que o gás é injetado na poça interfere na tensão do arco, sendo que neste trabalho o ângulo do bico constritor foi de 80 graus. Logo, devido às características construtivas da tocha, a faixa de ampliação da vazão de gás de arraste não resultou em modificações relevantes. No entanto, este estudo era necessário, pois na literatura há casos que a alteração da vazão de gás de arraste ocorreu influência na tensão do arco. Por exemplo, Díaz (2005) verificou que os níveis de tensão do arco para o bico de 60° se manteve praticamente constante devido a que o gás de arraste incide na região junto ao material de base, caso que não acontece quando é utilizado o bico de 30°. Neste último caso, o gás de arraste entra no arco a 3,2 mm medidos desde a face externa do bico constritor, produzindo o efeito de constrição do arco plasma. A vazão de gás de arraste teve um efeito baixo (cerca de 1 V, para variação de 0 a 6 l/min) sobre a tensão do arco principal e apenas quando se aplicou injeção de pó a 60°.

Na Tabela 26 são mostrados os níveis de significância dos fatores de controle em relação à tensão do arco. Pode-se afirmar que as alterações na tensão nos 18 ensaios foi devido principalmente ao recuo do eletrodo, sendo que a sequência ideal para obtenção da maior tensão do arco é 23321.

Tabela 26 - Influência dos fatores de controle sobre a tensão do arco, em função do nível de significância “ $\alpha$ ” referente aos fatores de controle analisados na matriz L18.

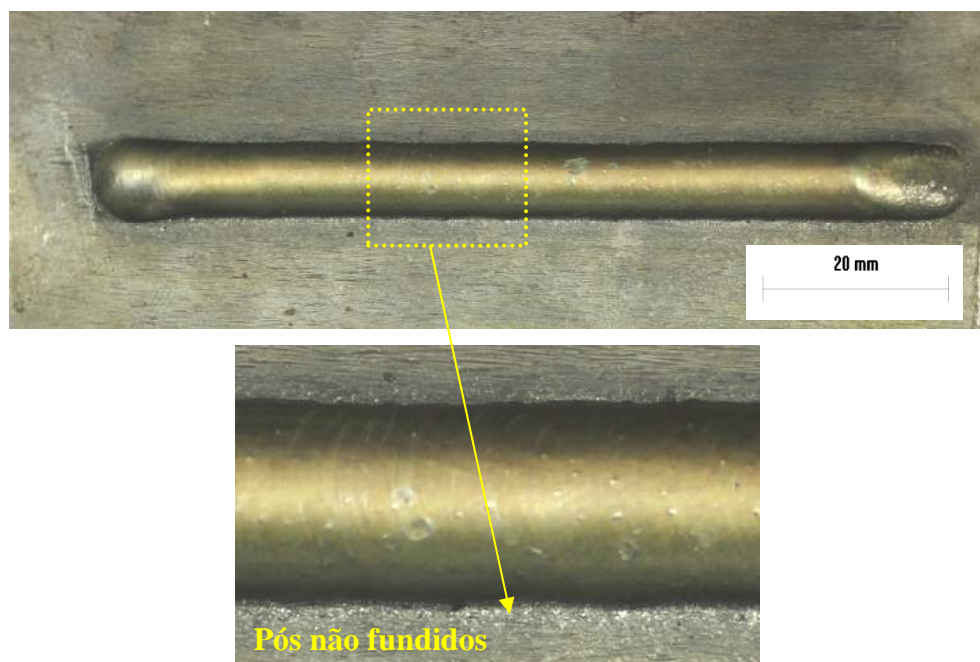
Fatores de controle	Tensão
Técnica de energia	0,247253
Energia de soldagem	0,273129
Recuo do eletrodo	<b>0,000000</b>
Taxa de alimentação de pó	0,059357
Vazão de gás de arraste	0,303378

Fonte: Próprio autor.

#### 4.4.2 Influência dos fatores nos defeitos

Em relação ao acabamento superficial, foram verificados pós não fundidos no final do cordão de solda para todas as condições soldadas, o mesmo comportamento verificado no Estudo Exploratório II, porém em menor quantidade. No entanto, nesta etapa a qualidade superficial dos cordões está bem melhor que na etapa anterior. Vale salientar que o nível de pó não fundido evidenciou em maior quantidade nas condições soldadas com menor energia de soldagem (Figura 75). Maiores quantidades de pó também influenciam na redução da qualidade de acabamento superficial.

Figura 75 – Partículas de pó não fundidos ao longo do cordão para a condição 2 ( $I = 100$  A,  $V_s = 9$  cm/min,  $R_c = 1,0$  mm,  $TA = 19$  g/min e  $VGA = 4$  l/min).



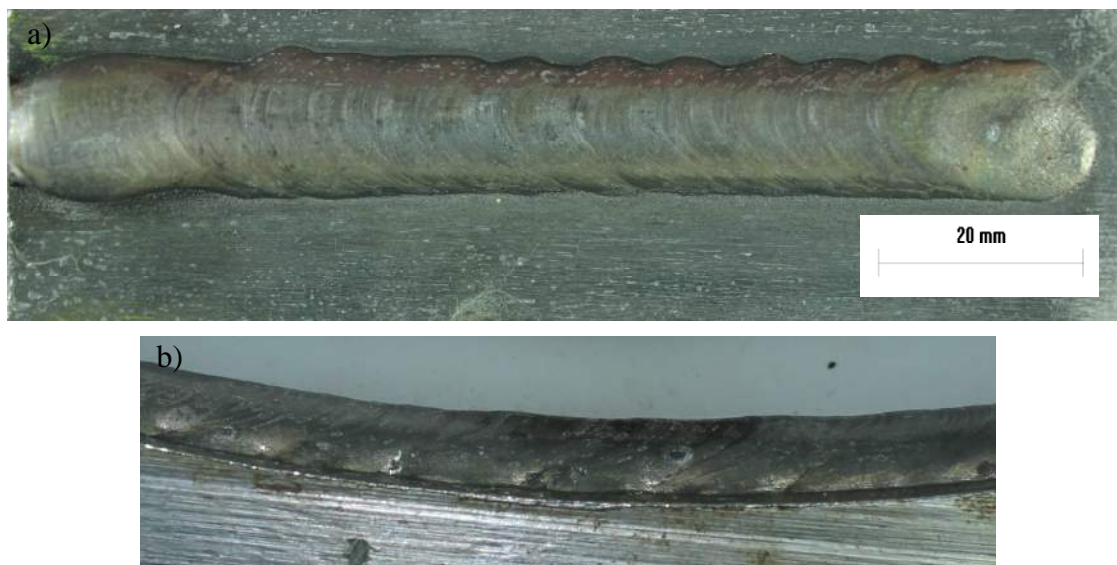
Fonte: Próprio autor.

O aumento da energia pela variação da corrente de soldagem ocasionou redução da quantidade de pós não fundidos e escamas na superfície dos cordões devido ao modo de solidificação, como já observado na Etapa anterior (Figura 76). Proporcionou também maior desgaste do bico constritor e formação de depósitos na tocha. Matsuda *et al.* (1991) verificaram que o aumento da corrente para níveis maiores que 150 A e menor taxa de alimentação de pó acarretaram em cordões com melhor acabamento superficial. Partículas de pó metálico adicionado se aquecem no arco acima do ponto de vaporização, formando vapores metálicos, os quais influem na troca de calor com o pó e nas propriedades do plasma. Depósitos se condensam na superfície da tocha, de modo que maiores correntes geram, portanto, mais vapores. Sobre a tocha, esses vapores podem gerar restrição à passagem do gás de proteção ou deflexão do jato plasma. A ocorrência de vaporização é comum na soldagem por Plasma pó devido à grande densidade de calor do plasma, sendo que essa nuvem de vapor modifica a transferência de calor para as partículas e reage com o plasma, podendo causar pós não fundidos (FAUCHAIS & VARDELLE, 1997). Alguns pós já são empregados na soldagem, utilizando uma densidade um pouco mais elevada (acima de  $7 \text{ g/cm}^3$ ) para reduzir os vapores metálicos, porém a literatura é escassa em relação ao processo Plasma pó (CORREA *et al.*; 2008). Bond *et al.* (2005) também verificaram pós não fundidos ao redor do cordão de solda devido ao excesso ou escassez de energia.

Neste contexto, Wahl & Krauskopf (1993) verificaram o mesmo comportamento, sendo que observaram também depósitos condensados sobre o metal base e metal de solda. As seguintes medidas são sugeridas pelos autores para se evitar o problema: *design* de tocha que resulte em fusão do pó na periferia do arco; assegurar partículas maiores que  $60 \mu\text{m}$ ; utilizar a mistura de gás de proteção  $\text{Ar}+\text{H}_2$  (p. ex.  $95\% \text{Ar} + 5\% \text{H}_2$ ). Para materiais ferrosos deve ser dada preferência a partículas na faixa de  $60 \mu\text{m}$  a  $200 \mu\text{m}$  que geram reduzidos vapores metálicos. Ribeiro (2007) verificou também que níveis de corrente superiores a 190 A apresentaram respingos e mordeduras na superfície do cordão de solda. O mesmo autor também observou que em baixas correntes o principal problema é a falta de fusão do metal de aporte e substrato.

Figura 76 – Condição 2 ( $I = 160$  A,  $V_s = 9$  cm/min,  $R_c = 1,0$  mm,  $TA = 22$  g/min e  $VGA = 4$  l/min).

a) vista superior; b) vista lateral.



Fonte: Próprio autor.

Foi observado que maior taxa de alimentação de pó e vazão de gás de arraste acarretou em maior quantidade de pós aderidos na superfície e nas laterais dos cordões (Figura 77). Taxa de alimentação de pó elevada ocasionou maior quantidade de pós não fundidos, pois é mais difícil ocorrer fusão completa dependendo da potência do arco, sendo mais preponderante para níveis de energia mais baixos. Diversos resultados similares em relação ao acabamento superficial também foram encontrados em outros trabalhos.

Neste mesmo contexto, Díaz *et al.* (2010) verificaram que para taxa de deposição muito elevada (1,5 kg/h) em relação a corrente de soldagem (160 A) ocorreu presença de pós sem serem fundidos espalhados pelo substrato. A adição de pó também aumenta a rugosidade, já que a presença de partículas parcialmente ou não fundidas contribui para um aumento das irregularidades (SANTOS *et al.*, 2003).

Yaedu (2003) verificou que as condições soldadas com maior taxa de alimentação de pó resultaram em maiores ondulações dos cordões decorrentes do deslocamento da tocha. O mesmo autor verificou que a presença de pós não fundidos na superfície dos cordões foi decorrente do aumento da taxa de alimentação (22 para 38 g/min), sendo que a baixa energia não foi suficiente para fundir completamente todo o pó. Lakshminarayanan *et al.* (2008) verificaram que taxas de deposição menores que 20 g/min há calor excessivo no metal base e eletrodo de tungstênio. Por outro lado, taxas superiores a 40 g/min provocaram presença de cordões com pior acabamento superficial, devido à fusão incompleta dos pós. Conclui-se que maiores taxas de alimentação de pó resultam em uma tendência à queda na taxa de deposição

em maiores correntes ao desvio de partículas de sua trajetória até poça, causado por diferenças nas condições de arraste do fluido plasma sobre o pó, além da maior vaporização das partículas, se a granulometria dos pós forem pequenas.

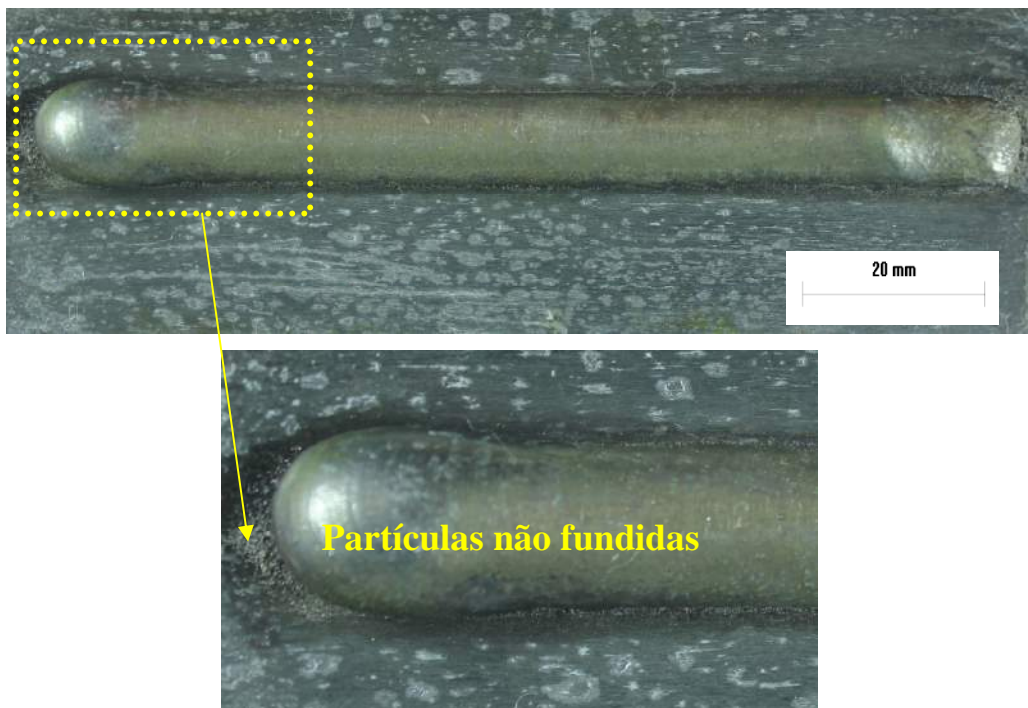
Matsuda *et al.* (1991) verificaram que para correntes da ordem de 125 A (a 15 cm/min), em revestimento com Cu em pó sobre liga de Al e alimentação excessiva de material, a fusão do metal de base não foi suficiente, gerando espalhamento de partículas e/ou depósito de gotas esféricas de maior diâmetro que o pó original na superfície. Ribeiro (2007) verificou que para os demais parâmetros de soldagem fixos, na medida em que a taxa de deposição se torna maior, a quantidade de pó que atravessa o arco voltaico também aumenta e como a energia se mantém constante, ocorre um aumento de partículas não fundidas.

A condição 3 desta etapa apresentou quantidade razoável de pós não fundidos, sendo que possivelmente o elevado recuo não foi o fator preponderante em relação à maior quantidade de pós não fundidos. A baixa energia de soldagem correlacionada com a elevada taxa de alimentação de pó e vazão de gás de arraste foram os fatores primordiais. O aumento do recuo proporcionou aumento da potência do arco de forma significativa, porém não foi o suficiente para redução de pós não fundidos devido à influência dos outros fatores, talvez pela redução da eficiência do arco. Díaz (2005) observou melhor acabamento superficial para um recuo de 2,4 mm em relação ao recuo de 0,8 mm. O autor constatou que o menor recuo acarretou ao final da operação de soldagem pó sem fundir espalhado no substrato, reduzindo a quantidade de material fundido dos depósitos. Segundo Silva (2010), este fato pode se dever à menor potência do arco, à menor constrição (densidade de corrente) do arco ou ao desvio parcial das partículas de seu trajeto mais adequado até poça (devido a possíveis alterações no comportamento termocinético do pó).

Silva (2010) observou uma relação direta da tensão e potência médias com o valor do recuo do eletrodo. Para uma corrente de cerca de 110 A, a relação da taxa de deposição com o recuo do eletrodo pareceu ser direta, e inversa para uma corrente de cerca de 130 A (nas condições do ensaio). O autor supôs que, para 110 A, o aumento da taxa de deposição seja uma consequência do aumento da potência de soldagem decorrente do aumento do recuo do eletrodo. Para o outro nível de corrente, levantou-se a hipótese de que um perfil dinâmico do jato plasma que desviou certa quantidade de partículas do trajeto até a poça. A dependência da geometria do cordão de solda da taxa de deposição, e ratificam o fato de que o efeito da constrição do arco deve ser analisado para o processo Plasma pó de maneira distinta do processo plasma, sendo a análise mais complexa.

A maior vazão de gás de arraste proporcionou maior turbulência no arco, ocasionando maior expulsão de pós para fora do arco. Quando o fluxo de arraste é maior que um valor ótimo, o pó é transferido além da coluna de plasma e resulta em desperdício de pó. Este comportamento foi observado no trabalho de Díaz (2005). Huang *et al.* (1998) relataram que para vazões de gás de arraste muito elevadas, o fluxo se torna turbulento, permitindo a entrada de ar no arco plasma, gerando depósitos com porosidades. Deuis *et al.* (1998) sugerem, por sua vez, que um valor acima do limite resulta no carreamento do pó além da coluna de plasma, causando desperdício do pó.

Figura 77 – Condição 3 ( $I = 100$  A,  $V_s = 9$  cm/min,  $R_c = 1,5$  mm,  $TA = 22$  g/min e  $VGA = 5$  l/min).



Fonte: Próprio autor.

Em relação à linearidade, foi observado que a utilização de maior vazão de gás de arraste (5 l/min) proporcionou cordões não retilíneos, como mostrado na Figura 78. Este comportamento pode estar relacionado à menor rigidez devido à maior vazão de gás de arraste. A não utilização de recuo contribuiu também para a deflexão do arco, pois ocasiona menor rigidez deste. A soldagem sem recuo não é recomendada pela literatura. Também foi observado maior desgaste do eletrodo, pois este não se localizava de forma confinada.



Figura 78 – Condição 13 ( $I = 130$  A,  $V_s = 9$  cm/min,  $R_c = 0$  mm,  $TA = 19$  g/min e  $VGA = 5$  l/min).



Fonte: Próprio autor.

A variação da energia pela alteração da velocidade de soldagem produziu cordões com melhor acabamento superficial e pequena quantidade de pós não fundidos devido à maior potência do arco observado nestas situações (Figura 79).

Figura 79 – Condição 17 ( $I = 130$  A,  $V_s = 7$  cm/min,  $R_c = 1,0$  mm,  $TA = 16$  g/min e  $VGA = 5$  l/min).

a) vista superior; b) vista lateral.



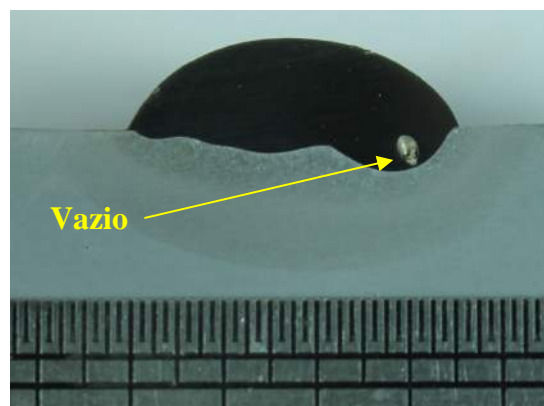
Fonte: Próprio autor.

Foram observados vazios na condição 18 (Figura 80) no início do cordão de solda, devido possivelmente à maior energia de soldagem e menor vazão de gás de arraste (3 l/min). Triguinho & D'oliveira (2007) atribuíram a presença de porosidade à pequena quantidade de fluxo de pó, porém não foi relatado qual a taxa de alimentação utilizada. Ribeiro (2007) verificou que baixas vazões de gás de arraste (1,0 e 1,5 l/min) geraram um acabamento superficial ruim e em alguns pontos do depósito surgiram poros/cavidades, ocasionadas pela



falta de metal de adição. O valor ideal para a vazão do gás de arraste indicado pelo autor foi de 2,0 l/min, pois nessa condição se obteve um depósito sem cavidades e com acabamento superficial adequado. Os bons resultados obtidos pelo autor com uma baixa vazão de gás de arraste pode estar relacionada ao fato do pó ser favorecido pela gravidade durante a alimentação, pois o alimentador do equipamento do autor é posicionado acima da tocha, sendo também menos crítico para soldagens em posição plana.

Figura 80 – Vazios no metal de solda na condição 18 ( $I = 130$  A,  $V_s = 7$  cm/min,  $R_c = 1,5$  mm,  $TA = 19$  g/min,  $VGA = 3$  l/min).



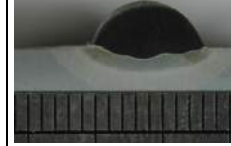
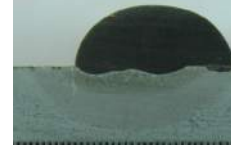



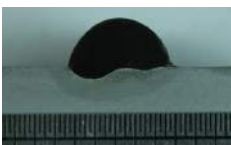



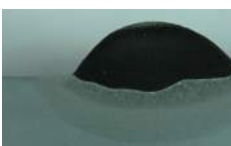


Fonte: Próprio autor.

De acordo com os resultados obtidos, para a obtenção de bons cordões de solda deve-se evitar elevada taxa de alimentação de pó e energia de soldagem muito baixa e utilizar vazão de gás de arraste intermediária.

#### ***4.4.3 Influência dos fatores nas características geométricas***

Nesta etapa também foi utilizado o método Taguchi para verificar o efeito dos fatores nas características geométricas e no teor de ferrita do metal de solda, de modo a identificar condições ótimas para a soldagem de revestimento. Na Figura 81 são mostradas as macrografias dos cordões soldados.

Figura 81 – Macrografia dos cordões de solda em simples depósito da L18.

<b>1 (15 kJ/cm)</b>	<b>2 (15 kJ/cm)</b>	<b>3 (15 kJ/cm)</b>	<b>4 (20 kJ/cm)</b>	<b>5 (20 kJ/cm)</b>
				
I = 100 A	I = 100 A	I = 100 A	I = 130 A	I = 130 A
Vs = 9 cm/min	Vs = 9 cm/min	Vs = 9 cm/min	Vs = 9 cm/min	Vs = 9 cm/min
Rc = 0 mm	Rc = 1 mm	Rc = 1,5 mm	Rc = 0 mm	Rc = 1 mm
TA = 16 g/min	TA = 19 g/min	TA = 22 g/min	TA = 16 g/min	TA = 19 g/min
VGA = 3 l/min	VGA = 4 l/min	VGA = 5 l/min	VGA = 4 l/min	VGA = 5 l/min
Área = 22 mm <sup>2</sup>	Área = 28 mm <sup>2</sup>	Área = 35 mm <sup>2</sup>	Área = 24 mm <sup>2</sup>	Área = 35 mm <sup>2</sup>
<b>6 (20 kJ/cm)</b>	<b>7 (25 kJ/cm)</b>	<b>8 (25 kJ/cm)</b>	<b>9 (25 kJ/cm)</b>	
				
I = 130 A	I = 160 A	I = 160 A	I = 160 A	
Vs = 9 cm/min	Vs = 9 cm/min	Vs = 9 cm/min	Vs = 9 cm/min	
Rc = 1,5 mm	Rc = 0 mm	Rc = 1 mm	Rc = 1,5 mm	
TA = 22 g/min	TA = 19 g/min	TA = 22 g/min	TA = 16 g/min	
VGA = 3 l/min	VGA = 3 l/min	VGA = 4 l/min	VGA = 5 l/min	
Área = 32 mm <sup>2</sup>	Área = 31 mm <sup>2</sup>	Área = 47 mm <sup>2</sup>	Área = 36 mm <sup>2</sup>	
<b>10 (15 kJ/cm)</b>	<b>11 (15 kJ/cm)</b>	<b>12 (15 kJ/cm)</b>	<b>13(20 kJ/cm)</b>	<b>14(20 kJ/cm)</b>
				
I = 130 A	I = 130 A	I = 130 A	I = 130 A	I = 130 A
Vs = 12 cm/min	Vs = 12 cm/min	Vs = 12 cm/min	Vs = 9 cm/min	Vs = 9 cm/min
Rc = 0 mm	Rc = 1 mm	Rc = 1,5 mm	Rc = 0 mm	Rc = 1 mm
TA = 22 g/min	TA = 16 g/min	TA = 19 g/min	TA = 19 g/min	TA = 22 g/min
VGA = 5 l/min	VGA = 3 l/min	VGA = 4 l/min	VGA = 5 l/min	VGA = 3 l/min
Área = 26 mm <sup>2</sup>	Área = 18 mm <sup>2</sup>	Área = 24 mm <sup>2</sup>	Área = 31 mm <sup>2</sup>	Área = 36 mm <sup>2</sup>
<b>15(20 kJ/cm)</b>	<b>16 (25 kJ/cm)</b>	<b>17 (25 kJ/cm)</b>	<b>18 (25 kJ/cm)</b>	
				
I = 130 A	I = 130 A	I = 130 A	I = 130 A	
Vs = 9 cm/min	Vs = 7 cm/min	Vs = 7 cm/min	Vs = 7 cm/min	
Rc = 1,5 mm	Rc = 0 mm	Rc = 1 mm	Rc = 1,5 mm	
TA = 16 g/min	TA = 22 g/min	TA = 16 g/min	TA = 19 g/min	
VGA = 4 l/min	VGA = 4 l/min	VGA = 5 l/min	VGA = 3 l/min	
Área = 29 mm <sup>2</sup>	Área = 40 mm <sup>2</sup>	Área = 32 mm <sup>2</sup>	Área = 37 mm <sup>2</sup>	

Fonte: Próprio autor.

#### 4.4.4 Influência dos fatores no reforço e ângulo de molhamento

Na Tabela 27 são mostrados os valores dos níveis de significância dos fatores de controle em relação ao reforço e ângulo de molhamento.

Tabela 27 - Influência dos fatores de controle sobre o reforço e ângulo de molhamento, em função do nível de significância “ $\alpha$ ” referente aos fatores de controle analisados na matriz L18.

<b>Fatores de controle</b>	<b>Reforço</b>	<b>Ângulo de molhamento</b>
Técnica de Energia	0,247409	0,204506
Energia de soldagem	0,491535	0,107057
Recuo do eletrodo	0,868276	0,069244
Taxa de alimentação do pó	<b><u>0,000001</u></b>	<b><u>0,002094</u></b>
Vazão de gás de arraste	<b><u>0,000831</u></b>	0,959382

Fonte: Próprio autor.

Foi verificado que a taxa de alimentação de pó é o fator que mais influencia no reforço, seguido da vazão de gás de arraste. Os outros fatores não influenciaram de forma significativa. Logo, a sequência ideal para obtenção de maiores níveis de reforço foi 13233, porém é importante avaliar os efeitos de maior interferência, bem como os que podem ser modificados sem alterar de forma significativa o reforço. Em relação ao ângulo de molhamento, o único fator que o influenciou de forma significativa foi a taxa de alimentação de pó, de modo que a sequência ideal para obtenção de menores ângulos de molhamento foi 23313.

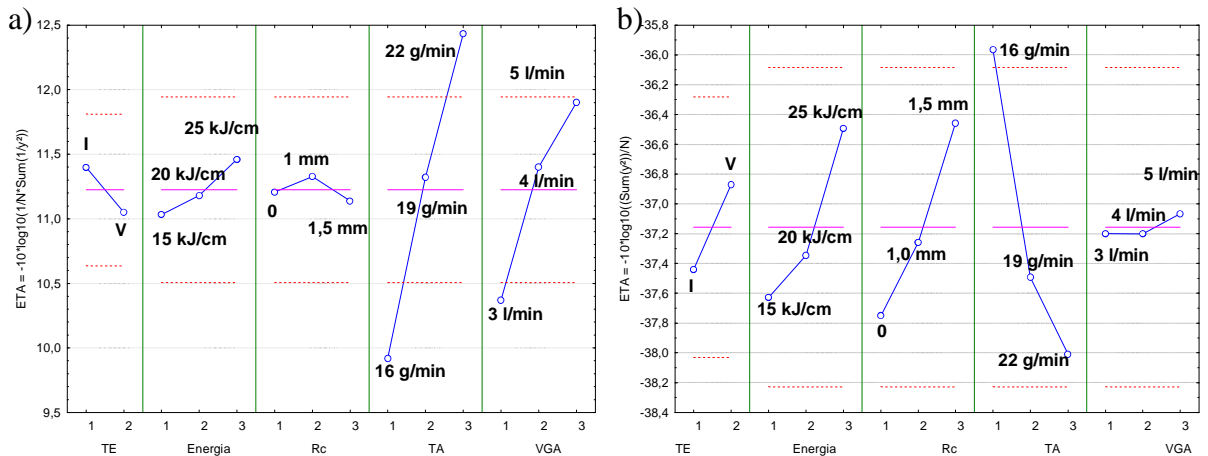
Em relação aos valores médios, os níveis de reforços obtidos variaram de 2,5 a 5,1 mm, e o ângulo de molhamento variou de 27,5 a 119,7 graus. Devido à esses resultados foi observado uma maior variação destas características nesta etapa em relação à anterior. No entanto, dos 18 ensaios realizados apenas a condição 11 obteve reforço menor que 3 mm, sendo que esta condição foi soldada com menor taxa de alimentação e menor vazão de arraste. Em relação ao ângulo de molhamento duas condições (2 e 3) tiveram ângulos superiores a 90 graus, sendo soldadas com elevadas taxas de alimentação em conjunto com baixa energia de soldagem. Outras três condições tiveram ângulo superior a 90 graus em apenas um dos ângulos internos.

Na Figura 82a é mostrado o gráfico para a característica do reforço do tipo maior-melhor, de modo que um bom reforço é considerado para valores superiores a 3 mm. Soldagens realizadas empregando a técnica tipo I com maior corrente de soldagem, recuo de 1

mm, maior taxa de alimentação de pó e maior vazão de gás de arraste acarretaram em maior reforço nesta etapa do trabalho.

Na Figura 82b é mostrado o gráfico obtido pelo Taguchi em relação ao ângulo de molhamento, sendo escolhido o tipo menor-melhor, pois o menor ângulo de molhamento ocasiona melhores resultados em relação a defeitos na soldagem de revestimento. Vale salientar que a técnica tipo V pela menor velocidade de soldagem, recuo de 1,5 mm, menor taxa de alimentação de pó (16 g/min) e maior vazão de gás de arraste acarretaram em menor ângulo de molhamento.

Figura82 - Influência dos fatores de controle. a) sobre o reforço; b) sobre o ângulo de molhamento.



Fonte: Próprio autor.

O aumento da energia ocasionou maior capacidade de fusão do pó, ocorrendo menos desperdício devido à maior eficiência de fusão e de deposição. No entanto, chama atenção o efeito não significativo da corrente em relação ao reforço. O aumento da do nível de corrente proporciona maior capacidade de fusão, porém não refletiu na alteração do reforço. Em contrapartida, a elevada corrente também pode ocasionar vaporização do pó, no entanto no nível de corrente utilizado neste trabalho não acredita-se nesta hipótese. O fator que contribui para a redução do reforço é a formação de uma poça mais fluida, que tende a se espalhar sobre o substrato em correntes mais elevadas. Logo, esses dois efeitos divergentes contribuíram para que o aumento da corrente de soldagem não ter proporcionado alterações significativas no reforço. Bharath *et al.* (2008) também verificaram que o acréscimo de corrente de 84 até 100A aumentou o reforço do depósito.

Díaz (2005) verificou em seu trabalho que em valores baixos de corrente de soldagem, o calor gerado é insuficiente, tanto para fundir o pó, como para fundir a superfície do substrato, de forma que o pó injetado não é incorporado na poça fundida. Quando se

trabalha com valores de corrente muito altos, as partículas pequenas são vaporizadas no arco plasma e o rendimento de deposição diminui. Deuis *et al.* (1998) relataram que correntes elevadas acima de um valor ótimo proporciona vaporização de partículas pequenas de pó no arco plasma e a eficiência do pó é reduzida. Outro fator que explica a menor eficiência é dispersão das partículas depois do choque com o substrato. Xibao & Hua (1998), em seus cálculos, determinaram que a perda de material de adição por evaporação se daria apenas a partir de 200 A (para partículas menores de 75  $\mu\text{m}$  diamétrais). É importante sempre verificar o nível de corrente e a granulometria, pois em alguns casos, dependendo da granulometria, poderá não ocorrer evaporação das partículas, até porque o aumento da corrente resulta em menor tempo das partículas no arco. No entanto, Silva (2010) verificou que o aumento da corrente de 75 para 115 A proporcionou aumento da taxa de deposição.

A maior taxa de alimentação de pó acarretou em maior quantidade de material fundido, ocasionando maior reforço, sendo que era esperado, pois já é algo consolidado na literatura (SANTOS, 2003; D'OLIVEIRA, 2003; RIBEIRO, 2007; YAEDU, 2003; SRIMATH & MURUGAN, 2011). A maior vazão de gás de arraste também ocasionou em cordões com elevados reforços, proporcionando maior capacidade de fusão do pó.

O aumento da energia proporciona uma poça mais fluida, reduzindo o ângulo de molhamento. O aumento do recuo ocasionou o aumento da potência do arco, contribuindo para maior temperatura e fluidez da poça, melhorando o molhamento. A menor quantidade de pó contribuiu para fusão completa das partículas, deixando mais fluida a poça.

#### 4.4.5 Influência dos fatores na largura e diluição

Na Tabela 28 são mostrados os níveis de significância dos fatores em relação à largura e diluição.

Tabela 28 - Influência dos fatores de controle sobre a largura e diluição, em função do nível de significância " $\alpha$ " referente aos fatores de controle analisados na matriz L18.

<b>Fatores de controle</b>	<b>Largura</b>	<b>Diluição</b>
Técnica de Energia	0,892837	0,081253
Energia de soldagem	<b>0,000000</b>	<b>0,005767</b>
Recuo do eletrodo	0,080353	0,428363
Taxa de alimentação do pó	0,235889	<b>0,010184</b>
Vazão de gás de arraste	<b>0,030461</b>	0,910609

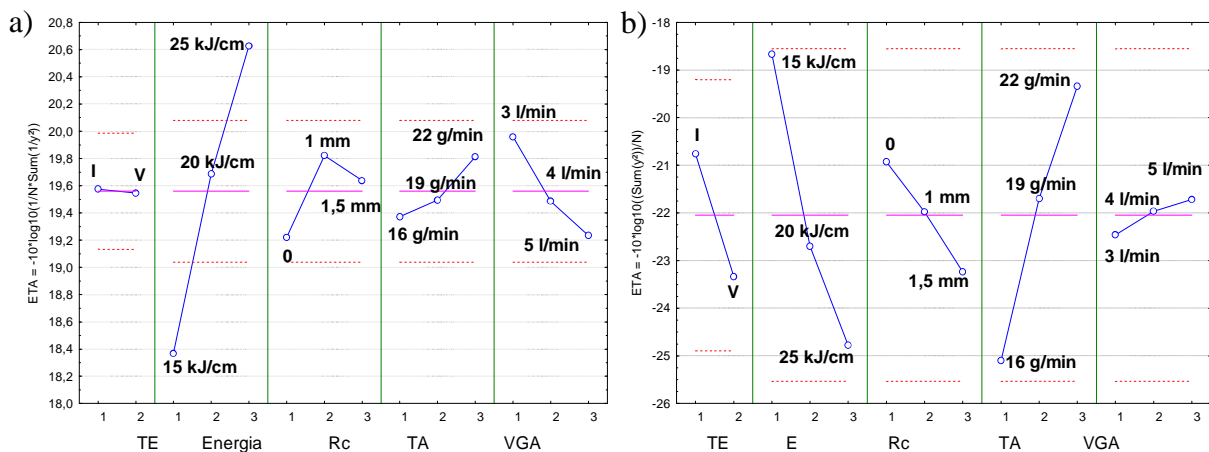
Fonte: Próprio autor.

Foi verificado que a energia de soldagem foi o fator que mais influenciou na largura, seguido da vazão de gás de arraste que possui menor influência. Os outros fatores não influenciaram de forma significativa a largura. Logo, a sequência ideal para obtenção de maiores níveis de largura foi 13231, porém é importante avaliar os efeitos de maior influência, pois a técnica de energia, recuo do eletrodo e taxa de alimentação de pó não influenciaram de forma significativa a largura. Em relação à diluição, os fatores que influenciaram de forma significativa foram a energia de soldagem e taxa de alimentação de pó, de modo que a sequência ideal para obtenção de menores níveis de diluição foi 11133. Em relação aos valores médios, os níveis de largura obtidos variaram de 7,6 a 13 mm, sendo que a diluição variou de 3 a 38,4 %.

Na Figura 83a é mostrado o gráfico para a característica da largura do tipo maior-melhor. Ressalta-se que uma boa largura seria recomendada para as soldagens de revestimento. A técnica tipo I com maior energia de soldagem, recuo de 1 mm, maior taxa de alimentação de pó e menor vazão de gás de arraste acarretaram em maior largura.

Na Figura 83b é mostrado o gráfico obtido pelo Taguchi em relação à diluição, sendo escolhido o tipo menor-melhor, pois a menor diluição é requerida para manter as boas propriedades do material depositado. Vale salientar que a técnica tipo I aplicada pela menor energia de soldagem, a não utilização de recuo, maior taxa de alimentação de pó e maior vazão de gás de arraste acarretaram em menores níveis de diluição.

Figura 83 - Influência dos fatores de controle. a) sobre a largura; b) sobre a diluição.



Fonte: Próprio autor.

O aumento da corrente de soldagem acarreta em um maior aporte de calor, e a velocidade de soldagem tem sua maior influência na forma como o calor se distribui na poça de fusão. O aumento da corrente de soldagem e maior energia acarreta em arcos mais largos,

resultando uma poça mais fluida, de modo a aumentar a largura dos cordões de solda. Também ocorre aumento da potência do arco e da eficiência de fusão, reduzindo a quantidade de pós não fundidos e desperdícios. Takeyama (2005) verificou que para mesma taxa de deposição, os cordões depositados com 170 A, com maior energia de soldagem, eram mais largos comparados aos depositados com correntes de 150 A. No caso de menor energia devido à utilização de maior velocidade de soldagem, o calor fornecido pela fonte por unidade de comprimento é também menor. Díaz (2005) verificou que o aumento da velocidade de soldagem ocasionou redução da largura dos cordões de solda. Wilden *et al.* (2006) verificaram que o aumento da velocidade de 50 para 100 mm/s proporcionou redução da poça de fusão e aumento da velocidade de solidificação.

Neste trabalho, o aumento do recuo do eletrodo proporcionou maiores larguras, porém não foi significativo estatisticamente. Possivelmente, devido à ocorrência de efeitos divergentes, o aumento do recuo não proporcionou na obtenção de cordões com larguras consideráveis. O aumento do recuo proporcionou aumento da potência do arco, que pode aumentar a eficiência de fusão, obtendo cordões com maior largura. Por outro lado, o arco fica mais constricto, reduzindo a área de ação do arco em relação ao substrato para a formação da poça de fusão. Logo, devido à este efeito, à medida que se reduz o recuo do eletrodo, a largura do cordão aumenta e são obtidos cordões com menor profundidade de penetração. Deste modo, a alteração do recuo do eletrodo não proporcionou alterações significativas na largura dos cordões depositados. Díaz *et al.* (2010) e Yaedu (2003) observaram que esta variação nas características geométricas do cordão de solda se deve à redução do efeito de constrição, produzindo uma maior área de incidência do arco sobre o substrato. Assim, os cordões de solda produzidos são estreitos e apresentam maior grau de penetração (DÍAZ, 2005). A utilização de maior recuo promove maior densidade de energia, possibilitando maior eficiência de deposição e cordões de boa qualidade (YEADU, 2003).

Maior quantidade de pó pouco influenciou a largura, conforme pode ser visto pela Tabela 28 e, dependendo do nível de energia, pode produzir poça menos fluida, cordões convexos que dificultam o aumento da largura, explicando o crescimento pouco significativo. Alguns autores verificaram aumento da largura com o aumento da taxa de alimentação de pó (YAEDU, 2003; SRIMATH & MURUGAN, 2011).

Menor vazão de gás de arraste acarretou em menor desperdício de pó, ocasionando maior eficiência de deposição e proporcionando maiores larguras dos cordões de solda. Além disso, menor vazão proporcionou maior potência e eficiência do arco, por conseqüência aportando maior quantidade de energia na peça. Som (2006), utilizando um

aparato calorimétrico e tocha com injeção interna de pó, verificou que o calor transportado à peça e a eficiência térmica do processo caíram com a maior vazão de gás de arraste. Isso se deve ao fato de que esse fluxo de gás não causa efeito constritor ao arco, apenas consome calor dele.

Foi observado nesta etapa maiores níveis de diluição em relação à etapa anterior devido à utilização de diversas faixas de energia de soldagem e taxa de alimentação de pó. A utilização de maiores espessuras do substrato (Etapa III) acarretam em maior acúmulo de calor durante o processo, para o mesmo nível de energia. No caso de maiores espessuras, o campo de temperatura é menos expansivo devido à maior capacidade térmica do substrato. Além disso, a menor temperatura do revestimento acarreta no aumento da viscosidade e tensão superficial e reduz tamanho da poça de fusão (WILDEN *et al.* 2006). Menores espessuras do substrato ocasionam maior largura da poça de fusão e maior temperatura no revestimento, levando a dificuldades no tratamento da poça de fusão (menor eficiência de proteção) e fluxo do material fundido.

O aumento da energia, principalmente pelo acréscimo da corrente de soldagem ocasionou em aumento da diluição devido ao maior aporte térmico, maior potência do arco, de modo que parte desta é destinada a fundir as partículas do pó e outra parcela para fundir o substrato. Deste modo, quanto maior a corrente maior nível de diluição foi observado, sendo que este resultado foi primordial, pois na literatura há alguns resultados distintos. Takano *et al.* (2007) verificaram que o aumento da corrente de 100 para 180 A proporcionou um aumento mais significativo da diluição em comparação com a variação da vazão de gás plasma (1 para 2 l/min) e do ângulo de afiação do eletrodo (10 para 30°). Bond *et al.* (2005) verificaram que correntes demasiadamente baixas (cerca de 70 A) causam descontinuidades no cordão de solda, como falta de fusão com níveis de diluição de 3%.

Kuwabara *et al.* (2003) verificaram que o aumento da intensidade de corrente resultou na redução da taxa de resfriamento, verificando-se um aumento na diluição e, conseqüentemente, uma microestrutura mais grosseira. A variação da corrente possui uma influência maior no valor da diluição em comparação com a velocidade de soldagem. Triguinho (2005) verificou que o aumento da intensidade de corrente de 150 A para 170 A proporcionou aumento da diluição de 6 para 14%, para mistura de pó de ferro e carbonetos de tungstênio (5%). Porém, o aumento do mesmo nível de corrente não acarretou mudança no nível de diluição para carbonetos de tungstênio na faixa de 35%, estando a diluição em torno de 20%.



Díaz (2005) verificou que o aumento da velocidade de soldagem acarretou em redução da diluição. O autor obteve, para os três níveis de velocidade de soldagem testados, menores valores de diluição entre 11,5 e 2,4%. No entanto, Graf (2004) observou que revestimentos com velocidades menores apresentaram valores menores de diluição. A soldagem com velocidade de 15 cm/min resultou em cordões com diluição de 32,6%, e cordões soldados com velocidade de soldagem de 5 cm/min acarretou em depósitos com 28% de diluição. Segundo o autor, uma explicação pode estar no aspecto da seção transversal do cordão, pois o cálculo de diluição pelo método das áreas não prevê nenhuma correção para perfis com geometrias diferentes. Este comportamento pode ser devido à variação do eletrodo de tungstênio, a agitação da poça de fusão ou outro fator relacionado diretamente ao processo de deposição.

O maior recuo (1,5 mm) ocasionou um pequeno aumento do nível de diluição devido possivelmente à maior da potência do arco, porém a influência deste fator não foi significativa. Logo, seria normal esperar que a utilização de maior recuo pudesse ocasionar em maiores níveis de diluição, porém algumas análises devem ser observadas. De um modo geral, é verificado na literatura que o menor recuo resulta na redução da diluição. Ribeiro (2007) verificou que a redução do recuo, maximizado com a utilização de um orifício de maior diâmetro aumentou a relação largura/penetração, diminuindo a diluição e aumentando a área revestida.

Silva (2010), em seu trabalho, utilizou três recuos de eletrodos (1,5, 2,5 e 3,5 mm) e dois níveis de corrente (110 e 130 A). Na soldagem com corrente de 110 A, o autor verificou a princípio uma redução da penetração máxima, que provavelmente advém do aumento da taxa de deposição, que vence o efeito do aumento da constrição causada pelo aumento do recuo do eletrodo, de 1,5 para 2,5 mm. O segundo incremento no recuo do eletrodo, de 2,5 mm para 3,5 mm, não promoveu o aumento da taxa de deposição. Ou seja, poder-se-ia imaginar que o efeito tradicionalmente esperado prevaleceria, causando maior penetração máxima. No entanto, não foi o que ocorreu. Levantou-se, portanto a hipótese de que um incremento adicional de 2,5 mm para 3,5 mm, não exerceu mais o efeito de aumento da constrição, apenas afasta isoterms de maior temperatura da peça. Além disso, as temperaturas mais baixas próximas à poça podem resultar em maior viscosidade do plasma, com menor velocidade do mesmo e conseqüente menor depressão da poça.

Silva (2010) relatou que o comportamento em 130 A pareceu corroborar com a hipótese relatada no parágrafo anterior, com diferenças advindas do comportamento distinto da taxa de deposição. No primeiro incremento, ocorreu redução da taxa de deposição e em

aumento da penetração máxima, que também poderia ser associada com o aumento da constrição. A redução da massa depositada associada ao aumento da potência de soldagem pode ter sido a causa para aumento da temperatura da poça e sua fluidez, com consequente aumento de largura e redução de reforço. O segundo incremento no recuo do eletrodo, por sua vez, resultou em queda da penetração máxima (e da diluição), apesar de a taxa de deposição ter praticamente se mantido e do aumento da potência. Novamente, acredita-se que o efeito do aumento da constrição pelo aumento do recuo do eletrodo se “saturou” no salto de 1,5 mm para 2,5 mm, não ocorrendo mais para o segundo incremento. Este apenas acarretou em afastamento da poça de isotermas de maior temperatura.

Foi verificado que o aumento da taxa de alimentação de pó acarretou em menores níveis de diluição, pois uma grande parcela da energia do arco é necessária para fundir o pó adicionado, restando menor energia “disponível” para fundir o substrato, além da maior barreira, poça mais volumosa, entre o arco e o substrato. Srimath & Murugan (2011) verificaram que o aumento da taxa de deposição do pó (30 para 42 g/min) proporcionou redução da diluição, de aproximadamente de 8 para 5,8%. Silva (2010) também verificou que o aumento da taxa de alimentação de 9,5 g/min para 11,5 g/min acarretou no aumento da diluição. Soldagem realizada com corrente média de 108,8 A e injeção interna resultou em cordão com diluição de 38,11%. Por outro lado, soldagem realizada com corrente média de 112,3 A com injeção interna de pó acarretou em diluição de 17,24%. Outros autores também verificaram redução da diluição com o aumento da taxa de alimentação de pó (SANTOS, 2003; D’OLIVEIRA, 2003; RIBEIRO, 2007; YAEDU, 2003; DÍAZ, 2005).

Balasubramanian *et al.* (2009) observaram que não existiu uma relação linear entre a taxas de alimentação do pó (20, 25, 30, 35 e 40 g/min) e a diluição. Logo, é importante o estudo do efeito deste fator na diluição, na faixa escolhida no trabalho. Por exemplo, os autores verificaram que maiores (40 g/min) e menores (20 g/min) taxas de alimentação do pó proporcionaram maiores níveis de diluição em relação às taxas de alimentação intermediárias. Para taxas de alimentação menores, um menor percentual de calor é utilizado para fusão do pó, e a maior quantidade de calor é utilizada para fundir o substrato. Devido à esta condição, a quantidade de metal base no metal de solda é maior, de modo a obter maiores níveis de diluição para taxas menores de deposição. Por outro lado, a fusão do substrato é menor devido à menor quantidade de calor utilizado para este propósito e o excessivo metal fundido produz maior penetração. Esta deve ser a razão para o aumento do percentual de diluição à elevadas taxas de deposição. Matsuda *et al.* (1991) também verificaram, em alguns casos, que o aumento da taxa de alimentação de pó (5, 10, 15 e 20 g/min) acarretou em aumento da

diluição, principalmente para as correntes de 150, 175 e 200 A. O autor explicou que este fenômeno é decorrido devido à crescente geração de calor advinda de reações de formação de compostos intermetálicos.

Relata-se em Matsuda *et al.* (1990) que um aumento na vazão de pó constringe e refrigera a coluna do arco, surgindo o efeito *pinch* térmico (não explicado detalhadamente no texto), resultando em penetração *finger shape* (e maior diluição) devido à maior temperatura e velocidade do plasma, na soldagem de revestimento com carbonetos em pó (TiC, NbC, SiC) sobre liga de Al. Por outro lado, este mesmo efeito causa maior agitação da poça, expulsando gases e reduzindo porosidade. Também foi verificado que melhores acabamentos foram obtidos para menores taxas de pó e maiores níveis de corrente de soldagem, sendo que os níveis de correntes empregados foram: 100, 150 e 200 A.

A vazão de gás de arraste esteve relacionada com a diluição devido à potência do arco elétrico. Menores vazões de gás de arraste proporcionaram em cordões com pequeno aumento da diluição, porém o efeito não foi significativo. Desta forma, a seleção da vazão de gás de arraste não vai interferir de forma significativa na diluição dos depósitos, porém esse estudo era necessário, pois na literatura há trabalhos que relatam influências distintas da variação do fluxo de gás de arraste em relação à diluição. Díaz (2004), estudando o efeito da vazão de gás de arraste em depósitos de liga à base de cobalto, realizaram experimentos com dois níveis de vazão (2 e 6 l/min) e observaram que para o maior nível de vazão de gás (6 l/min) ocorreu falta de fusão em praticamente 71 % do cordão devido à baixa diluição. Díaz *et al.* (2011) utilizou uma vazão de arraste de gás de 2, 4 e 6 l/min, e verificou que para maiores vazões ocorreu falta de fusão nas laterais do cordão e salpicos. O autor também verificou que maiores valores de vazão do gás de arraste promoveu redução da diluição. Triguinho (2005) verificou que mantendo os demais parâmetros fixos, a diluição diminui e a altura do cordão aumenta para vazões maiores de gás de arraste, devido ao aumento na taxa de alimentação de pó. Porém, Bharath *et al.* (2008) verificaram que para mesma corrente média (84, 92 ou 100 A), o grau de diluição aumenta quando se incrementa a vazão de gás de arraste. Por exemplo, nas soldagens realizadas com corrente de 100 A e vazão de gás de arraste de 2 l/min, resultaram cordões com diluição de 68%, aproximadamente. Quando a vazão de gás de arraste foi reduzida para 1 l/min, o nível de diluição foi de 50%, em média. Apesar do autor não ter explicado este fenômeno, este resultado pode ser decorrente do maior desperdício de pó ocasionado pela elevada vazão de gás de arraste, reduzindo eficiência de deposição e resultando em maior diluição.

#### 4.4.6 Influência dos fatores no teor de ferrita do metal de solda

Na Tabela 29 são mostrados os níveis de significância dos fatores em relação ao teor de ferrita.

Tabela 29 - Influência dos fatores de controle sobre o teor de ferrita, em função do nível de significância “ $\alpha$ ” referente aos fatores de controle analisados na matriz L18.

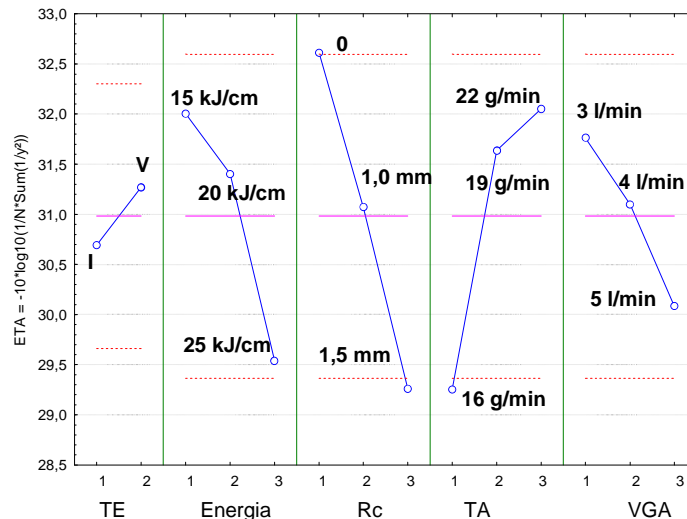
Fatores de controle	Teor de Ferrita
Técnica de Energia	0,390106
Energia de soldagem	<b>0,013971</b>
Reco do eletrodo	<b>0,001357</b>
Taxa de alimentação do pó	<b>0,003769</b>
Vazão de gás de arraste	0,132061

Fonte: Próprio autor.

Foi verificado que o reco do eletrodo foi o fator que mais influencia no teor de ferrita, seguido da taxa de alimentação de pó e energia de soldagem, e os outros fatores não influenciaram de forma significativa. Logo, a sequência ideal para obtenção de maiores níveis de largura é 21131, sendo que em relação aos valores médios, os níveis de teor de ferrita variou de 8,9% a 45,7%, possuindo grandes diferenças dependendo das condições de soldagem.

Na Figura 84 é mostrado o gráfico obtido pelo Taguchi do tipo maior-melhor em relação ao teor de ferrita no metal de solda, de modo que as soldagens realizadas com a técnica tipo V, menor energia de soldagem, menor reco, maior taxa de alimentação e menor vazão de gás de arraste acarretaram na obtenção de cordões com maior teor de ferrita.

Figura 84 - Influência dos fatores de controle sobre o teor de ferrita.



Fonte: Próprio autor.

Nos aços inoxidáveis duplex/superduplex, a energia de soldagem está diretamente associada às transformações microestruturais. Assim, a energia de soldagem influencia de forma significativa no balanço de fases, porém não foi o fator de maior relevância. Provavelmente, a influência do aumento da energia pela alteração da corrente não foi tão relevante como o esperado porque o aumento da corrente de soldagem ocasiona a redução da eficiência do arco. Som (1999) também observou uma relação direta entre a energia transmitida ao bico constritor e a corrente do arco principal ao medir por calorimetria o calor transferido ao bico, mas atribuiu esse comportamento ao aumento do diâmetro do arco com o aumento da corrente do arco principal, resultando em mais área de contato entre o bico constritor e o arco. Assim, o autor concluiu menor eficiência térmica (relativa à peça) para maiores correntes do arco principal. Peças de menores diâmetros menor calor é aportado sobre a peça devido à menor tensão do arco.

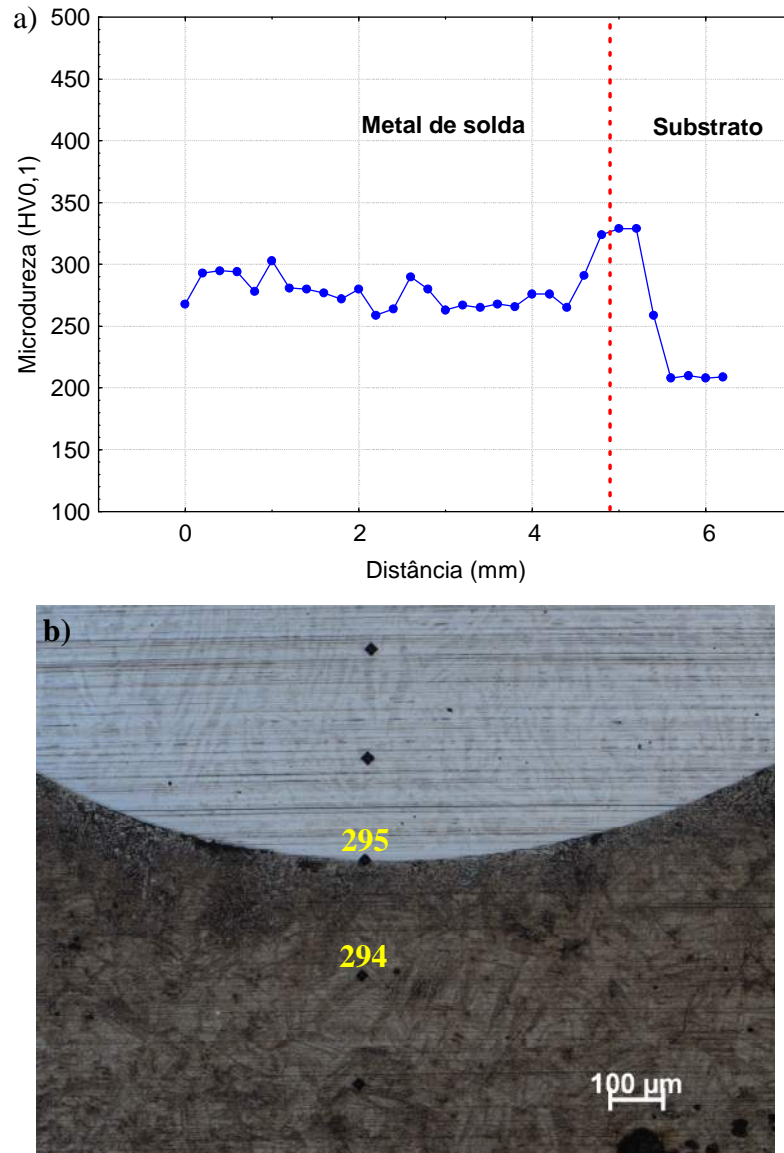
O maior recuo também está relacionado à maior potência de arco, de modo a proporcionar menor velocidade de resfriamento, ocasionando em maior teor de austenita no metal de solda. Da mesma maneira que os efeitos da energia e do recuo do eletrodo, o aumento da taxa de alimentação de pó acarretou em menores níveis de diluição, sendo que contribuiu para maiores teores de ferrita. Foi observado que as condições que tiveram maior diluição acarretaram em maior teor de austenita no metal de solda, principalmente na região próximo à interface.

#### ***4.4.7 Influência dos fatores na microdureza***

Foram observados nos ensaios realizados níveis elevados de microdureza do metal de solda em relação ao metal base, de modo que as microdurezas obtidas estiveram na faixa de 233 a 300 HV<sub>0,1</sub>, resultando em maiores dispersões em comparação com as soldagens realizadas na Etapa II. Ressalta-se que todas as condições soldadas, para toda faixa de diluição, não resultaram em picos de microdureza elevados (acima de 330 HV) próximos à interface, sendo um fato importante, pois minimizam problemas nesta região. Em relação à microdureza média do metal de solda, as condições soldadas com menor energia de soldagem (15 kJ/cm) resultaram em maiores níveis de microdureza ( $276 \pm 12$  HV<sub>0,1</sub>), como foi observado na condição 3 ( $I = 100$  A,  $V_s = 9$  cm/min,  $R_c = 1,5$  mm,  $TA = 22$  g/min,  $VGA = 5$  l/min). Na Figura 85 é mostrado o gráfico do perfil de microdureza traçada na direção vertical ao longo do cordão desta condição, evidenciando a diferença de microdureza entre o metal de

solda e o substrato. Foi observada microdureza relativamente alta na zona afetada pelo calor (ZAC), próxima à linha de fusão, como pode ser observado na Figura 85a.

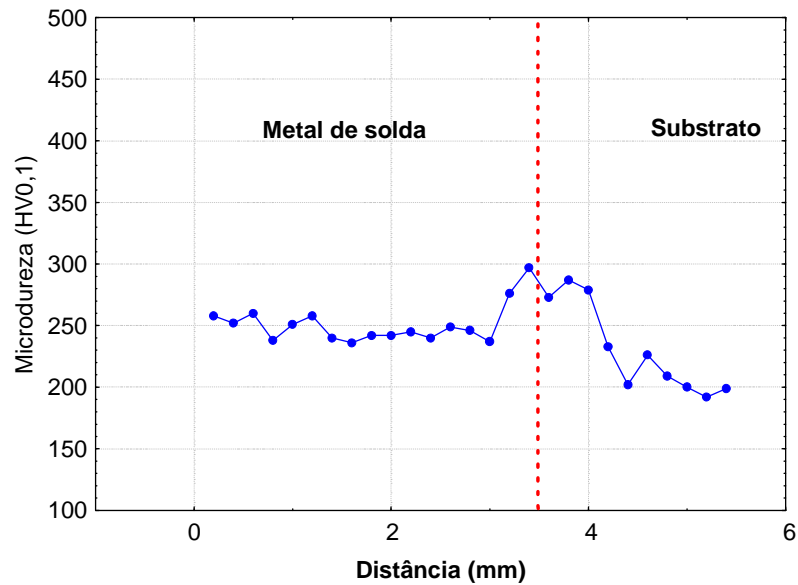
Figura 85 – Microdureza. a) Perfil de microdureza para a condição 3; b) impressão na interface.



Fonte: Próprio autor.

Por outro lado, condições soldadas com maior nível de energia de soldagem (25 kJ/cm) resultou em cordões com menor microdureza do metal de solda em relação às condições soldadas com menor nível de energia. Como exemplo, tem-se a condição 5 ( $I = 130$  A,  $V_s = 9$  cm/min,  $R_c = 1$  mm,  $TA = 19$  g/min,  $VGA = 5$  l/min) que apresentou microdureza média de  $244 \pm 11$  HV0,1, como verificado na Figura 86.

Figura 86 – Perfil de microdureza para a condição 5.



Fonte: Próprio autor

As condições soldadas que resultaram em menor diluição acarretaram em maiores níveis de microdureza (média) em relação às condições com maior diluição, influenciado pela energia de soldagem empregada. Condições com baixa diluição possuem como características preservação das propriedades do metal de solda, de modo que há menores teores de elementos provenientes da liga AISD para o metal base, reduzindo região no metal de solda com diferenças significantes de composição química. Ressalta-se também que menores níveis de energia de soldagem ocasionaram maior teor de ferrita devido à maior velocidade de resfriamento. Este fato proporcionou maiores níveis de microdureza do metal de solda, pois a ferrita é mais dura que a austenita, como já relatado na literatura (YOUNG *et al.*, 2005; NUNES, 2009).

#### 4.4.8 Ensaios de confirmação e complementares

A Tabela 30 mostra os valores das características geométricas das variáveis respostas obtidos nas soldagens realizadas com fatores de controle indicados pelos ensaios de confirmação, os valores previstos pelo tratamento estatístico do método Taguchi e os valores reais obtidos. De acordo com os ensaios de confirmação, foi verificado que o método Taguchi conseguiu prever os resultados com eficiência, podendo ser utilizado em relação à interpretação dos resultados, apesar das interações existentes dos parâmetros do Plasma pó.

A sequência indicada pelo Taguchi está relacionada com a otimização dos parâmetros escolhidos para obter a característica resposta mais desejada para revestimentos. Por exemplo, a realização da soldagem utilizando a sequência 11133, corresponde ao ensaio de confirmação da característica resposta diluição. Ou seja, a soldagem realizada pela técnica tipo I, menor energia de soldagem, sem recuo, maior taxa de alimentação de pó (22 g/min) e maior vazão de gás de arraste (5 l/min) proporciona a menor diluição possível. Desta forma, observa-se que a diluição obtida foi de 2,44 %, de modo que a mínima diluição obtido na matriz L18 foi de 3,16 % obtido no ensaio 3, que correspondeu à sequência 11333, sendo bem próximo ao sugerido pelo Taguchi. Desta forma, foi verificado que os parâmetros selecionados e indicados pelo Taguchi ocasionou em um cordão com diluição reduzida, menor do que já havia sido obtido.

Tabela 30 – Valores previstos e medidos das variáveis respostas para os ensaios de confirmação.

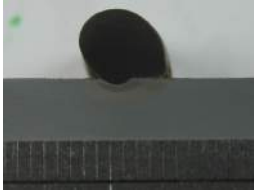
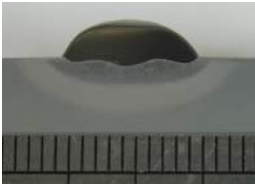



<b>Ensaio</b>	<b>Critério</b>	<b><math>\eta</math> (eta)</b>	<b>Faixa prevista</b>	<b>Valor previsto</b>	<b>Valor medido</b>
13233	Reforço (mm)	13,62455	3,9 a 5,9	4,8	5,2
23313	Ângulo de molhamento (graus)	-34,2313	38,1 a 69,6	51,5	68
13231	Largura (mm)	21,55588	10,3 a 13,9	11,9	12,6
11133	Diluição (%)	-13,2289	1,7 a 12,2	4,6	2,44
21131	Ferrita (%)	35,77507	38,9 a 97	61,5	52,9

Fonte: Próprio autor.

Na Figura 87 são mostradas as macrografias obtidas no ensaio de confirmação (reforço, largura, ângulo de molhamento, diluição e teor de ferrita), os parâmetros utilizados nas soldagens dos cordões e os valores medidos das características geométricas e do teor de ferrita.



Figura 87 – Macrografia dos cordões de solda simples dos ensaios de confirmação.

Ensaio de Confirmação				
Reforço	Ângulo de molhamento	Largura	Diluição	Ferrita
				
I = 160 A	I = 130 A	I = 160 A	I = 100 A	I = 130 A
Vs = 9 cm/min	Vs = 7 cm/min	Vs = 9 cm/min	Vs = 9 cm/min	Vs = 12 cm/min
E = 25 kJ/cm	E = 25 kJ/cm	E = 25 kJ/cm	E = 15 kJ/cm	E = 15 kJ/cm
Rc = 1,0 mm	Rc = 1,5 mm	Rc = 1,0 mm	Rc = 0 mm	Rc = 0 mm
TA = 22 g/min	TA = 16 g/min	TA = 22 g/min	TA = 22 g/min	TA = 22 g/min
VGA = 5 l/min	VGA = 5 l/min	VGA = 3 l/min	VGA = 5 l/min	VGA = 3 l/min
R = 5,2 mm	R = 3,0 mm	R = 3,3 mm	R = 5,1 mm	R = 3,1 mm
L = 4,9 mm	L = 10,2 mm	L = 12,6 mm	L = 7,3 mm	L = 8,8 mm
D = 2,5 %	D = 10,8 %	D = 15,9 %	D = 2,4 %	D = 4,2 %
F = 40,9 %	F = 45,3 %	F = 40,5 %	F = 52,3 %	F = 52,9 %
$\theta = 116,8$ graus	$\theta = 68$ graus	$\theta = 73,5$ graus	$\theta = 97,7$ graus	$\theta = 116,8$ graus

Fonte: Próprio autor.

O ensaio de confirmação de ferrita e diluição não serão utilizados na soldagem de revestimento, pois não utiliza recuo de eletrodo e dessa forma, diminui a vida útil do eletrodo e maior suscetibilidade à deflexão do arco plasma. Além disso, as soldagens de ensaio de confirmação de diluição apresentaram elevado reforço (5,1 mm) e ângulo de molhamento (97,7 graus). Também foram observados cordões com largura reduzida. O ensaio de confirmação de reforço também resultou em cordões bastante convexas e estreitos, além de reforço excessivo (Figura 88).

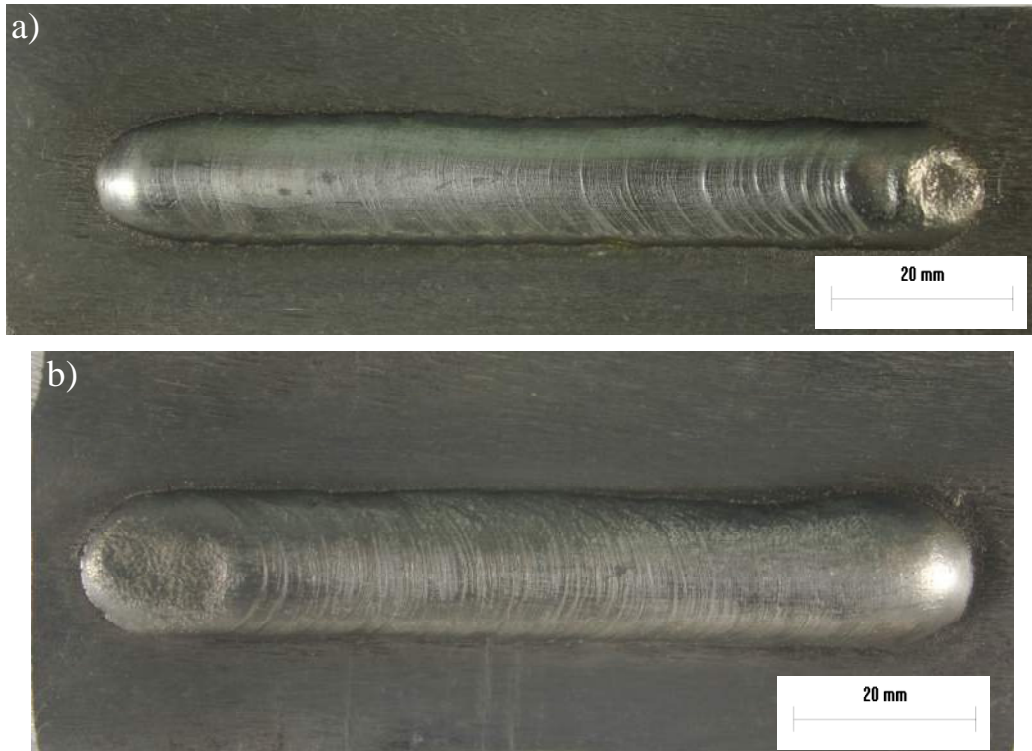
Figura 88 – Vista superior do ensaio de confirmação de reforço.



Fonte: Próprio autor.

Os melhores resultados em relação aos ensaios de confirmação foram o de ângulo de molhamento e largura. Neste caso, a única característica fora dos padrões recomendados para revestimento foi a diluição que ultrapassou os 10%, porém devido à sobreposição na soldagem multipasse, a diluição tende a reduzir. Na Figura 89a e 89b mostram as vistas superiores do ensaio de confirmação da largura e ângulo de molhamento.

Figura 89 – Vista superior do ensaio de confirmação. a) largura; b) ângulo de molhamento.



Fonte: Próprio autor.

As boas condições para soldagem de revestimento do ensaio de confirmação (largura e ângulo de molhamento) foram obtidas para a mais elevada energia (25 kJ/cm). A partir dos resultados de confirmação listado na Tabela 30, decidiu-se realizar mais 6 condições de soldagem listadas na Tabela 31 para comparar os efeitos de alguns fatores estudados no teor de ferrita e nas características geométricas, mas também para definir as condições mais favoráveis para realizar os revestimentos finais na próxima etapa do trabalho.

Como soldagem complementar, foi soldado um cordão como variação do ensaio de confirmação da largura, sendo que em vez da utilização de recuo do eletrodo, este foi soldado sem recuo para verificação do aumento do teor de ferrita, já que este fator influenciou no aumento do teor de ferrita do metal de solda (condição C1 da Tabela 31). Outro ensaio complementar também foi utilizado a partir do ensaio de confirmação da largura com a

redução da energia de soldagem, juntamente com a não utilização do recuo, de modo a contribuir para o aumento do teor de ferrita e redução da diluição, apesar da redução esperada da largura (condição C2). Também foi realizado um ensaio com aumento de recuo, condição C3, em comparação ao ensaio anterior. Um quarto ensaio complementar foi realizado também a partir do ensaio de confirmação da largura, promovendo pequena redução da corrente de soldagem para 150 A, com o objetivo de reduzir a diluição e aumentar o teor de ferrita.

Em relação ao ensaio de confirmação de ferrita, foi reduzida a velocidade de soldagem para 6 cm/min para reduzir quantidade de pós não fundidos e aumento da taxa de alimentação de pó para 25 g/min para verificar se a maior quantidade acarreta em maior material fundido, aumentando a largura devido à maior energia aplicada (condição 5). Por fim, foi realizada também uma variação do ensaio de ângulo de molhamento aumentando a taxa de pó de 16 para 17,5 g/min para aumentar o reforço e teor de ferrita e reduzir a diluição (condição 6).

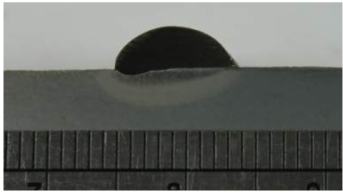
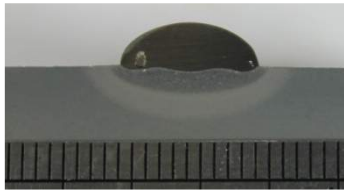

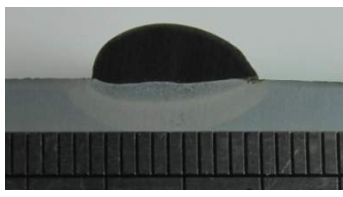
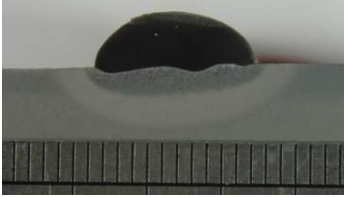
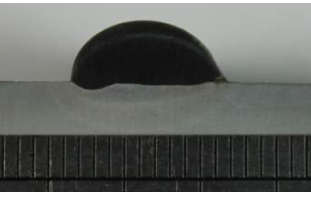
Tabela 31 – Ensaio complementares.

<b>Ensaio</b>	<b>Técnica de energia</b>	<b>Energia de soldagem</b>	<b>Recuo do eletrodo</b>	<b>Taxa de alimentação de pó</b>	<b>Vazão de gás de arraste</b>
C1	1	3	1	3	1
C2	1	2	1	3	1
C3	1	2	2	3	1
C4	1	150 A*	2	3	1
C5	2	6 cm/min*	1	25 g/min*	1
C6	2	3	3	17,5 g/min*	3

Fonte: Próprio autor.

Na Figura 90 são mostradas a seção transversal das amostras soldadas dos ensaios complementares e os valores medidos das características geométricas (reforço, largura, ângulo de molhamento, diluição) e teor de ferrita do metal de solda.

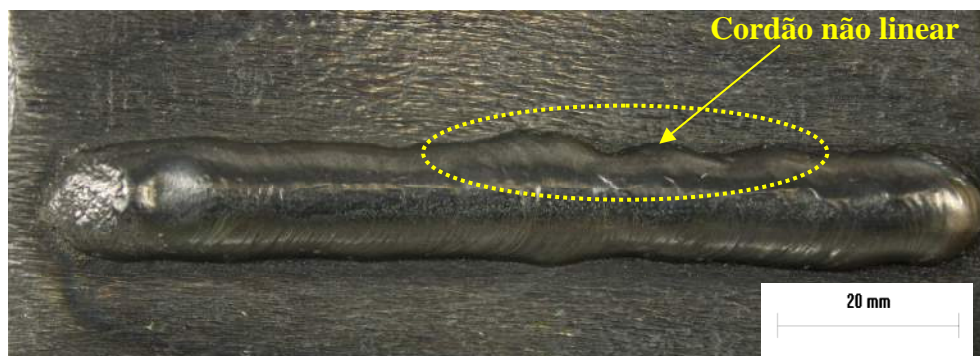
Figura 90 – Macrografia dos cordões de solda em simples depósito dos ensaios complementares.

<b>Ensaio Complementares</b>		
<b>C1</b>	<b>C2</b>	<b>C3</b>
		
R = 3,6 mm	R = 4,0 mm	R = 3,7 mm
L = 9,6 mm	L = 10,0 mm	L = 10,5 mm
D = 9,6 %	D = 7,6 %	D = 8,0 %
F = 48 %	F = 46 %	F = 51,4 %
$\theta = 70,7$ graus	$\theta = 79,1$ graus	$\theta = 76,5$ graus
<b>C4</b>	<b>C5</b>	<b>C6</b>
		
R = 3,5 mm	R = 4,7 mm	R = 3,6 mm
L = 10,6 mm	L = 7,8 mm	L = 10,5 mm
D = 10,7 %	D = 2,5 %	D = 8,0 %
F = 49,3 %	F = 47,2 %	F = 51,4 %
$\theta = 81,7$ graus	$\theta = 85,9$ graus	$\theta = 76,5$ graus

Fonte: Próprio autor.

Foram observadas em todas as condições soldadas reforços acima de 3 mm, bom balanço ferrita/austenita, ângulo de molhamento menor que 90 graus e diluições relativamente baixas. No ensaio C1, que foi soldado sem recuo do eletrodo, ocorreu a redução da largura e da diluição, como previsto pelo método Taguchi, porém não de forma determinante, mas o objetivo de aumentar o teor de ferrita foi alcançado, pois este aumentou de 40,5 para 49,3%. No ensaio C2, além da não utilização do recuo, também foi soldado com menor energia de soldagem. Como esperado foi verificado aumento do teor de ferrita de 40,5 para 46%, redução da diluição de 15,9 para 7,6% e da largura de 12,6 para 10 mm. No entanto, foi observada grande quantidade de vazios nos cordões soldados devido possivelmente à maior vazão de gás de arraste que produziu maior turbulência no jato plasma. Além disso, nestas condições foram observadas grande desgaste do eletrodo devido à não utilização de recuo. Devido a isso, em cada soldagem era realizada a afiação do eletrodo, pois o desgaste contribuía para a grande instabilidade do arco plasma. A não utilização de recuo também proporcionou grande deflexão do arco, como mostrado na Figura 91. A outra vantagem da utilização do recuo é a maior potência do arco, ocasionando menor suscetibilidade de defeitos, como falta de fusão.

Figura 91 – Vista superior do ensaio complementar C1.



Fonte: Próprio autor.

O ensaio C3 foi utilizado com a redução da energia de soldagem, porém com recuo de 1,0 mm, o mesmo utilizado no ensaio de confirmação da largura. Foi verificado também aumento do teor de ferrita para 51,4% com redução da diluição e largura. O ensaio C4 foi realizado com pequena redução da corrente de soldagem, sendo que como esperado ocorreu aumento do teor de ferrita, cordões com maior convexidade, redução da diluição e largura. O ensaio C5 resultou em maior reforço, porém o aumento do aporte térmico pela redução da velocidade de soldagem não foi suficiente para aumentar a largura do cordão de solda. Como ocorreu no ensaio C4, também foi verificado grande desgaste do eletrodo durante as soldagens, o que reforça que não é recomendando para estas soldagens a não aplicação de recuo. Por fim, em relação ao ensaio C6 foram observados aumentos do reforço e largura, maior teor de ferrita e redução da diluição, bem como pequeno aumento do ângulo de molhamento, como esperado.

De acordo com os ensaios realizados, as condições C3, C4 e C6 apresentaram resultados similares entre si, sendo que em relação aos ensaios de confirmação (maior energia), esses são os melhores resultados em relação às características geométricas, não causando prejuízos em relação ao teor de ferrita do metal de solda.

Desta forma, além dos ensaios de confirmação e complementares, foram observadas também boas condições de soldagem obtidas da própria planilha L18 nos três níveis de energia: ensaio 18 (25 kJ/cm), 15 (20 kJ/cm) e 12 (15 kJ/cm). Estes ensaios apresentaram reforços acima de 3 mm, larguras acima de 8 mm e bom molhamento do cordão. Porém, a condição 15 foi modificada, denominada de ensaio 15A. Também foi realizado outro ensaio com taxa de alimentação de pó de 17,5 g/min e outra condição C3A modificada com menor taxa de alimentação de pó (14 g/min) com o intuito de prevenir o surgimento de regiões com falta de fusão.

#### ***4.4.9 Considerações finais***

Diante destes resultados apresentados, foram selecionadas as condições de soldagem para a realização dos revestimentos. São eles: 1) Ensaio de confirmação do ângulo de molhamento; 2) Ensaio 18 da Tabela 25; 3) C3A; 4) 15A; 5) 15B; 6) 12. Foram selecionadas duas condições de mais elevada energia (ensaio de confirmação do ângulo de molhamento e ensaio 18), pois apresentaram resultados satisfatórios para revestimento. Comparando as duas condições, o ensaio 18 apresentou largura e reforço um pouco maior, 3,5 mm e 11,5 mm, respectivamente, e redução da diluição e do teor de ferrita.

Três condições foram escolhidas com nível intermediário de energia (20 kJ/cm). O ensaio C3A foi selecionado, sendo uma modificação do ensaio complementar C3, reduzindo a taxa de alimentação de pó para 14 g/min com o intuito de prevenir o surgimento de regiões com falta de fusão. O ensaio 15A foi selecionado, a partir do ensaio 15 da planilha L18, aumentando o pó para 19 g/min, com o intuito de aumentar o reforço, reduzir a diluição e aumentar o teor de ferrita. Também foi realizado outro ensaio com um aumento um pouco menor da taxa de alimentação de pó de 17,5 g/min.

Em relação à menor nível de energia (15 kJ/cm), a única condição soldada que resultou em cordões com boas características geométricas e teor de ferrita para revestimento foi a condição 12, proveniente da planilha L18 (Tabela 25). Este ensaio obteve as seguintes características geométricas, em valores médios: reforço de 3,2 mm, largura de 8,5 mm, diluição de 18% e ângulo de molhamento de 62%. Em relação ao teor de ferrita, este cordão obteve um teor de ferrita de 55%.

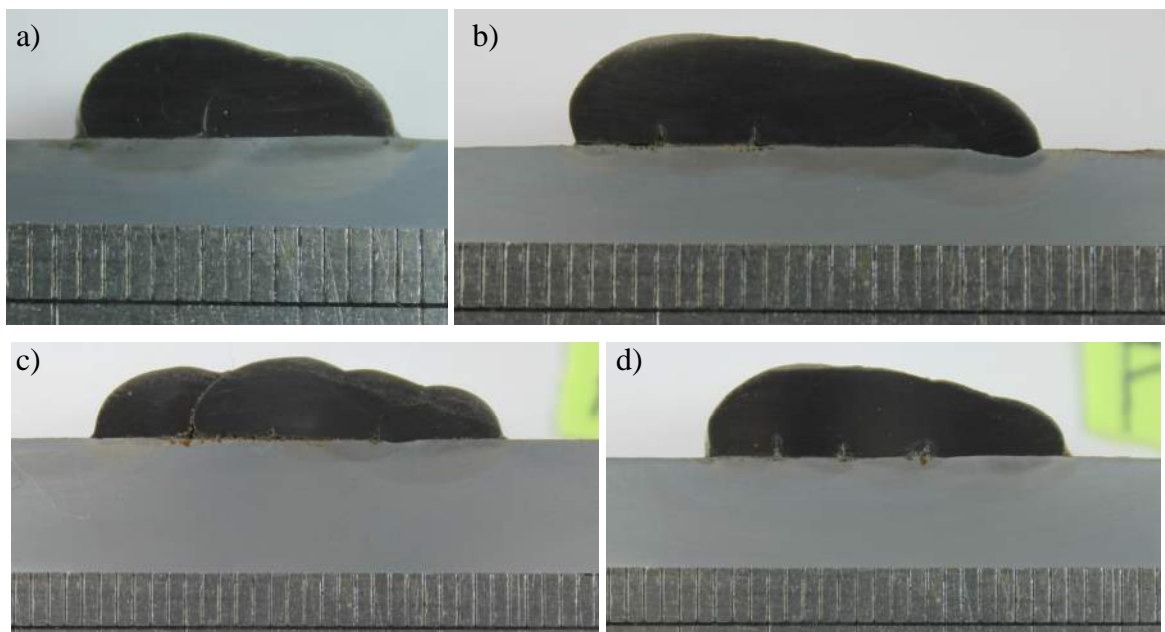
## 4.5 Soldagens de revestimento

Inicialmente, antes da realização das soldagens de revestimento foi realizado um estudo de sobreposição de modo a avaliar qual a melhor sobreposição entre cordões para minimização de defeitos. Por fim, foram realizadas as soldagens de revestimento utilizando deposição de AID e AISD para diferentes energias de soldagem.

### 4.5.1 Estudo de sobreposição

Em relação à sobreposição, primeiramente foram realizadas soldagens em uma condição crítica em relação à baixa molhabilidade e diluição, de modo a realizar o estudo de sobreposição utilizando o ensaio de confirmação do teor de ferrita. Caso fossem encontrados resultados satisfatórios para esta condição, a probabilidade de obter cordões de boa qualidade nas condições soldadas para revestimento era maior. Foram realizadas deposições com quatro níveis de sobreposição: 10, 20, 25 e 30%, sendo que as macrografias são mostradas na Figura 92, nas quais foram depositados 4 cordões. Estes níveis de sobreposição foram escolhidos com base em ensaios preliminares.

Figura 92 – Macrografia de revestimento do ensaio de confirmação do teor de ferrita. a) 10%; b) 20%; c) 25%; d) 30%.

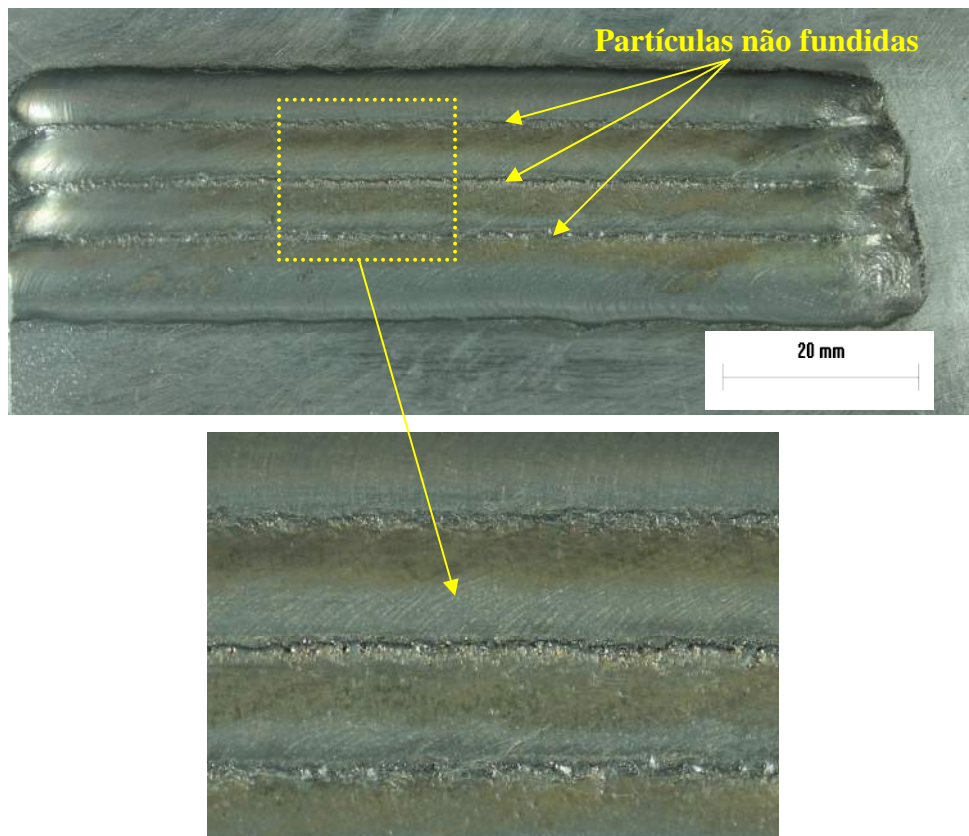


Fonte: próprio autor.



De acordo com os resultados analisados, foi verificado que a melhor sobreposição foi efetivada para 20%. Nas soldagens realizadas com 10% houve destacamento dos dois últimos cordões, caracterizando a não aderência e coalescência entre material depositado e substrato (Figura 92a). Além disso, a condição soldada com sobreposição de 10% apresentou grande quantidade de pós não fundidos entre passes, como verificado na Figura 93. Este comportamento evidencia que os cordões subsequentes não foram capazes de refundir as partículas não fundidas. Os revestimentos soldados com sobreposição de 25 e 30% tiveram maior quantidade de defeitos e regiões com falta de fusão em comparação com a condição de 20% de sobreposição.

Figura 93 – Vista superior do revestimento da condição de confirmação do teor de ferrita para sobreposição de 10%.



Fonte: Próprio autor.

Também foi realizada soldagem de sobreposição para ensaio de confirmação do ângulo de molhamento (ensaio M), sendo uma das condições selecionadas para a realização dos revestimentos para elevada energia de soldagem, como mostrada na Figura 94.



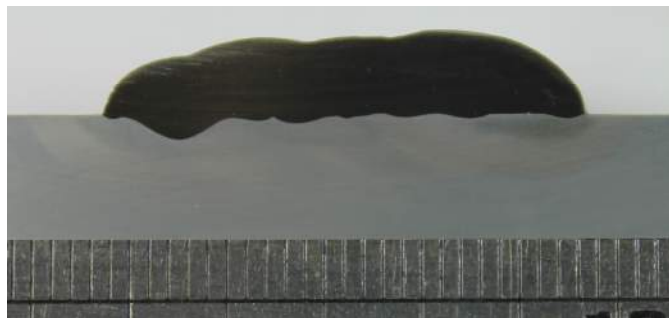
Figura 94 – Vista superior do revestimento da condição de confirmação de ângulo de molhamento para sobreposição de 20%.



Fonte: Próprio autor.

Na Figura 95 é mostrada a macrografia da seção transversal do ensaio de confirmação do ângulo de molhamento. Pode-se observar que não ocorreram defeitos na interface dos 4 cordões depositados com o substrato, mas foi identificada maior diluição no primeiro cordão depositado em relação ao último devido ao efeito da sobreposição;

Figura 95 – Macrografia da condição de confirmação de ângulo de molhamento.



Fonte: Próprio autor.

#### **4.5.2 Revestimento**

As soldagens foram realizadas para verificar condições de revestimento em distintas energias de soldagem. Foram avaliados três níveis de energia e dois tipos de liga. Na Tabela 32 são mostradas as condições de soldagem, primeiramente aplicadas nas soldagens com deposição o AISD UNS S32760. Nestas soldagens foram fixados os seguintes parâmetros: vazão de gás de proteção de 15 l/min, vazão de gás plasma de 3 l/min e DBP de

16 mm, sendo que como gás de arraste e de plasma foi utilizado argônio e como gás de proteção foi utilizado o argônio com adição de 25% de hélio.

Tabela 32 – Condições para soldagem de revestimento.

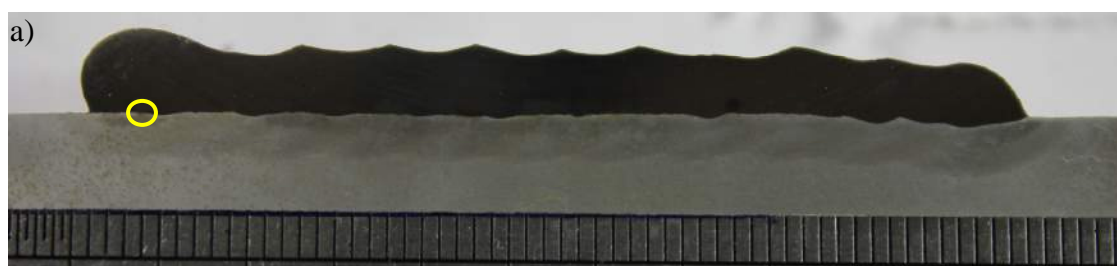
Ensaio	I (A)	Vs (cm/min)	Rc (mm)	TA (g/min)	VGA (l/min)	Energia (kJ/cm)
<b>M</b>	130	7	1,5	16	5	25
<b>18</b>	130	7	1,5	19	4	25
<b>C3A</b>	130	9	1	14	3	20
<b>15A</b>	130	9	1,5	19	4	20
<b>15B</b>	130	9	1,5	17,5	4	20
<b>12</b>	130	12	1,5	19	4	15

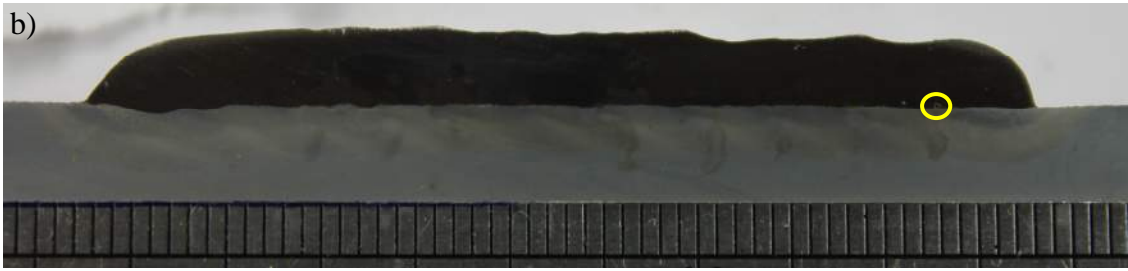
Fonte: Próprio autor.

#### 4.5.2.1 Avaliação do acabamento superficial e dos defeitos dos revestimentos

Em relação às condições soldadas com baixa energia (15 kJ/cm), estas foram realizadas utilizando deposição de AISD e AID, sendo a única condição selecionada para a soldagem de revestimento. Esta condição foi soldada com deposição de 11 cordões devido à baixa energia, e a reduzida largura do cordão de solda era de 8,5 mm quando foi realizado o ensaio por simples deposição. Em todos as soldagens de revestimento foi definida a mesma área depositada. Na Figura 96 são mostradas as macrografias dos revestimentos obtidos. Foram verificadas em algumas regiões do revestimento pequena quantidade de defeitos entre passes, como mostrado.

Figura 96 – Macrografias da condição 12. a) deposição com AISD; b) deposição com AID.





Fonte: Próprio autor.

Na Figura 97 é mostrada parte do revestimento da condição 12 com deposição de AID 1.4462, apresentando bom acabamento superficial.

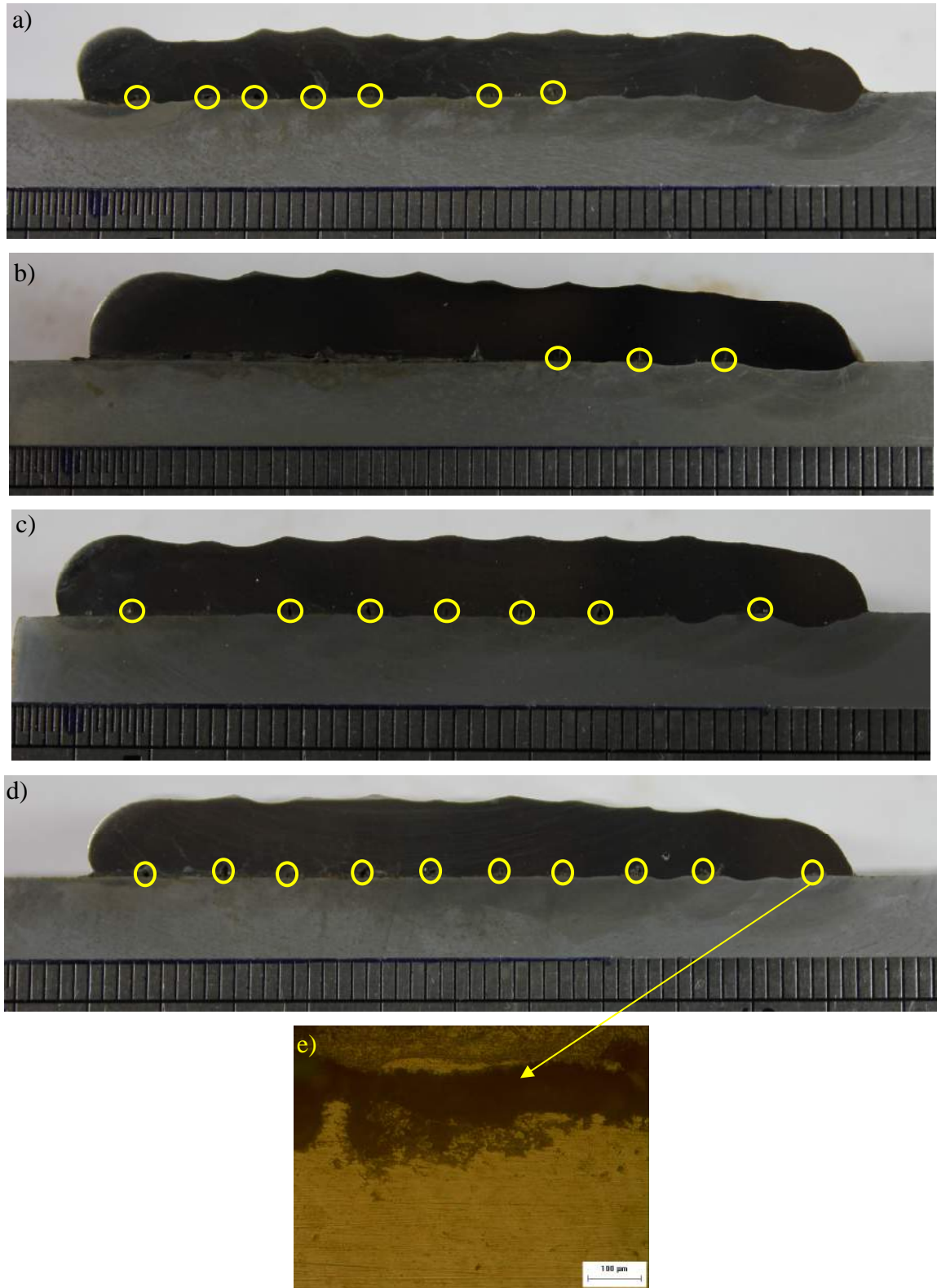
Figura 97 – Vista superior da condição 12 com deposição de AID.



Fonte: Próprio autor.

Em relação às soldagens com segundo nível de energia (20 kJ/cm), as condições C3A e 15A foram soldadas apenas com deposição de AISD, sendo que a condição 15B foi soldada com AISD e AID, pois foi a condição com melhores resultados em relação ao acabamento e presença de defeitos, justificando a soldagem com deposição de AID. Na Figura 98 são mostradas as macrografias das condições de soldagem com utilização de energia intermediária. A condição C3A foi soldada com deposição de 8 cordões, e as condições 15A e 15B foram depositadas com 9 e cordões, respectivamente. A condição C3A foi soldada para prevenir defeitos,. Apesar da menor taxa de alimentação do pó ter ocasionado maior diluição dos revestimentos, não foi suficiente para suprimir os defeitos entre cordões. As condições 15A e 15B foram modificadas para não ocasionar diluição excessiva, porém o acréscimo da taxa de alimentação de pó também resultou em defeitos.

Figura 98 – Macrografia das condições soldadas com energia intermediária e defeitos. a) C3A; b) 15A; c) 15B com AISD; d) 15B com AID; e) falta de fusão da condição 15B com deposição de AID.

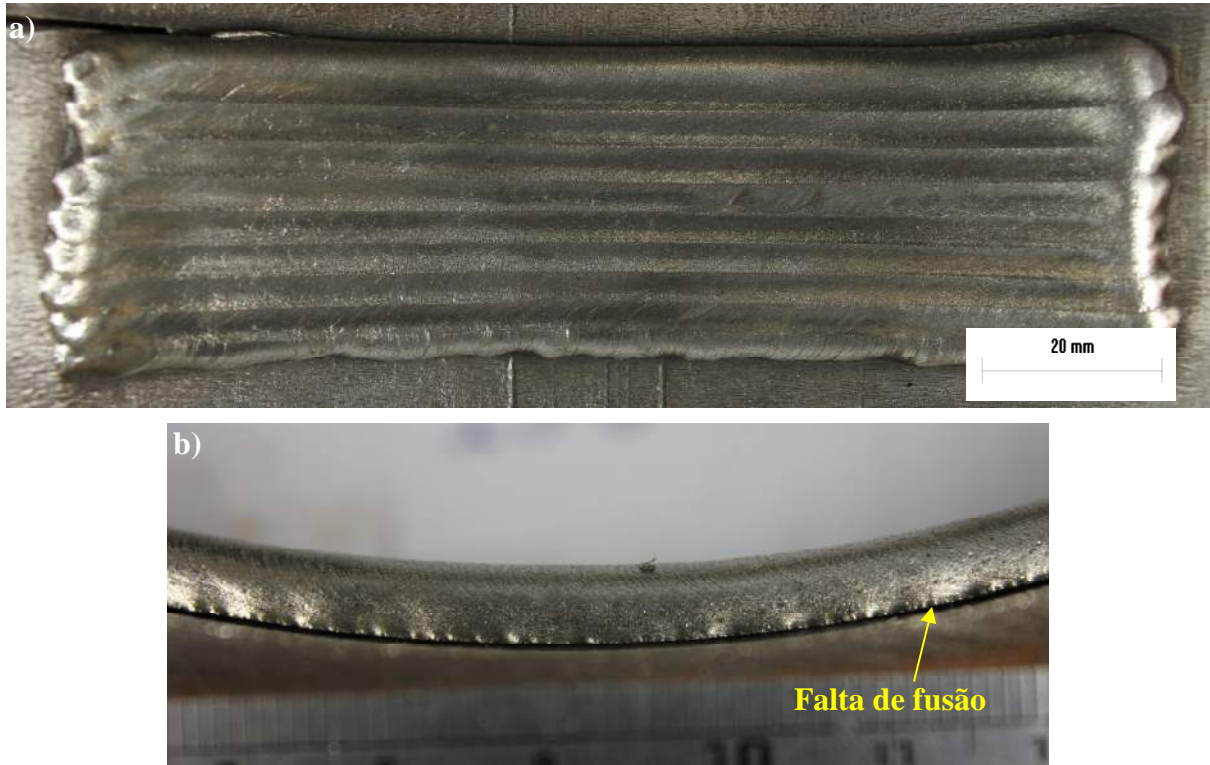


Fonte: Próprio autor.



Na Figura 99 são mostradas a vista superior da condição 15A que apresentou bom acabamento superficial, porém falta de fusão nos últimos cordões depositados, como mostrado na Figura 98b.

Figura 99 – Condição 15A. a) vista superior; b) vista lateral.



Fonte: Próprio autor.

Na Figura 100 é mostrada a vista superior da condição 15B com deposição de AISD que também apresentou um bom acabamento.

Figura 100 – Vista superior da condição 15B.

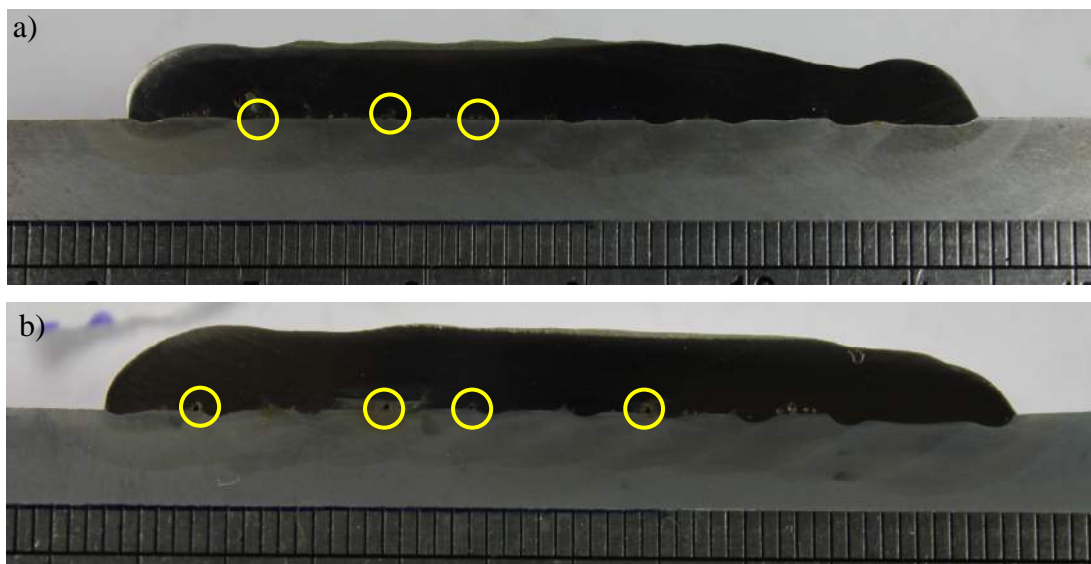


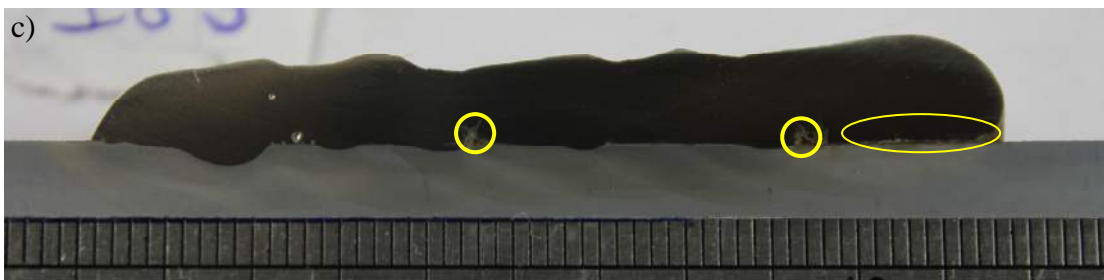
Fonte: Próprio autor.

Na Figura 101 são mostradas as macrografias das condições soldadas com maior nível de energia (25 kJ/cm). A condição 18 apresentou acabamento superficial inferior em relação à condição M, além de apresentar falta de fusão nos últimos cordões depositados. Devido a esses defeitos, não foi soldada a condição 18 com deposição de AID. Dentre as duas condições soldadas de elevada energia, a condição 18 apresentou resultados inferiores em relação a defeitos, justificando a não realização de soldagem de revestimento com deposição do AID 1.4462. Primeiramente, foram realizadas soldagens com deposição de AISD, caso este apresentasse bons resultados referentes ao acabamento superficial e grande quantidade de defeitos (porosidades, trincas, falta de fusão), posteriormente seriam depositados cordões com AID. Este procedimento inicial de avaliação foi realizado devido à limitação de disponibilidade de pó AID e do tubo. Foram depositados 9 cordões na condição M e 8 cordões na condição 18, pois este acarretou em deposição de cordões mais largos.

Na etapa anterior, os cordões soldados com sobreposição com 4 cordões não apresentaram defeitos, porém na soldagem de revestimento, os defeitos entre passes apareceram nos últimos cordões depositados. As condições de soldagem do ensaio 18 que apresentaram características apreciáveis na deposição de cordão simples não repetiram o mesmo resultado satisfatório no revestimento. Um dos fatores observados foi o grande volume de material depositado nas sobreposições o que causou certa instabilidade durante a soldagem, sendo observada uma dificuldade de molhamento durante a sobreposição em algumas regiões, ocasionando uma maior correção no deslocamento da tocha para promover a mesma sobreposição.

Figura 101 – Macrografias dos revestimentos soldados com maior nível de energia. a) M com deposição de AISD; b) M com deposição de AID; c) 18 com deposição de AISD.

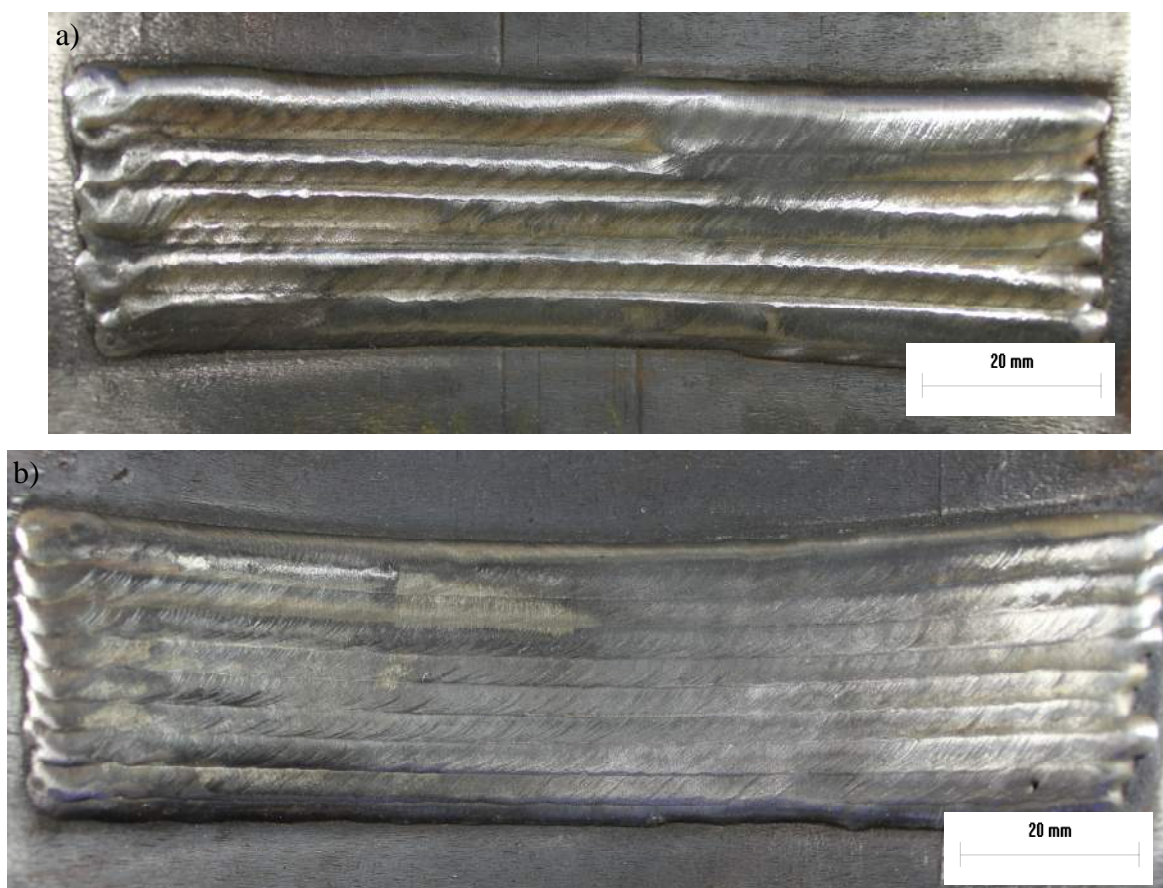




Fonte: Próprio autor.

Na Figura 102 são mostradas as vistas superiores de duas condições soldadas de elevada energia. Percebe-se que a condição 18 (Figura 97a) apresentou aspecto bastante irregular em relação à condição M (Figura 97b) que apresentou boa homogeneidade ao longo do revestimento.

Figura 102 – Vista superior do revestimento. a) condição 18; b) condição M.



Fonte: Próprio autor.

#### 4.5.2.2 Características geométricas e tensão do arco

Em relação à tensão do arco, foi verificado que em todas as condições soldadas uma menor tensão nos cordões subsequentes foi observada, em relação ao anterior cordão depositado. Este comportamento ocorreu devido ao menor comprimento do arco ocasionado pela sobreposição de passes. De modo geral, as condições soldadas com superduplex acarretaram em um pequeno aumento de tensão em relação aos AID, sendo que a maior diferença ocorreu na condição de ensaio de confirmação do ângulo de molhamento. Na condição M soldada com superduplex foi verificada tensão média de  $28,5 \pm 0,34$  V, e a condição soldada com duplex foi obtida uma tensão de  $27,0 \pm 0,43$  V. Uma possível explicação é a maior área superficial de troca de calor, proporcionada pelo pó de menor granulometria do AISD, o que acaba retirando mais energia do arco, originando a demanda por maior diferença de potencial para manutenção da corrente de soldagem regulada. Este comportamento de aumento de tensão e potência do arco também foi observado no trabalho de Silva (2010) que utilizou pós com granulometrias mais finas que o recomendado para o Plasma pó, porém neste caso as diferenças do tamanho das partículas eram maiores.

Na Tabela 33 são mostradas as características geométricas em termos de valores médios das condições soldadas do revestimento. Vale salientar que a largura dos revestimentos foi fixa, na ordem de 54 mm. Foram observadas diluições baixas e reforços aceitáveis em todas as soldagens. Entretanto, dentre as condições soldadas, a que apresentou melhores resultados em relação ao acabamento superficial, ausência de defeitos e características geométricas foi a condição 12, tanto para o AISD, quanto para o AID.

Tabela 33 – Características geométricas dos revestimentos.

Ensaio	Liga	Reforço mínimo (mm)	Reforço máximo (mm)	Penetração (mm)	Ângulo de molhamento (graus)	Área fundida (mm <sup>2</sup> )	Diluição (%)
M	AISD	3,1	5,1	0,7	69,1	236,6	3,9
M	AID	3,2	5,0	0,3	80,4	231,9	2,8
18	AISD	4,0	6,2	1,4	110,1	263,7	7,5
C3A	AISD	3,0	4,9	1,3	87,6	233,5	7,0
15A	AISD	4,2	6,3	0,7	81,1	295,0	4,0
15B	AISD	4,0	5,3	1,0	93,8	263,2	3,7
15B	AID	3,9	5,7	0,4	105,4	254,7	1,6
12	AISD	3,1	4,9	0,6	84,7	207,6	3,6
12	AID	3,3	4,0	0,3	62,7	184,2	3,4

Fonte: Próprio autor.



Foi verificada uma redução do nível de diluição das condições de revestimento em comparação com o cordão isolado devido à sobreposição de passes. As condições soldadas com deposição de AISD (menor granulometria) apresentaram maior nível de diluição e penetração em comparação com as condições depositadas com AID, mantendo os outros parâmetros constantes, devido à maior potência. Além disso, partículas de menor tamanho atingem a poça numa temperatura mais elevada do que partículas de maior tamanho, como também observado por Silva (2010). Também foi verificado maior eficiência de fusão nas condições soldadas com AISD, pois devido à maior potência, há menor perda das partículas, ocorrendo ausência de pós não fundidos. Além disso, a densidade do pó AISD é um pouco maior que a do AID, de modo que proporciona menor aceleração, e resulta em maior tempo de exposição do pó no arco. Porém, dependendo do nível de energia, pode ocorrer a evaporação das partículas mais finas, principalmente em condições soldadas com maior energia. Desta forma, deve-se verificar qual dos dois efeitos ocasionados pelo aumento da potência é o mais significativo: maior capacidade de fusão ou vaporização de partículas, sendo que estas influenciam na eficiência de deposição. No trabalho foi verificado que a área fundida da deposição de AISD foi maior que o AID devido à maior capacidade de fusão, ocasionando em maior eficiência de deposição.

Xibao & Hua (1998) verificaram que partículas com tamanho menor que 0,153 mm são completamente fundidas, e partículas com tamanho menor que 0,075 mm são completamente evaporadas para uma corrente de 200 A. Quando são utilizadas correntes de 200 A ou mais, pós a base de ferro com tamanho menor que 0,150 mm, podem ser refundidas para minimizar as perdas devido à evaporação. Quando é utilizada corrente de 100 A, a maior parte do pó é somente preaquecido e quase nenhum pó é evaporado. Neste caso, somente pós com tamanho de partícula menor que 0,06 mm pode ser fundida. Este mesmo comportamento pode ser aplicado para pós a base de níquel devido à densidade e ponto de fusão similar. Desta forma, é verificado a importância da granulometria em relação à eficiência de deposição do pó.

Com base nos resultados obtidos, apenas a condição de mais baixa energia (12 kJ/cm), por apresentar os melhores resultados em termos geométricos e ausência de defeitos foi caracterizada em relação à microdureza, teor de ferrita, microestrutura e resistência à corrosão, de modo a avaliar a influência de deposição das duas ligas.

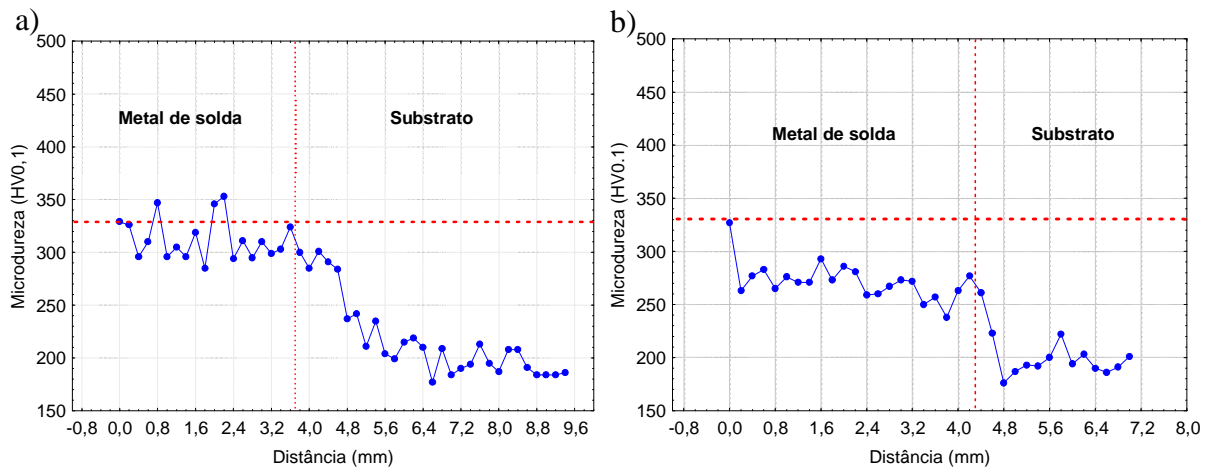
### 4.5.2.3 Caracterização dos revestimentos

Esta etapa teve como objetivo avaliar o efeito da deposição das ligas AID/AISD, de acordo com os parâmetros selecionados previamente, sendo aplicadas diversas técnicas de caracterização metalúrgica na interface e no metal de solda, englobando microdureza, microestrutura e resistência à corrosão.

#### 4.5.2.3.1 Microdureza dos revestimentos

Na Figura 103 são mostrados gráficos dos perfis de microdureza do metal de solda do primeiro e último cordão soldado da condição 12, com deposição de AISD.

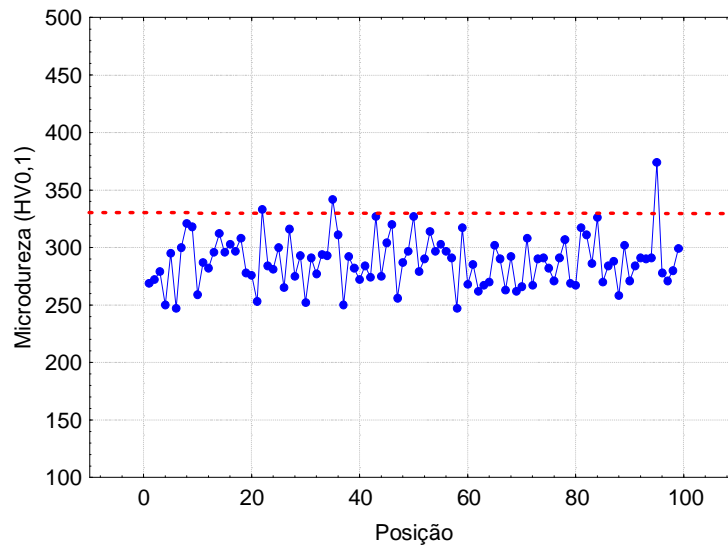
Figura 103 – Perfis de microdureza para condição 12 depositado com AISD. a) primeiro cordão; b) último cordão.



Fonte: Próprio autor.

Foram verificados valores de microdureza maiores no metal de solda em comparação com o substrato, de modo que foi observado uma dureza média de  $307 \pm 20$  HV no metal de solda do primeiro cordão e  $275 \pm 17$  HV no metal de solda do último cordão. Também foram observadas poucas regiões que ficaram acima do valor recomendado pela norma de 330 HV (NORSOK M-630, 1997). Os maiores valores de microdureza podem estar relacionados às precipitações existentes, como nitretos devido à condição de mais baixa energia acarretar em velocidades mais altas de resfriamento. Na Figura 104 são mostradas microdurezas do metal de solda da condição 12 com deposição de AISD próximo à interface metal de solda/substrato, próximas à linha de fusão, ao longo de todo o revestimento.

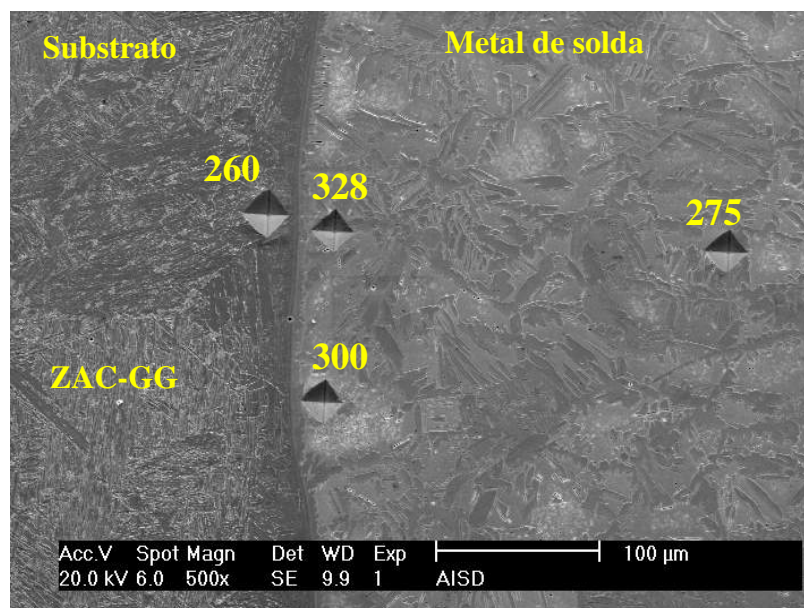
Figura 104 – Microdurezas na interface ao longo do revestimento para a condição 12 com deposição de AISD.



Fonte: Próprio autor.

Foram observadas microdurezas variando de 250 a 330 HV0,1 em grande parte das impressões, e em apenas uma posição foi detectada microdureza um pouco mais elevada, chegando a um valor próximo de 375 HV0,1. O valor médio de microdureza foi de  $288 \pm 22$  HV0,1. Desta forma, os resultados podem ser considerados satisfatórios, ocorrendo raras regiões com microdureza excessiva, e resultando em um metal de solda com boa resistência mecânica. Na Figura 105 são mostradas impressões próximas à interface para a liga AISD.

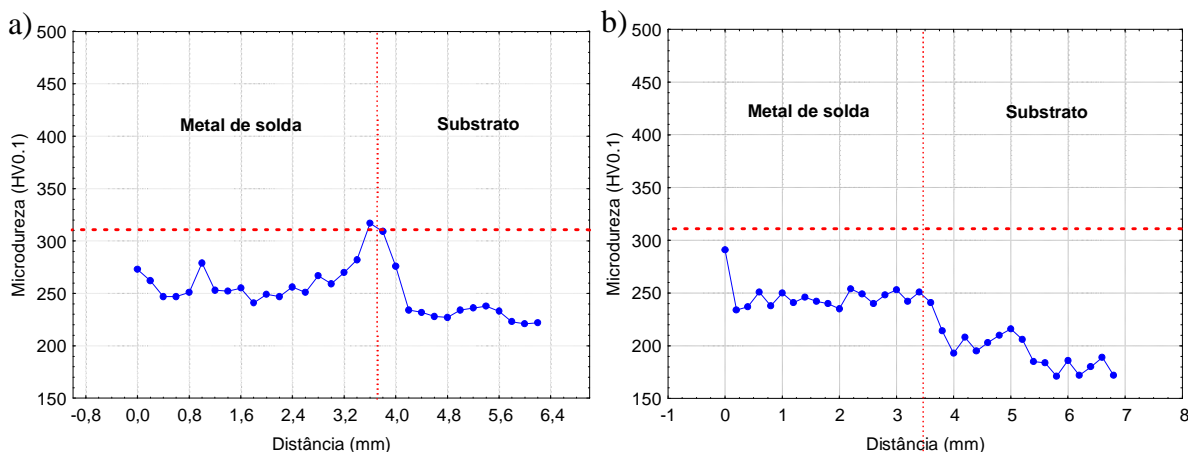
Figura 105 – Microdureza próxima à interface para a liga AISD.



Fonte: Próprio autor.

Na Figura 106 são mostrados os gráficos dos perfis de microdureza do metal de solda do primeiro e último cordão soldados com os parâmetros da condição 12 e com deposição de AID.

Figura 106 – Perfis de microdureza para condição 12 depositado com AID. a) primeiro cordão; b) último cordão.



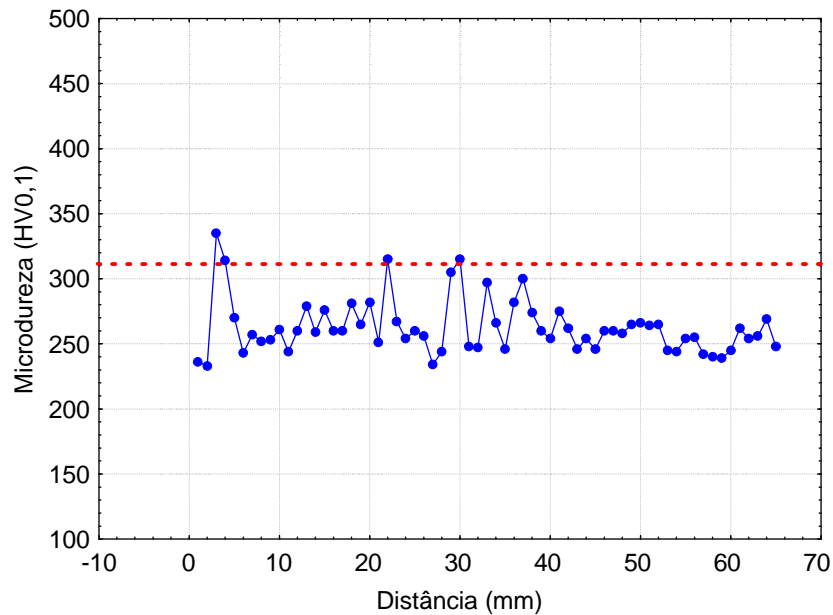
Fonte: Próprio autor.

Também pode ser observado que o metal de solda apresentou microdurezas superiores ao metal de base. No metal de solda do primeiro cordão, a microdureza média foi de  $263 \pm 21$  HV<sub>0,1</sub> e no último foi de  $244 \pm 14$  HV<sub>0,1</sub>. Não foram observadas microdurezas excessivamente elevadas, superiores a 310 HV<sub>0,1</sub>, como recomendado, com exceção de uma medida no primeiro cordão de solda, que obteve um pico de microdureza próximo à interface, com um valor um pouco acima de 310 HV<sub>0,1</sub>. Este comportamento pode ter sido resultado do maior percentual de diluição nesta região que pode ter contribuído para uma maior microdureza, devido à difusão de carbono do substrato para o metal de solda, como reportado na literatura (SRINIVASAN *et al.*, 2006; WANG *et al.*, 2010; KURT & ÇALIK, 2009).

Do mesmo modo que ocorreu no AISD, a microdureza do primeiro cordão foi maior que o último, em média, e as microdurezas dos revestimentos de AISD foram superiores aos revestimentos soldados com AID, devido aos elementos de liga provenientes no AISD, como o cromo, molibdênio, níquel e nitrogênio, que resultam em uma microestrutura com maior microdureza (LEFFLER, 2005; VAROL *et al.*, 1989; MORENO, 2004; SILVA, 2011).

Na Figura 107 são mostradas microdurezas do metal de solda da condição 12 com deposição de AID próximo à interface metal de solda/substrato, próximas à linha de fusão, ao longo de todo o revestimento.

Figura 107 – Microdurezas na interface ao longo do revestimento para a condição 12 com deposição de AID.

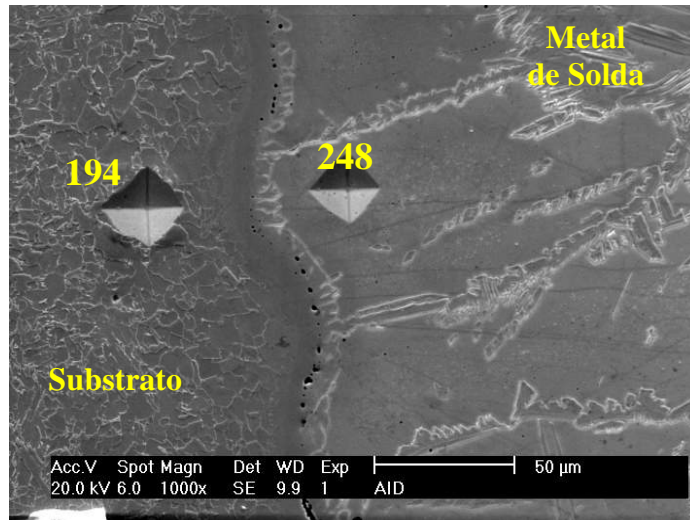


Fonte: Próprio autor.

Foram observadas microdurezas variando de 240 a 340 HV0,1. Em apenas uma medida foi detectada uma região com excessiva microdureza, chegando a um valor próximo de 340 HV0,1. A microdureza média das impressões foi  $262 \pm 21$  HV0,1, sendo inferior ao obtido nos revestimentos de AISD, como esperado. Desta forma, os resultados podem ser considerados satisfatórios, ocorrendo raras regiões com microdureza excessiva, e resultando em um metal de solda com boa resistência mecânica. Os resultados foram similares a esses em todas as condições soldadas nos revestimentos.

A Figura 108 mostra a impressão de microdureza realizada próxima à interface em uma região de elevado teor de ferrita. No substrato, próxima à linha de fusão é observada uma região mais clara, evidenciando uma região com descarbonetação que contribuiu para uma microdureza mais elevada no metal de solda, próximo à interface.

Figura 108 – Microdureza próxima à interface para a liga AID.

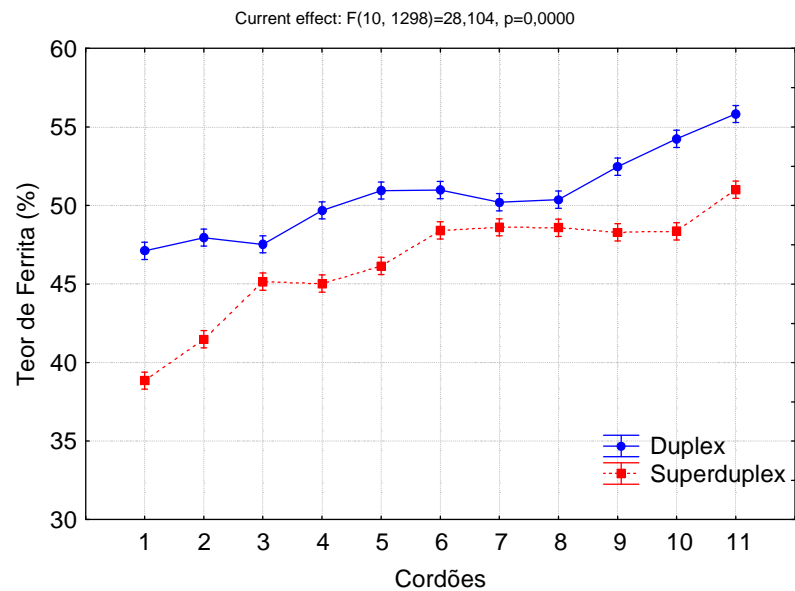


Fonte: Próprio autor.

#### 4.5.2.3.2 Teor de ferrita

Na Figura 109 é mostrado o gráfico comparando o teor de ferrita em relação às duas ligas (AISD e AID), ao longo de todo o revestimento.

Figura 109 – Teor de ferrita ao longo dos passes para as ligas AISD e AID.



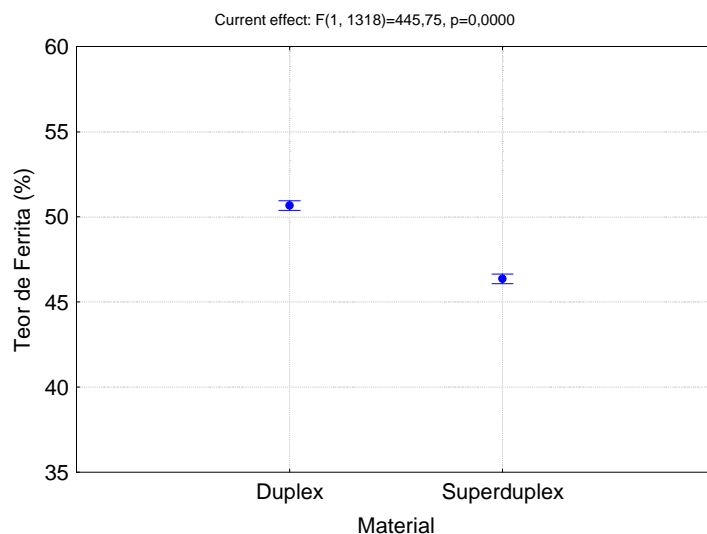
Fonte: Próprio autor.

Pode-se observar que os primeiros cordões depositados apresentaram menores teores de ferrita em comparação com os últimos. O primeiro cordão de solda sofre influência

do ciclo térmico dos passes laterais seguintes, ocorrendo aquecimento e resfriamento subsequentes, promovendo uma maior formação da fase austenítica. O último cordão de solda não sofre influência de passes subsequentes, e a fração de fase austenítica é menor em comparação com os primeiros cordões. Foi observada variação de 38,9 a 51% de teor de ferrita para o AISD e de 47,1 a 55,8% para o AID, logo o balanço de fases obtido foi satisfatório para ambas as ligas, principalmente para o AID, que os resultados foram próximos de 50%. Vale salientar também que os primeiros cordões de solda apresentaram maior diluição em comparação com últimos cordões depositados, de modo que há diferença em relação à composição química do metal de solda.

Na Figura 110 é mostrada a diferença do teor de ferrita, comparando as duas ligas, de modo que o aço inoxidável duplex apresentou níveis maiores de teor de ferrita em comparação com o superduplex. Uma possível explicação é que em média, a maior tensão de arco proveniente da utilização de pó AISD, devido à menor granulometria, ocasionou maior potência e conseqüentemente menor velocidade de resfriamento, proporcionando maior quantidade de austenita no metal de solda. Além disso, a relação  $Cr_{eq}/Ni_{eq}$  é maior para o AID do que o AISD, como recebido, sendo um indicativo para a contribuição do maior teor de ferrita no AID em relação ao AISD, sendo que este pode ter uma solidificação ferrítica-austenítica. A adição de elementos de liga e a diferença das velocidades de resfriamento na região do metal de solda afetam o equilíbrio do balanceamento de fases e, conseqüentemente, a microestrutura solidificada não tem as mesmas frações volumétricas.

Figura 110 – Teor de ferrita no metal de solda para a liga AISD UNS S32760 e AID 1.4462.



Fonte: Próprio autor.

#### 4.5.2.3.3 Microestruturas dos revestimentos do AISD

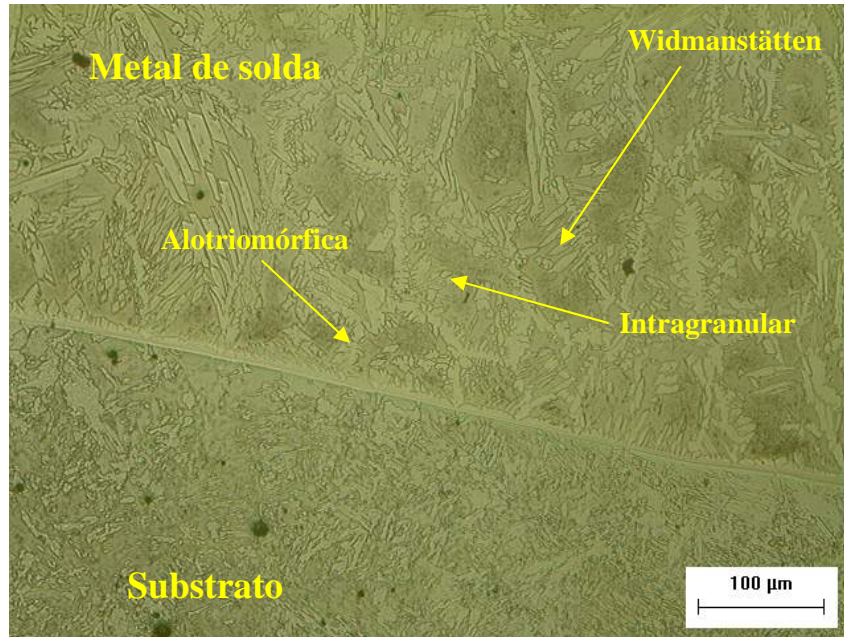
Além da busca de uma energia de soldagem ótima, deve-se ainda considerar o fato de que, na soldagem multipasse, o revestimento é submetido a vários ciclos térmicos. Isto significa que a região soldada passa por aquecimentos e resfriamentos consecutivos, comumente pouco controlados. Tais variações de temperatura podem modificar a microestrutura original e, conseqüentemente, afetar o desempenho, modificando suas propriedades.

Durante o aquecimento, a transformação da austenita para ferrita ocorre geralmente por difusão dos elementos de liga intersticiais e substitucionais. Destes elementos de liga, a difusão do nitrogênio, principalmente, controla esta transformação no aquecimento (PALMER *et al.*, 2004). Esta difusão é afetada pelo ciclo térmico e pela partição dos elementos de liga entre os grãos ferríticos e austeníticos. Na solidificação, três diferentes morfologias básicas de austenita foram observadas no metal de solda: alotriomórfica, Widmanstätten e intragranular. A austenita alotriomórfica, que é formada a altas temperaturas, nucleia heterogeneamente nos contornos de grão da ferrita delta durante o resfriamento, sendo formada possivelmente por um mecanismo de transformação difusional. Depois da austenita alotriomórfica formada, a morfologia Widmanstätten nucleia nos contornos de grão da ferrita delta ou da austenita alotriomórfica pré-existente e cresce ao longo de planos específicos da matriz como placas paralelas (CHEN & YANG, 2002).

Os autores de alguns trabalhos (MUTHUPANDI *et al.*, 2005; UREÑA *et al.*, 2007) verificaram que a adição de nitrogênio e soldagens realizadas em energias mais elevadas proporcionaram uma maior formação de Widmanstätten de placas laterais, pois o tempo de permanência a altas temperaturas é maior, e a presença de nitrogênio facilita a formação de morfologia Widmanstätten. Porém, outros pesquisadores verificaram que maiores taxas de resfriamento proporcionaram maior formação de Widmanstätten, apenas pela alteração da energia de soldagem (LINDBLOM *et al.*, 1991). Logo, dependendo das energias empregadas podem surgir comportamentos diferentes em termos de morfologia presente. Foi observada também, no presente trabalho, a nucleação de austenita intragranular nos grãos de ferrita. Estas são precipitadas a temperaturas mais baixas devido à supersaturação da matriz ferrítica, como foi verificado no trabalho de CHEN & YANG (2002). Na Figura 111 é mostrada a microestrutura na região de interface metal de solda/substrato.



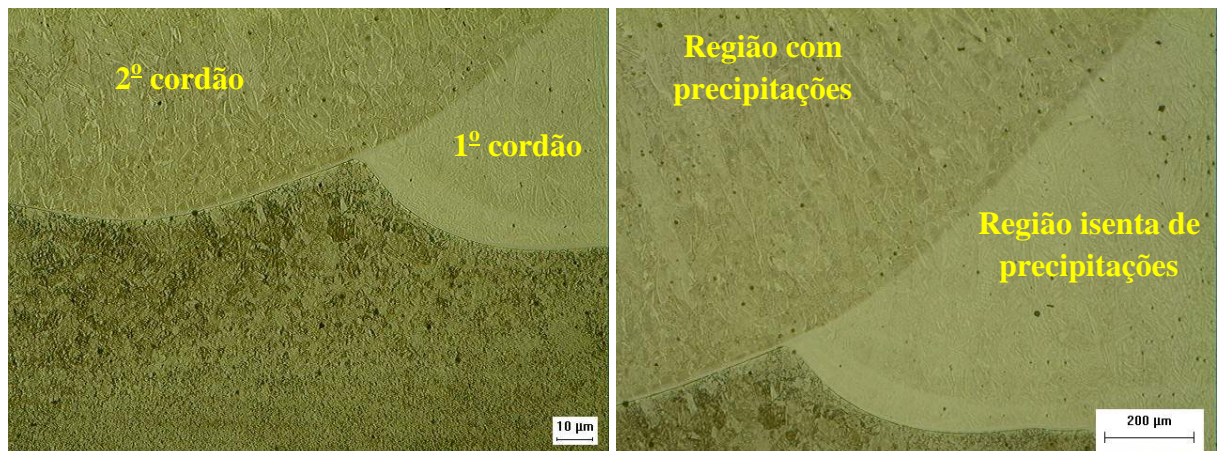
Figura 111 – Microestrutura do metal de solda do primeiro cordão depositado. Aumento de 200X.



Fonte: Próprio autor.

O reaquecimento repetido da Zona Fundida (ZF) pode levar à precipitação de nitretos e fases intermetálicas (RAMÍREZ, 2001; BRANDI & RAMÍREZ, 1997). Em relação ao revestimento de AISD, foi verificada uma quantidade considerável de nitretos no metal de solda. A sobreposição de passes posteriores ocasionou a dissolução de nitretos na região de interpasse, como pode ser visto na Figura 112.

Figura 112 - Sobreposição de passes entre o primeiro e segundo cordão. Aumento de 50X.



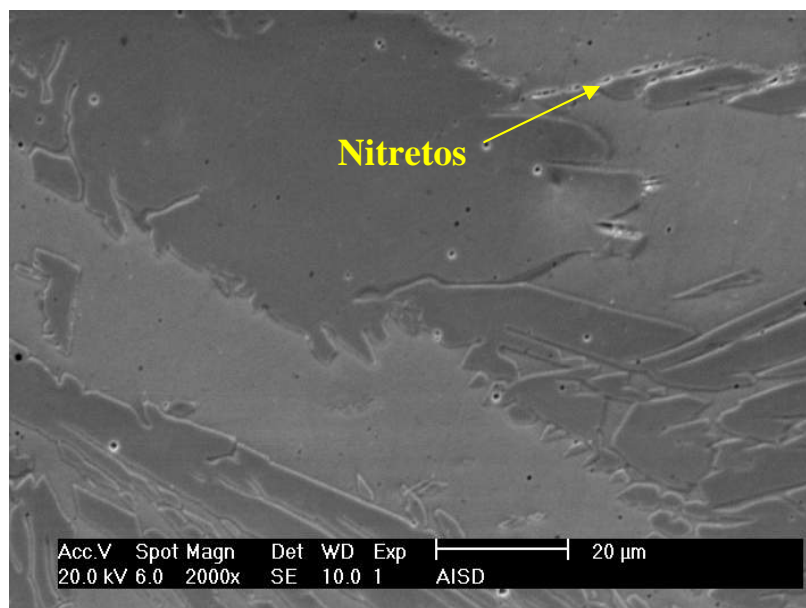
Fonte: Próprio autor.

Ao longo de todo o revestimento foram observadas precipitações de fases no interior dos grãos ferríticos, sendo que pela localização destas partículas e pelo seu formato, pode-se deduzir que são nitretos de cromo. Estes podem precipitar no interior da ferrita, a partir de discordâncias, inclusões, e sub-contornos de grão. Foram observados também sub-contornos de grãos preenchidos por nitretos, mas em menor quantidade, sendo que também foram observados nitretos na interface austenita/ferrita, como verificado na Figura 113, porém em menor quantidade.

O efeito do N deve ser visto com maior cuidado. Como este é um elemento fortemente austenitizante, pode chegar a retardar e diminuir a precipitação de nitretos (LILJAS & QVARFORT, 1986; VAN-NASSAU *et al.*, 1991). Mas, por outro lado, este elemento faz parte do nitreto, e portanto, pode causar o efeito contrário na estabilização do precipitado (NILSSON, 1992; FOCT *et al.*, 1991).

O AISD possui em sua composição química 0,29% de nitrogênio, contribuindo para a formação de nitretos, sendo que a energia empregada teórica foi de 15 kJ/cm e a real de 19,9 kJ/cm, acima da máxima recomendada para soldagem de AISD, porém devido à baixa eficiência térmica do Plasma pó, a energia líquida é baixa, podendo resultar em velocidades de resfriamento mais altas, favorecendo as precipitações de nitretos.

Figura 113 – Nitretos na interface austenita/ferrita no metal de solda no primeiro cordão soldado.



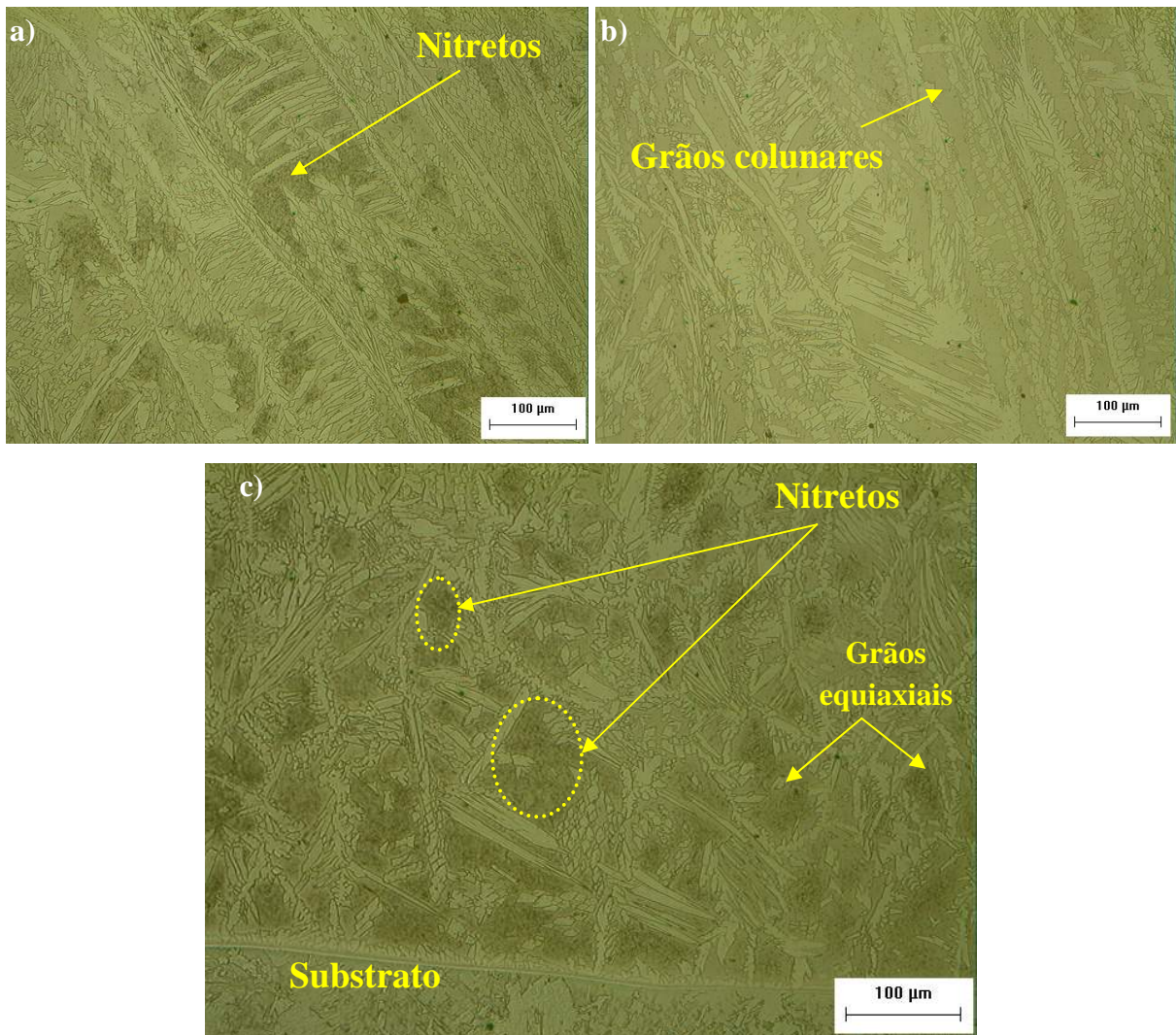
Fonte: Próprio autor.

Nos aços inoxidáveis que não tem na sua composição química elementos com uma elevada capacidade de formação de nitretos (Ti, Nb ou V), o limite de solubilidade do nitrogênio é dado pelo equilíbrio entre a matriz e o  $\text{Cr}_2\text{N}$ . Portanto, quando o teor de nitrogênio supera esse limite, a liga se torna termodinamicamente instável e nitretos podem precipitar entre 600 e 1050°C, sendo a temperatura dependente da composição química da liga. Durante o resfriamento, a partir do campo ferrítico, ocorre uma competição entre a precipitação de austenita e de nitreto de cromo. Se a quantidade de austenita formada for próxima do valor de equilíbrio, praticamente todo o nitrogênio estará dissolvido nela. Como consequência, a quantidade de nitreto de cromo precipitado na ferrita é praticamente nula. Por outro lado, se a precipitação da austenita for retardada ou impedida, geralmente com utilização de energia de soldagem mais baixa, a ferrita torna-se supersaturada em nitrogênio, precipitando nitreto de cromo.

A menor energia de soldagem (15 kJ/cm) proporcionou maior precipitação de nitretos devido à maior velocidade de resfriamento. O reaquecimento posterior não proporcionou dissolução dos nitretos nas regiões mais afastadas da sobreposição, apenas em regiões localizadas, de modo que dependendo da composição química da liga e dos tempos de permanência nas faixas de temperatura de estabilidade dos nitretos, nem todos os nitretos dissolverão e até novas partículas poderão precipitar (RAMÍREZ, 2001). Na Figura 114 é mostrada a microestrutura do metal de solda do 2º cordão depositado, sendo que próximo à linha de fusão são observados grãos ferríticos equiaxiais com elevada quantidade de precipitações no interior e grande quantidade de austenita alotriomórfica. Quando a análise é feita em regiões mais distantes da linha de fusão (Figuras 114a e 114b), nas quais as velocidades de resfriamentos são mais lentas, a quantidade de precipitados é reduzida. Nessas regiões foram observados grãos colunares com quantidades maiores de austenitas intragranulares e de Widmanstätten. Foi observada uma grande heterogeneidade da microestrutura ao longo dos passes no metal de solda, ou seja, em uma mesma micrografia foram encontradas regiões com elevados teores de austenita e em outras regiões com teores mais baixos, bem como diferentes morfologias de austenita devido à sobreposição de passes.



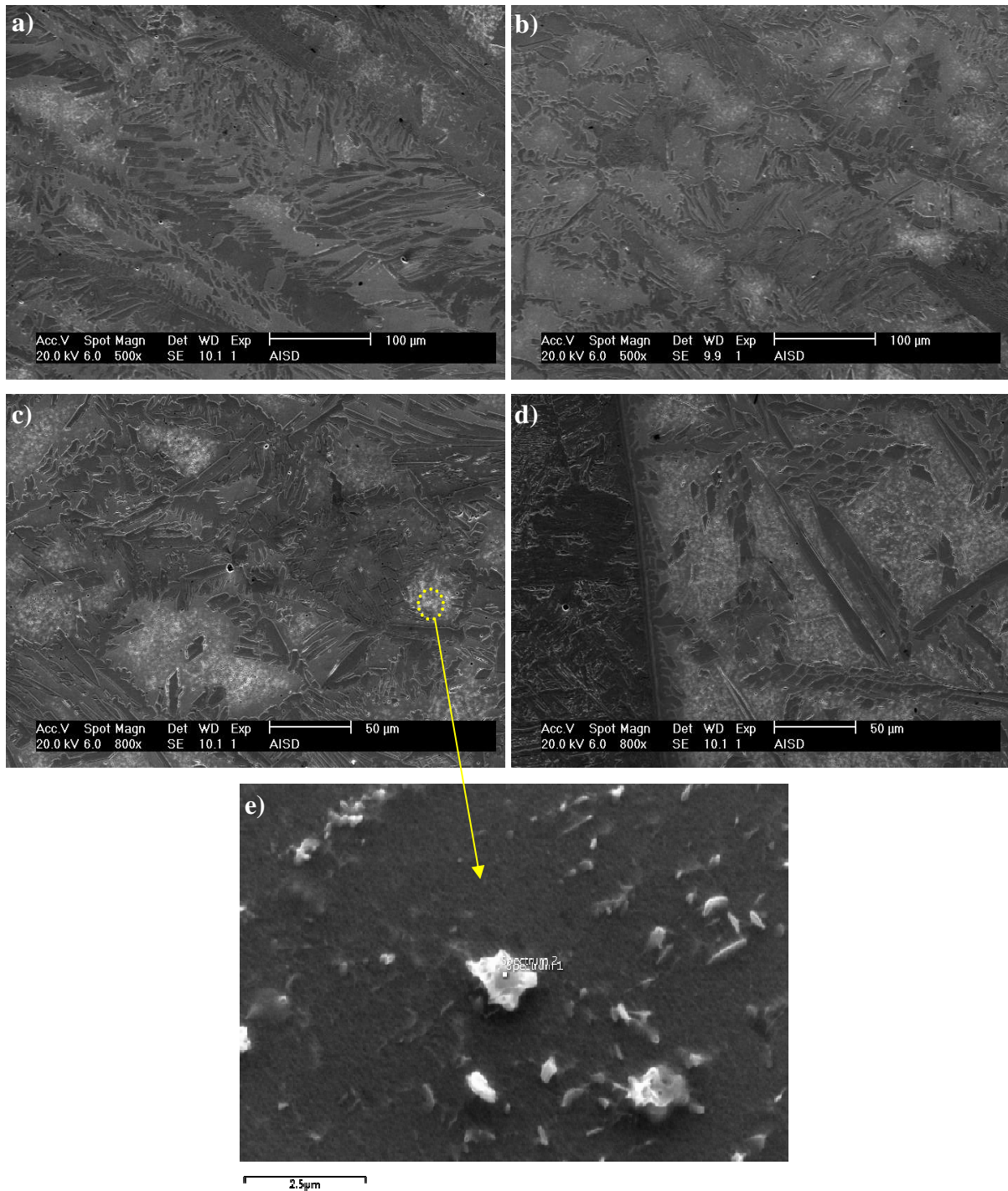
Figura 114 – Microestrutura do metal de solda do 2º cordão. Aumento de 200X. a) metal de solda em uma região intermediária; b) metal de solda perto do topo do cordão; c) metal de solda próximo à linha de fusão.



Fonte: Próprio autor.

Na Figura 115 são mostradas as precipitações em regiões distintas no terceiro cordão depositado, evidenciando a grande concentração de nitretos, principalmente na região próxima à interface (Figura 114b).

Figura 115 – Microestrutura do metal de solda. a) região próxima ao topo com presença de grãos ferríticos colunares; b) região entre o topo do cordão e interface; c) região com grande concentração de nitretos; d) região próxima à linha de fusão; e) nitretos.

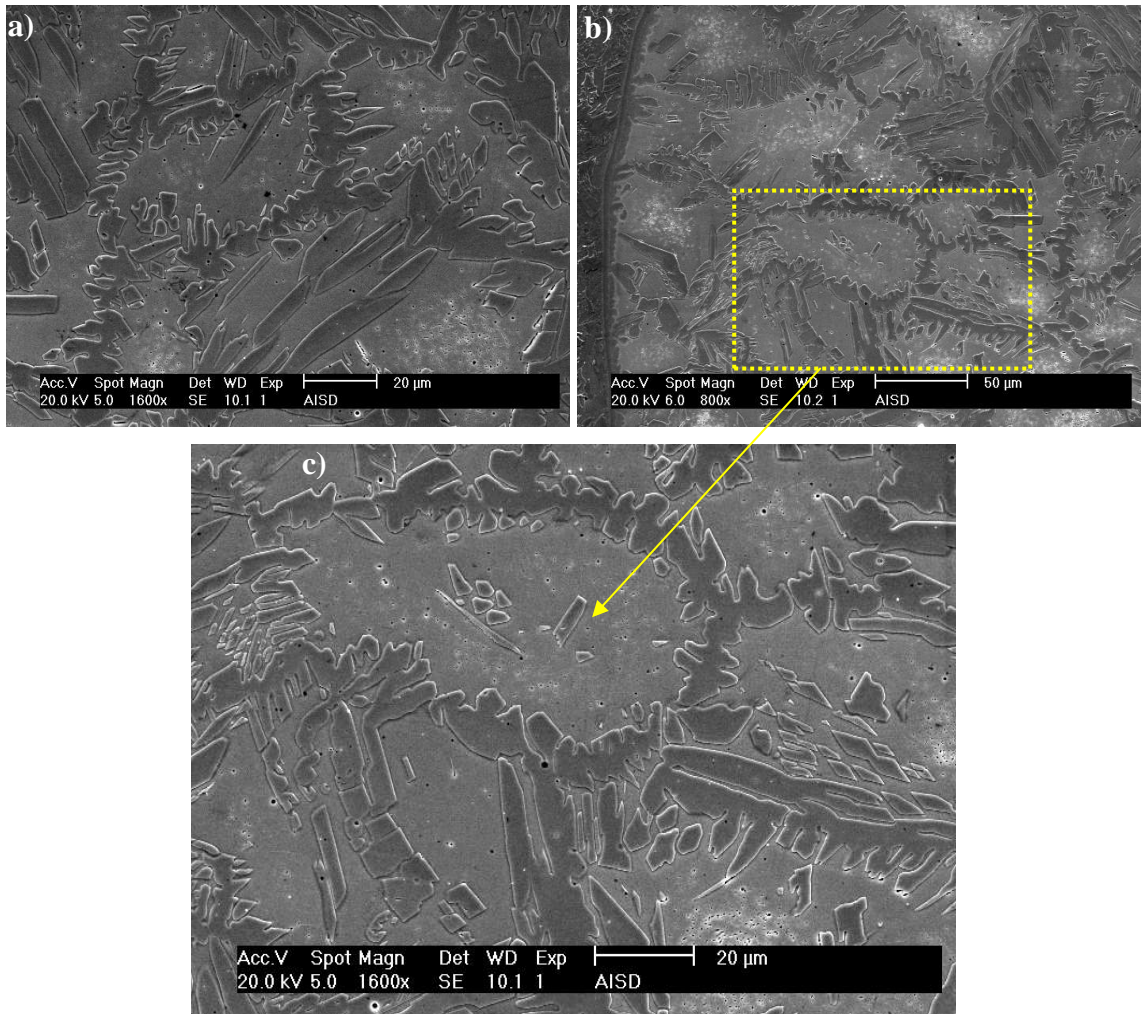


Fonte: Próprio autor.

Na Figura 116 são mostradas micrografias obtidas no MEV, evidenciando a elevada quantidade de precipitados (nitretos) no 5º cordão soldado, próximo à interface.



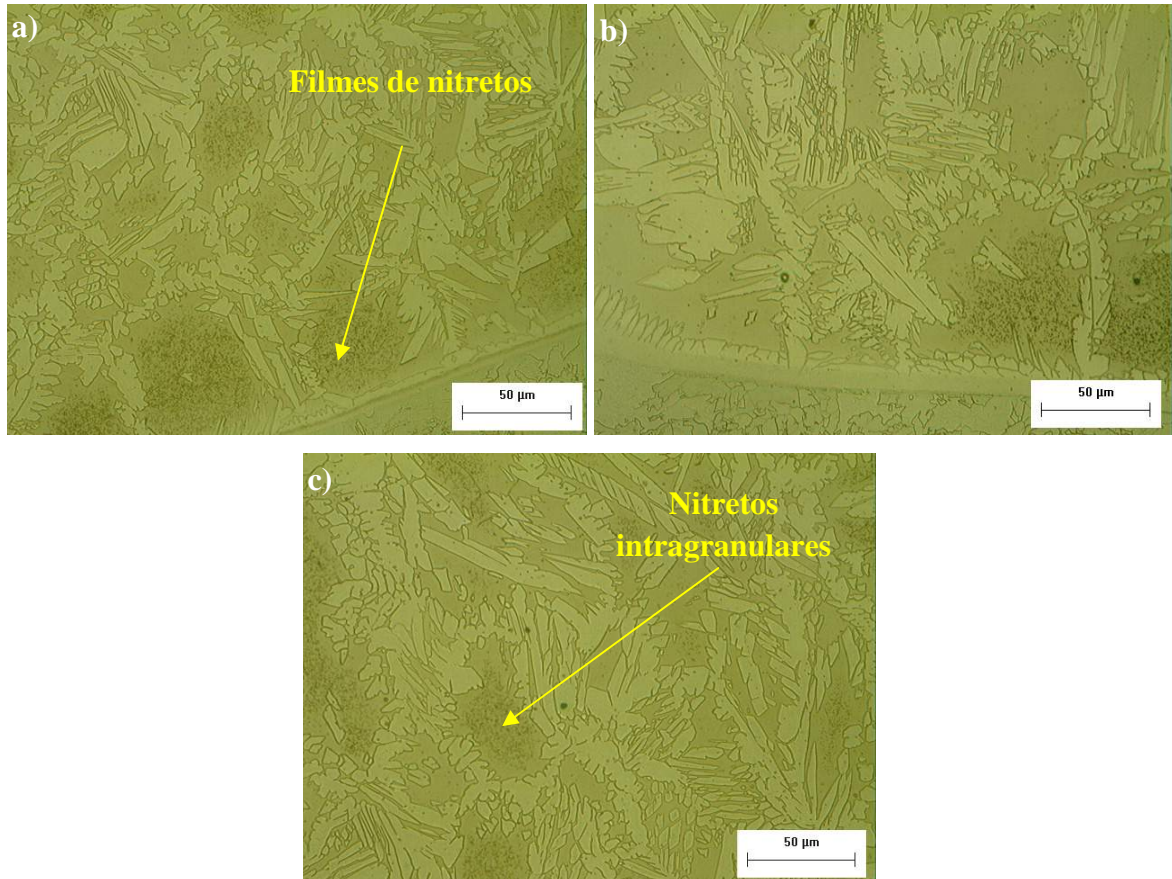
Figura 116 - Microestrutura do metal de solda do quinto cordão de solda do AISD.



Fonte: Próprio autor.

Na Figura 117 é mostrada a microestrutura com aumento de 500X para melhor visualização das precipitações. Foram observados alguns filmes de nitretos nos subgrãos ferríticos. Quanto à influência dos elementos de liga na cinética de precipitação dos nitretos nos AISD, o Cr, Mo e W aceleram a sua cinética de precipitação. Da mesma maneira, o Mo e o W estendem o campo de precipitação destas fases para temperaturas mais elevadas (CHARLES, 1991).

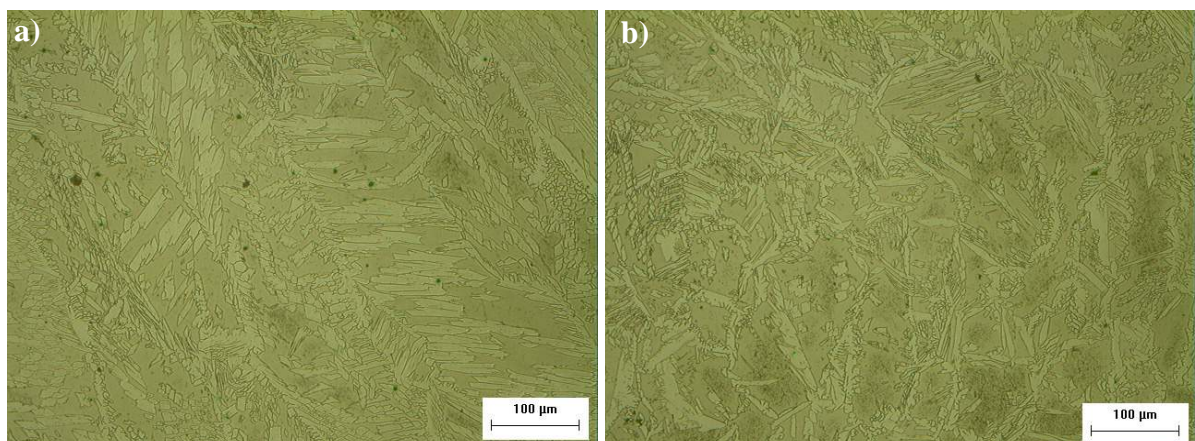
Figura 117- Microestrutura do metal de solda. Aumento de 500X. a) 6º cordão próximo à linha de fusão; b) 7º cordão próximo à linha de fusão; c) 8º cordão de solda.



Fonte: Próprio autor.

Nos últimos cordões depositados foram constatados percentuais maiores da fase ferrítica como indicado pelo ferritoscópio, e também a presença de nitretos, sendo que em algumas regiões ocorreram maior quantidade de precipitações (Figura 118).

Figura 118 – Microestrutura do último cordão depositado (11º cordão). Aumento de 200X. a) região com menor precipitação; b) região com maior precipitação.



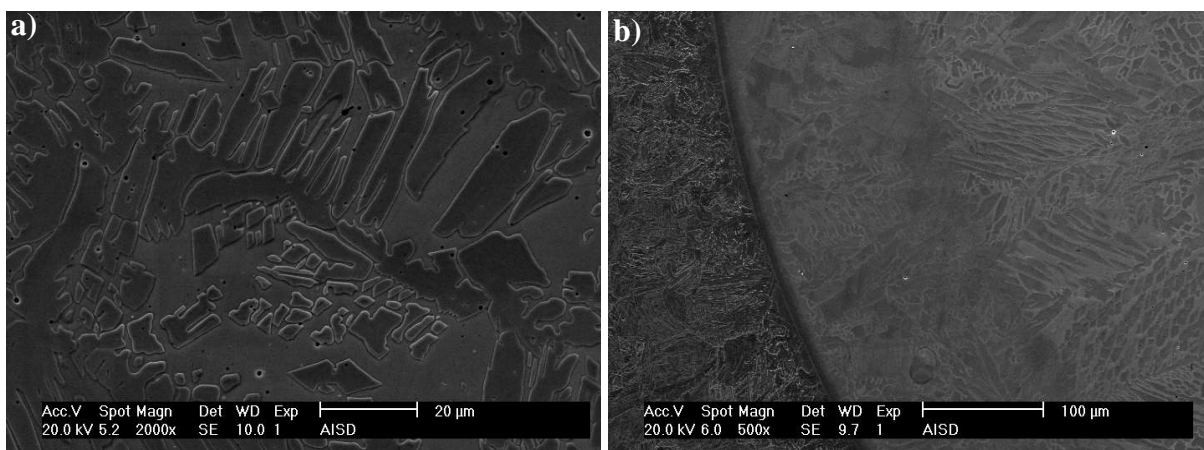
Fonte: Próprio autor.

Na Figura 119 são apresentadas algumas micrografias do último cordão soldado com os parâmetros da condição 12 de energia de 15 kJ/cm. São mostradas regiões com maior teor de ferrita em comparação com o primeiro cordão soldado e placas de austenita de maior tamanho em determinadas regiões, além de poucas precipitações (Figura 119a).

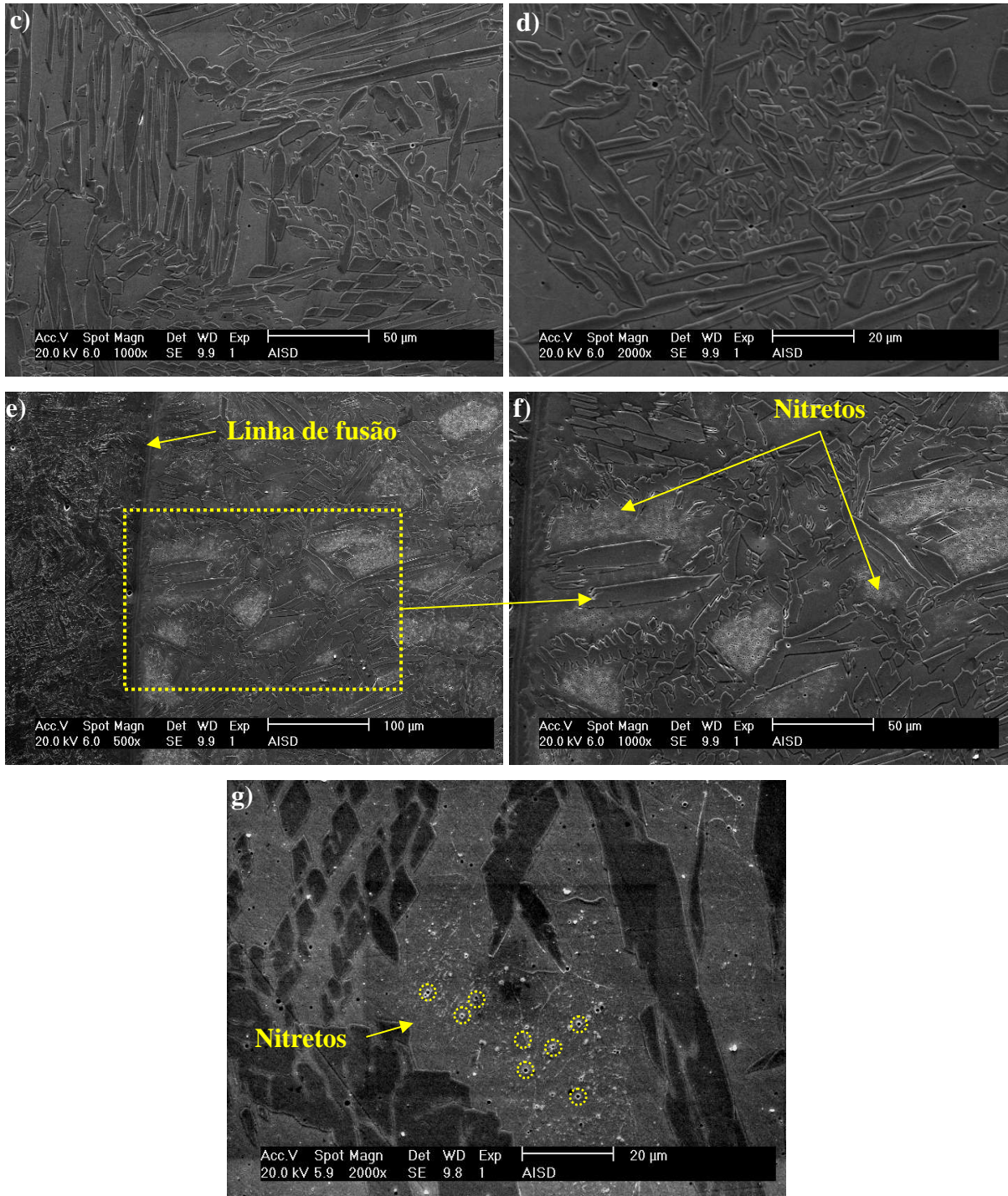
Na Figura 119b é mostrada de forma mais clara, próxima a interface, uma região que possui composição química diferente no metal de solda (aproximadamente 150  $\mu\text{m}$ ), ocasionado pela depreciação de alguns elementos químicos que se difundiram para o substrato. Esta foi a região mais extensa em todo o revestimento analisado em relação à diferença de composição química do metal de solda. Além disso, não são observadas precipitações nesta região.

Nas Figuras 119c e 119d é mostrada outra região do metal de solda, um pouco mais afastada da interface, com bom balanço de fases e ausência de precipitações. Por outro lado, foram observadas presença de nitretos nas Figuras 119e e 119f em determinadas regiões (próximas à linha de fusão). A presença de nitretos nos últimos cordões pode ser relacionado à ausência do efeitos dos passes subsequentes, evitando a dissolução destes precipitados. Na Figura 119g são mostrados nitretos nucleados ao redor de inclusões não metálicas.

Figura 119 - Microestrutura do último cordão depositado obtido por MEV. a) metal de solda, mostrando placas de austenita; b) microestrutura da interface metal de solda/substrato; c) metal de solda com ausência de precipitações; d) metal de solda livre de precipitações com bom balanço de ferrita e austenia; e) região do metal de solda próxima à interface com presença de nitretos; f) aumento da região da figura anterior; g) Precipitação de nitretos a partir de inclusões.







Fonte: Próprio autor.

A presença de austenita secundária ( $\gamma_2$ ) é importante na soldagem multipasse, pois pode acarretar em mudanças de propriedades mecânicas e resistência à corrosão, dependendo da quantidade e composição química desta fase. Nos AID/AISD, durante o resfriamento, parte da fase ferrítica se transforma em austenita primária ( $\gamma_1$ ), obtendo-se uma microestrutura metaestável com elevados teores de ferrita. Desta forma, durante o reaquecimento devido ao processo de soldagem, a austenita secundária ( $\gamma_2$ ) precipita a partir da ferrita (RAMÍREZ, 2001).

Na condição realizada neste trabalho, de energia de 15 kJ/cm, foi observada uma pequena quantidade de austenita secundária intragranular, formando uma “ilha”, quando foi realizada deposição de AISD. Na Figura 120, pode-se observar uma das regiões que foi observada a presença de austenita secundária, próxima ao topo do cordão, por microscopia ótica.

Figura 120 – Austenita secundária no 6º cordão de solda. Aumento de 500X.

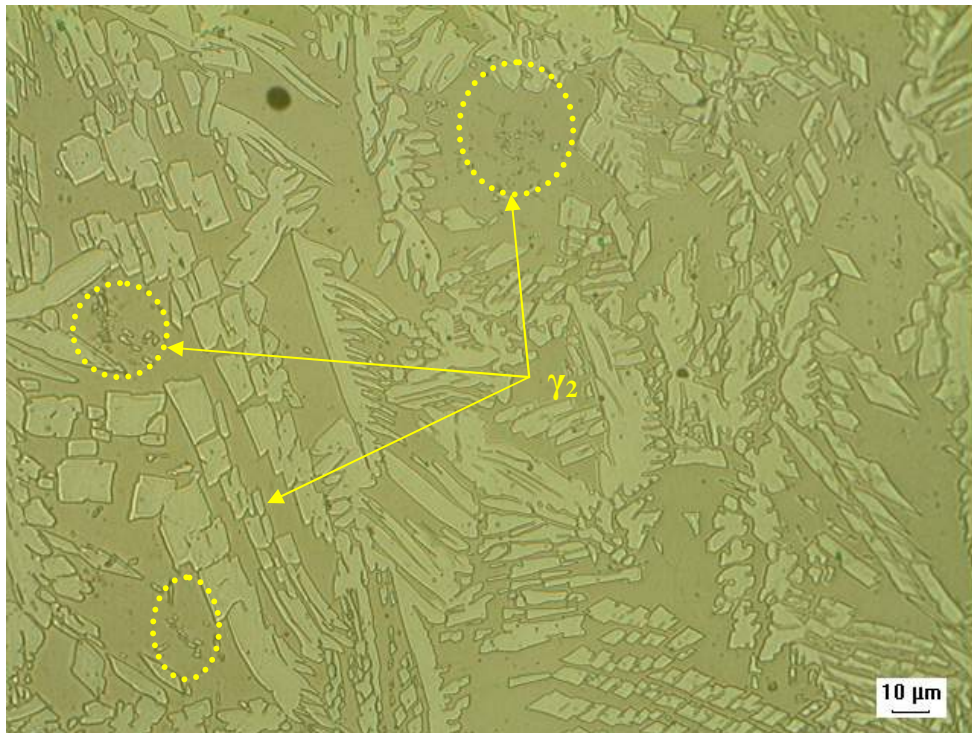


Fonte: Próprio autor.

Os teores de Cr, Mo e N da  $\gamma_2$  formada no metal de solda de um AISD são menores que os da austenita previamente existente ( $\gamma_1$ ) na microestrutura (NILSSON *et al.*, 1994; ATAMERT & KING, 1991). Acredita-se que a precipitação cooperativa do  $\text{Cr}_2\text{N}$  e da  $\gamma_2$  tem uma relação direta com os baixos teores de Cr e N da  $\gamma_2$ , dado que o nitrato retira estes elementos da ferrita, que posteriormente transformar-se-á em  $\gamma_2$ . Desta maneira, a precipitação da  $\gamma_2$  pode levar a uma redução na resistência à corrosão localizada (NILSSON & WILSON, 1993). Na Figura 121, é mostrada outra região, com característica de austenita

secundária, com morfologia peculiar, em região intermediária do cordão, ou seja, entre o topo e linha de fusão.

Figura 121 - Austenita secundária no 6º cordão de solda. Aumento de 500X.

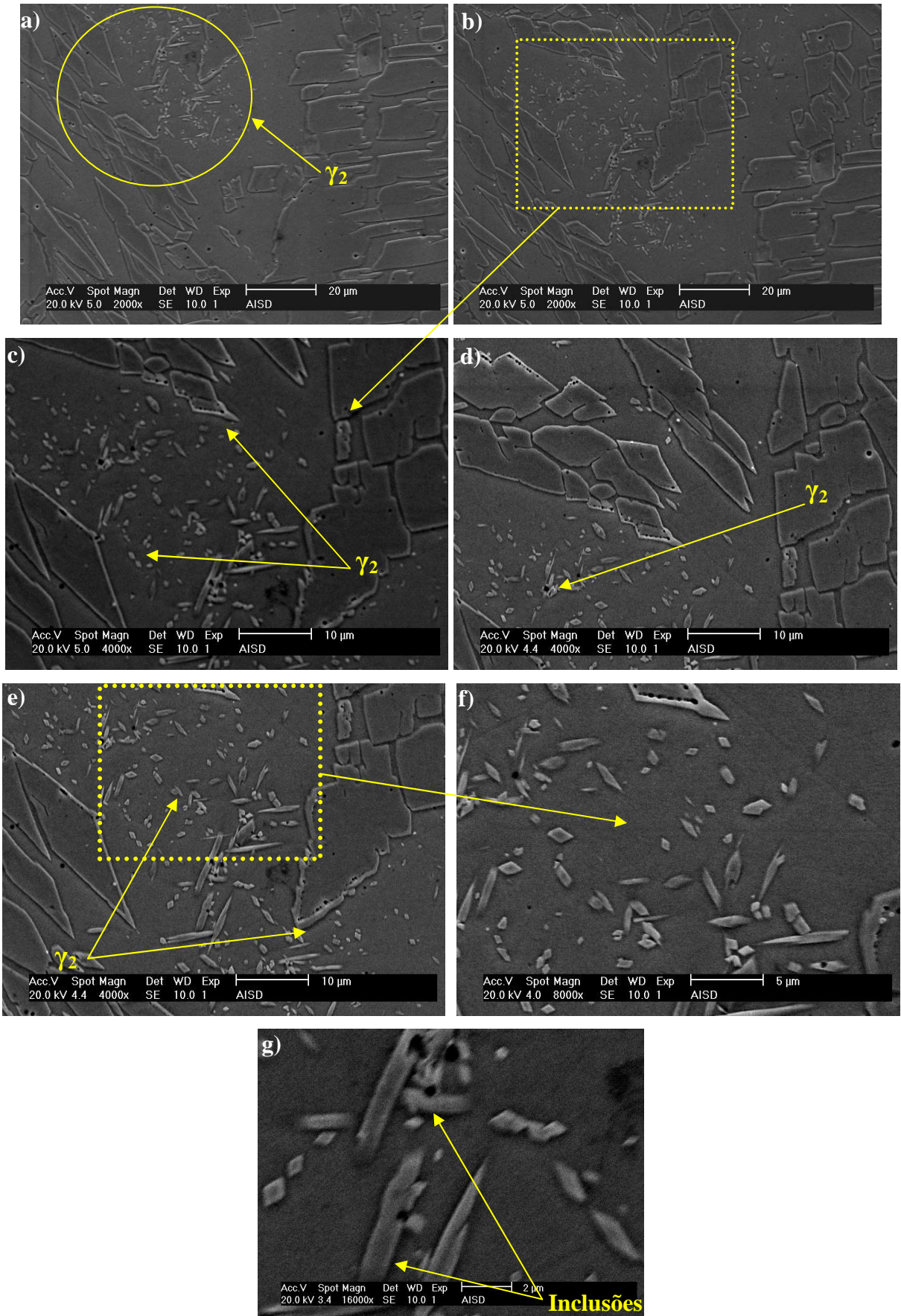


Fonte: Próprio autor.

Na Figura 122 são mostradas micrografias com presença de austenita secundária em regiões bem específicas no metal de solda, verificadas no 7º cordão de solda. Foram evidenciadas presença de  $\gamma_2$  intragranulares e na interface ferrita/austenita. Também foi verificada precipitação de austenita secundária a partir de inclusões, sendo comuns no metal de solda, como também já reportada na literatura (RAMÍREZ, 2001).



Figura 122 – Microestrutura do metal de solda com presença de  $\gamma_2$ .

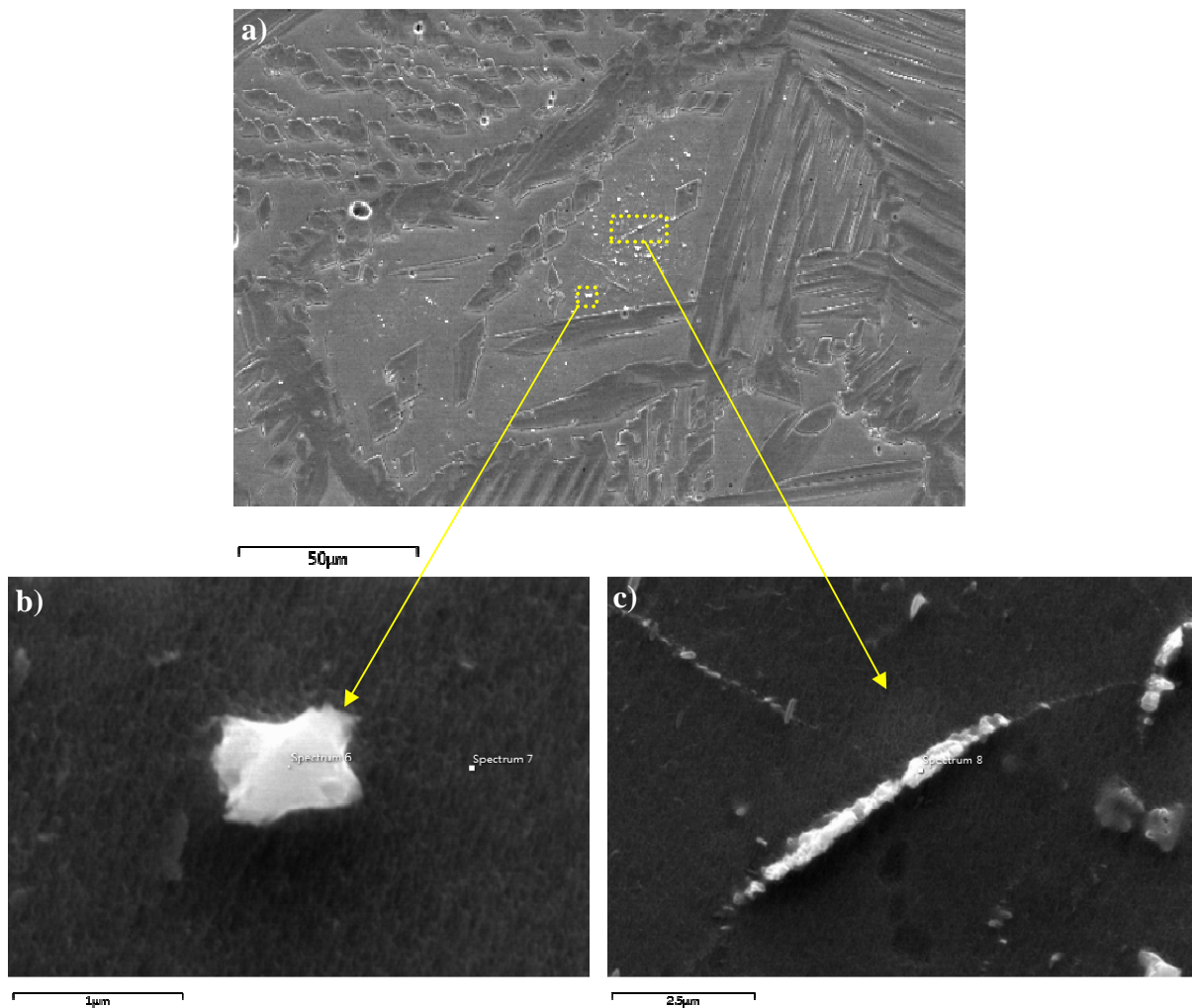


Fonte: Próprio autor.

Foram avaliadas as diferenças em relação às precipitações e composição química da ferrita e austenita entre o primeiro cordão e o último cordão, analisando assim duas regiões totalmente distintas na soldagem de revestimento. O teor de ferrita que é maior no último cordão depositado, influencia nas precipitações existentes, bem como na composição química das duas fases presentes no primeiro e no último cordão. A soldagem multipasse torna a análise bem complexa, sendo que devido à diferença de difusividade e solubilidades dos elementos químicos, a partição destes elementos pode diferir de acordo com a região a ser analisada.

Na Figura 123 é mostrada uma região com presença de nitretos no interior de grãos e nos subgrãos ferríticos. Na Figura 123b é mostrada de forma mais específica um nitreto intragranular presente no grão ferrítico e na Figura 123c um filme de nitreto presente nos subgrãos ferríticos.

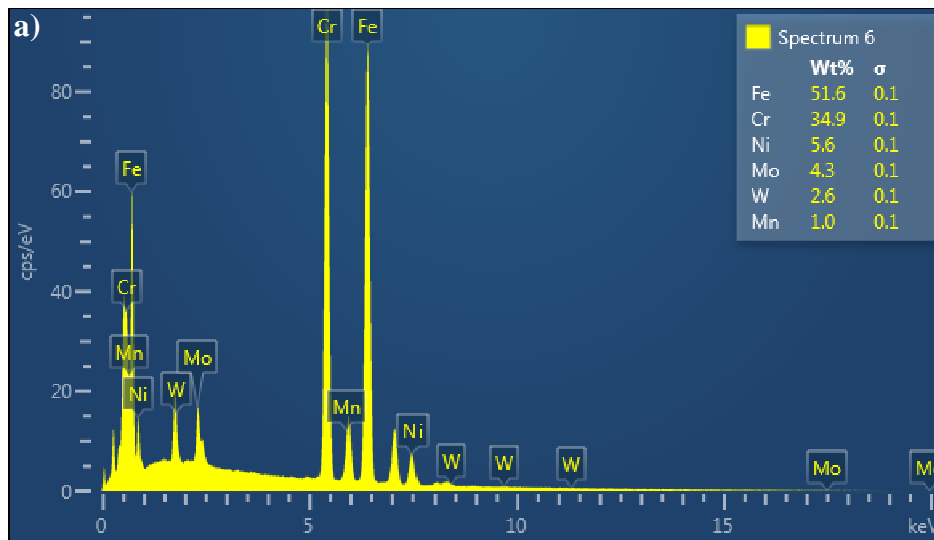
Figura 123 – Microestrutura do metal de solda com presença de nitretos.

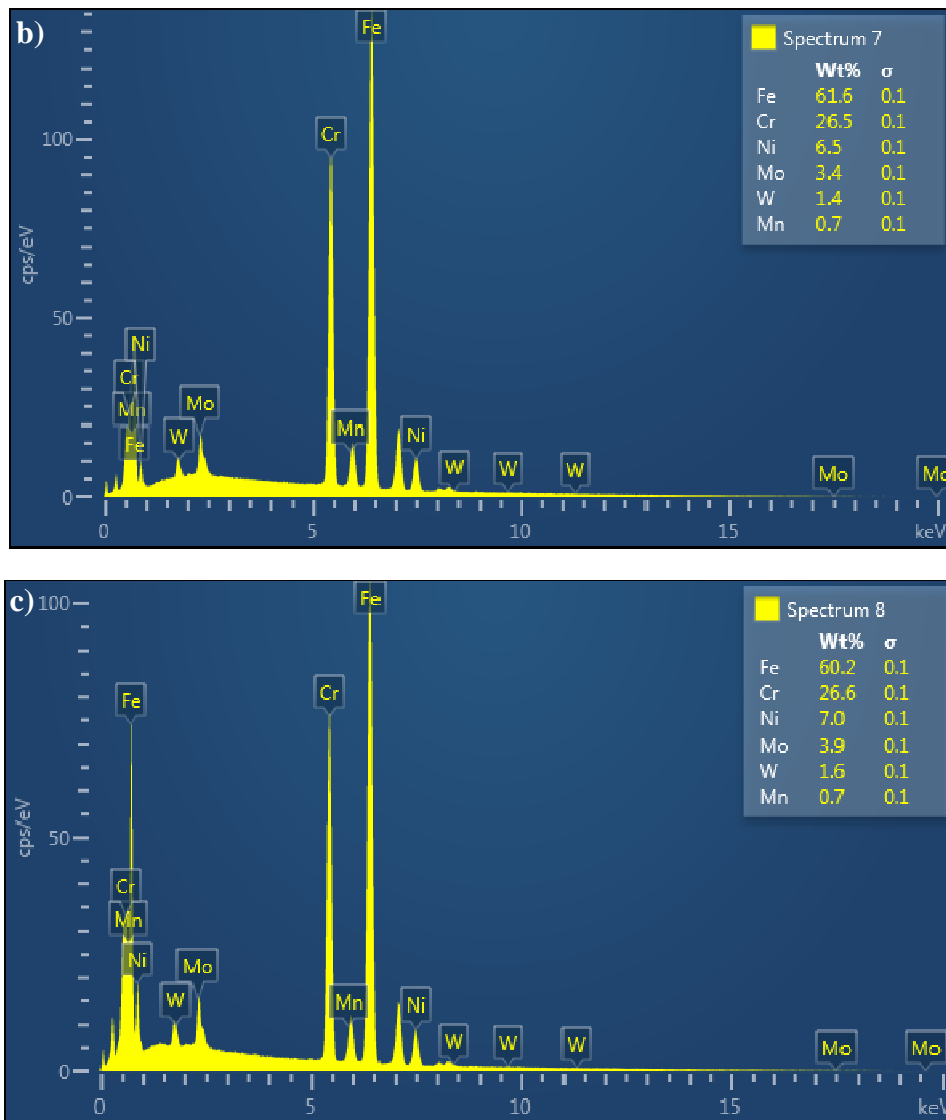


Fonte: Próprio autor.

Foi realizado EDS nos precipitados para avaliar a composição desses elementos também da matriz ferrítica. Na Figura 124a é mostrada a análise de composição química na região central do precipitado. Na Figura 124b é mostrada a análise química na matriz ferrítica, sendo observados menores teores de cromo, molibdênio e tungstênio e maior teor de níquel e ferro em relação ao nitreto. Kikuchi *et al.* (1989) já relataram solubilidade baixa do ferro e níquel dos nitretos de cromo. Também foi observado um teor mais elevado de tungstênio, maior do que a composição obtida do material adicionado, tanto por fluorescência de raios-x (0,7%), quanto pelo fornecido pelo fabricante (0,61%). Este resultado pode estar relacionado com o maior desgaste do eletrodo ocasionado pela maior potência do arco, decorrente do maior nível de tensão. Na Figura 124c é verificada a análise de composição química do filme de nitreto formado no subgrão. No entanto, não foi um comportamento esperado devido ao maior teor de níquel. Possivelmente, devido à pequena largura do filme e volume pequeno do precipitado, pode ter ocorrido comprometimento no resultado de EDS, pois pode ter tido a participação da matriz ferrítica no ensaio.

Figura 124 – Análise química por EDS. a) região central do precipitado intragranular; b) matriz ferrítica; c) filme de precipitado.

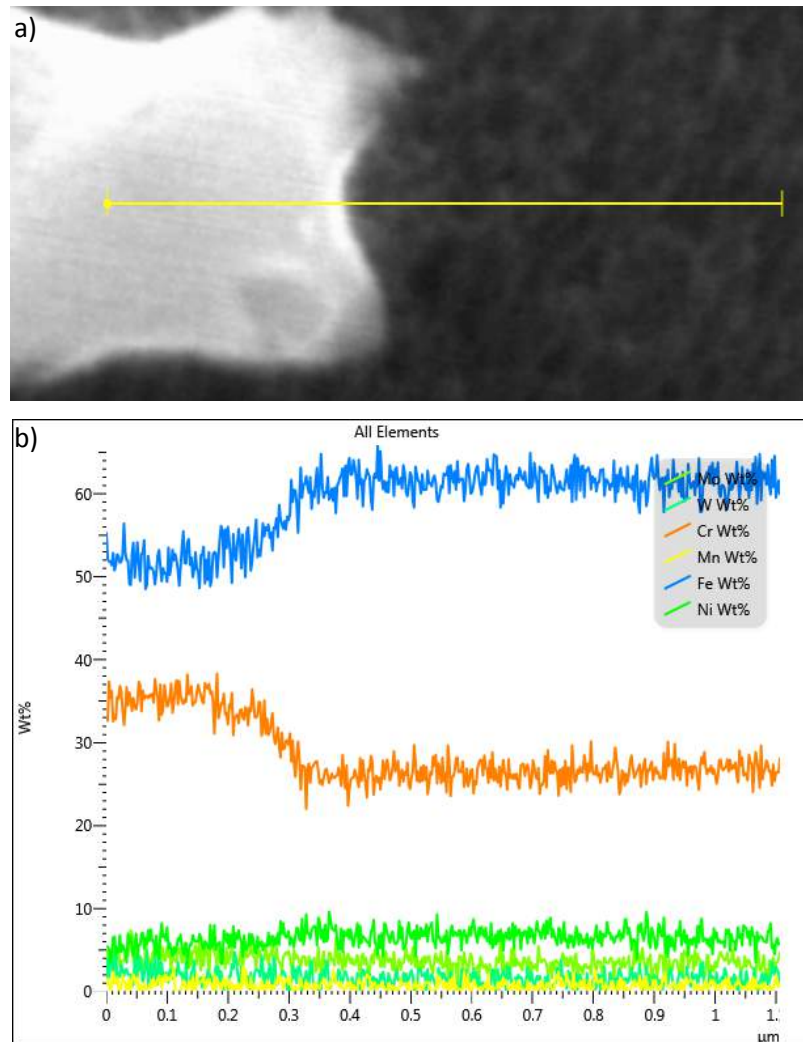




Fonte: Próprio autor.

Seguindo ainda a análise com o precipitado intragranular, também foi realizada uma varredura da composição química ao longo do precipitado até a matriz ferrítica. Na Figura 125 é mostrado o resultado desta análise, sendo observado que no precipitado há depreciação de elementos, como: ferro, principalmente e níquel, além do aumento do teor de cromo e pequeno aumento de molibdênio em relação à fase ferrítica.

Figura 125 – Gradiente de composição química ao longo do nitreto intragranular e matriz ferrítica. a) imagem de MEV indicando o precipitado; b) perfil de composição química.

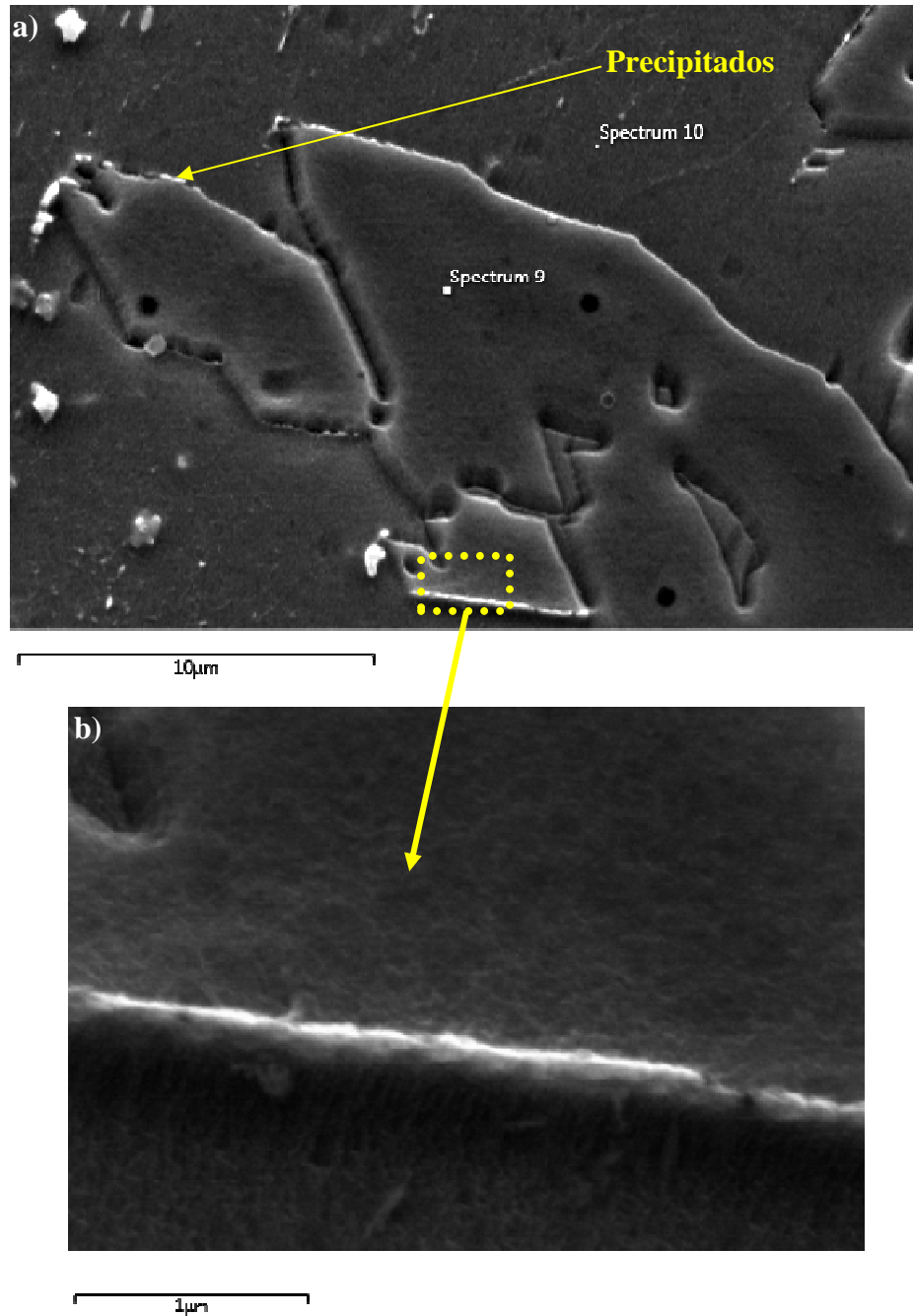


Fonte: Próprio autor.

Foram observadas precipitações de fases na interface austenita/ferrita, sendo denominadas de partículas de segunda fase (também nitretos), do lado da ferrita (Figura 126). Este tipos de precipitados são localizados na interface, onde o crescimento de  $\gamma_2$  não ocorreu. Esta precipitação é favorecida onde o crescimento de  $\gamma_2$  é mais lento.



Figura 126 – Imagem do MEV. a) Precipitados na interface ferrita/austenita e matriz ferrítica; b) ampliação de um filme de nitreto na interface das fases ferrita e austenita.



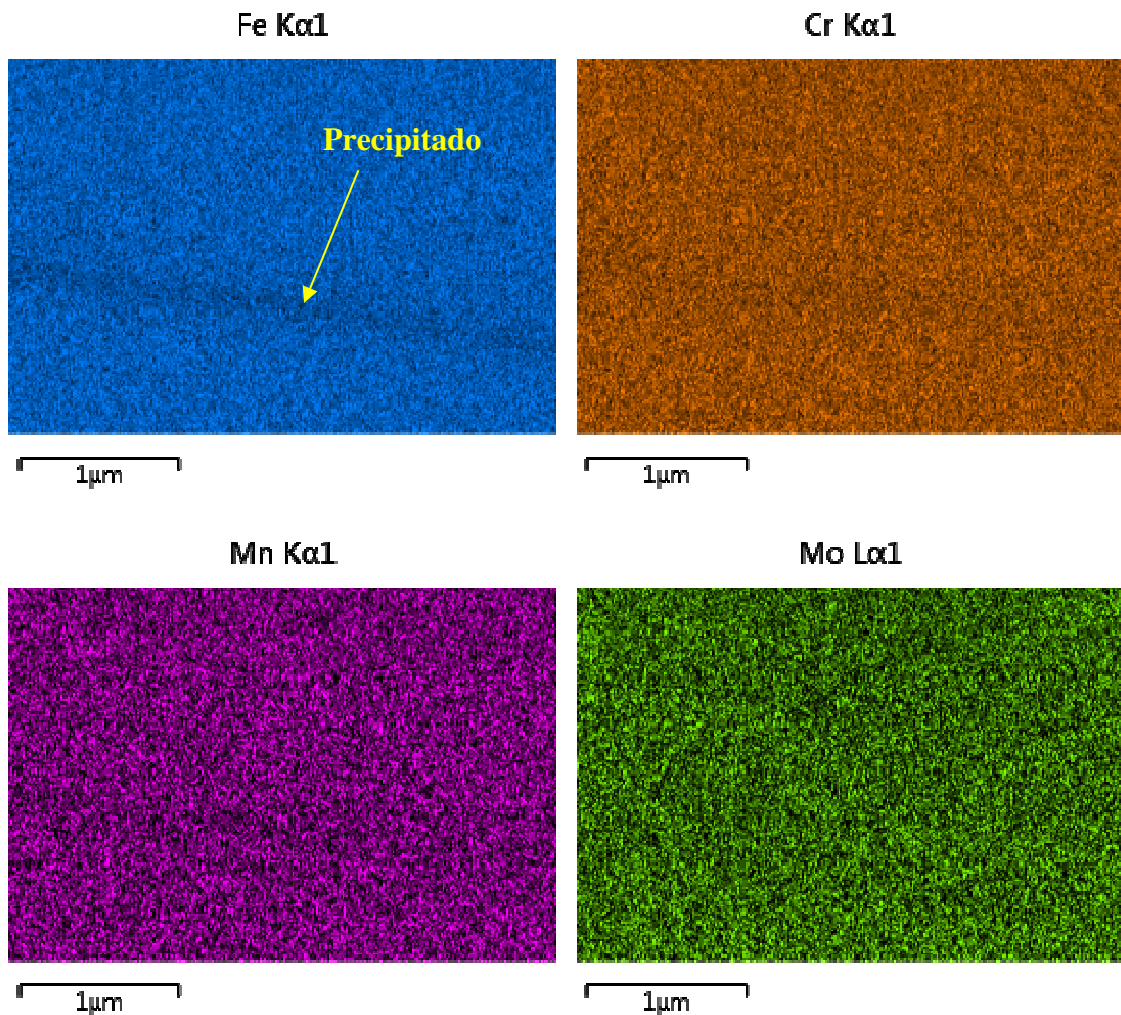
Fonte: Próprio autor.

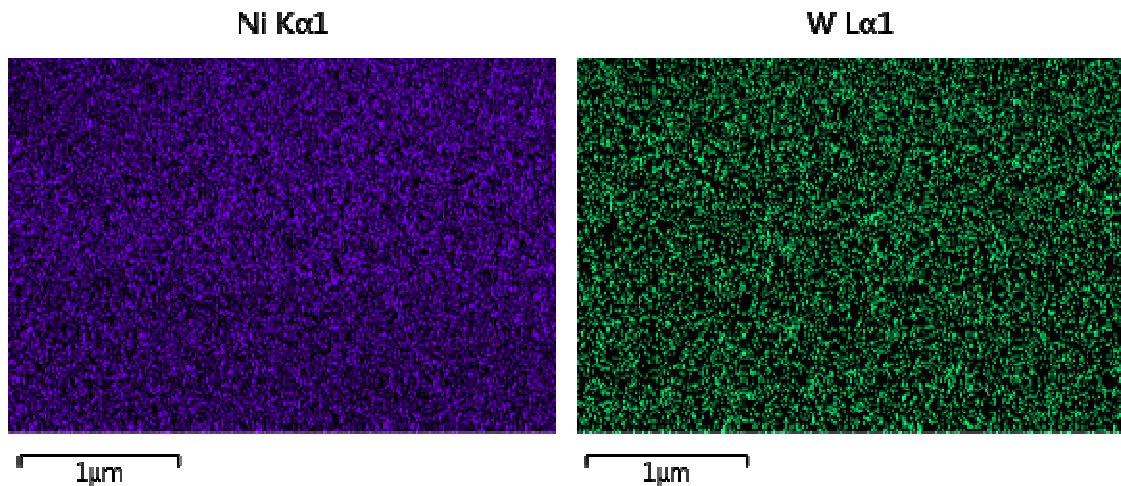
A precipitação de nitretos cresce para dentro da ferrita, empobrecendo a vizinhança em cromo e molibdênio. O nitrogênio presente no precipitado já se encontra na interface, mas a grande maioria deve ser suprida principalmente pela ferrita, sendo que devido à sua elevada difusividade, o suprimento de nitrogênio vem tanto da ferrita ao redor dos precipitados, como do seio da ferrita, a qual está supersaturada deste elemento. Esses

precipitados retiram cromo e molibdênio ao mesmo tempo em que se rejeita o níquel e o ferro para a ferrita adjacente. Logo, a ferrita ao redor dos nitretos fica empobrecida de elementos estabilizadores da ferrita e enriquecida em elementos estabilizadores da austenita.

Na Figura 127 é mostrado o mapeamento químico de um precipitado encontrado na interface, mostrado na Figura 123b. Nesta análise, foi verificada apenas a depreciação do elemento ferro. Para os outros elementos não foram detectadas diferenças de composição química, provavelmente devido à morfologia do precipitado, pois é muito fino, limitando a melhor detecção dos elementos, ou por apresentar menor gradiente de composição química em comparação com precipitados intragranulares.

Figura 127 – Mapeamento químico na região do precipitado no primeiro cordão de solda.

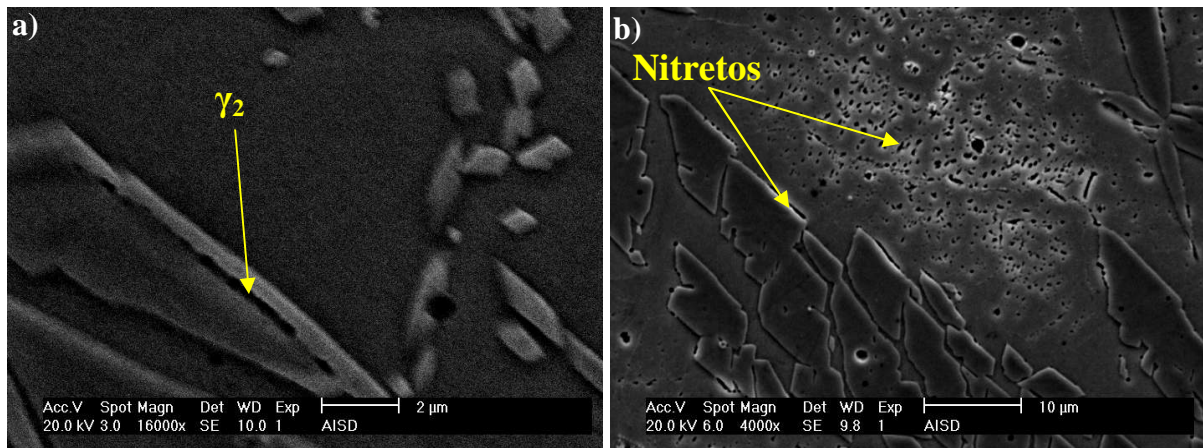




Fonte: Próprio autor.

Na Figura 128 são mostradas algumas regiões que foram observadas alguns “buracos” (cavidades) provenientes da preparação das amostras ou pelo ataque excessivo, sendo observadas facilmente pelo MEV. Este comportamento pode estar relacionada à menor resistência ao ataque químico das precipitações, de modo que este comportamento foi observado na austenita secundária (Figura 128a) e nitretos (Figura 128b).

Figura 128 – Cavidades deixadas por partículas removidas. a) austenita secundária; b) nitretos.

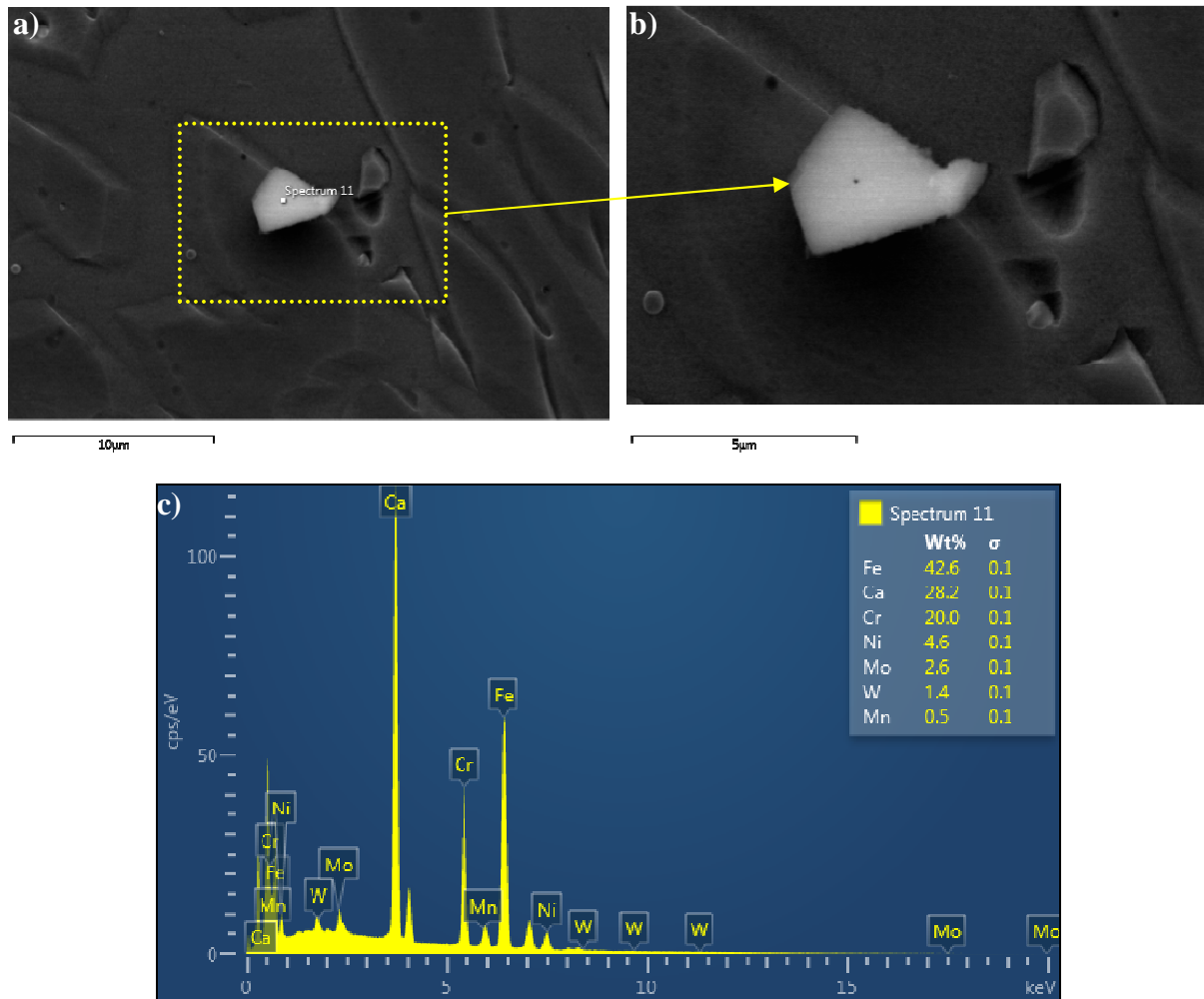


Fonte: Próprio autor.

Foram observadas pequenas inclusões e outras com dimensões um pouco maiores no metal de solda ao longo de todo o revestimento, como apresentado na Figura 129. Foi realizada análise química pontual nesta inclusão. De acordo com a análise de EDS, foi observada presença de cálcio, ferro, e cromo em pesos percentuais maiores. A quantidade de

inclusões pode ser prejudicial nas propriedades mecânicas do metal de solda, contribuindo para menor resistência mecânica e tenacidade.

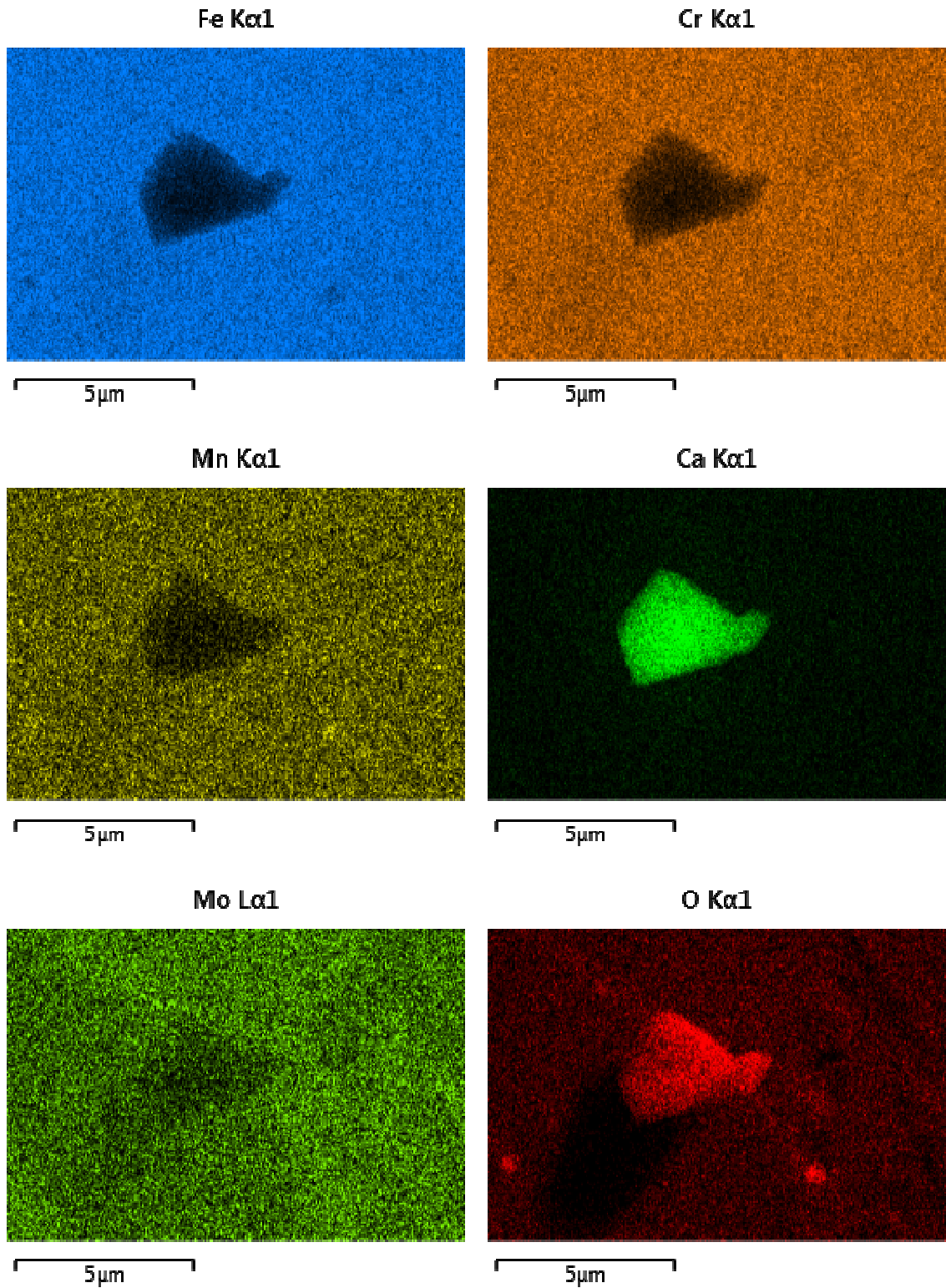
Figura 129 – Inclusão no metal de solda a) interface ferrita/austenita, porém voltada para a austenita; b) ampliação do precipitado; c) análise química pontual da inclusão.

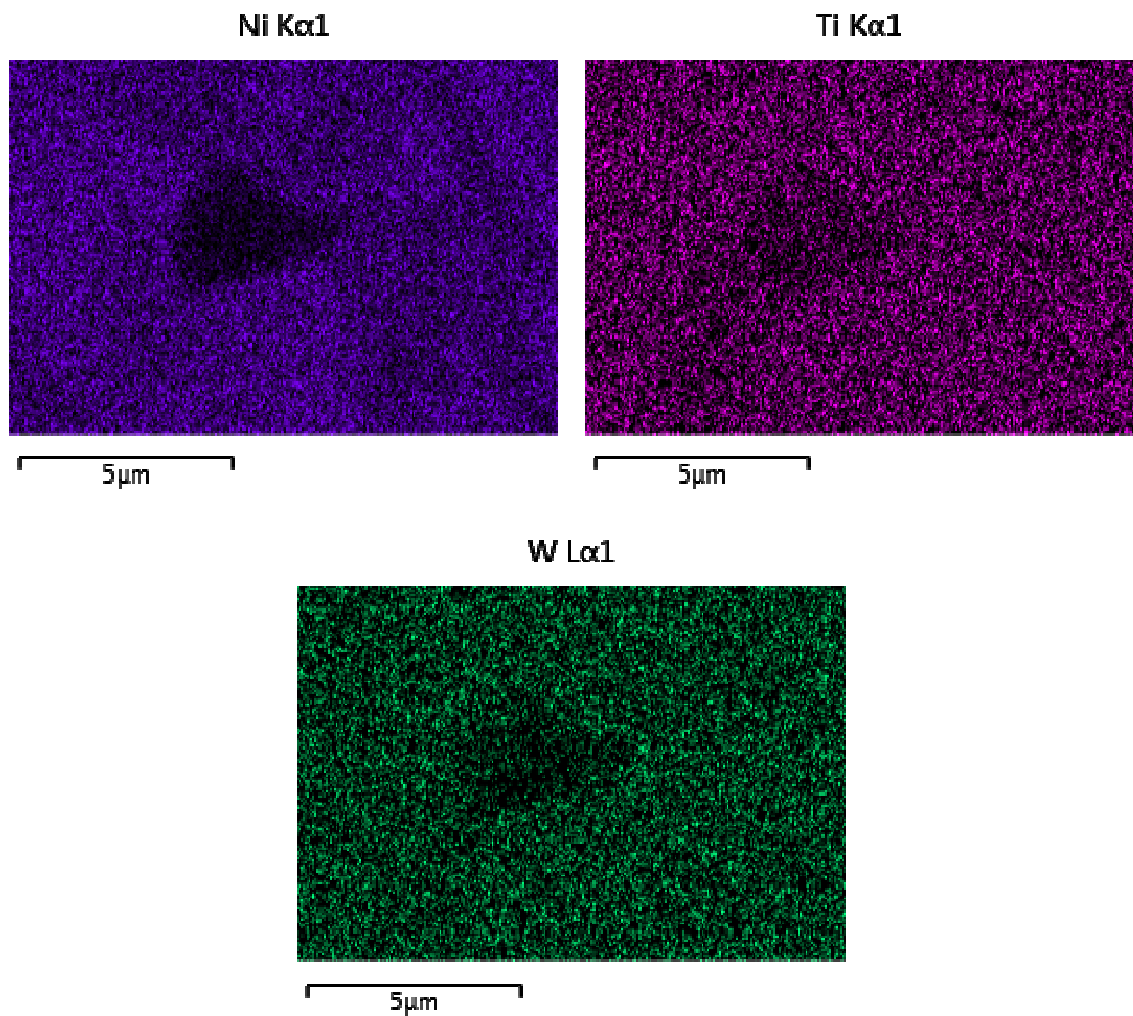


Fonte: Próprio autor.

Em relação à inclusão encontrada anteriormente (Figura 129), foi realizado um mapeamento químico do precipitado obtido por MEV, na Figura 130. foi verificado na inclusão a presença de um óxido com elevado teor de cálcio. Há presença de molibdênio E tungstênio, mas com menores teores em comparação com a matriz.

Figura 130 – Mapeamento químico da inclusão via EDS.





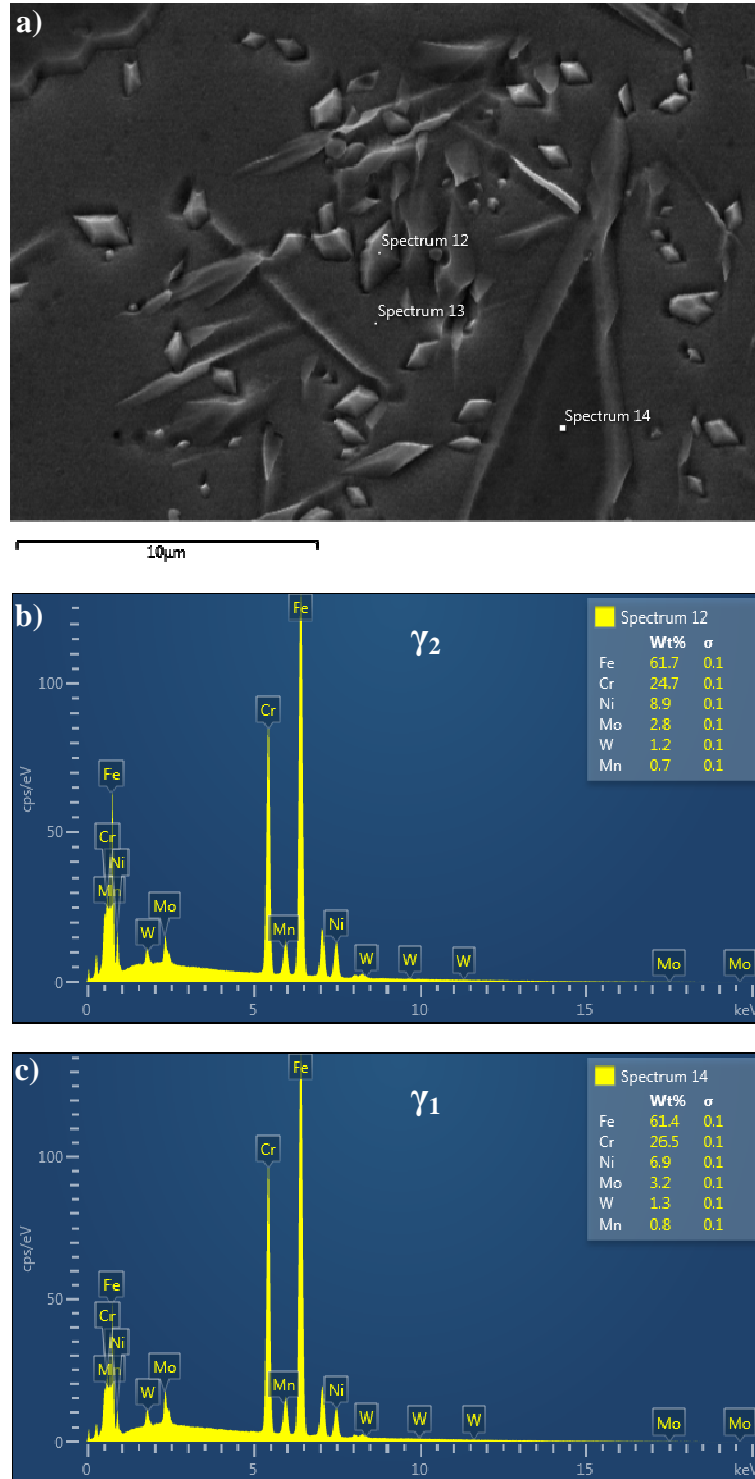
Fonte: Próprio autor.

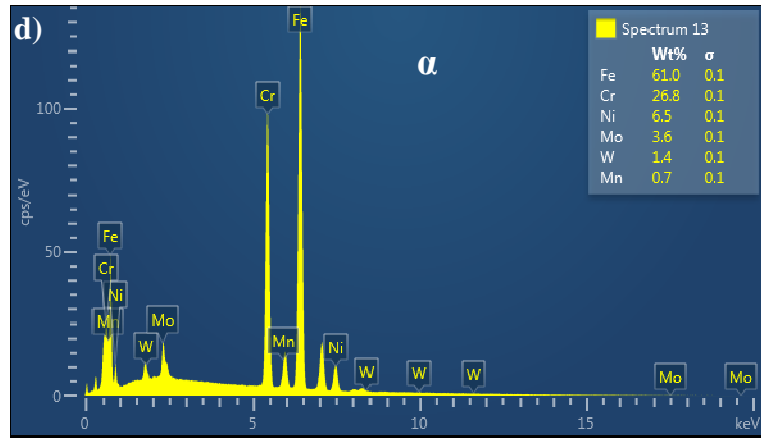
Foi analisada a diferença de composição da austenita secundária intragranular, presente no interior do grão ferrítico, e da austenita primária, como verificado na Figura 131. A Figura 131b apresenta os resultados de composição química por EDS na austenita secundária intragranular. A Figura 131c apresenta resultado da composição química da  $\gamma_1$  com presença de  $\gamma_2$  na interface com a ferrita. Por fim, na Figura 131d é mostrada da composição química da fase ferrítica.

De acordo com os resultados obtidos, foi verificado que há empobrecimento de cromo e molibdênio na  $\gamma_2$ , além do maior teor de níquel, em comparação com  $\gamma_1$ . Em relação à análise química na ferrita, foi observado maior diferença de composição química entre  $\gamma_2$  e  $\delta$ .



Figura 131 – Imagem de micrografia de uma ilha de  $\gamma_2$ . a) detalhe indicando onde foram realizadas as medições por EDS; b) EDS da  $\gamma_2$ ; c) EDS de  $\gamma_1$ ; d) EDS da ferrita.

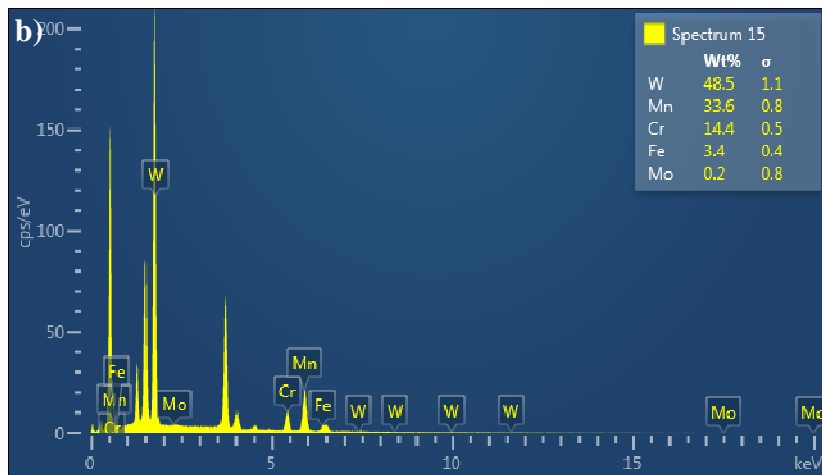
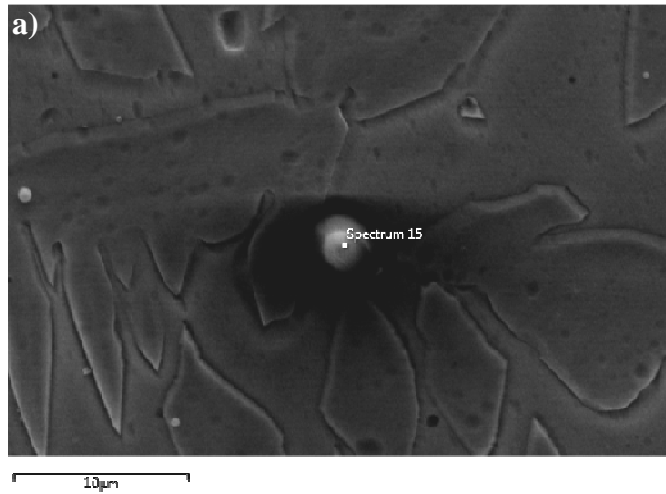




Fonte: Próprio autor.

Outro tipo de inclusão verificada no metal de solda foi rica em tungstênio, manganês e cromo, como verificado na Figura 132.

Figura 132 – Microestrutura do AISD no7<sup>a</sup> cordão de solda. a) inclusão no metal de solda; b) EDS realizado na inclusão.



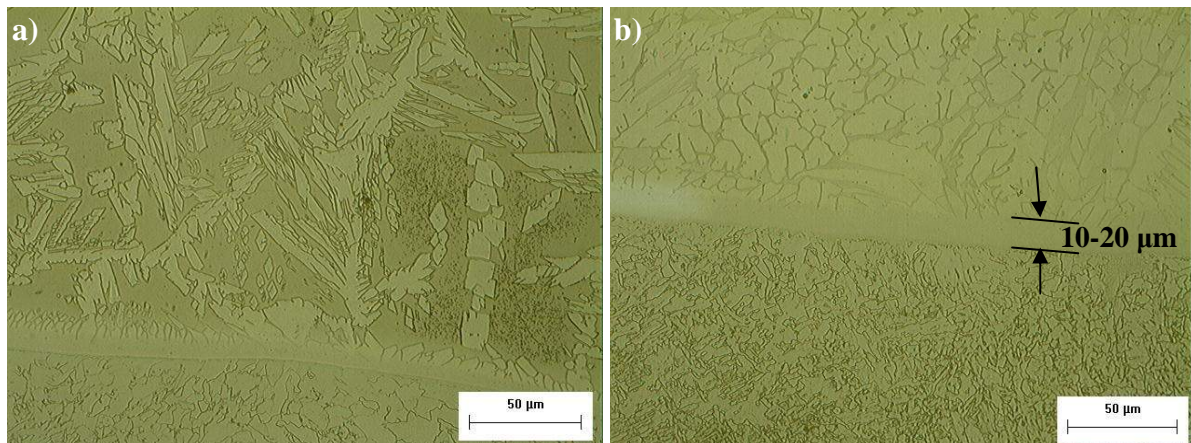
Fonte: Próprio autor.



No interior do metal de solda, próximo à interface, foi observada uma zona de transição clara e lisa, como reportado na literatura na soldagem de materiais dissimilares (YANG & KOU, 2007). Esta região (Figura 133), que pode ser denominada de zona de alta diluição, pode ser de elevada dureza, classificada por alguns autores como zonas frágeis, o que não é o caso deste trabalho (SRINAVSAN *et al.*, 2006; BEAUGRAND *et al.*, 2009). Esta zona também já foi reportada em trabalhos realizados no Esolda (Oliveira, 2013). Esta camada é uma região ao longo do contorno de fusão cuja composição química varia gradualmente deste a composição química do metal base até alcançar a composição global do metal de solda (OLIVEIRA, 2013).

Na Figura 133a é mostrada a região do metal de solda, no primeiro cordão, mais afastada da região de reaquecimento, sendo verificada uma grande quantidade de ferrita e de precipitados no interior dos grãos ferríticos. Na Figura 133b, é observada uma maior quantidade de austenita no primeiro cordão, presente em uma região que foi reaquecida devido ao passe posterior lateral do revestimento.

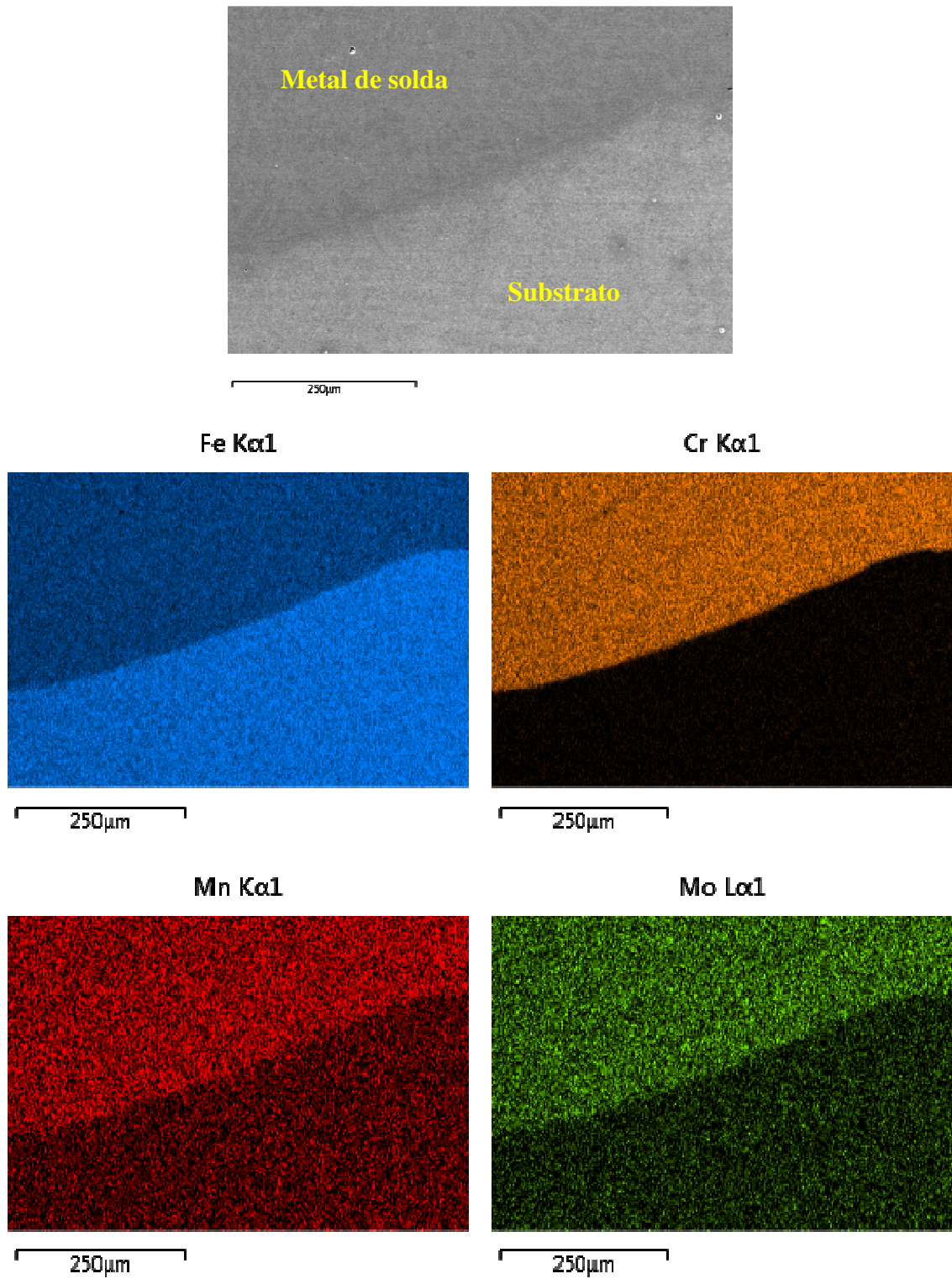
Figura 133 – Microestrutura no primeiro cordão de solda. a) região com precipitações e elevado teor de ferrita; b) região livre de precipitações e com maior teor de austenita.

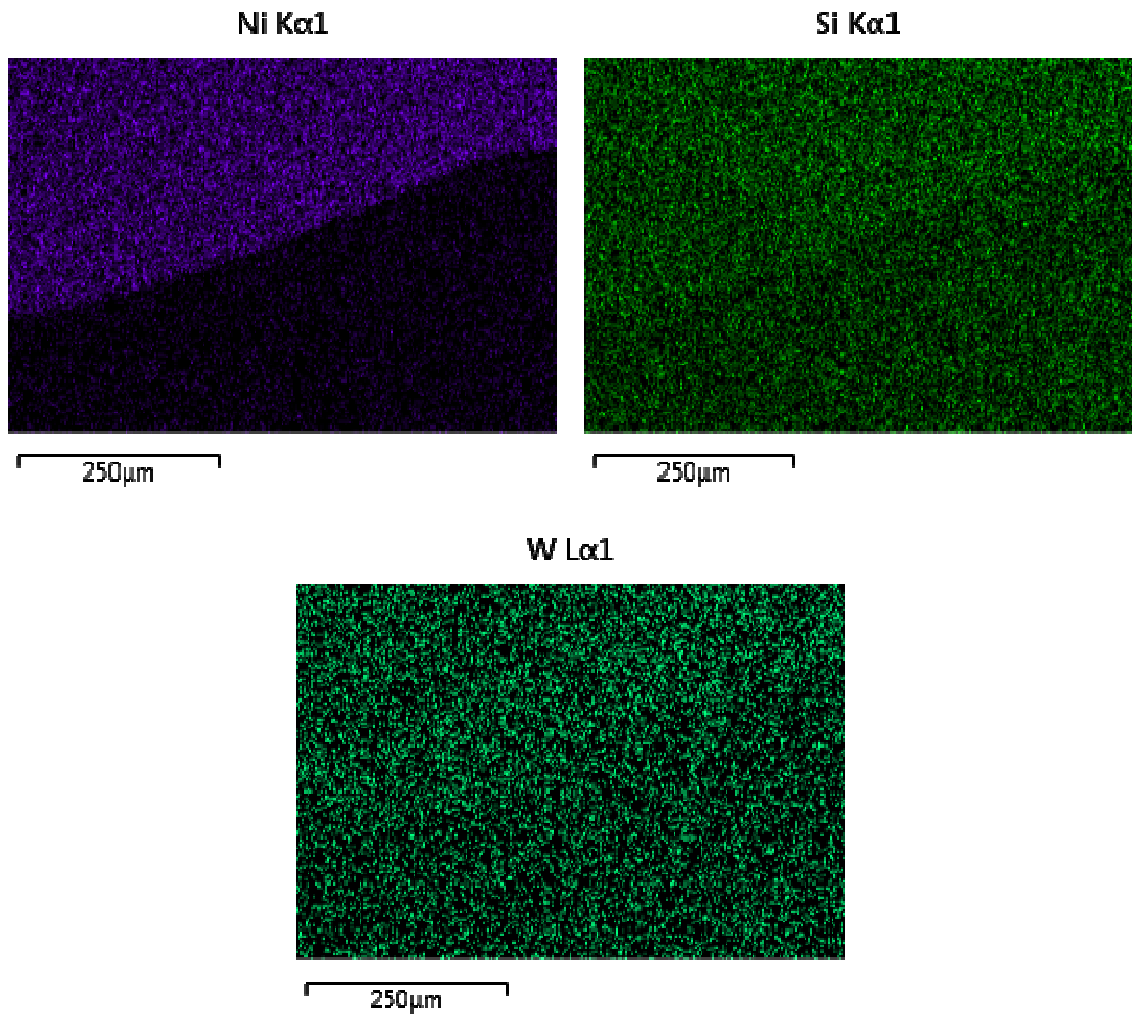


Fonte: Próprio autor.

Foi realizado mapeamento químico na interface metal de solda/substrato no primeiro cordão de solda, como pode ser observado na Figura 134. Não foi verificada uma região extensa de gradiente de composição química no metal de solda, próxima à interface. Foi verificado que o metal de solda é rico em níquel, cromo, manganês e molibdênio, e o substrato é rico em ferro. Não foram observados os teores de carbono e nitrogênio, pois o EDS não possui confiabilidade na detecção destes elementos.

Figura 134 – Mapeamento químico na interface metal de solda/substrato.

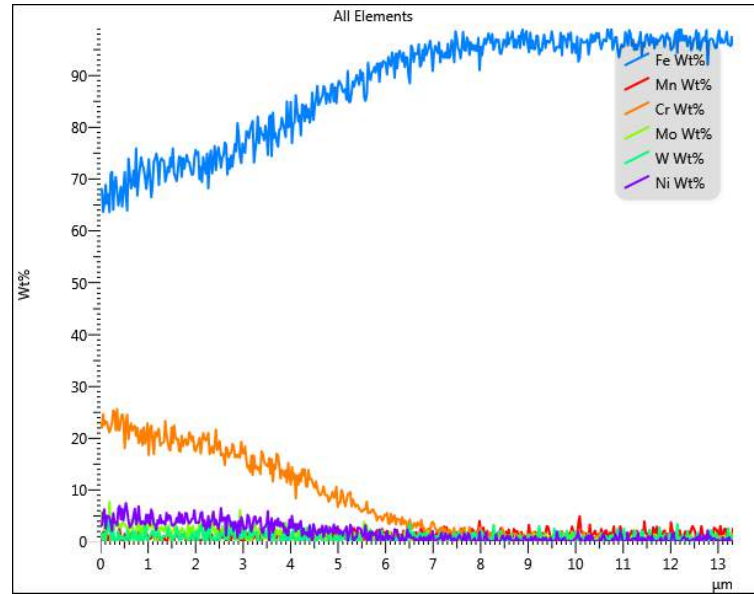




Fonte: Próprio autor.

Foi realizada também nesta interface a varredura de composição química, desde o metal de solda até o substrato no primeiro cordão de solda (Figura 135), referente à interface da Figura 134. Como não ocorre mistura completa entre os dois materiais (volume líquido do metal de solda e o metal base fundido), uma gradiente de composição química é observado, atribuída principalmente ao processo difusional (KOU & YANG, 2007). Os elementos que tiveram mais diferença em relação à composição química foram o ferro, cromo, níquel e molibdênio. A extensão da região do metal de solda com variação dos elementos químicos presentes no AISD foi de aproximadamente 8 μm.

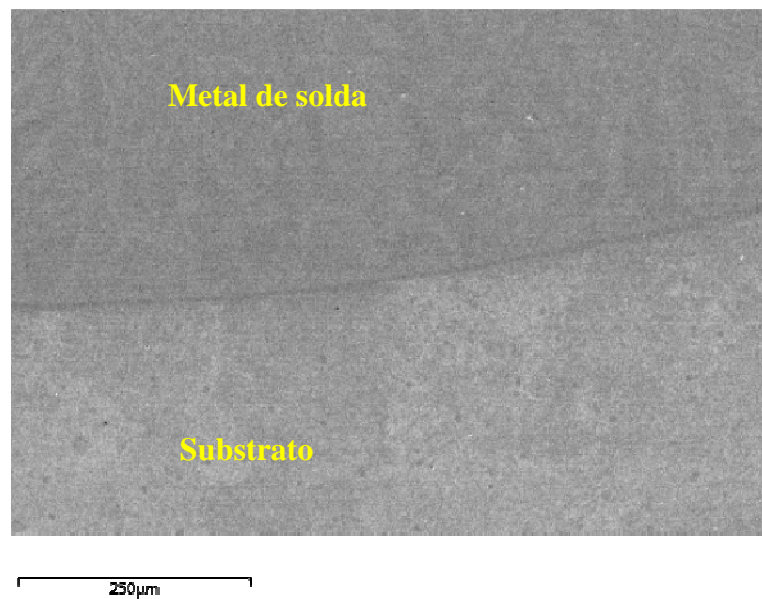
Figura 135 – Varredura de composição química na interface do primeiro cordão de solda do AISD.



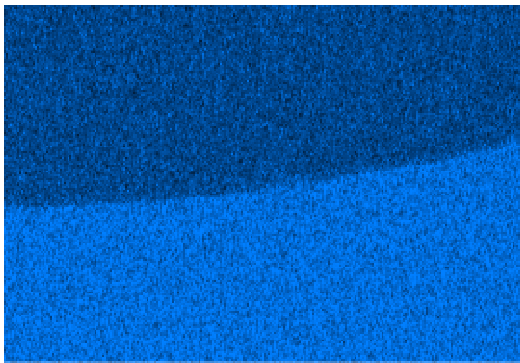
Fonte: Próprio autor.

Também foi realizado o mapeamento na interface no último cordão de solda, como apresentado na Figura 136, não sendo observadas diferenças significativas em relação ao primeiro cordão.

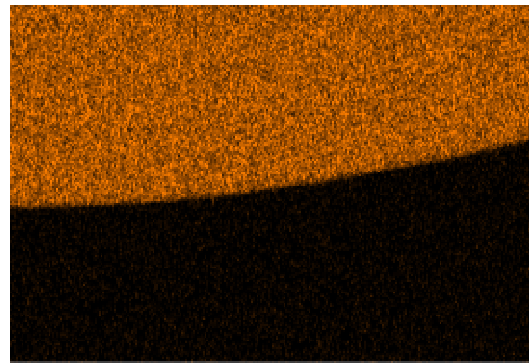
Figura 136 – Mapeamento químico na interface do último cordão.



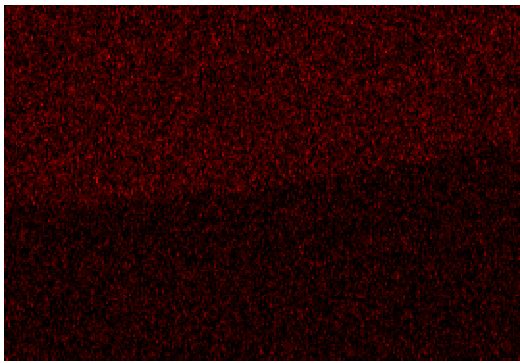
Fe K $\alpha$ 1



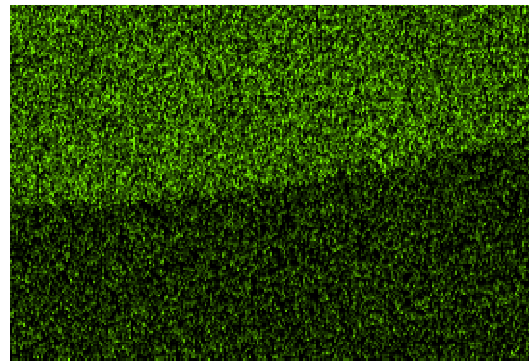
Cr K $\alpha$ 1



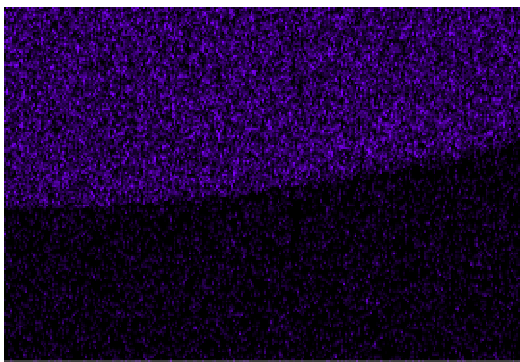
Mn K $\alpha$ 1



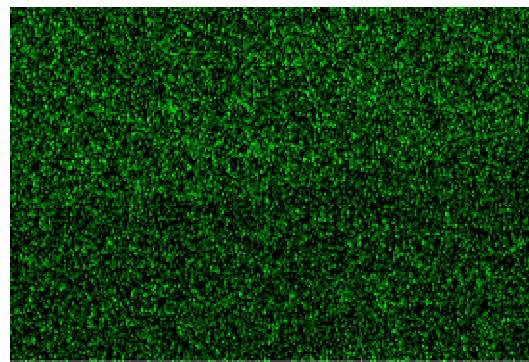
Mo L $\alpha$ 1



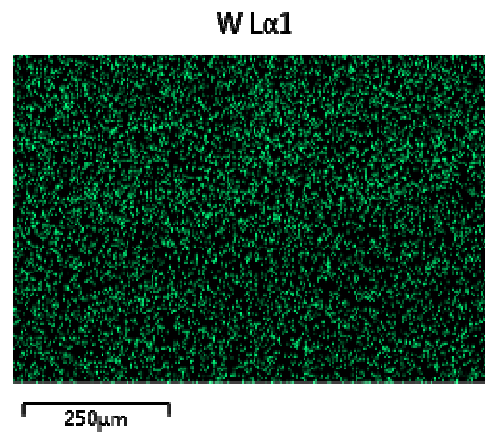
Ni K $\alpha$ 1



Si K $\alpha$ 1



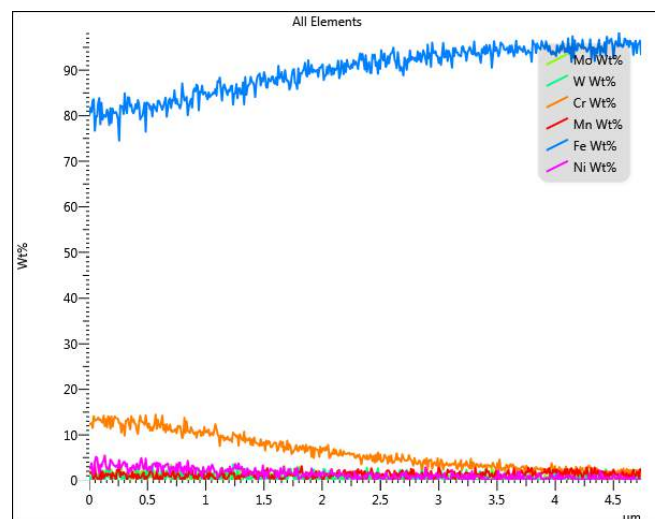




Fonte: Próprio autor.

Na Figura 137 é mostrada a varredura da composição no metal de solda até o substrato, passando pela linha de fusão do último cordão soldado. Vale salientar que o gráfico mostra apenas a região de interface e pequena parte do metal de solda, por isso é verificado o teor de cromo relativamente baixo na origem do eixo “X” do gráfico. É verificada uma extensão da zona com gradiente de composição de cromo de aproximadamente 10  $\mu$ m, sendo um pouco maior em comparação com o primeiro cordão de solda. O último cordão de solda foi depositado com menor potência do arco, devido ao menor nível de tensão, ocasionando menor diluição. A menor potência do arco pode proporcionar uma pequena redução do volume do metal líquido na poça de fusão quanto uma menor permanência do metal líquido, possibilitando menor difusão entre os metais líquidos (metal de solda e metal base fundido) na interface.

Figura 137 – Varredura de composição química na interface do último cordão de solda do AISD.

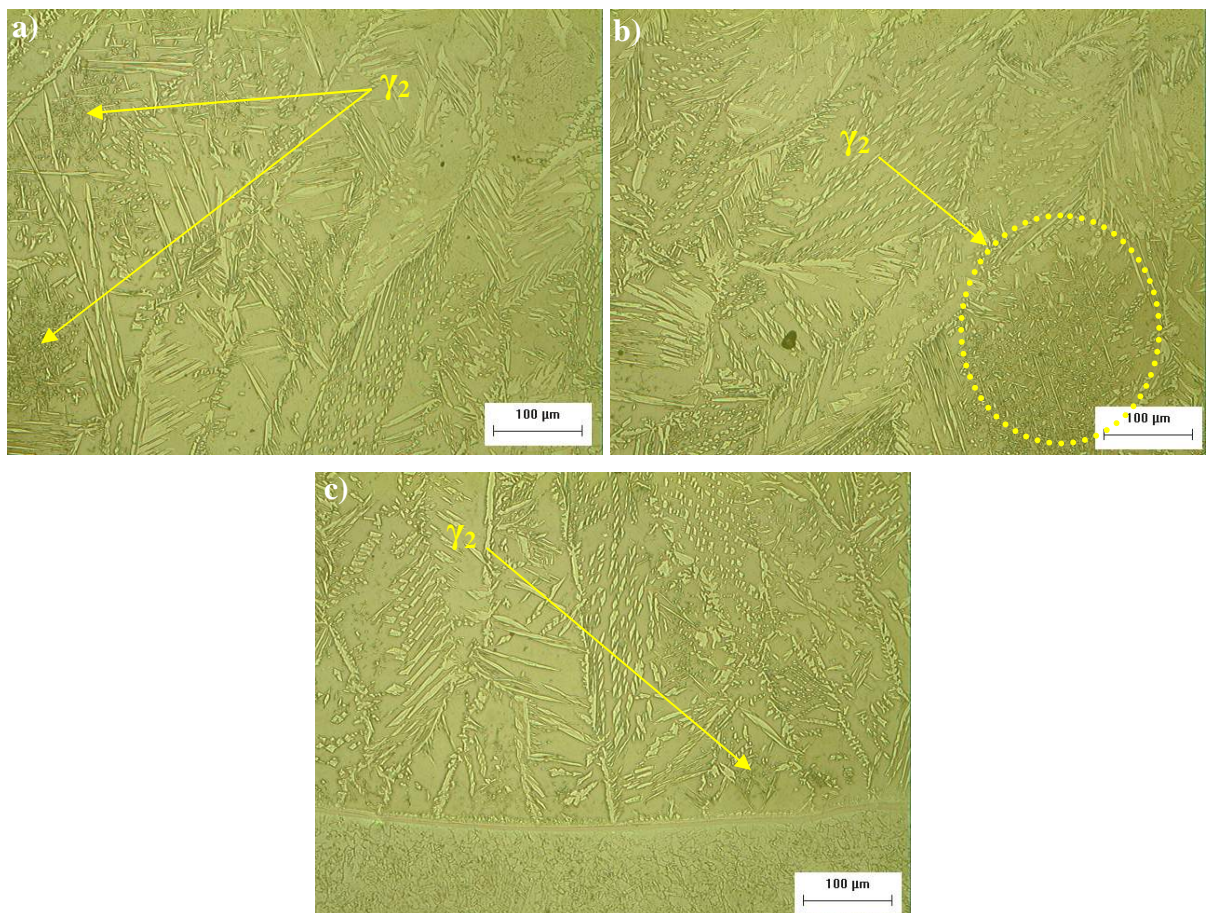


Fonte: Próprio autor.

#### 4.5.2.3.4 Microestruturas dos revestimentos do AID

Na soldagem com deposição de AID foi observada uma maior quantidade de ferrita em comparação com o metal de solda dos depósitos de AISD, além de grãos colunares. Na Figura 138 são mostradas microestruturas do metal de solda do primeiro cordão. São verificados elevados teores de ferrita e presença de menor quantidade de grãos equiaxiais, que foram encontrados mais comumente na soldagem com deposição de AISD. Além destas observações, percebe-se também grandes quantidades de austenitas secundárias, tanto intragranulares, quanto nas interfaces ferrita/austenita e menor quantidade de nitretos em comparação com a liga AISD. Na literatura é verificado que a maior quantidade de ferrita ocasiona em maior quantidade de nitretos, o que não foi verificado neste trabalho devido à outros fatores, como composição química da liga que não possui nitrogênio (SOUZA *et al.*, 2010).

Figura 138 – Microestrutura do metal de solda do primeiro cordão de solda. Aumento de 200X. a) região mais próxima do topo; b) região mais próxima da interface; c) região mostrando interface metal de solda/substrato.

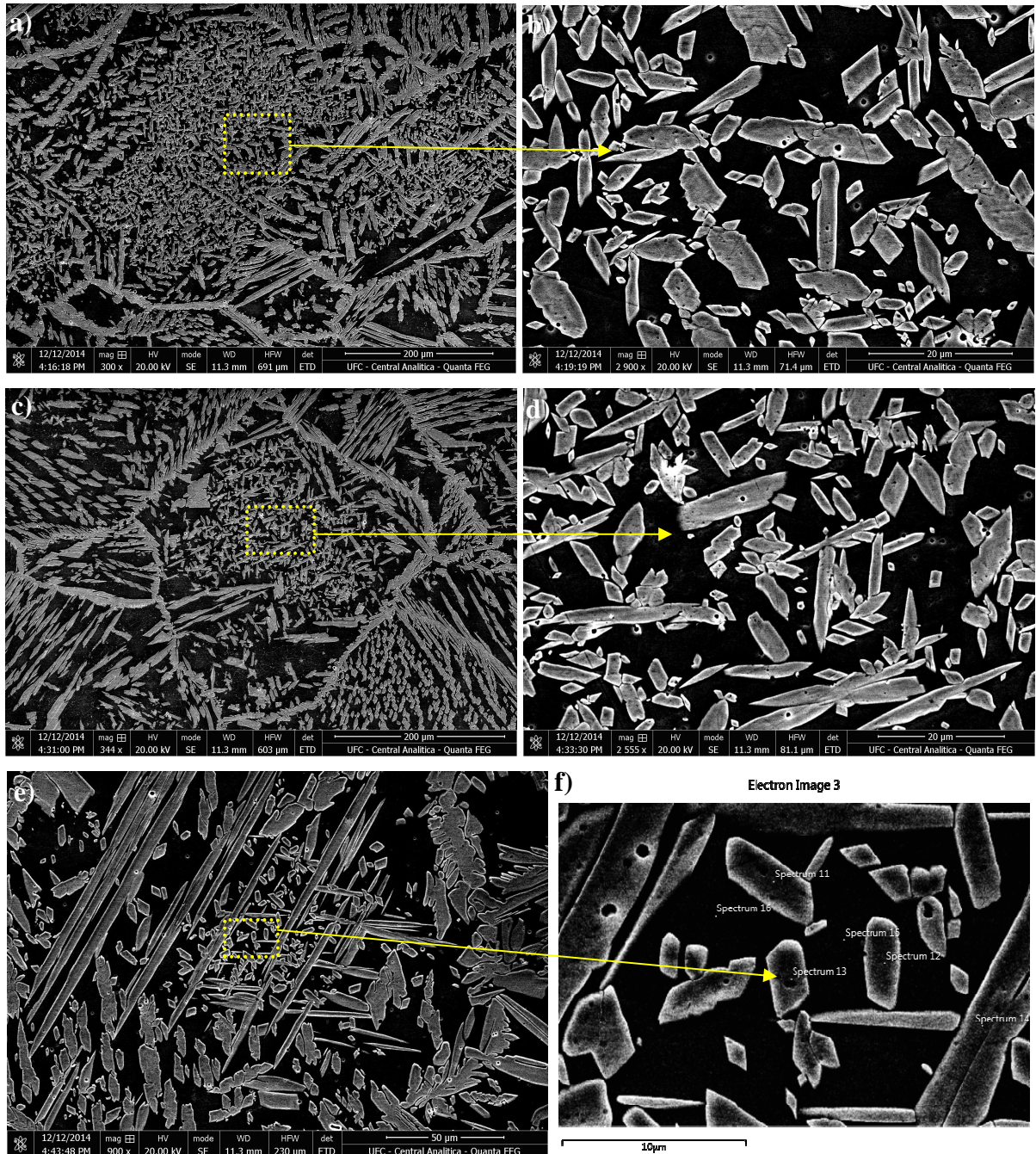


Fonte: Próprio autor.

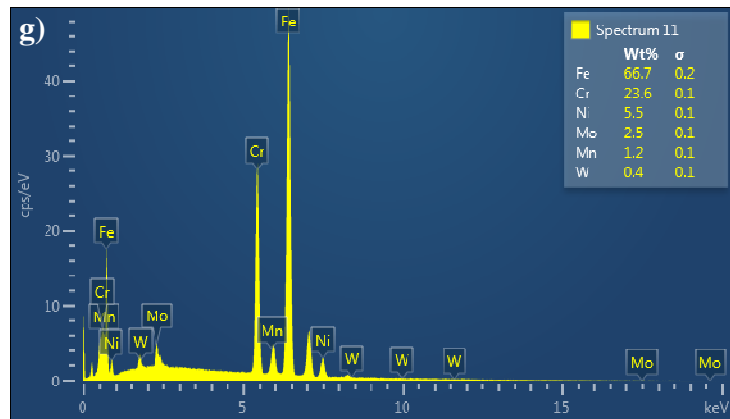


Na Figura 139 são mostradas algumas micrografias de  $\gamma_2$  intragranulares presentes no primeiro cordão, apresentando a composição química de uma das  $\gamma_2$  realizadas por EDS.

Figura 139 – Microestrutura do metal de solda no primeiro cordão de solda. a) região com presença de  $\gamma_2$ ; b) detalhe de  $\gamma_2$ ; c) região próxima à linha de fusão; d) detalhe de  $\gamma_2$  no interior dos grãos equiaxiais; e)  $\gamma_2$  dispersa entre  $\gamma$  Widmanstätten; f) ampliação mostrando  $\gamma_2$ ; g) EDS realizado em  $\gamma_2$ .



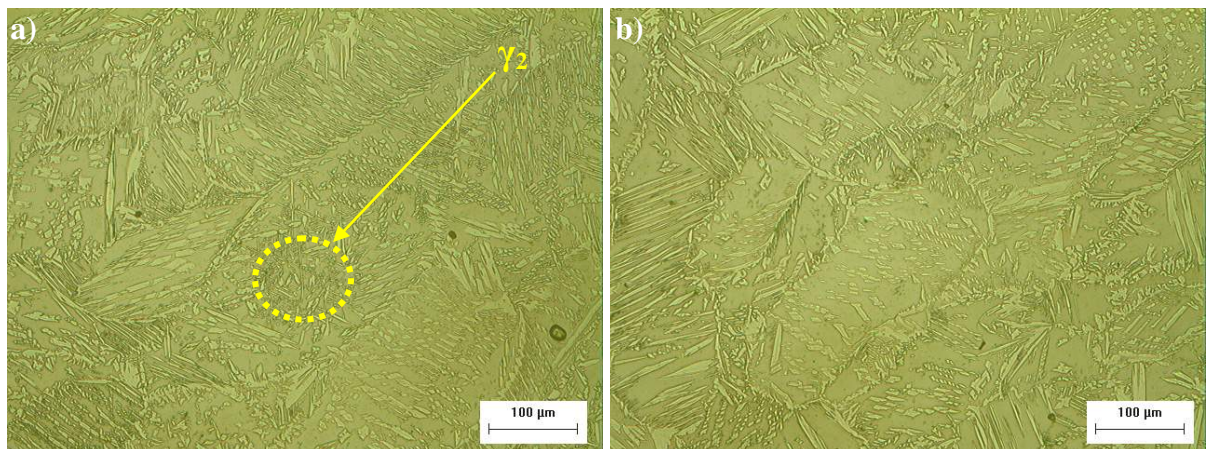




Fonte: Próprio autor.

Em relação aos cordões posteriores também foram observadas as mesmas características em relação à precipitação e morfologia da austenita, já descrita para o 1º cordão, conforme pode ser verificado na Figura 140.

Figura 140 – Metal de solda do 2º cordão depositado. Aumento de 200X. a) presença de  $\gamma_2$  intragranular; b) região com menor quantidade de  $\gamma_2$ .

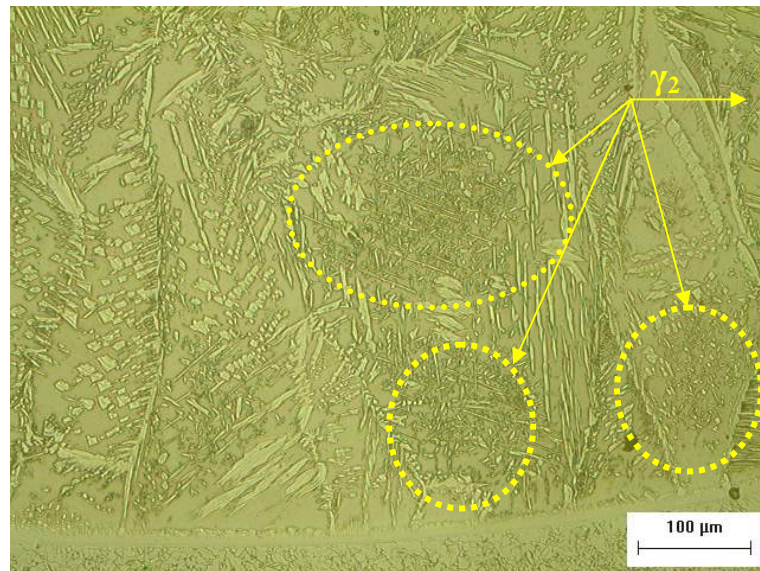


Fonte: Próprio autor.

A ausência de nitrogênio na composição química do pó do AID como recebido justifica a pequena presença de nitretos do metal de solda. Ramírez (2001) em seu trabalho observou que as microestruturas com as maiores frações de  $\gamma_2$  intragranular (AID UNS S32304 e UNS S32205 soldadas com energias de 0,6 e 0,8 kJ/mm) apresentaram frações finais menores de  $\text{Cr}_2\text{N}$ . Isto pode ser devido ao fato das regiões dos grãos de ferrita, onde ainda poderiam subsistir os nitretos, terem sido povoados por  $\gamma_2$  intragranulares. Desta forma, verifica-se o possível efeito benéfico da  $\gamma_2$  intragranular quanto à redução na quantidade de nitretos, que são fases ricas em cromo. Porém, deve-se tomar cuidado com esta afirmação,

pois existem dados na literatura que reportam efeitos deletérios da  $\gamma_2$  intragranular na resistência à corrosão. Na Figura 141 é mostrada a microestrutura do 5º cordão de solda com elevada quantidade de finos precipitados de austenita secundária perto da linha de fusão.

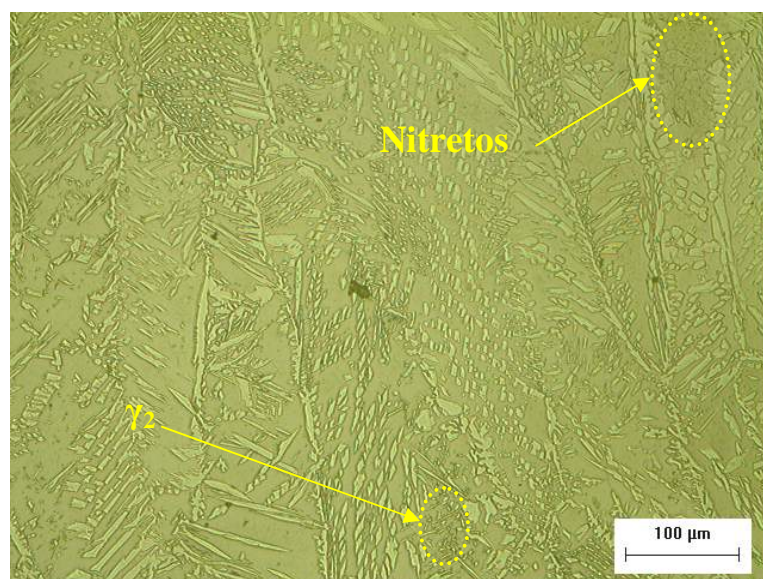
Figura 141 – Microestrutura do metal de solda do 5º cordão com presença de  $\gamma_2$ . Aumento de 200X.



Fonte: Próprio autor.

Na Figura 142 é mostrada uma região com pequena quantidade de austenita secundária, formando uma colônia e nitretos em outra região do 2º cordão soldado, o que mostra a heterogeneidade em relação às precipitações.

Figura 142 – Precipitações de  $\gamma_2$  e nitretos no metal de solda.



Fonte: Próprio autor.

A cooperação da precipitação de austenita intragranular no interior da ferrita com nitretos já é bem conhecida na literatura (RAMÍREZ, 2001). O mecanismo de precipitação de  $\gamma_2$  ocorre com dissolução anterior dos nitretos existentes. No entanto, na soldagem multipasse podem ocorrer 3 situações: dissolução desses nitretos, maior formação de nitretos ou transformação em  $\gamma_2$ . Foi verificado que para a mesma energia de soldagem, mas com deposição de ligas com composições químicas e granulometrias de pó diferentes, ocorreram precipitações de fases distintas, sendo que na deposição de AISD foi verificada maior quantidade de nitretos e na deposição de AID foi detectado maior precipitação de  $\gamma_2$ .

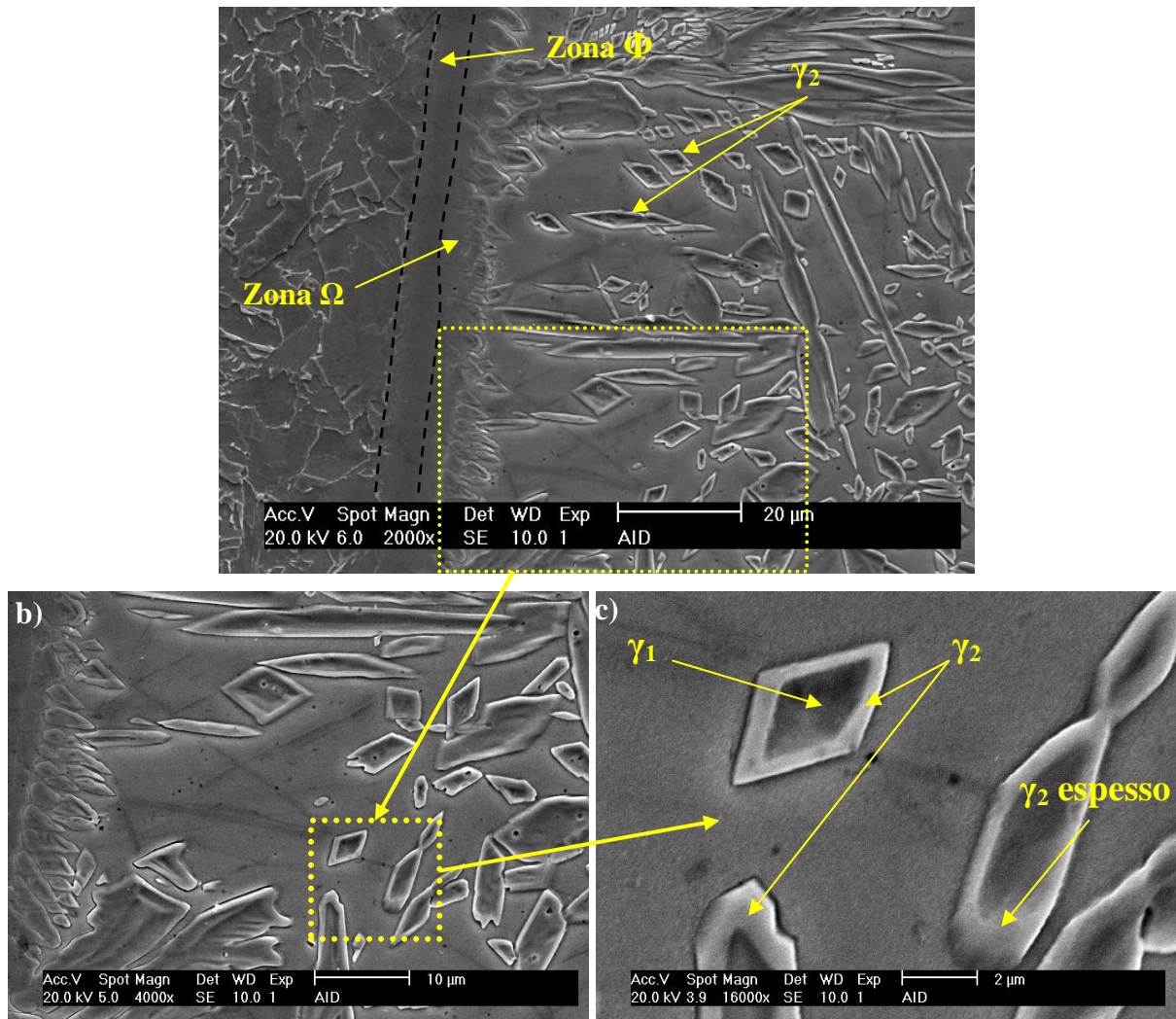
A ausência de nitrogênio na composição química do pó como recebido contribuiu para maior extensão da zona de alta diluição em comparação com o revestimento com AISD. Pan & Zhang (1996) também verificaram que há exclusão da camada com presença de martensita no metal de solda próximo à linha de fusão. O desenvolvimento de tais regiões é atribuído às diferenças de estruturas cristalinas entre os materiais, metal de solda e substrato. Este fenômeno é reportado na literatura na soldagem de materiais dissimilares. Esta classificação se deve à característica dessa região conter martensita, martensita temperada, que não é o caso, ou carbeto, dependendo das condições de soldagem (SRINIVASAN *et al.*, 2006).

Na Figura 143 são mostradas as regiões  $\Phi$  e  $\Omega$ , além da presença de austenita secundária na interface austenita/ferrita. A zona  $\Phi$  é uma região do metal de solda, próxima à ZF, com microestrutura de aparência monofásica e homogênea (morfologia planar). A zona  $\Omega$  é presente logo após a zona  $\Phi$ , inserida na zona de transição. Esta zona possui características de crescimento celular (BEUGRAND *et al.*, 2009).

Não foram observadas uniformidades nas camadas de  $\gamma_2$  localizadas nas bordas de  $\gamma_1$  (Figura 143c), formando em determinadas regiões, zonas mais espessas. Uma das explicações sugeridas é o caminho da difusão que os elementos das duas fases devem realizar na solidificação, durante o reaquecimento. Logo, as interfaces  $\gamma_1/\delta$ , que se encontram perto de outra partícula de austenita, apresentaram uma quantidade mínima (menor espessura) ou não apresentaram  $\gamma_2$  após o reaquecimento, sendo que Ramírez (2001) também observou este mesmo fenômeno.



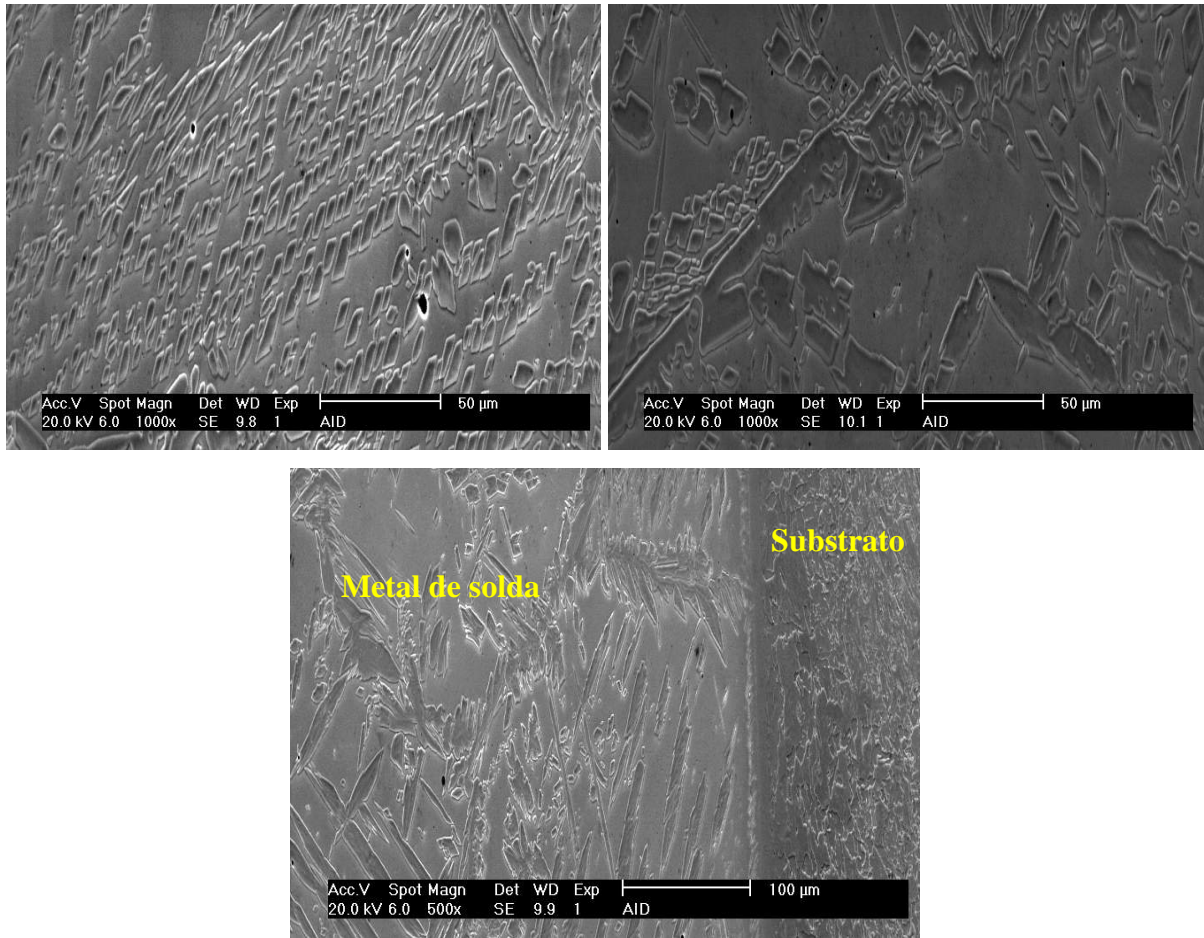
Figura 143 – Microestrutura do metal de solda, mostrando zonas de transição e austenita secundária.



Fonte: Próprio autor.

Na Figura 144 são mostradas as micrografias do último cordão soldado, contendo as regiões com maior quantidade de austenita (Figura 144a) e outras com elevado teor de ferrita (Figura 144b). Esta microestrutura foi a mais comum observada, além da menor quantidade de grãos equiaxiais, contribuindo para grãos de maiores dimensões. Por outro lado, na deposição de AISD os grãos aparentemente foram mais refinados. A ocorrência de grãos maiores também está relacionada com a maior precipitação de austenita secundária intragranular, devido à maior tempo de permanência em temperaturas que facilitem a precipitação, como verificado por Ramírez (2001).

Figura 144 - Microestrutura do metal de solda no último cordão. a) região com elevado teor de austenita; b) microestrutura com elevado teor de ferrita; c) região de interface.



Fonte: Próprio autor.

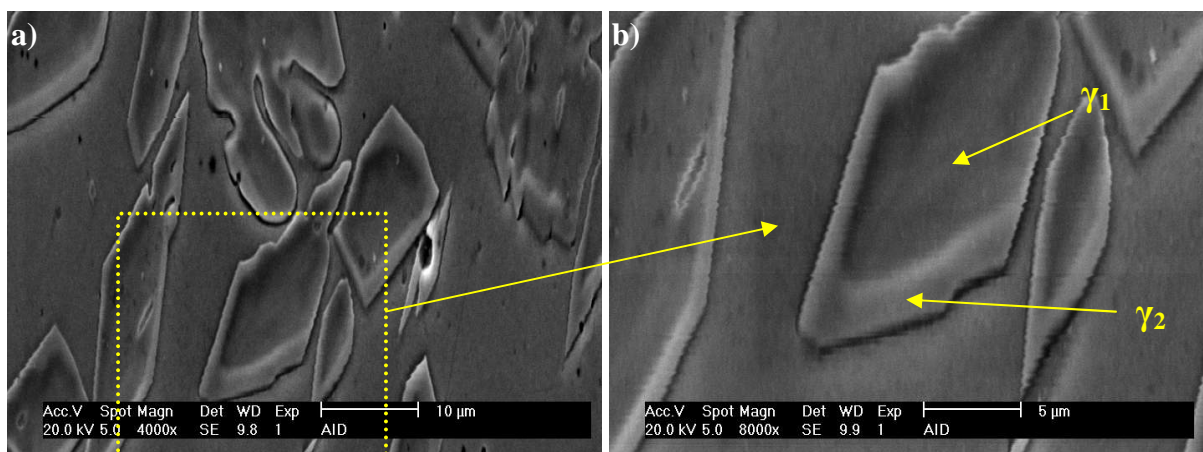
Nas Figuras 145a, 145b, 145c e 145d são mostradas regiões com presença de austenita secundária interfacial (entre  $\gamma_1$  e ferrita) na região de interpasse do penúltimo e último cordão de solda. A  $\gamma_2$  se forma a partir de partículas existentes de  $\gamma_1$  devido ao reaquecimento. A diferenciação entre as austenitas primária e secundária é dada pela diferença de composição química e a formação de um degrau no limite entre as austenitas, que é facilmente observado em determinadas regiões, e permitindo diferenciá-los nas micrografias. Provavelmente, devido à diferença termodinâmica na cinética de transformação das duas ligas estudadas e pela diferença de granulometria dos pós, a liga AID apresentou maior quantidade de  $\gamma_2$  em relação a de nitretos. A soldagem com AID acarretou em menores potências de arco, que contribui para velocidade de resfriamento um pouco maior, ficando possivelmente menos tempo em temperatura adequada para estabilização dos nitretos. A cooperação do crescimento de nitretos e austenita secundária já é relatada na literatura (RAMÍREZ, 2001).

O crescimento de nitretos requer maior movimentação de elementos substitucionais, como o cromo, níquel e molibdênio, e isto pode influenciar na preponderância do crescimento de  $\gamma_2$  em relação aos nitretos. Assim, a mobilidade dos elementos químicos pode ser o fator que define o avanço de  $\gamma_2$  sobre a precipitação dos nitretos. A cooperação entre a precipitação de nitretos e de  $\gamma_2$  é devida à difusão de elementos mais pesados, logo o nitrogênio não é o fator mais preponderante, devido à elevada difusividade deste elemento e o seu suprimento desde o seio da ferrita.

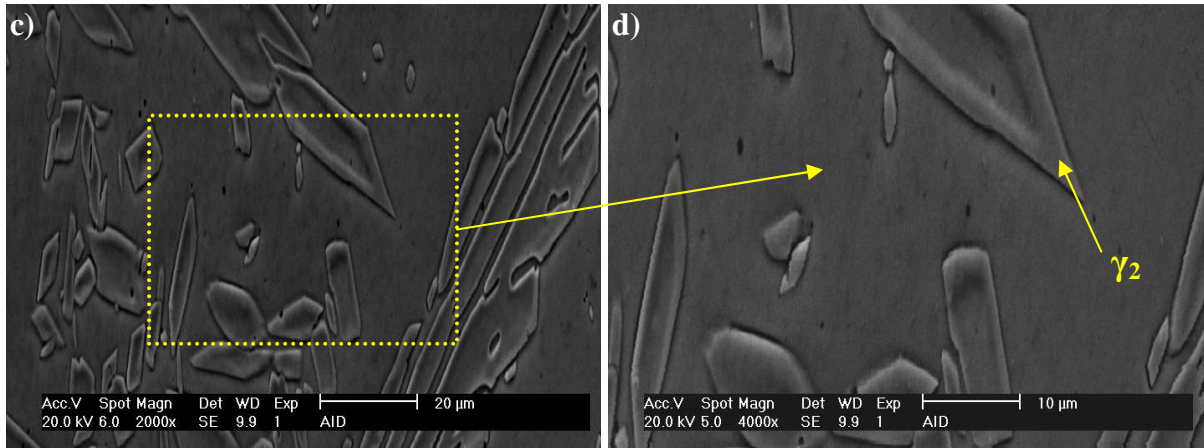
A formação de  $\gamma_2$  a partir de  $\gamma_1$  preexistente ocorre durante o reaquecimento, sendo que a diferença entre o teor inicialmente presente no material ( $\gamma$ ) e o teor esperado pelo equilíbrio em temperaturas elevadas durante o reaquecimento ( $\gamma_{eq}$ ) representa a força motriz para a formação de  $\gamma_2$  (NILSSON *et al.*, 1996). No entanto, ao mesmo tempo que uma energia de soldagem menor acarreta em menor quantidade de austenita, a energia não pode ser tão baixa, de tal forma que na soldagem dos passes subsequentes promova o alcance de temperaturas não tão elevadas na ZF, de modo a suprimir a precipitação desta fase (redução do tempo necessário para difusão).

Um dos aspectos que favorecem a precipitação de  $\gamma_2$  é o emprego de um nível de energia que promova um baixo teor de  $\gamma$  na zona fundida no primeiro passe. A liga AID apresentou teor de ferrita mais elevado em comparação com o AISD, contribuindo para a maior quantidade de austenita secundária na soldagem multipasse.

Figura 145 - Microestrutura do metal de solda com presença de precipitados.



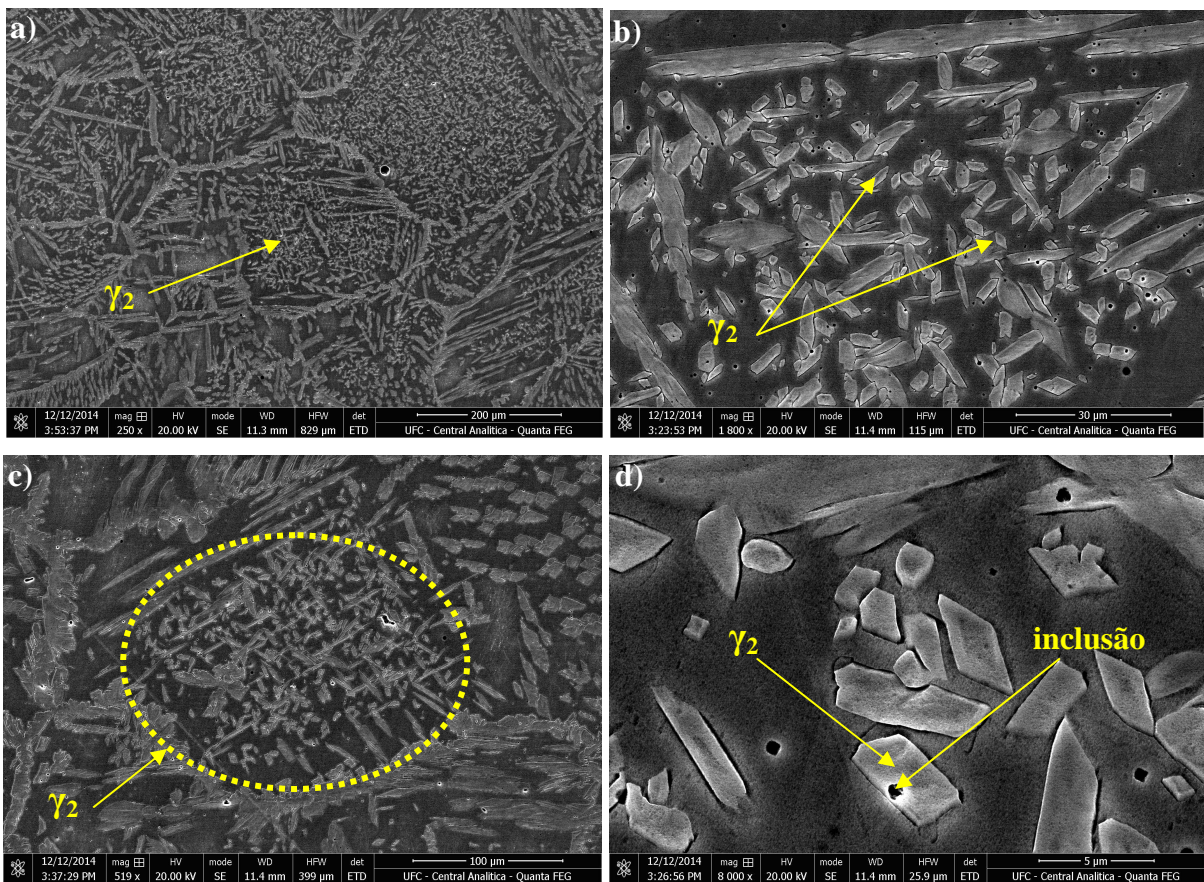




Fonte: Próprio autor.

No último cordão soldado foi também verificada grande quantidade de austenita secundária na região de intersecção com o cordão anterior, como pode ser visto na Figura 146.

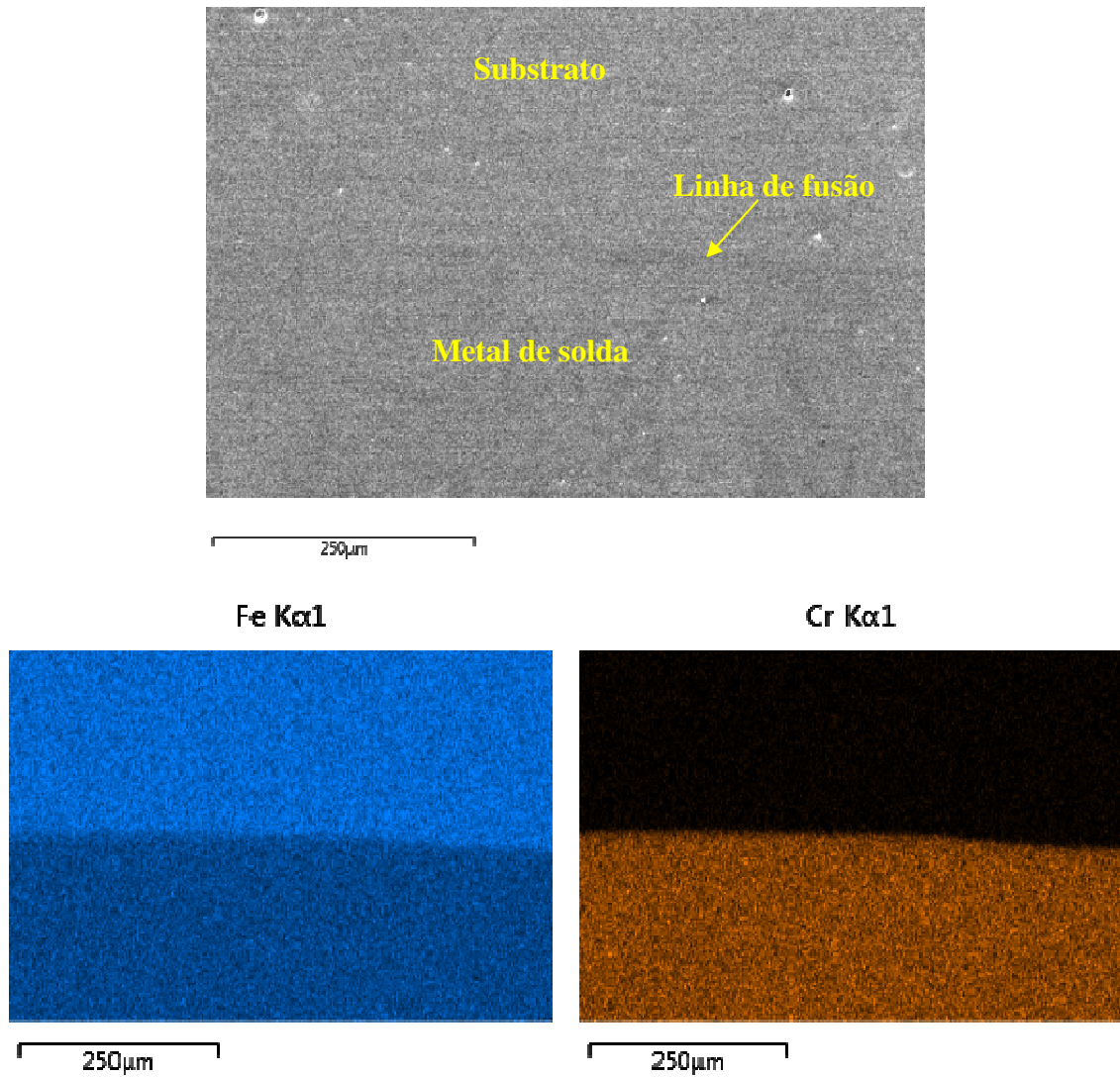
Figura 146 – Microestrutura do metal de solda do último cordão soldado. A) metal de solda com ilhas de austenita secundária; b)  $\gamma_2$  intragranulares dispersas no interior do grão ferrítico; c) ilha de  $\gamma_2$ ; d)  $\gamma_2$  nucleada a partir de uma inclusão.



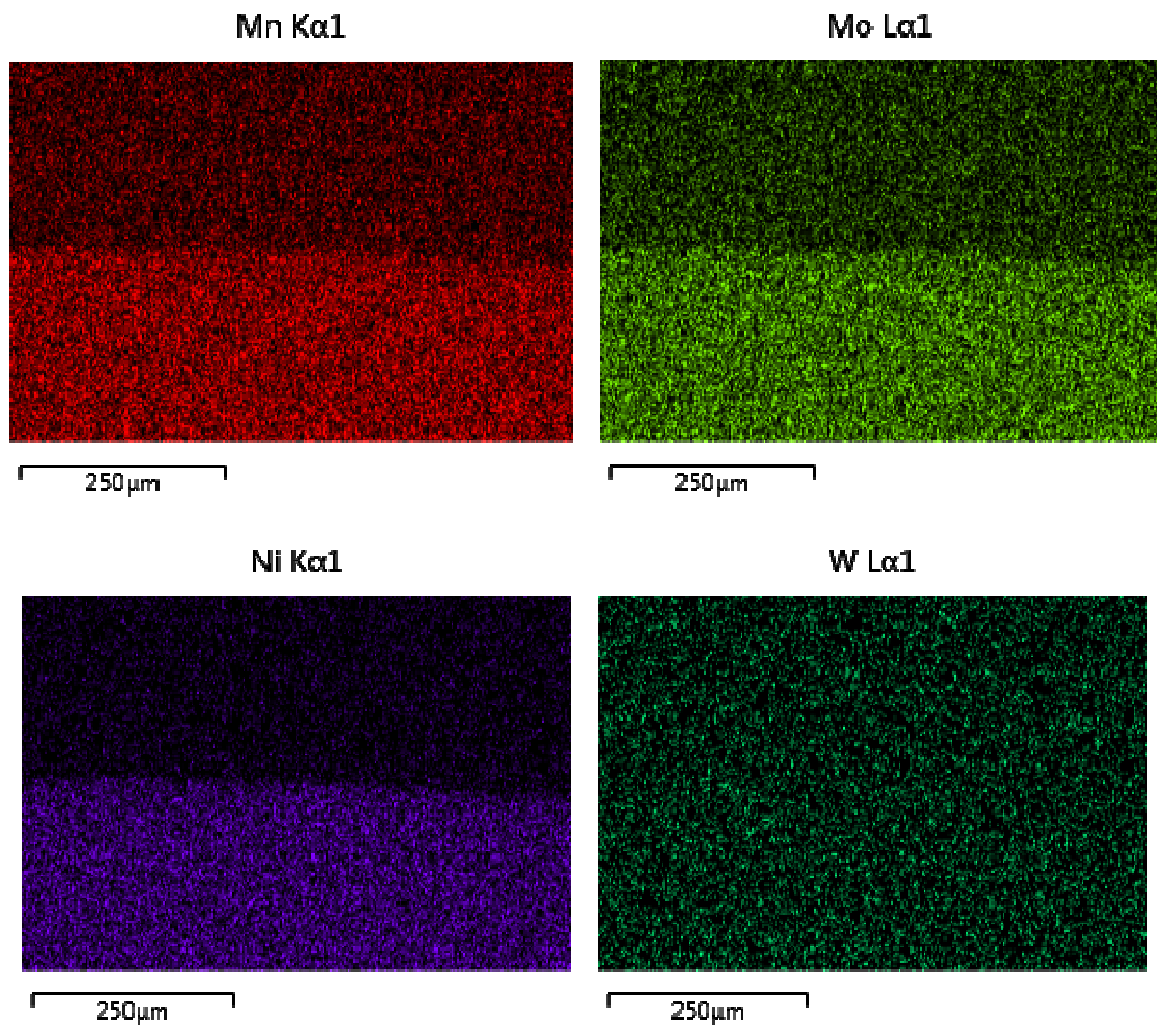
Fonte: Próprio autor.

Foi analisado através do mapeamento químico a região da interface do metal de solda e substrato, como mostrado na Figura 147. Foi verificado elevado teor de cromo, manganês, molibdênio e níquel no metal de solda em relação ao substrato.

Figura 147 – Mapeamento químico da interface metal de solda/substrato.



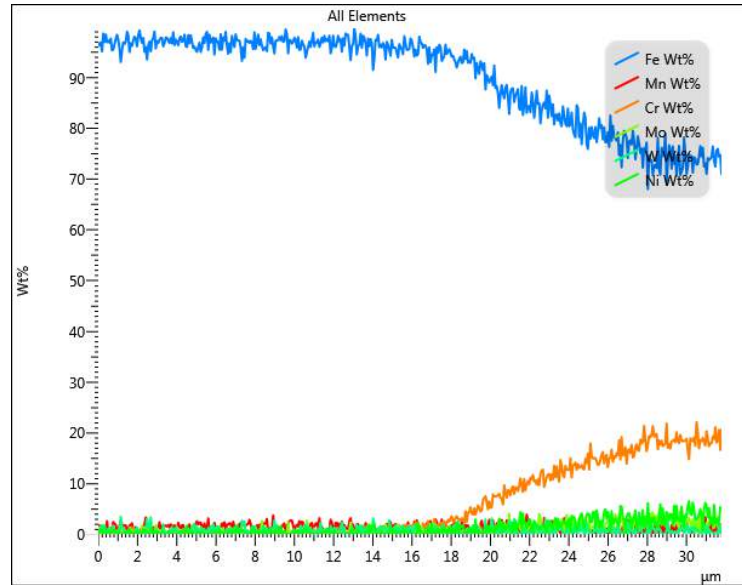




Fonte: Próprio autor.

Também foi realizada a varredura de composição na região próxima à linha de fusão, no primeiro cordão de solda, para verificar a variação dos elementos químicos ao longo da interface, como mostrado na Figura 148. É evidente o gradiente de variação próxima à linha de fusão, de modo que o teor de cromo possuiu uma maior variação do que o de níquel em termos percentuais ao longo da varredura. O ciclos térmicos experimentados durante a soldagem ocasionaram maior teor de cromo no metal de solda e uma região pequena com variação de cromo até à linha de fusão (zona de transição), com extensão aproximada de 12 μm.

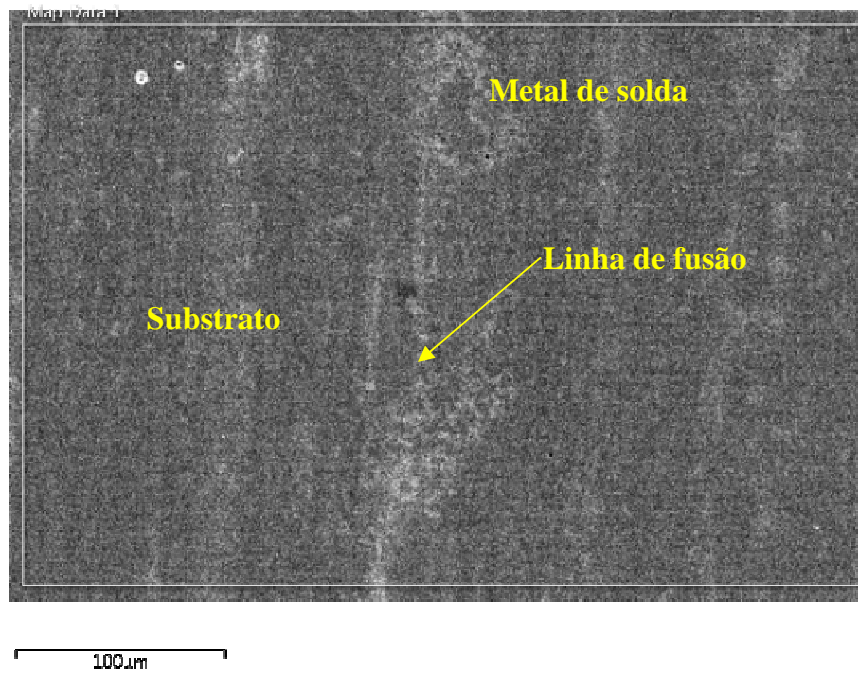
Figura 148 – Varredura da composição química ao longo da interface do primeiro cordão de solda do AID.

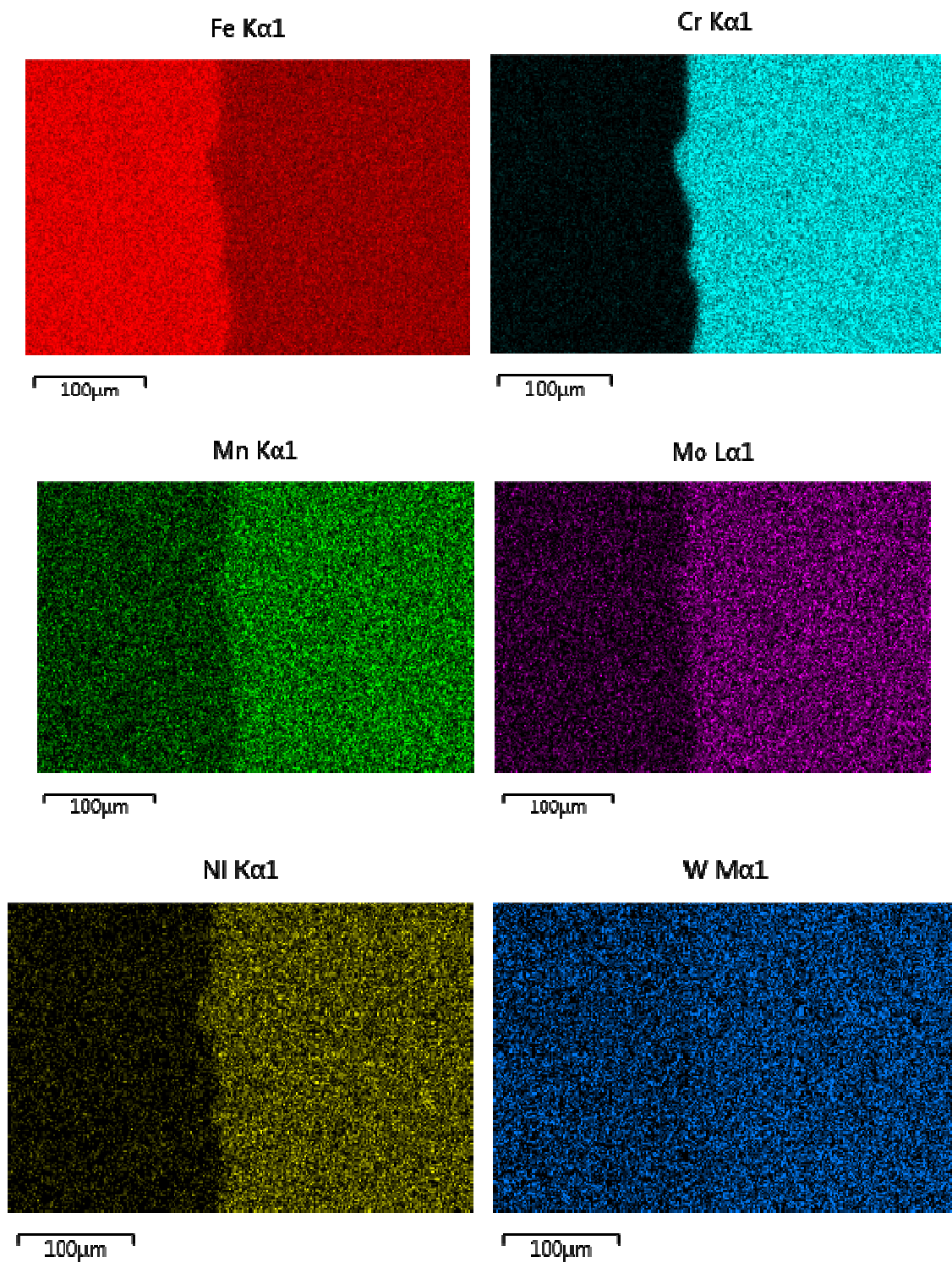


Fonte: Próprio autor.

É mostrado o mapeamento químico da região do último cordão de solda na interface, como pode ser visto na Figura 149.

Figura 149 – Mapeamento químico da região do último cordão de solda.

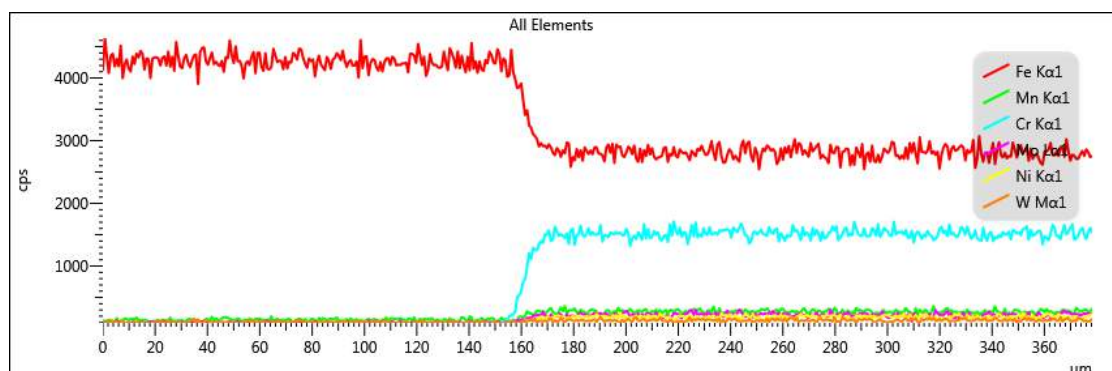




Fonte: Próprio autor.

Também foi realizada a varredura de composição na região próxima à linha de fusão (Figura 150), no último cordão de solda, como mostrado na Figura 147. A zona de transição foi em média de 25 µm.

Figura 150 – Varredura da composição química ao longo da interface do primeiro cordão de solda do AID.



Fonte: Próprio autor.

As soldagens realizadas com deposição de AID tiveram zona de transição maior em comparação com os revestimentos depositados com AISD. A menor potência de arco na soldagem de revestimento com AID reduz o volume de metal líquido na poça de fusão e uma menor permanência do metal no estado líquido, o que resulta em menor difusão entre os metais líquidos na interface. Outro aspecto é a menor variação das propriedades físicas do metal líquido, como: densidade, tensão superficial, fluidez, dificultando a mistura dos líquidos. Ressalta-se que em ambos os casos, soldagem com deposição de AISD e AID, a zona de transição não foi extensa, de modo que a utilização da mistura argônio e 25% de hélio e recuo de 1,5 mm contribuíram para um maior nível de potência do arco, aumentando o grau de agitação da poça de fusão, e conseqüentemente reduzindo a zona de alta diluição.

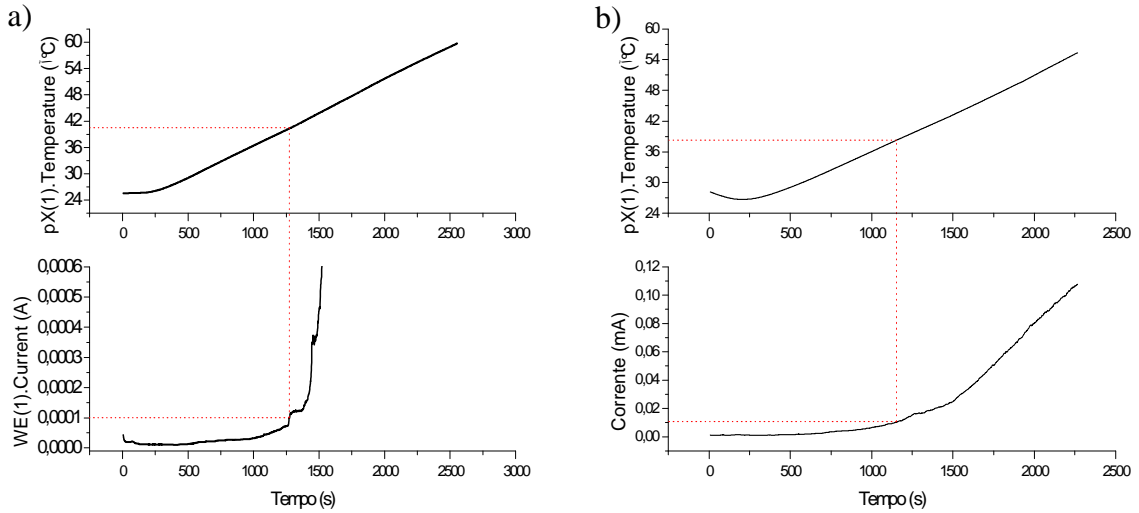
#### 4.5.2.3.5 Teste eletroquímico de temperatura crítica de pite

Os testes realizados para a determinação de temperatura crítica de pite foram realizados na região da zona fundida, comparando o primeiro e último cordão soldado, ou seja, uma região que sofreu vários reaquecimentos sucessivos com o último depositado, que não sofreu nenhum tipo de reaquecimento posterior.

A literatura mostra valores próximos de 80°C para referência de CPT para o UNS S32760, na condição como recebido (LINTON *et al.*, 2004; WILL, 2009) e 30°C para o SAF 2205, também como recebido (DELBLANC *et al.*, 1997). A realização de soldagem promove redução da temperatura crítica de pite devido às transformações metalúrgicas ocasionadas, formação de inclusões, precipitados, balanço não adequado de ferrita e austenita que contribuem para a redução da temperatura.

Em relação às deposições de AISD, são mostrados os gráficos obtidos no CPT no primeiro e último cordão de solda, como verificado na Figura 151.

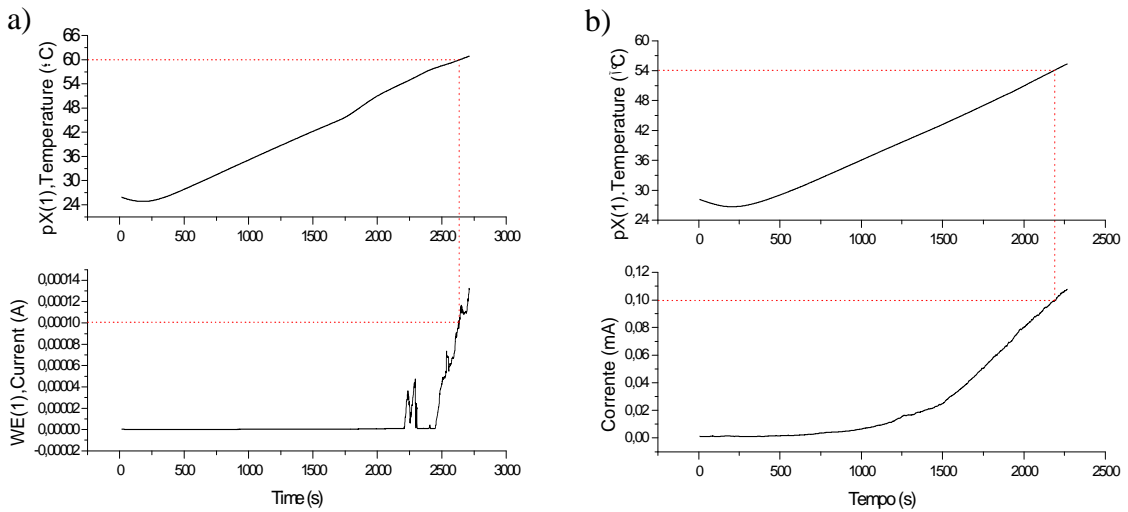
Figura 151 – Teste eletroquímico realizado no metal de solda com deposição de AISD. a) primeiro cordão de solda; b) último cordão de solda.



Fonte: Próprio autor.

Em relação às soldagens realizadas com deposição de AID, são mostrados os gráficos obtidos no primeiro e último cordão de solda, como mostrado na Figura 152.

Figura 152 – Teste eletroquímico realizado no metal de solda com deposição de AID. a) primeiro cordão de solda; b) último cordão de solda.



Fonte: Próprio autor.

Na Tabela 34 é mostrado o valor médio de CPT para cada condição soldada com o respectivo teor de ferrita.

Tabela 34 – Comparação dos valores de CPT e teor de ferrita para as ligas AID e AISD.

<b>AISD</b>		
<b>Condição</b>	<b>CPT (°C)</b>	<b>Teor de Ferrita (%)</b>
<b>Primeiro cordão</b>	40,3 ± 5,0	38,8 ± 3,8
<b>Último cordão</b>	66,4 ± 4,5	51 ± 1,3
<b>AID</b>		
<b>Primeiro cordão</b>	51,8 ± 6,0	47,1 ± 1,4
<b>Último cordão</b>	70,1 ± 3,0	55,8 ± 0,9

Fonte: Próprio autor.

De acordo com os resultados, foi verificada menor temperatura crítica de pite nas condições soldadas com AISD em relação à condição soldada com AID. Observa-se também que a condição soldada com AID obteve balanços de ferrita próximos de 50%, tanto no primeiro cordão de solda, quanto no último. A condição soldada com AISD obteve resultados mais divergentes, comparando o primeiro e último cordão de solda. Desta forma, os resultados diferem do que normalmente é verificado na literatura, que mostra que o maior teor de ferrita ocasiona menor temperatura crítica de pite (JUNIOR, 2012, SANTOS, 2013). No entanto, a análise da resistência à corrosão não deve considerar apenas o teor de ferrita, deve-se observar o valor do *PRE* de cada fase, principalmente nos casos em que ocorre a soldagem multipasse. Além disso, o primeiro cordão depositado possuiu maior diluição que contribui para redução da resistência à corrosão.

A condição soldada com AISD apresentou grande quantidade de nitretos que interferem na resistência à corrosão, pois na região próxima dos nitretos há empobrecimento de elementos, como cromo e nitrogênio, aumentando a suscetibilidade à corrosão. A precipitação de nitretos de cromo pode levar à diminuição da resistência à corrosão dos AID,

podendo causar, ao redor destes precipitados e início de corrosão localizada (KAJIMURA, *et al.*, 1991; UME *et al.*, 1987). No entanto, alguns autores reportam que esta fase não influencia na resistência à corrosão, de modo que devem ser avaliadas as condições de soldagem e peculiaridades (NILSSON, 1992). Desta forma, neste trabalho realizado com AID, a precipitação de nitretos foi primordial na baixa resistência à corrosão em relação à precipitação de austenita secundária e ao maior teor de ferrita nas condições soldadas com AID. Logo, apesar da maior quantidade de elementos de liga presentes no AISD, estas não ocasionaram melhor resistência à corrosão devido às condições de soldagem, pois resultaram na grande precipitação de nitretos. Em relação aos cordões, foi verificado que o primeiro cordão de solda apresentou menor resistência à corrosão em comparação com o último cordão, apesar da maior quantidade de austenita, porém a concentração de precipitados foi bem maior devido à soldagem multipasse.

No entanto, é primordial a avaliação do *PRE* da ferrita e austenita para verificar qual foi a fase mais resistente, tanto no primeiro, quanto no último cordão soldado. Para isso, foram realizadas através de EDS a análise de composição química da ferrita e austenita nestas regiões. Na Tabela 35 são mostrados os valores do *PRE* (Equação 2) para cada liga soldada, discriminando os cordões de solda. Como não foi possível determinar a composição do nitrogênio, adotou-se que o teor de N na fase ferrítica foi de 0,05% (limite de solubilidade nesta fase), e que o restante foi particionado para a fase austenítica. Ressalta-se que esta consideração é comum nos estudos envolvendo o cálculo de *PRE* e que tem apresentado resultados coerentes. O nitrogênio é um elemento intersticial que difunde na ordem de 100 vezes mais rápida que elementos substitucionais (JEON *et al.*, 2011; CERVO *et al.*, 2010; KIM *et al.*, 2011)

Tabela 35 - *PRE* para as fases ferrita e austenita do AISD e AID.

<b>Liga</b>	<b>Região</b>	<b>Fase</b>	<b><i>PRE</i></b>
<b>AISD</b>	Primeiro cordão	Austenita	40,17
		Ferrita	42,23
	Último cordão	Austenita	36,75
		Ferrita	37,62
<b>AID</b>	Primeiro cordão	Austenita	33,02
		Ferrita	34,45
	Último cordão	Austenita	33,29
		Ferrita	34,29

Fonte: Próprio autor.

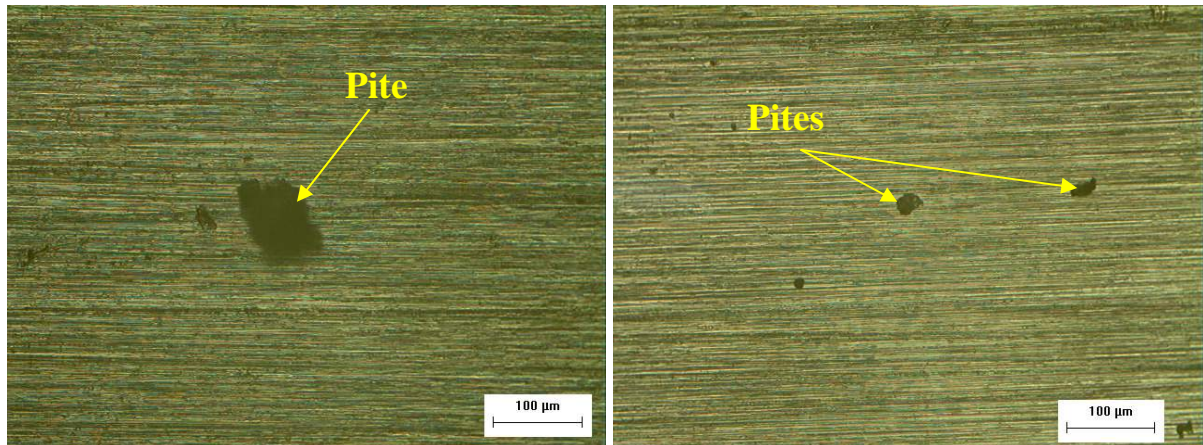
De acordo com os resultados, foi verificado que no AISD, dependendo da região analisada, o *PRE* varia em relação à fase avaliada. No primeiro cordão de solda, a ferrita possuiu maior *PRE* e no último cordão de solda, a austenita possuiu maior *PRE*, porém as diferenças não são relevantes. Além disso, foram observadas em algumas regiões alguns pites metaestáveis nucleando na fase ferrítica. Este comportamento pode estar relacionado à pequena diferença do *PRE* calculado entre as fases, sendo ainda que alguns autores relatam que o fator que é multiplicado pelo teor de nitrogênio na equação que relaciona a suscetibilidade à resistência à corrosão por pites pode ser 20 ou 30 (JEON *et al.*, 2011; KIM *et al.*, 2011)

Em relação à deposição de AID, a ferrita possuiu maior *PRE* em comparação à austenita, independente da região analisada. Logo, o pite tem maior possibilidade de originar na ferrita em comparação à austenita. De acordo com os resultados analisados, a deposição da liga AISD não acarretou em maior resistência à corrosão por pites devido possivelmente ao maior desbalanceamento de fases (ferrita e austenita) e principalmente pela grande quantidade de precipitação de nitretos. Desta forma a presença de nitrogênio no metal adicionado não foi benéfico em relação à resistência à corrosão de acordo com os parâmetros de soldagem utilizados. Em contrapartida, apesar da liga AID não apresentar nitrogênio em sua composição química, esta apresentou um melhor balanço de fases e pequena quantidade de nitretos em sua microestrutura.

Em alguns casos, a pequena diferença de composição química da ferrita e austenita está relacionada às condições de resfriamento na soldagem multipasse. Cromo, molibdênio e níquel, sendo elementos substitucionais, difundem de forma lenta no estado sólido, e eles podem não particionarem entre ferrita e austenita de maneira adequada na ZF sob elevadas taxas de resfriamento. Ou seja, a ferrita ser rica em cromo e molibdênio, e austenita rica em níquel (TAN *et al.*, 2011). Na Figura 153 são mostrados alguns pites no metal de solda com deposição de AISD, sendo observados vários pites ao longo da superfície, porém com menores diâmetros.



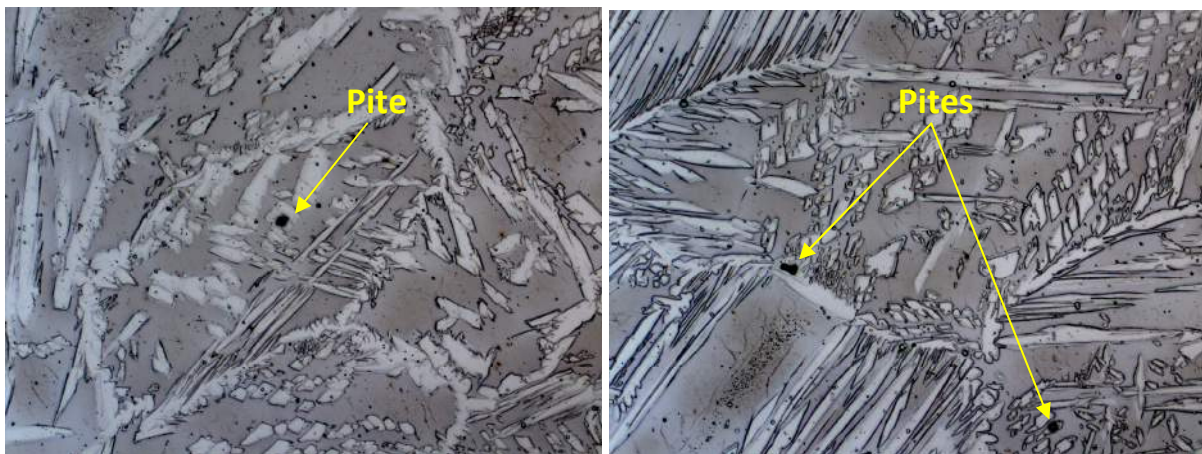
Figura 153 –Pites na amostra de AISD depois do ensaio de CPT no primeiro cordão de solda. Aumento de 200X.



Fonte: Próprio autor.

Após a realização do ensaio de CPT, as amostras foram levemente polidas e realizadas ataque com  $\text{HNO}_3$  para verificar qual região o pite é originado. Desta forma, na Figura 154 são mostrados pequenos pites na fase austenítica, de modo que apesar do maior *PRE* desta liga, esta foi menos resistente à corrosão. Ressalta-se que nos revestimentos soldados, o primeiro cordão de solda da liga AISD obteve o menor percentual do teor de ferrita, aproximadamente 39%. Deste modo, este nível de ferrita, correlacionado com os ciclos térmicos provenientes da soldagem multipasse e do nível de energia utilizado, resultou em maiores diferenças em determinadas regiões do *PRE* entre a ferrita e austenita. Este comportamento proporcionou maior suscetibilidade à formação de pites nas fases, reduzindo a temperatura crítica de pite a níveis relativamente baixos.

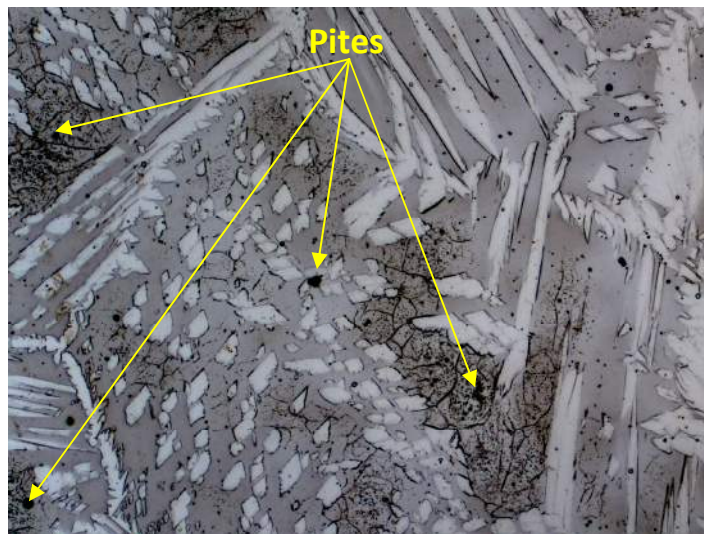
Figura 154 – Pites na fase austenítica depois do ensaio de CPT para liga AISD no primeiro cordão de solda. Aumento de 500X.



Fonte: Próprio autor.

Em determinadas regiões também foram observados pites em zonas com elevada quantidade de nitretos, como verificado na Figura 155. Pelas micrografias, observou-se que os pites se apresentaram com formato circular, próximos aos nitretos. Estes precipitados possuem elevado teor de cromo, nitrogênio e molibdênio, ocorrendo depreciação destes elementos nas regiões próximas ao precipitado.

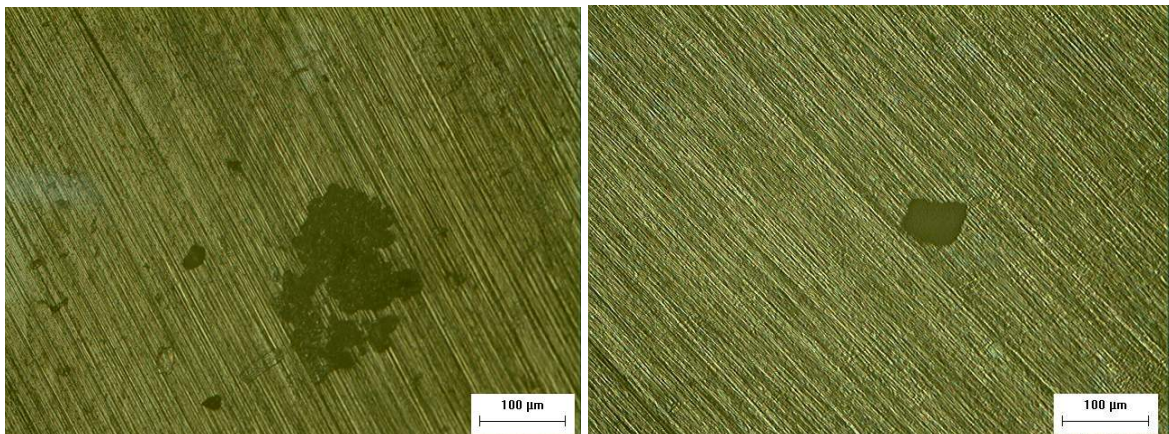
Figura 155 – Pites na fase austenítica e nitretos depois do ensaio de CPT para liga AISD no primeiro cordão de solda. Aumento de 500X.



Fonte: Próprio autor.

Na Figura 156 são mostrados pites no último cordão de solda com deposição de AISD.

Figura 156 – Pites na amostra de AISD depois do ensaio de CPT no último cordão de solda.

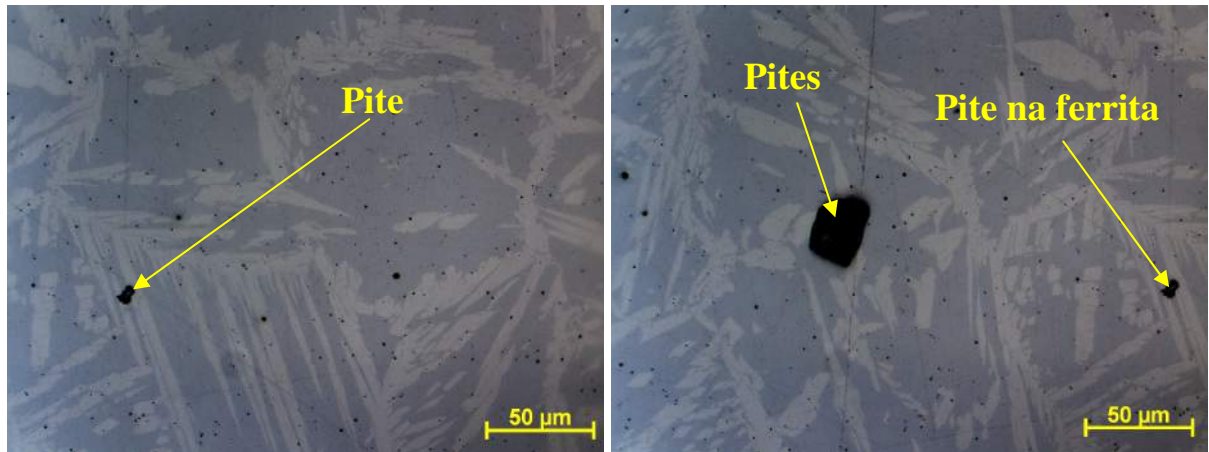


Fonte: Próprio autor.



Na Figura 157 são mostrados pites na fase austenítica e em algumas regiões pites bem maiores do que os observados no primeiro cordão de solda, e um pite na fase ferrítica.

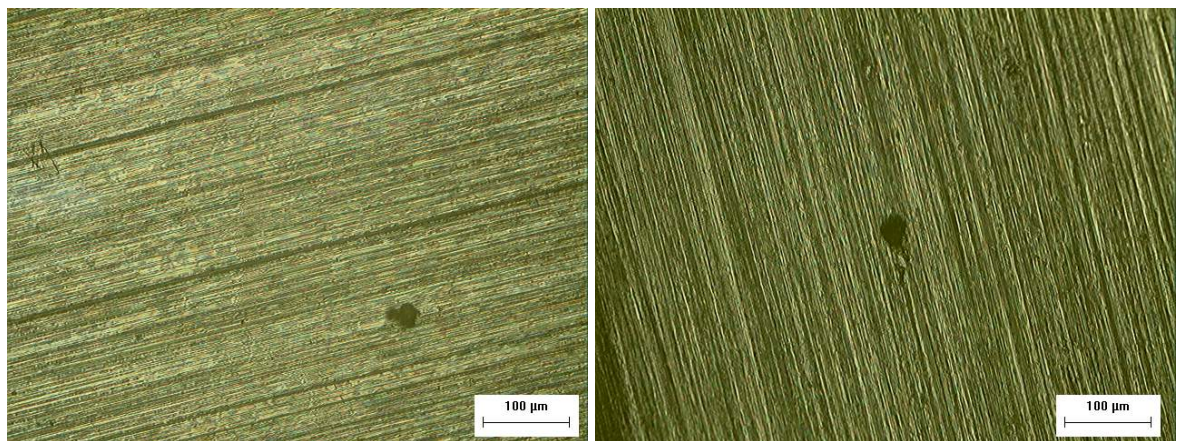
Figura 157 – Pites na fase austenítica depois do ensaio de CPT para liga AISD no último cordão de solda. Aumento de 500X.



Fonte: Próprio autor.

Na Figura 158 são mostrados pites no primeiro e último cordão de solda com deposição de AID, de modo que foram observados poucos de pites, ao longo da superfície.

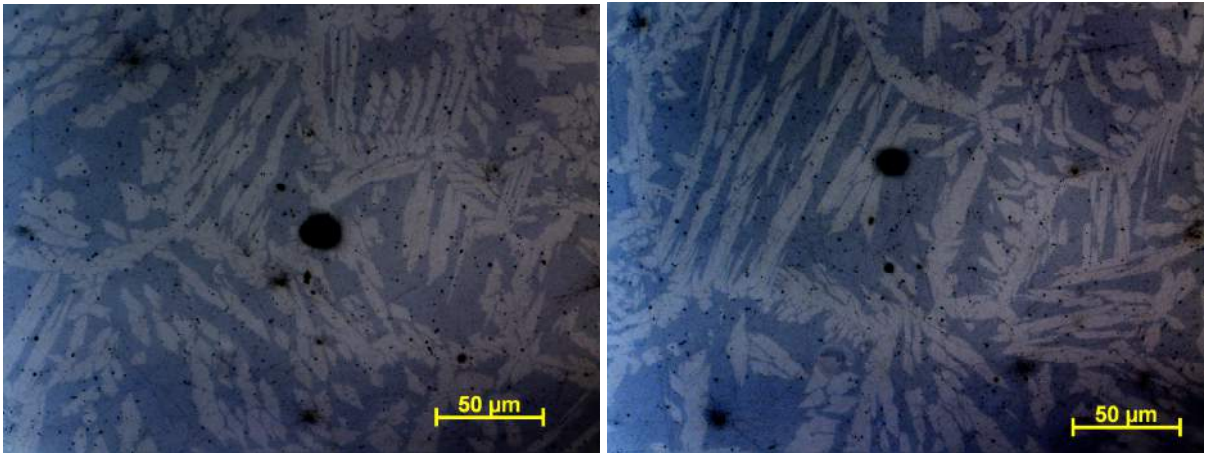
Figura 158 – Pites na amostra de AID depois do ensaio de CPT no primeiro e último cordão de solda.



Fonte: Próprio autor.

Na Figura 159 são mostrados pites na região austenítica do metal de solda, de modo que na deposição da liga AID, a fase austenítica primária foi a menos resistente em comparação com a ferrita.

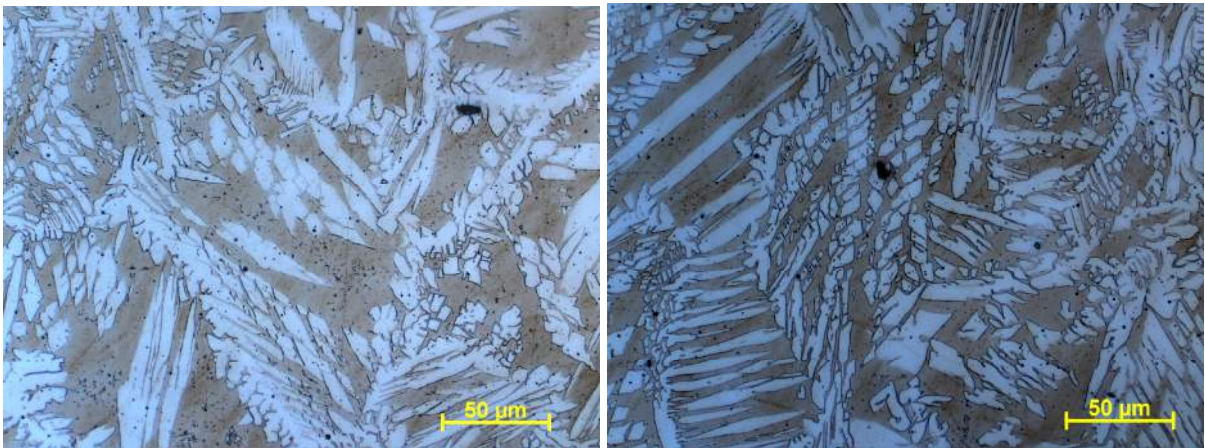
Figura 159 – Pites na fase austenítica depois do ensaio de CPT para liga AID no primeiro cordão de solda. Aumento de 500X.



Fonte: Próprio autor.

No último cordão de solda também foram verificados maior quantidade de pites na fases austenítica, como observado na Figura 160.

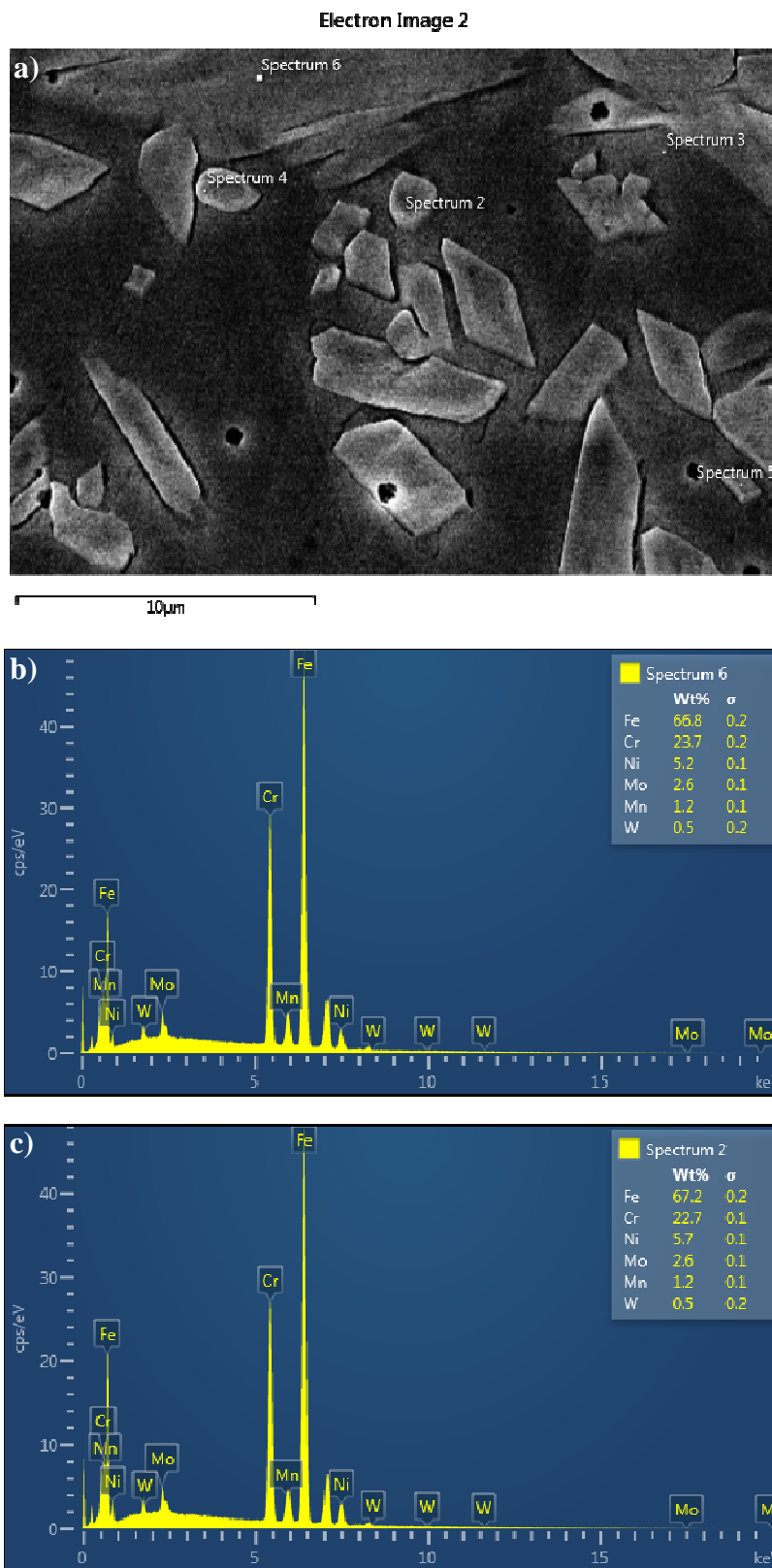
Figura 160 – Pites na fase austenítica depois do ensaio de CPT para liga AID no último cordão de solda. Aumento de 500X.



Fonte: Próprio autor.

Nesta liga foram verificados alguns pites presentes na austenita secundária, indicando que nesta região,  $\gamma_2$  possui pouca resistência à corrosão devido à menor quantidade de elementos, como molibdênio e o cromo, ocasionando maior suscetibilidade à corrosão. Como exemplo, é verificado na Figura 161a composição química de uma austenita primária e secundária. Desta forma, é verificado maior teor de cromo na austenita primária.

Figura 161 – Microestrutura do metal de solda com presença de austenita secundária.

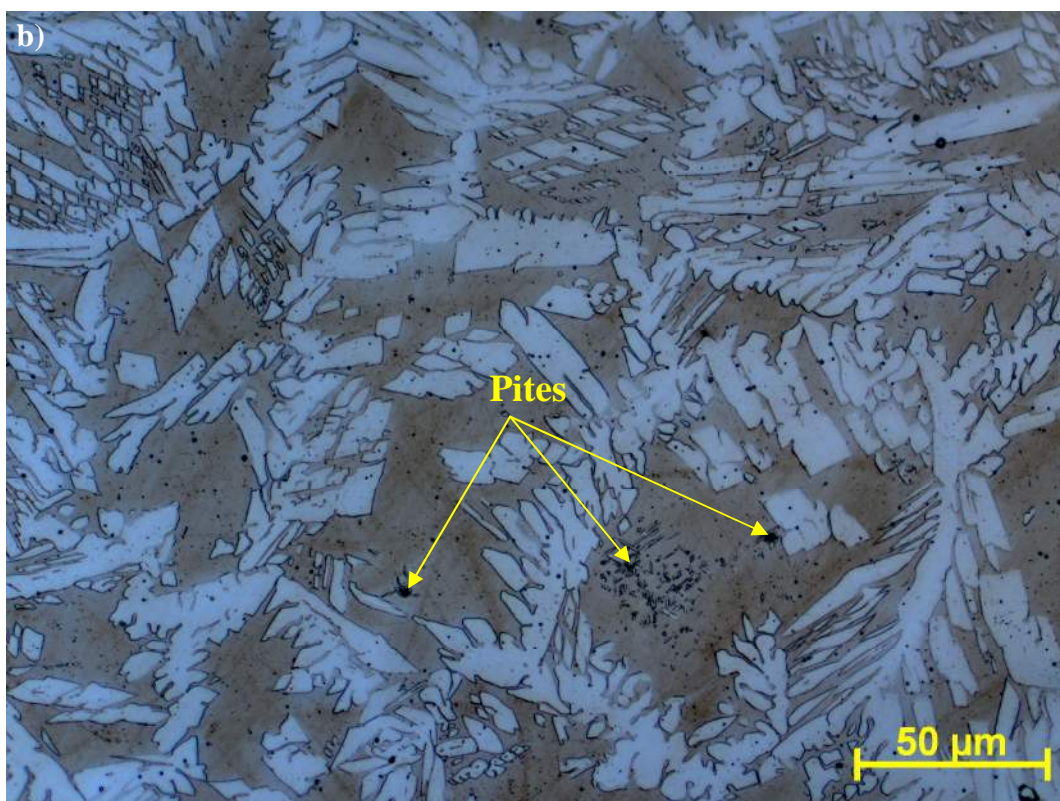
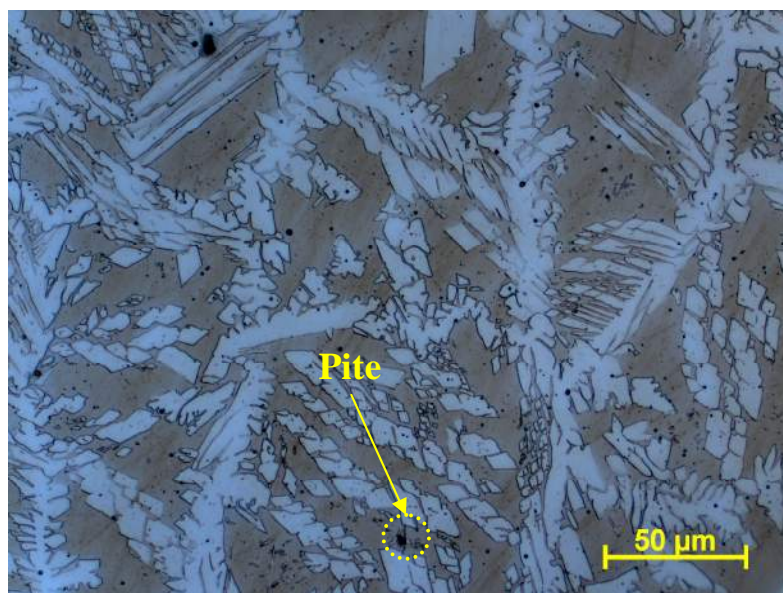


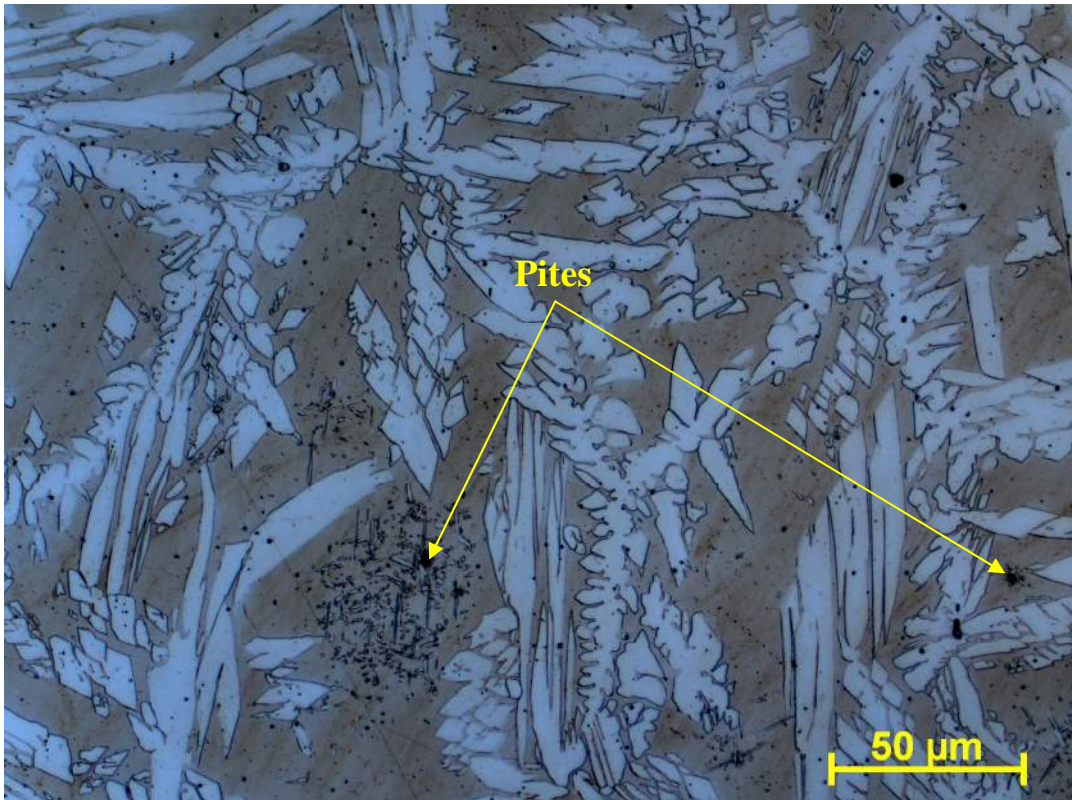
Fonte: Próprio autor.



Na Figura 162 são mostradas micrografias com presença de pites em  $\gamma_2$ .

Figura 162 – Pites na austenita secundária depois do ensaio de CPT para liga AID no último cordão de solda. Aumento de 500X.





Fonte: Próprio autor.

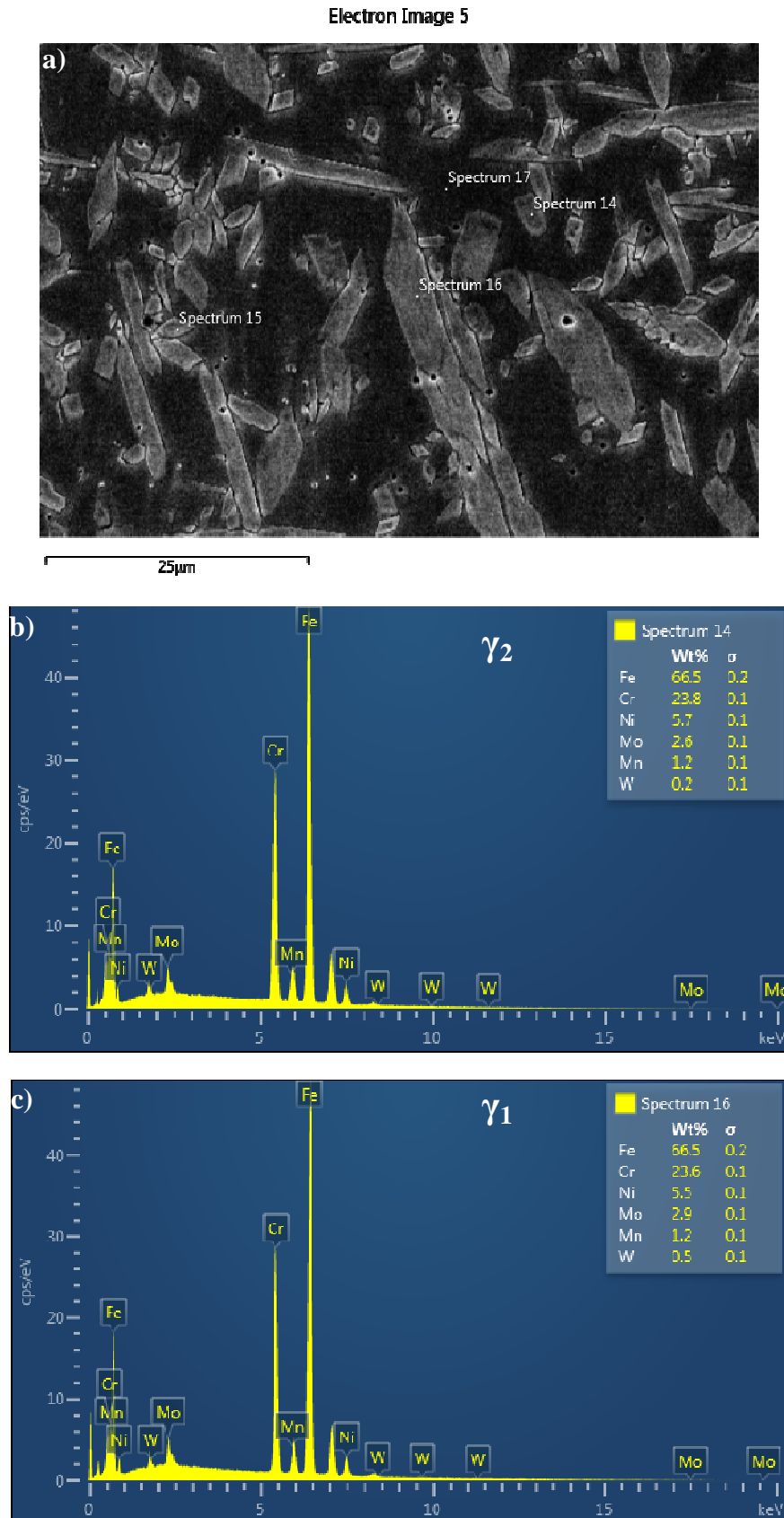
De um modo geral, apesar do maior valor de *PRE* das fases ferrita e austenita no AISD, ocasionado pelo maior teor de elementos químicos que contribuem para o aumento da resistência à corrosão por pites, a temperatura crítica de pite foi menor do que a obtida na liga AID. Ressalta-se que na soldagem das duas ligas, ocorreram comportamentos distintos em relação à precipitação de fases deletérias. No revestimento com deposição de AISD, ocorreu grande quantidade de nitretos, porém no revestimento com deposição de AID, foi preponderante a concentração de  $\gamma_2$ . Apesar da quantidade de pites ser um pouco maior no AID em relação ao AISD, considerando apenas as fases ferrita e austenita, devido ao menor *PRE*, o fator primordial para a menor resistência à corrosão por pites foram as precipitações.

Apesar da elevada quantidade de  $\gamma_2$ , nos revestimentos com deposição de AISD, os pites foram visíveis em apenas algumas regiões isoladas, de modo que o ciclo térmico proveniente dos reaquecimentos e o balanço adequado das fases, não proporcionou diferenças tão relevantes entre austenita primária ( $\gamma$  e  $\gamma_1$ ) e austenita secundária ( $\gamma_2$ ).

Na Figura 163 é mostrado um exemplo, no qual não houve diferença tão relevante entre  $\gamma$  e  $\gamma_2$ , podendo contribuir para uma maior resistência à corrosão por pites.



Figura 163 – Microestrutura do metal de solda do AID. a) Precipitados  $\gamma_2$ ; b) Análise de composição química de  $\gamma_2$ ; c) Análise de composição química de  $\gamma_1$ .



Fonte: Próprio autor.



Por outro lado, os nitretos existentes no metal de solda do revestimento com depósito de AISD, foram mais prejudiciais em relação à resistência à corrosão por pites, possivelmente devido à maior depleção de elementos que contribuem para o aumento da resistência à corrosão por pites na vizinhança das precipitações. Com isto posto, de acordo com os parâmetros de soldagem estabelecidos, o revestimento com deposição de AID foi mais resistente à corrosão por pites em relação à liga AISD, no ensaio de CPT. De modo geral, os resultados foram satisfatórios, em comparação com outros trabalhos de aços inoxidáveis duplex/superduplex depositados por outros processos.

Imoa (2009) e Will (2009) relataram valores próximos de 80°C para referência de CPT para o UNS S32760, na condição como recebido. Em relação a materiais soldados, há trabalhos realizados com processo MIG/MAG com deposição de AISD UNS S32760 que apresentaram valores de CPT entre 40 e 70°C (LINTON *et al.*, 2004; SANTOS, 2013). Valores entre 45 e 50°C foram reportados com TIG e 45 a 62°C com SMAW (WALLEN *et al.*, 1992). Por outro lado, também foram citados valores abaixo de 32°C (STEINSMO *et al.*, 1997).

Em relação à liga AID, os valores de CPT foram superiores ao que geralmente é encontrado na literatura (DELBLANC *et al.*, 1997; CANDERYD *et al.*, 2011; JOHANSSON & PETTERSSON, 2011). Apesar da liga AID 1.4462 não apresentar nitrogênio em sua composição química, isto não foi suficiente para ocasionar prejuízos em relação à resistência à corrosão por pites, sendo uma análise bem complexa a avaliação da resistência à corrosão de um material.

#### **4.5.3. Considerações Finais**

Diante dos resultados obtidos, foi observada uma significativa sensibilidade da variação dos parâmetros em relação às características de resposta, de modo que há muitas variáveis a serem consideradas em conjunto, evidenciando uma complexidade na análise dos resultados e na seleção adequada dos parâmetros de soldagem. Devido à esta complexidade, é relativamente difícil o entendimento das influências de determinadas variáveis devido aos vários fenômenos atuantes, sendo também observado quando os resultados são confrontados com a literatura. Muitas vezes, um ajuste pode ser adequado para uma determinada condição, porém em outra situação pode ocasionar em resultados diferentes. Devido a este contexto, nesta pesquisa, foi preferível analisar minuciosamente cada parâmetro avaliado, de modo a entender melhor seu comportamento, colocando como base os ensaios preliminares,

recomendações do fabricante e trabalhos anteriores realizados. A utilização de um processo relativamente complexo em conjunto com a seleção do material de aço inoxidável duplex/superduplex como metal de adição foi um grande desafio e de grande relevância em relação à contribuição científica e tecnológica.

Nas soldagens de revestimento realizadas foi verificado que a maior dificuldade foi a obtenção de cordões com bom molhamento sem problemas em relação à falta de fusão ocasionadas pela baixa diluição dos últimos cordões depositados. Em termos operacionais, foi observada em algumas situações dificuldades em relação à abertura do arco principal devido à elevada DBP. Em termos metalúrgicos, foi obtido um melhor balanço de fases na deposição de AID em relação ao AISD, mesmo as soldagens sendo realizadas em condições similares de energia. Também não foi observada uma zona dura próxima à interface nas condições soldadas nos revestimentos para as duas ligas, sendo um resultado importante, além de apresentarem microdureza mais elevada em relação ao substrato. O bom balanço de fases (ferrita e austenita) ocasionou em bons resultados em relação a resistência à corrosão por pites, porém a causa primordial para a ocorrência de pites foram as fases precipitadas, sendo que a formação de nitretos foi mais primordial do que a austenita secundária.

Esta pesquisa resultou em resultados importantes, satisfatórios e de grande relevância, ocasionando em maior entendimento dos fenômenos existentes e proporcionando uma situação de maior embasamento para explorações futuras.

## 5 CONCLUSÃO

Com base nos resultados obtidos e apresentados na presente tese sobre as características operacionais, geométricas, acabamento superficial dos cordões e metalúrgicas de revestimentos de ligas de aço inoxidável duplex e superduplex depositadas pelo processo Plasma pó, foi possível concluir que:

- A variação da corrente ou alteração da velocidade de soldagem ocasionaram em modificações nas características geométricas e no teor de ferrita do metal de solda de forma distinta.
- Em relação ao acabamento superficial, foi verificado que maiores níveis de energia, menor taxa de alimentação de pó, menor vazão de gás de proteção, menor nível de vazão de gás de arraste e maior DBP resultaram em cordões com bom acabamento superficial, com pouca rugosidade e menor quantidade de partículas não fundidas.
- Níveis mais altos de DBP, de taxa de alimentação de pó e de vazão de gás de arraste, em conjunto com a menor vazão de gás plasma e utilização da mistura argônio com 25% de hélio resultaram em maiores reforços, na sua maioria, superiores a 3 mm.
- A utilização de menores vazões de gás de proteção e de arraste, menor DBP, maiores vazões de gás plasma e maior nível de energia resultou em cordões mais largos, quando soldados com a mistura de argônio com 25% de hélio, como gás de proteção.
- Menores vazões dos gases de proteção e de plasma, maior taxa de alimentação de pó e a utilização de argônio com 2,5% de nitrogênio como gás de proteção contribuíram para formação de cordões mais convexos.
- O aumento da DBP teve contribuição decisiva na obtenção de resultados satisfatórios em relação à diluição. Em conjunto com o aumento da taxa de alimentação de pó e da vazão de gás de proteção, com a redução da energia de soldagem (pela alteração da corrente ou velocidade de soldagem) e também com a vazão de gás plasma, contribuiu para baixos níveis de diluição.
- Menor energia de soldagem, redução do recuo de eletrodo, menores vazões de gases de proteção e de plasma e maior taxa de alimentação de pó proporcionaram cordões com elevado teor de ferrita, obtendo na maioria dos cordões um balanço adequado das fases.

- Baseado nas conclusões anteriores, a combinação da corrente de soldagem de 130 A, velocidade de soldagem de 12 cm/min, recuo do eletrodo de 1,5 mm, taxa de alimentação de pó de 19 g/min, vazão de gás de arraste de 4 l/min, vazão de gás plasma de 3 l/min, vazão de gás de proteção de 15 l/min, mistura de argônio com 25% de hélio como gás de proteção e DBP de 16 mm foi a mais adequada para a soldagem de revestimento em apenas uma camada.
- Em relação à microdureza, foi observado que o metal de solda obteve maiores valores em relação ao metal base, e alguns cordões em simples depósitos apresentaram picos de microdureza elevados perto da interface, nas condições de mais elevada diluição.
- As microestruturas dos revestimentos depositados com o AISD UNS S32760 e AID DIN 1.4462 foi constituída de níveis satisfatórios de ferrita, sendo que o superduplex obteve elevada quantidade de nitretos e no duplex foi observada elevada quantidade de austenita secundária, resultando em maior resistência à corrosão.

## SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS

- Estudar os efeitos de outros tipos de gases de arraste, de proteção e de plasma sobre a qualidade dos revestimentos.
- Realizar difração de elétrons retroespalhados (EBSD) para analisar a região de interface revestimento/substrato.
- Realizar ensaios de corrosão, como: polarização eletroquímica, polarização eletroquímica com reativação potenciocinética cíclica e imersão em solução de cloreto de ferro.
- Realizar misturas de pós para verificar efeito metalúrgico nos revestimentos.

## REFERÊNCIAS

- AGUIAR, W. M. **Revestimento por Soldagem MIG/MAG Empregando Ligas de Níquel para Aplicações em Componentes do Setor de Petróleo e Gás Natural**. Tese (Doutorado em Engenharia e Ciência de Materiais)-Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais, UFC, Fortaleza, 2010, 255p.
- ALVES, J. A.; DUTRA, J. C.; SILVA, R. H. G. **Desenvolvimento de Equipamento e Procedimentos e Aplicação de uma Liga Experimental para Soldagem PTA-P sobre Cabeça**. XXXVI Consolda – Congresso Nacional de Soldagem, Recife, 2010.
- API. **Specification for Pipe Line**. American Petroleum Institute, 2004.
- ARCRAFT PLASMA. **Plasma Welding**. Disponível no site do Arcraft Plasma Equipments. URL:< [http://www.plasmaweldings.com/plasma\\_welding.html](http://www.plasmaweldings.com/plasma_welding.html)>. Acessado no dia 24 de Agosto de 2011.
- ASM METALS HANDBOOK. **Welding, Brazing e Soldering**. Ed. 1993, vol. 6.
- ASM International. **Surface Engineering for Corrosion and Wear Resistance**. Ed: J.R. Davis, 2001.
- ASTM. **Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count**. 2011.
- ASTM. **Standard Specification for Seamless and Welded Ferritic/Austenitic Stainless Steel Pipe**. Norma A790/A 790M-01, 2008.
- ASTM. **E384-99-Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials**. 2002.
- ASTM G150. **Standard Test Method for Electrochemical Critical Pitting Temperature Testing of Stainless Steels**. ASTM International, 2010.
- ASTM AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A 923-03- Standard Test Methods for Detecting Detrimental Intermetallic Phase in Duplex Austenitic/Ferritic Stainless Steels**. Outubro de 2003.
- ATAMERT, S.; KING, J. E. **Elemental Partitioning and Microstructural Development in Duplex Stainless Steel Weld Metal**. Acta Metall. Mater. v.39, n. 3, p. 273-285, 1991.
- AWS. **Welding Handbook – Welding Process**. v. 2, eighth edition, 1991.
- BADJI, R. BOUABDALLAH, M.; BACROIX, B.; KAHLOUN, C.; BELKESSA, B.; MAZA, H. **Phase Transformation and Mechanical Behavior in Annealed 2205 Duplex Stainless Steel Welds**. Materials characterization, 2007.
- BALASUBRAMANIAN, V.; VARAHAMOORTHY, R.; RAMACHANDRAN, C. S.; BABAU, S. **Abrasive Slurry Wear Behavior of Stainless Steel Surface Produced by**

**Plasma Transferred Arc Hardfacing Process.** Surface & Coatings Technology, 202, 2008, p. 3903–3912.

BALASUBRAMANIAN, V. LAKSHIMINARAYANAN, VARAHAMOORTHY, R.; BABU, S. **Application of Response Surface Methodology to Prediction of Dilution in Plasma Transferred Arc Hardfacing of Stainless Steel on Carbon Steel.** Journal of Iron and Steel Research, International, 16(1), 2009, p. 44-53.

BARNHOUSE, J.; LIPPOLD, J. C. **Microstructure/Property Relationships in Dissimilar Welds Between Duplex Stainless Steels and Carbon Steels.** American Welding Society, v. 77, n. 12, 1998, p. 477-487.

BARRETO, A. S. **Estudo de Parâmetros de Soldagem na Deposição de Aço Inoxidável Superduplex pelo Processo PTA para Aplicações no Setor de Petróleo e Gás Natural.** Dissertação (Mestrado) - Departamento de Eng. Mecânica, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, Ceará, 2013.

BERNHARDSSON, S. **The Corrosion Resistance of Duplex Stainless Steels.** In: Conference Duplex Stainless Steels'91, Proceedings. France, 1991, p. 185-210, Beaune Bourgogne-France, 1991.

BEWLEY, J.G. **High Production Hard Surfacing with Versatile Metal Powders.** Welding Design & Fabrication. p. 70-71. abr. 1978.

BHARATH, R. R. et al. **Optimization of Process Parameters for Deposition of Stellite on X45CrSi93 Steel by Plasma Transferred Arc Technique.** Materials and Design, v. 29, 2008, p. 1725-1731.

BOND, D.; OKIMOTO, P. C.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. **Efeito da Intensidade de Corrente nas Características de Revestimentos Soldados com Material de Adição Atomizado.** 2005

BOND, D.; BECKER, S. F.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. **Influência da Corrente e Granulometria do Material de Adição nos Revestimentos Processados por PTA.** Soldagem & Inspeção, 2011, vol. 16, nº.1, p. 53-61.

BOELLINGHAUS, T.; SCHOBERT, H. **Nd: YAG Laser Plasma Powder Hybrid Welding of Austenitic Stainless Steels.** 6th International Trends in Welding Research Conference Proceedings. p. 453-458. Pine Mountain, 2003.

BORSATO, K. S. **Avaliação das Propriedades Mecânicas, Microestrutura e Cinética de Precipitação da Fase Sigma do Aço Inoxidável Duplex UNS S31803.** 7º CBECIMat – Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, Foz do Iguaçu, PR, Brasil, 2006.

BOUAIFI, B.; AIT-MEKIDECHE, A. **Utilization Of High-Temperature Plasmas Containing Nitrogen For Reactive Coating by Means of Plasma-Arc Weld Surfacing.** Welding & Cutting, 2001.



BOULOS, M. I. **Thermal Plasma Processing**. Transactions on Plasma Science, vol. 19, n° 6, 1991, pp. 1078-1089.

BOULOS, M. I.; FAUCHAIS, P.; PFENDER, E. **Thermal Fundamentals and Applications**. vol. 1. Nova York: Plenum, 1994.

BRACARENSE, A. Q. **Soldagem a Plasma – PAW**. 2000, Belo Horizonte.

BRANAGAN, D. J.; MARSCHALL, M. C.; MEACHAM, B. E. **High Toughness High Hardness Iron Based PTAW Weld Materials**. Materials Science and Engineering, A 428, 2006, p. 116-123.

BRANDI, S.D.; RAMÍREZ, A.J. **Precipitation of Intermetallic Phases In the HAZ of Multipass Welding of Duplex and Superduplex Stainless Steels**. In: International Conference Duplex Stainless Steels'97, Maastricht-The Netherlands. Proceedings. The Netherlands, KCI, 1997, p. 411-418, 1997.

BROOKS, J. A.; BASKES, M. I.; GREULICH, F. A. **Solidification Modeling and Solid-State Transformations in High-Energy Density Stainless Steel Welds**. Metallurgical Transactions A, v. 22 A, (4), pp. 915-926, 1991.

BROWN, A. **Weld Overlay Cladding – The solution to Pump Corrosion?**. World Pumps, 2005.

CANDERYD, C.; PETTERSSON, R.; JOHANSSON, M. **Properties of the New Duplex Grade LDX 2404**. Proceedings of the Stainless Steel World Conference & Expo 2011, November 29th – December 1st, 2011

CERVO, R., FERRO, P., TIZIANI, A.; ZUCCHI, F. **Annealing Temperature Effects on Superduplex Stainless Steel UNS S32750 Welded Joints. Ii: Pitting Corrosion Resistance Evaluation**. Journal of Materials Science, v.45, p. 4378-4389. Fev, 2010.

CHANCE, J.; GRADWELL, K.J.; COOP, W.; ROSCOE, C.Y. **Proceeding of Inter**. Confer'ence of Duplex Stainless Steels, The USA, 1982, Paper 8201-019, p. 371

CHAOFANG, D.; HONG, L.; KUI, X.; TING, S.; QIAN, L.; XIAOGANG, L. **Effect of Temperature and Cl Concentration on Pitting of 2205 Duplex Stainless Steel**. Journal of Wuhan University of Technology-Mater, v. 26, n. 4, 2011, p. 641-647.

CHARLES, J. **Super Duplex Stainless Steels: Structure and Properties**. In: Conference Duplex Stainless Steels'91, Proceedings. France, 1991, p. 3-48, Beaune Bourcogne-France, 1991.

CHARLES, J. **Structure and Mechanical Properties of Duplex Stainless Steels**. In Conference Duplex Stainless Steels'94, Glasgow-Scotland, 1994. paper K1, Proceedings. England, TWI, 1994.

CHARLES, J. **Why and Where Duplex Stainless Steel**. In Conference Duplex Stainless steels 97. Proceedings. The Netherlands, p. 29-42, 1997.

CHARLES, J. **Past, Present and Future of the Duplex Stainless Steels**. In: Proc. 7th Duplex, Int. Conf. & Expo, Grado, Italy, AIM, 2007.

CHEN, T. H.; YANG, J. R. **Effects of Solution Treatment and Continuous Cooling on  $\sigma$ -phase Precipitation in a 2205 Duplex Stainless Steel**. Materials Science and Engineering A311, 2001, p.28-41.

CHEN, T. H.; YANG, J. R. **Microstructural Characterization of Simulated Heat Affected Zone in a Nitrogen-Containing 2205 Duplex Stainless Steel**. Materials Science and Engineering A338 166-181, 2002.

CLADTEK. **Bi-metals Pipes**. Disponível no site da Cladtek. URL: <http://www.cladtek.com>. Acessado no dia 13 de Agosto de 2010.

COMMERSALD GROUP. **PTA Process**. Disponível no site do Commersald Group. URL: <[http://www.commersald.com/en/impianti/processo\\_pta.html](http://www.commersald.com/en/impianti/processo_pta.html)>. Acessado no dia 25 de Agosto de 2011.

COSIMA. Disponível no site da Cosima. URL: <<http://www.cosima.com>>. Acessado no dia 16 de Novembro de 2011.

DAIDO STEEL. **Nace Jubail Technical Meeting**. Daido Steel Co., 2010, 6p.

DAVID, S. A.; BABU, S. S.; VITEK, J. M. **Welding: Solidification and Microstructure**. Journal of the Materials, v. 55, n. 6, 2003, p. 14-20.

DELBLANC BAUER, A.; LUNDELL, U.; ERIKSSON, H. **Presentation of Corrosion Data for End-users**. In: Conference Duplex Stainless Steel 97. Proceedings. p. 573-83, The Netherlands, 1997.

DELORO STELLITE. **PTA Welding Deposition**. Disponível no site da Deloro Stellite. URL:<<http://stellite.com/ProductsServices/HardfacingAlloys/WeldingProcesses/PTA WeldDeposition/tabid/325/Default.aspx>>. Acessado no dia 11 de Agosto de 2011.

DENG, H.; SHI, H.; TSURUOKA, S. **Influence of Coating Thickness and Temperature on Mechanical Properties of Steel Deposited with Co-based Alloy Hardfacing Coating**. Surface & Coatings Technology, 204, 2010, p. 3927–3934.

DEUIS, R. L.; YELLUP, J. M.; SUBRAMANIAN, C. **Metal-matrix Composite Coatings by PTA Surfacing**. Composites Science and Technology, 58, 1998, p. 299-309.

DESIR, J. L. **Plasma Arc Coatings Combat Component Wear**. Welding and Metal Fabrication, p. 219-222. jun. 1983

DÍAZ, V. M. V. **Influência de Parâmetros e Variáveis da Soldagem Plasma sobre as Características da solda com Ênfase na Análise da Abertura e no Fechamento do KEYHOLE** – Dissertação de mestrado, Florianópolis, 1999.

DÍAZ, V. V.; **Desempenho do Processo Plasma de Arco Transferido Alimentado com Pó na Posição Horizontal e Sobre-Cabeça**. XI COCIM – Congreso Chileno de Ingeniería Mecánica, 2004, Antofagasta, Chile.

DÍAZ, V. M. V. **Inovação do Equipamento e Avaliação do Processo Plasma de Arco Transferido Alimentado com Pó (PTAP) para Soldagem fora de Posição**: Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, UFSC, Florianópolis, 2005. 174p.

DÍAZ, V. V.; DUTRA, J. C.; JUNIOR, R. H.; REBELO, G. F.; OLIVEIRA, M. A.; BUSCHINELLI, A. J. A.; D'OLIVEIRA, A. S. C. **Desempenho do Processo de Soldagem Plasma de Arco Transferido Alimentado com Pó (PTAP) sobre a Resistência à Cavitação**. XXXI Consolda – Congresso Nacional de Soldagem, 2005, São Paulo- SP.

DÍAZ, V. V.; DUTRA, J. C.; D'OLIVEIRA, A. S. C. **Uma Contribuição ao Processo de Soldagem Plasma de Arco Transferido com Adição de Pó (PTA) para Posições Forçadas**. XXXV Consolda – Congresso Nacional de Soldagem, Piracicaba-SP, 2009.

DÍAZ, V. V.; DUTRA, J. C.; D'OLIVEIRA, A. S. **Deposição por Plasma com Arco Transferido**. Soldagem & Inspeção, v. 15, n. 1, 2010, p. 41-51.

DÍAZ, V. V.; DUTRA, J. C.; D'OLIVEIRA, A. S. S. C. M. **Uma Contribuição ao Processo de Soldagem Plasma de Arco Transferido (PTA) para Posições Forçadas**. Soldagem & Inspeção, 2011, vol. 16, nº:1, p. 33-43.

DILLENBECK, V. R.; CASTAGNO, L. **The Effects of Various Shielding Gases and Associated Mixtures in GMA Welding of Mild Steel**. Welding Journal, set. 1987, pp 45 - 49

DOBZANSKI, L. A.; BRYTAN, Z.; GRANDE, M. A.; ROSSO, M. **Properties of Duplex Stainless Steels Made by Powder Metallurgy**. Materials Science and Engineering, vol. 28, issue 4, 2007, p. 217-223.

D'OLIVEIRA, A. S. C. M. **Design de Superfícies – A Contribuição da Deposição por Plasma com Arco Transferido**. XXIX Consolda – Congresso Nacional de Soldagem. 2003, São Paulo – SP.

D'OLIVEIRA, A. S. C. **Customização de Superfícies Soldadas por Plasma com Arco Transferido**. 17º CBECIMat – Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais, 2006, Foz do Iguaçu, PR.

D'OLIVEIRA, A. S. C. M.; VILAR, R.; FEDER, C. G. **High Temperature Behaviour of Plasma Transferred Arc and Laser Co-based Alloy Coatings**. Applied Surface Science, 201, 2002, p.154–160.

D'OLIVEIRA, A. S. C. M.; PAREDES, R. S. C.; SANTOS, R. L. C. **Pulsed Current Plasma Transferred Arc Hardfacing**. Journal of Materials Processing Technology, 171, 2006, p. 167–174.

D'OLIVEIRA, A. S. C. M.; CHRISTO, A. DE; VAZ, D. S. **Evaluation of Intermetallic Coatings Processed by PTA**. Thermal Spray: Crossing Borders. 2008, p. 1078-1082.

DRAUGELATES, U. *et al.* **Surfacing with Combinations of Wire and Powder for Producing Hard Material-reinforced Wear Resistant Layers**. Welding and Cutting, n. 4, p. 39-41. Düsseldorf, abr. 1995.

DUPONT, J. N.; MARDER, A.R. **Thermal Efficiency of Arc Welding Process**. Welding Journal, Estados Unidos, v. 74, n12, 1995, p. 406-416.

DUPONT, J. N.; ROBINO, C. V. ; MICHAEL, J. R. ; NOTIS, M. R. ; MARDER, A. R. **Solidification of Nb-Bearing Superalloys**. Metallurgical and Materials Transactions A, 1998.

ECKENROD, J. J., PINNOW, K. E. **Effects of Chemical Composition And Thermal History on the Properties of Alloy 2205 Duplex Stainless Steel**. In: New Developments in Stainless Steel Technology. p. 77-87, 1984.

ESPY, R.H. **Weldability of Nitrogen-strengthened Stainless Steels**. Welding Journal. v. 61, n. 5, p. 149s-156s, 1982

EVANS, D. M.; McCLURE, J. C.; NUNES, A. C. **Arc Efficiency of Plasma Arc Welding**. Welding Journal, Estados Unidos, v.77, n 2, 1998, p. 53-58.

FAN, H. G.; SHI, Y. W. **Numerical Simulation of the Arc Pressure in Gas Tungsten Arc Welding**. Journal of Materials Processing Technology, v. 61, 1996, p. 302-308.

FAUCHAIS, P.; VARDELLE, A. **Thermal Plasmas**. IEEE Transactions on Plasma Science, v.25, n.6, dez. 1997

FELIPINI, C. L. **Noções sobre Plasma Térmico e suas Principais Aplicações**. Integração, Ano XI, 2005, nº 41, p. 147-151.

FERNANDES, F.; CAVALEIRO, A.; LOUREIRO, A. **Oxidation Behavior of Ni-based Coatings Deposited by PTA on Gray Cast Iron**. Surface & Coatings Technology, 207, 2012, pp. 196-203.

FILHO, F. M.; BASTIAN, F. L. **Adequabilidade da Equação de Paris para a Previsão de Vida em Fadiga em Risers Rígidos**. 2º Congresso Brasileiro de P&D em Petróleo & Gás, 2003.

FOCT, J.; MAGNIN, T.; PERROT, P.; VOGT, J.B. **Nitrogen Alloying of Duplex Stainless Steels**. In: Conference Duplex Stainless Steels'91, Proceedings.France, p. 49-65, Beaune Bourgogne-France, 1991.

FOLTRAN, Bruna. **Comparação dos Revestimentos de Superligas à Base de Cobalto (Co-Cr-W-C) Depositados por Eletrodo Revestido, Plasma de Arco Transferido e Laser**. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) – Programa de Pós-Graduação em Engenharia (PIPE), UFPR, Curitiba, 2000.

FRANCIS, R. **Marine Corrosion Resistance of Zeron 100 Superduplex Stainless Steel**. Rolled Alloys Company, 2008.

GATTO, A.; BASSOLI, E.; FORNARI, M. **Plasma Transferred Arc deposition of Powdered High Performances Alloys: Process Parameters Optimization as a Function of Alloy and Geometrical Configuration**. Surfacing & Coatings Technology, 187, 2004, p. 265-271.

GIRALDO, C. P. S. **Precipitação de Fases Intermetálicas na Zona Afetada pelo Calor de Temperatura Baixa (ZACTB) na Soldagem Multipasse de Aços Inoxidáveis Duplex**. Dissertação (Mestrado) - Departamento de Eng. Metalúrgica, Escola Politécnica, U. de São Paulo. São Paulo, 2001.

GLYNN, T. **Plasma Transferred Arc and HVOF Hardfacing Processes**. Apresentação à AWS, 2007.

GRAF, K. **Estabilidade a Alta Temperatura de Revestimentos de Hastelloy C Depositados por PTA**. Dissertação de Mestrado de Engenharia de Materiais – Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2004.

GRAF, K.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. **Microstructural Stability and Wear Performance of a Ni Based Alloy PTA Coating**. In: International Conference on Mechanical Engineering, São Paulo, 2003.

GRAF, K.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. **PTA Hardfacing of Nb/Al Coatings**. Soldagem & Inspeção, vol. 17, nº 2, 2012, pp. 158-165.

GUNN, R. N. **Duplex Stainless Steels-microstructure Properties and Applications**. Abington Publishing, Cambridge, UK, 1997.

HALLEN, H.; LUGSCHEIDER, E.; AIT-MEKIDECHE, A. **Plasma Transferred Arc Surfacing with High Deposition Rates**. In: Proceedings of conference on thermal spray coatings: properties. processes and applications, Pittsburgh, USA, 4–10 May 1991. ASM International; 1992. p. 537–9.

HIGGINS, R. **Propriedades e Estruturas dos Materiais em Engenharia**. Difusão Editorial, p. 186-214, 1982.

HONGYING, W. *et al.* **Investigation on the Deposition Rate and the Dilution Ratio of Plasma Surface Welding**. China Welding, v.11, n.1, p.55-58, mai. 2002.

HOU, Q. Y.; GAO, J. S.; ZHOU, F. **Microstructure and Wear Characteristics of Cobalt-based Alloy Deposited by Plasma Transferred Arc Weld Surfacing**. Surface & Coatings Technology, 194, 2005, p. 238-243.

HUANG, X. *et al.* **Applications of PTA Powder Welding in Petroleum Chemical Industry**. Proceedings of the 15<sup>th</sup> International Thermal Spray Conference, p. 1013-1017. Nice, mai. 1998.

IACOVIELLO, F.; CASARI, F.; GIALANELLA, S. **Effect of “475 °C embrittlement” on Duplex Stainless Steels Localized Corrosion Resistance**. Corrosion Science v. 47 p. 909–922, 2005.

ILO, S.; JUST, C.; XHIKU, F. **Optimisation of Multiple Quality Characteristics of Hardfacing Using Grey-based Taguchi Method**. Materials and Design, 33, 2012, pp. 459-468.

IMOA. **Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steel**. Second edition. London: International Molybdenum Association, 2009.

ISOTEC. **PTA – Plasma Welding Systems**. Estados Unidos, 2001.

JACKSON, E. M. L. E. M. VISSER, P. E. CORNISH, L. A. **Distinguishing between *Chi* and Sigma Phases in Duplex Stainless Steels Using Potentiostatic Etching**. Materials characterization. n. 31, 1993, p.198-90.

JEON, S. K.; KIM, S.T.; LEE, I. S.; PARK, J. H.; KIM, K. T.; KIM, J. S.; PARK, Y. S.; **Effects of Copper Addition on the Formation of Inclusions and the Resistance to Pitting Corrosion of High Performance Duplex Stainless Steels**. Corrosion Science. v. 53, p. 1408-1416, jan. 2011.

JOHANSSON, E.; PETTERSSON, R. **Lean Duplex Stainless Steel within the Oil and Gas Industry**. Duplex World, 2011.

JUNIOR, F. N. A. **Efeito dos Parametros de Soldagem no Balanceamento de Fases e Resistência à Corrosão do Aço Inoxidável UNS S32750 (SAF 2507)**. Projeto final de curso de Engenharia Metalúrgica da Universidade Federal do Ceará.

KAJIMURA, H.; OGAWA, K.; NAGANO, H. **Effects of  $\alpha/\gamma$  Phase Ratio And N Addition on the Corrosion Resistance of Si-Bearing Duplex Stainless Steel in Nitric Acid**. ISIJ International. v. 31, n. 2, p. 216-222, 1991.

KANNAN, T.; MURUGAN, N. **Prediction of Ferrite Number of Duplex Stainless Steel Clad Metals Using RSM**. Welding Journal, 2006, p.91-100.

KIM, H.-J; KIM, Y.J. **Wear and Corrosion Resistance of PTA Weld Surfaced Ni and Co Based Alloy Layers**. Surface Engineering, v.15, n.6, p. 495-501. 1999.

KIKUCHI, M.; KAJIHARA, M.; FRISK, K. **Solubility of Nitrogen in Austenitic Stainless Steels**. In: Conference high nitrogen steels’88, Lille-France, 1988. Proceedings. Ed. J. Foct - A., p. 63-74, Hendry, France, 1989.

KIM, H.; YOON, B.; LEE, C. **Wear Performance of the Fe-based Alloy Coatings Produced by Plasma Transferred Arc Weld-surfacing Process**. Wear 249, 2001, p. 846-852.

KIM, S. T., JANG, S. H., LEE, I. S., PARK, Y. S.; **Effects of Solution Heat-treatment and Nitrogen in Shielding Gas on the Resistance to Pitting Corrosion of Hyperduplex Stainless Steel Welds**. Corrosion Science, v. 53, n. 5, p, 1939-1947. Maio, 2011.

KONDO, K.; UEDA, M.; OGAWA, K.; OKAMOTO, H.; IGARASHI, M. **Precipitation Behavior of Sigma-related Phases in 25%Cr Based Super Duplex Stainless Steels**. In: Conference Innovation stainless steel. Proceedings. p. 2.191-2.197, Florence-Italy, 1993.  
KOU, S. **Welding Metallurgy**. Ed. John Wiley & Sons: EUA, 1987.

KOU, S.; SUN, D. K. **Fluid Flow and Weld Penetration in Stationary Arc Welds**. Metallurgical Transactions A, v. 16A, n. 2 1985, p. 203-213.

KOU, S.; YANG, Y. K. **Fusion-boundary Macrosegregation in Dissimilar-filler Welds**. Welding Journal. v. 86, n. 10, 2007, p. 303-312.

KURT, B.; ÇALIK, A. **Interface Structure of Diffusion Bonded Duplex Stainless Steel and Medium Carbon Steel Couple**. Materials Characterization, v. 60, 2009, p. 1035-1040.

KUWABARA, E. Y.; GRAF, K.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. **Revestimento de Níquel Reforçados com WC Depositados por Plasma com Arco Transferido**. 2<sup>o</sup> COBEF-Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, Uberlândia, 2003.

LAKSHMINARAYANAN, A. K.; BALASUBRAMANIAN, V.; VARAHAMOORTHY, R.; BABU, S. **Predicting the Dilution of Plasma Transferred Arc Hardfacing of Stellite on Carbon Steel Using Response Surface Methodology**. Metals and Materials International, vol. 14, No. 6, 2008, p. 779-789.

LEFFLER, B. **Stainless-stainless Steels and their Properties**. 2005.

LILJAS, M.; QVARFORT, R. **Influence of Nitrogen on Weldments in UNS S31803**. In: Duplex, stainless steels '86. Proceedings. P. 244-256. The Hague, 1986.

LIN, J. A. **Simple Model of Powder Catchment in Coaxial Laser Cladding**. Optics & Laser Technology, 1999, p. 233-238.

LINDBLOM, B. E. S.; LUNDQVIST, B.; HANNERZ, N. E. **Grain Growth in HAZ of Duplex Stainless Steels**. Scandinavian Journal of Metallurgy, 20 p.305–315, 1991.

LINSPRAY. **High Performance Coating Techiques**. Thermal Spray, BOC – A Member of the Linde Group, 2010.

LINTON, V. M. et al. **Failure of a Super Duplex Stainless Steel Reaction Vessel**. Engineering Failure Analysis, v. 11, n. 2, p. 243-256, 2004. ISSN 1350-6307.

LIU, Y. F.; MU, J.; XU, X.; YANG, S. **Microstructure and Dry-sliding Wear Properties of TiC-Reinforced Composite Coating Prepared by Plasma-Transferred Arc Weld-surfacing Process**. Materials Science and Engineering A 458, 2007, p. 366–370.

LIYANAGE, T.; FISHER, G.; GERLICH, A. P. **Influence of Alloy Chemistry on Microstructure and Properties in NiCrBSi Overlay Coatings Deposited by Plasma Transferred Arc Welding (PTAW)**. Surface & Coatings Technology 205, 2010, p. 759-765.



- LOPES, J. T. B. **Influência da Presença de Fases Frágeis e da Temperatura nas Propriedades de Propagação de Trinca por Fadiga do Aço Inoxidável Duplex UNS S31803**. Tese (Doutorado)- Departamento de Eng. de Materiais, Faculdade de Eng. Mecânica, U. Estadual de Campinas, Campinas, 2006.
- LOPEZ, N.; CID, M.; PUIGGALI, M. **Influence of  $\sigma$ -phase on Mechanical Properties and Corrosion Resistance of Duplex Stainless Steels**. Corrosion Science, 41, 1999, p. 1615-1631.
- LORIEL, O. V. **O Arco TIG a 100 A e Argônio Puro É um Arco Especial?**. Soldagem Insp. São Paulo, Vol. 14, No. 4, p.353-357, Out/Dez 2009.
- MAEHARA, Y.; OHMORI, Y.; MURAYAMA, J.; FUJINO, N.; KUNITAKE, T. **Effect of Alloying Elements on  $\sigma$  Phase Precipitation in  $\delta$ - $\alpha$  Duplex Phase Stainless Steels**. Metal Science, v.17, n.11, november 1983, p.541-547.
- MAGNABOSCO, R. **Influência da Microestrutura no Comportamento Eletroquímico do Aço SAF 2205**. Tese (Doutorado em engenharia)–Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade de São Paulo, 2001, 181p.
- MARQUES, P. V. **Tecnologia da Soldagem**. Belo Horizonte: ESAB, 1991, p. 352.
- MACHADO, I. G. **Soldagem e Técnicas Conexas: Processos**. Porto Alegre, 1996, p. 457.
- MARCONI, M. **II Plasma ad Arco – II Processi PTA**. PlasmaTeam, 2002.
- MARCONI, M.; MARCONI, B. **Powder Plasma Arc Welding on Thick Walled Pipes**. International Institute of Welding , 16 p., Paper 11. 2005.
- MARINHO, M. R. M.; CASTRO, W. B. **Planejamento Fatorial: Uma Ferramenta Poderosa para os Pesquisadores**. XXXIII Congresso Brasileiro de Ensino e Engenharia, 2005.
- MARQUES, P. V. **Tecnologia da Soldagem**. Belo Horizonte: ESAB, 1991, p. 352.
- MATSUDA, F. *et al.* **Formation of Thicker Hard Alloy Layer on Surface of Aluminum Alloy by PTA Overlaying with Metal Powder**. Transactions of JWRI, Welding Research Institute of Osaka University, v.20, n.1, p. 89. Osaka, 1991.
- MATSUDA, F. *et al.* **Carbide Addition on Aluminium Alloy Surface by Plasma Transferred Arc Welding Process**. Transactions of JWRI, Welding Research Institute of Osaka University, v.19, n.2, p. 241-247. Osaka, 1990
- MCPHERSON, N. A.; CHI, K.; MCLEAN, M. S.; BAKER, T. N. **Structure and Properties of Carbon Steel to Duplex Stainless Steel Submerged Arc Welds**. Materials Science and Technology, 2003, v. 19, p. 219-226.

MENEZES, J. W. A. **Análise Quantitativa da Fase Ferrítica do Aço Inoxidável Duplex UNS S31803 na Condição Soldada**. Dissertação (Mestrado) do curso de Engenharia e Ciência de Materiais da Universidade Federal do Ceará, 2005, 102p.

MIGIAKIS, K.; PAPADIMITRIOU, G. D. **Effect of Nitrogen and Nickel on the Microstructure and Mechanical Properties of Plasma Welded UNS S32760 Super-Duplex Stainless Steels**. Journal of Materials Science, 44, 2009, p. 6372-6383.

MILLIGAN, J.; NARASIMHAN, S. **A Powder Fed Plasma Transferred Arc Process for Hard Facing Internal Combustion Engine Valve Seats**. SAE Technical Paper Series, Congress and Exposition Cobo Hall, 12 p. Detroit, fev. 1980.

MODENESI, P. J. **Influências Metalúrgica do Fluxo de Calor**. Apostila de Metalurgia da Soldagem, 1985, Belo Horizonte – MG.

MODENESI, P. J. **Introdução à Física do Arco Elétrico**. Apostila, UFMG, Belo Horizonte, 2001.

MORENO, J. R. S. **Degradação da Resistência à Corrosão de Aços Inoxidáveis Duplex, Devido ao Envelhecimento em Baixas Temperaturas por Tempos Prolongados**. Tese (Doutorado)-Universidade Federal de São Carlos, 2004.

MUTHUPANDI, V.; SRINIVASAN, P.B.; SESHADRI, S.K.; SUNDARESAN, S. **Effect of Weld Metal Chemistry and Heat Input on the Structure and Properties of Duplex Stainless Steel Welds**. Materials Science and Engineering A358. Janeiro, 2003.

MUTHUPANDI, V.; SRINIVASANA, P. B.; SHANKARB, V.; SESHADRIC, S. K.; SUNDARESAN, S. **Effect Of Nickel And Nitrogen Addition on the Microstructure and Mechanical Properties of Power Beam Processed Duplex Stainless Steel (UNS 31803) Weld Metals**. Materials Letters 59 2305 – 2309, 2005.

SANTOS, J. R. **Influência da Energia de Soldagem Multipasse na Resistência à Corrosão de Juntas de Aço Inoxidável Superduplex UNS S32760 Soldadas pelo Processo Mig/Mag**. Dissertação (Mestrado) do Programa de Pós-graduação de Engenharia e Ciência de Materiais da Universidade Federal do Ceará, 2013.

SUNDARESAN, S. **Effect of Nickel and Nitrogen Addition on the Microstructure and Mechanical Properties of Power Beam Processed Duplex Stainless Steel (UNS 31803) Weld Metals**. Materials Letters 59 2305 – 2309, 2005.

NAGANO, R; KUDO, T.; INABA, Y. HARANDA, M. **Metaux Corrosion Industrie**, 1981, No. 667, p. 23.1.

NASCIMENTO, A. M. **Obtenção por Tratamento a Laser e Caracterização de Compósito Superficial em Aços Inoxidáveis Duplex Fundidos**. Tese (Doutorado) – Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, 2007, 120p.

NELSON, T. W.; LIPPOLD, J. C.; MILLS, M. J. **Investigation of Boundaries and Structures in Dissimilar Metals Welds**. Science and Technology of Welding and Joining, v. 13, n. 5, 1998, p. 249-255.

NELSON, T. W.; LIPPOLD, J. C.; MILLS, M. J. **Nature and Evolution of the Fusion Boundary in Ferritic-Austenitic Dissimilar Weld Metals, Part 1 — Nucleation and Growth.** Welding Research Supplement, 1999, p. 329-337.

NILSSON, J. O. **Overview- Super Duplex Stainless.** Materials Science and Technology, vol. 8, p.685-700, August 1992.

NILSSON, J. O.; CHAI, G. **The Physical Metallurgy of Duplex Stainless Steels.** Sandvik Materials Technology, R&D Centre, S-81181 Sandviken, Sweden, 1997.

NILSSON, J.O.; WILSON, A. **Influence of Isothermal Phase Transformations on Toughness and Pitting Corrosion of Super Duplex Stainless Steel SAF 2507.** Materials Science and Technology. v. 9, n. 7, p. 545-554, 1993.

NILSSON, J. O.; KARLSSON, L.; ANDERSSON, J.O. **Secondary Austenite Formation and its Relation to Pitting Corrosion in Duplex Stainless Steel Weld Metal.** Materials Science and Technology, v. 11, n. 3, March 1995 , p. 276-283(8).

NILSSON, J.O.; JONSSON, P.; WILSON, A. **Formation of Secondary Austenite in Superduplex Stainless Steel Weld Metal and Its Dependence on Chemical Composition.** In: Conference Duplex Stainless Steels'94, Proceedings. England, TWI, paper 39, Glasgow-Scotland, 1994.

NILSSON, J. O. *et al.* **Structural Stability of Super Duplex Stainless Weld Metals And Its Dependence on Tungsten and Copper.** Metallurgical and Materials Transactions A. v. 27A, n. 8, p. 2196-2208, 1996

NORSOK. NORSOK STANDARD M-601: **Welding and Inspection of Piping.** Edition 5, Norway, 2008.

NORSOK. NORSOK STANDARD M-630: **Material Data Sheets for Piping.** Edition 1, 1994.

NORSOK. NORSOK STANDARD M-630: **Material Data Sheets for Piping.** Edition 2, 1997.

NOTTEN, G. **Application of Duplex Stainless Steel in the Chemical Process Industry.** Duplex Stainless Steel, 1997, p. 9-16. 5th World Conference.

NUNES, E. B. **Propriedades Mecânicas e Caracterização Microestrutural na Soldagem do Aço Inoxidável Duplex UNS S31803 (SAF 2205).** Dissertação (Mestrado) do Curso de Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Ceará, 2009.

OBERLÄNDER, B. C.; LUGSCHEIDER, E. **Comparison of Properties of Coatings Produced by Laser Cladding and Conventional Methods.** Materials Science and Technology, vol.8, 1992, p. 657-665.

OGATA, P. H. **Caracterização Microestrutural do Aço para Tubo API 5L-X65 em Diferentes Regiões da Chapa como Laminada e Após Austenização e Resfriamento sob Diversas Taxas de Resfriamento**. Dissertação (Mestrado) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2009, 105p.

OGATA, P. H.; RAMÍREZ, M. G.; GOLDENSTEIN, H.; GORNI, A. A.; LANDGRAF, F. J. G. **Caracterização Microestrutural de Aço API 5L X65, Austenitizado e Resfriado a Diferentes Taxas de Resfriamento**. 18º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência de Materiais – CBECiMat, Porto de Galinhas (PE), Novembro de 2008.

OLIVEIRA, G. L. G. **Soldagem dissimilar dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 para aplicações subaquáticas**. Tese (Doutorado em Engenharia e Ciência de Materiais)-Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais, UFC, Fortaleza, 2013, 78p.

OLIVEIRA, M. A. **Estudo do Processo Plasma com Alimentação Automática de Arame**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, UFSC, Florianópolis, 2001, 78p.

PADILHA, A.F.; GUEDES, L.C. **Aços Inoxidáveis Austeníticos: Microestrutural e Propriedades**. São Paulo, Hemus, 1994, 170 p.

PALMER, T. A.; ELMER, J. W.; BABU, S. S. **Observations of Ferrite/Austenite Transformations in the Heat Affected Zone of 2205 Duplex Stainless Steel Spot Welds Using Time Resolved X-ray Diffraction**. Materials Science and Engineering A 374 307–321, 2004.

PAN, Y. C.; ZHANG, Z. **Morphologies of the Transition Region in Dissimilar Austenitic-Ferritic Welds**. Materials Characterization, 1996, 36(1), 5-10.

PAULA JR. O.S. **Desenvolvimento e Aplicação da Soldagem Plasma pela Técnica Keyhole**. Dissertação de mestrado, UFSC, Brasil 1997. 111p.

PAVLENKO, A. **Neue Kenntnisse über Physikalische Grundlagen des Plasma-Pulver-Auftragschweißens als Basis für die Prozeßsteuerung**. 1996. 118 f. Tese (Doutorado em Engenharia) - Rheinisch-Westfälisch Technisch Technische Hochschule Aachen.

PEKAREK, M. **Eutronic GAP Plasma Schweißtechnik**. Apresentação no DFK (Dresdner Fügetechnisches Kolloquium) 2006. 19 p.. Dresden, mar. 2006.

PESSOA, A. R. **Revestimento de Ligas de Níquel pelo Processo MIG/MAG com Transferência por Curto-circuito**. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais)-Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais, UFC, Fortaleza, 2009, 127p.

PETROBRAS N-1707.

PHADKE, M. S. **Quality Engineering Using Robust Design**. New York, USA: Prentice Hall, 1989.

PLANO DE NEGÓCIOS. **Plano de Negócios 2009-2013**. Petrobras, 2009.

PLASMA TEAM. **PTA Welding**. Disponível no site da PlasmaTeam.URL:<<http://www.plasmateam.com>>. Acessado no dia 06 de Outubro de 2011.

RAJASEKHAR, K.; HARENDRANATH, C. S.; RAMAN, R.; KULKARNI, S. D. **Microstructural Evolution During Solidification of Austenitic Stainless Steel Weld Metals: A Color Metallographic and Electron Microprobe Analysis Study**. Materials Characterization, v. 38, pp. 53-65, 1997.

RAJEEV, R.; SMAJDAR, I.; RAMAN, R.; HARENDRANATHAN, C.S.; KALE, G. B. **Origin of Hard and Soft Zone Formation during Cladding of Austenitic/Duplex Stainless Steel on Plain Carbon Steel**. Materials Science and Technology, v. 17, 2001, p. 1005-1011.

RAMÍREZ, A. J. R. **Estudo Da Precipitação de Nitreto de Cromo e Fase Sigma por Simulação Térmica da Zona Afetada pelo Calor na Soldagem Multipasse de Aços Inoxidáveis Duplex**. Dissertação (Mestrado) - Departamento de Eng. Metalúrgica da Escola Politécnica da USP, São Paulo, 1997.

RAMÍREZ, A. J. **Precipitação de Fases Intermetálicas e Austenita Secundária na ZAC de Soldagens Multipasse de Aços Inoxidáveis Duplex**. Tese (Doutorado) - Departamento de Eng. Metalúrgica, Escola Politécnica, U. de São Paulo, São Paulo, 2001, 240p.

RAMÍREZ, A. J.; BRANDI, S. D.; LIPPOLD, J. C. **Secondary Austenite and Chromium Nitride Precipitation in Simulated Heat Affected Zones of Duplex Stainless Steels**. Science and Technology of Welding & Joining, v. 9, n. 4, 2004, p. 301-313 (13).

RIBEIRO, H. O. **Desenvolvimento de Ligas para Revestimentos por PTA Resistentes à Cavitação**. Tese (Doutorado) do Programa de Pós-graduação em Engenharia e Ciência de Materiais - Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2007, 145p.

RIVLIN, V. G.; RAYNOR, G. V. **Critical Evaluation of Constitution of Chromium-iron-nickel System**. International Materials Review, v. 25, n. 1, 1980, p. 21-40 (20).

ROSCOE, C.V. GRADWELL, K.J. **Proceeding of Inter**. Confere'nce of Duplex Stainless Steels, The Netherlands, 1986, Paper 34, p. 126.

ROSS, P. J. **Aplicações das Técnicas Taguchi na Engenharia da Qualidade**. São Paulo, McGraw-Hill Ltda, 1991, p. 333.

SANTOS, D. M. **Estudo da Influência do Tipo de Gás Plasma e Proteção nas Características Geométricas e no Teor de Ferrita na Deposição d Aço Inoxidável Superduplex pelo Processo PTA-P**. Projeto Final do Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Ceará, 2014.

SANTOS, R. L. C. **Deposição por Plasma de Arco Transferido com Corrente Contínua Pulsada**. Dissertação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2003.

SANTOS, R. L. C.; PAREDES, R. S. C.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. **Otimização da Deposição de Revestimentos de Cobalto com Alto Teor de Carbono**. 2º Congresso Brasileiro de P&D em Petróleo e Gás, 2003.

SCHNEIDER, H. **Investment Casting of High-hot Strength 12 Per-Cent Chrome Steel**. Foundry Trade Journal. v. 108, p. 562, 1960.

SCHNICK, M. *et al.* **Simulation von Plasmalichtbögen**. Artigo do DFK 2006, 10 p.. Dresden, mar. 2006.

SCOTT, P. **Sunrise Lng Development – Review of Mechanical and Corrosion Testing of CRA Flowlines**. Woodside, 2010.

SCWEDERSKY, M. B.; DUTRA, J. C. **Um Estudo da Eficiência Térmica dos Principais Processos de Soldagem a Arco**. XXXVII Consolda, 2011.

SHOHET, J. L. **Plasma-aided Manufacturing**. IEEE Transactions on Plasma Science, vol. 19, nº 5, 1991, p. 725-733.

SHUBERT, G. **Wearsurfacing with PTA: Tips for the First-time User**. Tooling & Production, p. 60-61. nov. 1984.

SIEURIN, H.; SANDSTROM, R. **Austenite Reformation in the Heat-Affected Zone of Duplex Stainless Steel 2205**. Materials Science and Engineering, Royal Institute of Technology, Brinellv. Stockholm, Sweden, 25 November 2005.

SIMMONS, J. W. **Overview: High-nitrogen Alloying of Stainless Steels**. Materials Science and Engineering A. v. A207, p. 159-169, 1996.

SINAVAL. **Perspectivas da Indústria Naval no Brasil**. Sindicato Nacional da Indústria da Construção e Reparação Naval e Offshore, 2009.

SILVA, R. H. G. **Inovações em Equipamentos e em Parametrização no Processo de Revestimento por Plasma-pó (PTA-P)**. Tese (doutorado) do Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica - Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2010, 265p.

SILVA, S. C. **Mecanismo de Trincamento de Aço de Microestrutura Austeno-ferrítica em Meio Corrosivo**. Projeto Fina de Curso de Engenharia Metalúrgica da Escola Politécnica da Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2011.

SILVA, R. H. G.; DUTRA, J. C. **Processo PTA-P – Uma Revisão da Literatura como Base para Inovações. Parte 1 de 2: Elementos Construtivos**. Soldagem & Inspeção. São Paulo, vol. 17, nº 1, 2012, pp. 76-85.

SILVA, R. H. G. ; RENON, S. C.; DUTRA, J. C. **Sistema Mecanizado, Processo e Procedimentos para Reparo por Soldagem PTA-P de Dutos em Operação**. 5º Congresso Brasileiro de P&D em Petróleo e Gás, Fortaleza, 2009.

SILVA, C. R.; FERRARESI, V. A.; SCOTTI, A. **A Quality and Cost Approach for Welding Process Selection**. Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences, Campinas, v.22, n.3, 2000. Disponível em <[http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci\\_arttext&pid=S0100-73862000000300002&lng=en&nrm=iso](http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S0100-73862000000300002&lng=en&nrm=iso)>. Acessado em 03 Maio de 2011.

SMUK, O. **Microstructure and Properties of Modern P/M Super Duplex Stainless Steel**. Doctoral Thesis of Department of Materials Science and Engineering – Royal Institute of Technology, Sweden, Stockholm, 2004.

SOLOMON, H. D.; DEVINE, T. M. **A Tale of Two Phases**. In: Conference Duplex Stainless Steels'82, St. Louis-USA, 1982. Proceedings. Ohio, American Society of Metals, p. 693-756, 1983.

SOM, A. I. New Plasma Torches for PTA-surfacing. Artigo disponível em [www.plasma-master.com.ua](http://www.plasma-master.com.ua). 2006.

SOM, A. I. **New Plasma Torches for PTA-surfacing**. The Paton Welding Journal, 1999, n° 7, pp. 44-48. Artigo disponível em <[www.plasma-master.com.ua](http://www.plasma-master.com.ua)>. Acessado em novembro de 2011.

SOUZA, E. C., ROSSITI, S. M., ROLLO, M. D. A. J.; **Influence of Chloride Ion Concentration and Temperature on the Electrochemical Properties of Passive Films Formed on a Superduplex Stainless Steel**. Materials characterization, v. 61, p. 24-244. 2010.

SRINIVASAN, P. B.; MUTHUPANDI, V.; DIETZEL, W.; SIVAN, V. **Microstructure and Corrosion Behavior of Shielded Metal Arc-Welded Dissimilar Joints Comprising Duplex Stainless Steel and Low Alloy Steel**. Journal of Materials Engineering and Performance. v. 15(6), 2006, p. 758-764.

SRIMATH, N.; MURUGAN, N. **Prediction and Optimisation of Weld Bead Geometry of Plasma Transferred Arc Hardfaced Valve Seat Rings**. European Journal of Scientific Research, v.51, n: 2, 2011, p. 285-298.

STEINSMO, U.; ROGNE, T.; DRUGLI, J. M. **Aspects of Testing and Selecting Stainless Steels for Seawater Applications**. Corrosion Engineering, Volume 53, Issue 12, 1997.

SUUTULA, N.; TAKALO, T.; MOISIO, T. **Ferritic-austenitic Solidification Mode in Austenitic Stainless Steel Welds**. Metallurgical Transactions A, v. 11 A, (5), pp. 717-725, 1980.

TABAN, E. **Toughness and Microstructural Analysis of Superduplex Stainless Steel Joined by Plasma Arc Welding**. J Mater Sci v. 43, 2008, p. 4309-4315.

TAKALO, T.; SUUTALA, N.; MOISIO, T. **Austenitic Solidification Mode in Austenitic Stainless Steel Welds**. Metallurgical Transactions A, v. 10 A, (8), pp. 1173-1181, 1979.

TAKANO, E. H.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. **Proteção de eixos de Bombas Centrífugas pelo Processo PTA**. VII CONEMI - Congresso Nacional de Engenharia Mecânica e Industrial, Curitiba, 2007.



TAKANO, E. H.; QUEIROZ, D.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. **Avaliação dos Parâmetros de Processamento por PTA nas Superfícies Processadas**. 4º COBEF - Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, São Pedro-SP, 2007.

TAKEYAMA, R. R. **Caracterização de Revestimentos de Ligas à Base de Co Modificadas pela Adição de Carbonetos de Tungstênio**. Dissertação de Mestrado do Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica-Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2005, 75p.

TAN, H.; WANG, Z.; JIANG, Y.; HAN, D.; HONG, J.; CHEN, L.; JIANG, L., LI, J. **Annealing Temperature Effect on the Pitting Corrosion Resistance of Plasma Arc Welded Joints of Duplex Stainless Steel UNS S32304 in 1.0 M NaCl**. Corrosion Science, 2011, p. 1-26.

TAVARES, S. S. M.; CASTRO, J. L. G.; CÔRTE, R. R. A.; SOUZA, V. M. PARDAL, J. M. **Deteção de Pequenos Teores de Fase Sigma e Avaliação dos seus Efeitos na Resistência à Corrosão do Aço Inoxidável Duplex UNS S31803**. ENGEVISTA, v. 8, n. 2, 2006, p. 77-82.

TECHNICAL SPECIFICATION. **General Requirements in Using Duplex and Superduplex Stainless Steel for Subsea Pipelines**. CENPES, 2006.

THERMAL DYNAMICS CORPORATION. **Instruction Manual n. 0-2231**. Estados Unidos, 1985, 25 p.

TRIGUINHO, J. J. **Superfícies Enriquecidas Por Carbonetos de Tungstênio Depositados a Plasma Por Arco Transferido**. Dissertação de Mestrado de Engenharia e Ciências dos Materiais – Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2005.

TRIGUINHO, J. J.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. **Plasma Transferred Arc Surface Modification of a Low Carbon Steel**. Journal of Materials Science, 2007, 42, p. 7554-7557.

TUR, M. **Method for Plasma Transferred Arc Welding**. Depósito de patente n. 8903522.4. UK Patent Office, ago. 1990

UME, K. *et al.* **Influence of Thermal History on The Corrosion Resistance of Duplex Stainless Steel Linepipe**. Materials Performance. v. 26, n. 8, p. 25-31, 1987.

UREÑA, A.; OTERO, E.; UTRILLA, M. V.; MÚÑEZ, C. J. **Weldability of a 2205 duplex stainless steel using plasma arc welding**. Journal of Materials Processing Technology 182 p. 624–631, 2007.

VAN NASSAU, L.; MEELKER, H.; HILKES, J. **Weld World**. 31, 5:322, 1993.

VAN-NASSAU, L.; MEELKER, H.; HILKES, J. **Welding Duplex and Superduplex Stainless Steels**. In: Conference Duplex Stainless Steels'91, Beaune Bourcogne-France, 1991. Proceedings. p. 303-323, France, 1991.

- VARDELLE, A.; VARDELLE, M.; ZHANG, H. ; THEMELIS, N. J. ; GROSS, K. **Volatilization of Metal Powders in Plasma Sprays**. Journal of Thermal Spray Technology, vol. 11(2), 2002, p. 244-252.
- VAROL, I.; BAELASCK III, W. A.; LIPPOLD, J. C. **Characterization of weld solidification cracking in a duplex stainless steel**. Metallography. 23:1-19, 1989.
- VIEIRA, S. R. B. **Um Sistema de Gerenciamento da Qualidade para Fábricas Montadoras com Ênfase no Método Taguchi e QFD**. Dissertação da Universidade Federal da Santa Catarina, Florianópolis, 1996.
- VITEK, J. M.; DASGUPTA, A.; DAVID, S. A. **Microstructural Modification of Austenitic Stainless Steels by Rapid Solidification**. Metallurgical Transactions A, v. 14 A, (9), p. 18833-1841, 1983.
- WAHL, W.; KRAUSKOPF, F. **Plasma-arc Powder Surfacing of Ferrous Materials**. Welding and Cutting, n. 2, p. 15-16. Düsseldorf, fev. 1993
- WALLEN, B., HENRIKSON, S. **Effect of Chlorination on Stainless Steel in Seawater**. In:Corrosion'86 National Association of Corrosion Engineers, paper 403, 1986.
- WALLEN, B.; LILJAS, M.; STENVALL, P. **Corrosion 1992**, paper 322. Houston TX: NAC 1992.
- WANG, H.; JIANG, W.; VALANT, M.; KOVACEVIC, R. **Microplasma Powder Deposition as a New Solid Freeform Fabrication Process**. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture, 2003, p. 217-1647.
- WANG, H.; JIANG, W.; VALANT, M.; KOVACEVIC, R. **Solid Freeform Fabrication Based on Micro-plasma Powder Deposition**. Research Center for Advanced Manufacturing, 2003, p. 301-312.
- WANG, W.; QIAN, S.; ZHOU, X. **Microstructure and Properties of TiN/Ni Composite Coating Prepared by Plasma Transferred Arc Scanning Process**. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2009, p. 1180-1184.
- WANG, S.; MA, Q.; LI, Y. **Characterization of Microstructure, Mechanical Properties and Corrosion Resistance of Dissimilar Welded Joint Between 2205 Duplex Stainless Steel and 16MnR**. Materials and Design, 2010, p. 1-7.
- WILDEN, J.; BERGMANN, J. P.; FRANK, H. **Plasma Transferred Arc Welding-Modeling and Experimental Optimization**. Journal of Thermal Spray Technology, vol. 15 (4), 2006, p. 779-784.
- WILL, C. R. **Comportamento à Corrosão de Juntas de Superduplex UNS S32760 Soldadas por GMAW Pulsado com Diferentes Misturas Gasosas** Dissertação Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio Grande Do Sul Porto Alegre, 2009.

WINKELMANN, R. **Investigations into the Abrasive Wear of Powder Plasma-Arc Surface Welds**. *Welding & Cutting*, p. 265 – 269, 2001.

XIBAO, W.; HUA, L. **Metal Powder Thermal Behaviour During the Plasma Transferred-arc Surfacing Process**. *Surface & Coatings Technology*, v.106, n.2-3, 1998, p. 156-161.

XIBAO, W.; CHUNGUO, L.; XIAOMIN, P.; LIBO, S.; HONG, Z. **The Powder's Thermal Behavior on the Surface of the Melting Pool During PTA Powder Surfacing**. *Surface & Coatings Technology* 201, 2006, pp. 2648-2654.

YAEDU, A. E. **Influência do Substrato na Deposição de Stellite 1 com Plasma de Arco Transferido**. Dissertação do Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica – Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2003.

YAEDU, A. E.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. **Cobalt Based Alloy PTA Hardfacing on Different Substrate Steels**. *Materials Science and Technology*, v.21, n. 4, 2005.

YANG, Y. K.; KOU, S. **Weld-bottom Macrosegregation caused by Dissimilar Filler Metals**. *Welding Journal*. v. 86, n. 11, 2007, p. 379-387.

YARMUCH, M.; PATCHETT, B., M.; IVEY, D., G.; ANDERSON, M. **Effect of Welding Parameters and Gas Composition on PTAW Behaviour**. *Trends in Welding Research, Proceedings of the 8<sup>th</sup> International Conference*, 2009.

YIN, F.; HU, S.; YU, C.; LI, L. **Computational Simulation for the Constricted Flow of Argon Plasma Arc**. *Computational Materials Science* 40 p. 389-394.

YOUNG, M. C.; CHAN, S. L. I.; TSAY, L. W.; SHIN, C. S. **Hydrogen-enhanced Cracking of 2205 Duplex Stainless Steel Welds**. *Materials Chemistry and Physics* 91 p. 21–27, 2005.

ZHANG, L; SUN, D. ; YU, H. **Effect of niobium on the Microstructure and Wear Resistance of Iron-based Alloy Coating Produced by Plasma Cladding**. *Materials Science and Engineering A* 490, 2008, p. 57-61.

ZHANG, Y. M.; ZHANG, S. B. **Observation of the Keyhole During Plasma Arc Welding**. *Welding Research Supplement*, 1999, pp. 53-58.

ZHIN, Z. Y.; MIN, Y. Z.; HAO, T. **Plasma Cladding of Stellite 6 Powder on Ni76Cr19AlTi Exhausting Valve**. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China* vol. 17, 2007, pp. 35-40.

## APÊNDICE - MÉTODO TAGUCHI

### Definição

A técnica denominada Projeto Robusto, desenvolvida por Taguchi, é uma ferramenta poderosa na otimização de produtos ou processos. Ela visa determinar as variáveis (denominadas de fatores) que mais influenciam a variabilidade do processo ou produto. O controle destes fatores garante a qualidade do processo/produto (menor variabilidade), além da otimização do seu desempenho (ROSS, 1991). O método Taguchi pertence a uma classe de abordagens que assegura a qualidade através do projeto, neste caso através da identificação e controle de variáveis críticas (ou ruídos) que fazem ocorrer desvios na qualidade do produto e/ou processo (VIEIRA, 1996). Projeto robusto pode ser definido como um conjunto de conceitos, estratégias e métodos que utiliza o conhecimento existente de engenharia para realizar os seguintes benefícios:

- Melhoria da Qualidade;
- Minimização do custo;
- Minimização do tempo de desenvolvimento.

Segundo Ross (1991), para se alcançar a robustez, esforços de controle de qualidade devem começar na fase de projeto de produto e continuar durante as fases de engenharia de produção e fabricação. Os níveis (valores) de fatores controláveis (parâmetros do projeto) são selecionados para minimizar os efeitos de fatores perturbadores nas características funcionais do produto, ou seja, determinam-se os níveis dos diferentes parâmetros que dão ao produto as suas qualidades funcionais e que minimizam a perda de qualidade. Procura-se estabelecer os níveis dos parâmetros do produto, de modo que a característica de qualidade deste torne-se a insensível possível ou robusta às fontes de variação (fatores de ruído), mantendo o valor médio da resposta sobre o valor objetivo de maneira consistente, obtendo alto desempenho e baixo custo, simultaneamente (ROSS, 1991; VIEIRA, 1996).

## **Projeto dos parâmetros**

A resposta do produto considerada para o propósito de otimização em um delineamento de experimento robusto é chamada de característica de qualidade. Vários parâmetros podem influenciar a característica de qualidade ou resposta do produto. Estes parâmetros classificam-se dentro das seguintes três classes (note que a palavra parâmetro equivale à palavra fator na literatura de Projeto Robusto):

1. Fatores de sinal (M): Este é o grupo de parâmetros para o usuário ou operador expressar o valor pretendido para a resposta do produto. Os fatores de sinal são selecionados pelo engenheiro de projeto baseado no conhecimento da engenharia do produto que está se desenvolvendo.
2. Fatores de ruído (X): Certos parâmetros não podem ser controlados pelo projetista, sendo estes parâmetros chamados de fatores de ruído.
3. Fatores de controle (Z): Estes são parâmetros que o projetista pode especificar livremente. De fato, é responsabilidade do projetista determinar o melhor valor destes parâmetros. Cada fator de controle pode ter múltiplos valores, chamados níveis. Quando se muda os níveis de certos fatores de controle, o custo de fabricação não muda.

Identificar respostas importantes, fatores de sinal, fatores de ruído e fatores de controle em um projeto específico são questões importantes. Em um Delineamento de Projeto Robusto é também importante reconhecer quais fatores de controle mudam o custo de fabricação. A melhor situação, dos parâmetros que não afetam o custo de fabricação, é determinada através do projeto do parâmetro (GOMES, 2006).

## **Razão sinal/ruído**

É a função objetiva empregada no Método Taguchi. O uso da razão S/R obtendo o melhor ajuste que minimize a sensibilidade ao ruído para um dado valor médio de um parâmetro estudado, tem a vantagem deste ajuste também ser válido para outro valor médio do parâmetro.

Os parâmetros de controle que contribuem na redução de variação (aperfeiçoamento da qualidade) podem ser rapidamente identificados observando o quanto de variação aparece como resposta. A metodologia Taguchi idealiza uma transformação dos

dados da repetição em outro valor, que representa a variação da medição existente. Designa-se a transformação como relação sinal-ruído (S/R) ou função objetiva. A função objetiva para ser maximizada, nas resoluções dos problemas estatísticos de projeto de processo/produto, tem que ser escolhida corretamente. As diversas relações S/R disponíveis, de acordo com o tipo de característica são: menor é melhor (mM), maior é melhor (MM) e nominal é melhor (NM).

Cada característica tem a equação específica para o cálculo da taxa S/R (ROSS, 1991). Para este trabalho foram utilizadas as seguintes características:

- Problema do tipo “Menor-melhor”, usado quando se deseja minimizar os resultados. Sua equação é representada pela seguinte relação:

$$\eta = -10 \log_{10} \left( \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n y_i^2 \right) \quad (4)$$

onde n = número de repetições num ensaio (número de repetições independente dos níveis de ruído),  $y_i$  é a característica da qualidade (resposta observada). Como exemplo de menor é melhor pode-se citar o número de defeitos de uma peça, os índices de convexidade e respingos durante uma soldagem.

- Problema do tipo “Maior-melhor”. Usado quando se deseja maximizar os resultados, sendo determinada pela relação:

$$\eta = -10 \log_{10} \left( \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \frac{1}{y_i^2} \right) \quad (5)$$

Como exemplo de aplicação da função maior é melhor pode-se citar o reforço e largura, e como exemplo da função menor é melhor pode-se exemplificar a diluição e o ângulo de molhamento. Assim, os níveis ótimos das variáveis de influência são aqueles que maximizam o S/R apropriado para cada análise estatística específica.

A Metodologia Taguchi distingue os parâmetros em dois grupos principais: parâmetros de controle e de ruído. Parâmetros de controle são aqueles estabelecidos pelo fabricante e que não podem ser diretamente modificados pelo consumidor. Parâmetros de

ruído são aqueles sobre os quais o fabricante não possui controle direto, mas que variam de acordo com o ambiente e hábito do consumidor. Parâmetros de ruído podem ser classificados em três categorias:

- Ruídos externos são aqueles relacionados aos fatores ambientais como temperatura ambiente, umidade, pressão ou pessoas. Ruídos externos provocam variações externamente ao produto;
- Ruídos internos estão relacionados com a função e com o tempo, tais como deterioração, desgaste, desaparecimento gradual da cor, encolhimento e ressecamento; ruídos internos causam variação no interior do produto;
- Ruído do produto manifesta-se como variação de peça para peça. São ocasionados durante a fabricação, mudando uma determinada característica entre dois ou mais produtos.

### **Arranjo ortogonal**

O arranjo ortogonal (AO) facilita e reduz o número de experimentos. As colunas da matriz representam os fatores a serem estudados e as linhas os experimentos que serão realizados. Na matriz ortogonal, colunas podem ser deixadas vazias (que correspondem às variáveis a serem estudadas) sem prejuízo na análise. Linhas vazias, que corresponde deixar de realizar algum experimento, prejudica a ortogonalidade e compromete a análise e a confiabilidade dos experimentos (VIEIRA, 1996; PESSOA, 2009; AGUIAR, 2010).

A seleção do arranjo ortogonal a ser utilizada depende: do número de fatores e interações de interesse e do número de níveis para estes fatores de interesse. Estes dois itens determinam os graus totais de liberdade exigidos para todos os experimentos. Os graus de liberdade para cada fator consistem no número de níveis menos um ( $v_A = \kappa_A - 1$ , onde  $\kappa$  é o número de níveis do fator A e  $v$ , o grau de liberdade do fator A). O número de graus de liberdade para uma interação é o produto dos graus de liberdade dos fatores nessa interação ( $v_{AXB} = v_A \cdot v_B$ ). Graus de liberdade mínimos exigidos em série de experimentos consistem na somatória de todos os graus de liberdade de fator e interação. O número na designação do arranjo indica o número de graus de ensaios contidos no mesmo, sendo o número de graus de liberdade disponíveis num certo arranjo equivalente ao número de ensaios menos um (o arranjo L8 possui 7 graus de liberdade disponíveis) (ROSS, 1991).



Um exemplo de matriz ortogonal (L8) é ilustrado na Tabela 36, que possui 7 graus de liberdade.

Tabela 36 – Matriz ortogonal L8.

<b>Projeto Robusto</b>							
<b>Ensaio</b>	<b>1</b>	<b>2</b>	<b>3</b>	<b>4</b>	<b>5</b>	<b>6</b>	<b>7</b>
<b>1</b>	1	1	1	1	1	1	1
<b>2</b>	1	1	1	2	2	2	2
<b>3</b>	1	2	2	1	1	2	2
<b>4</b>	1	2	2	2	2	1	1
<b>5</b>	2	1	2	1	2	1	2
<b>6</b>	2	1	2	2	1	2	1
<b>7</b>	2	2	1	1	2	2	1
<b>8</b>	2	2	1	2	1	1	2

Fonte: Próprio autor.

O número à esquerda de cada fila é chamado de número do experimento ou número da distribuição, e vai de 1 a 8. Os alinhamentos verticais são chamados de colunas do arranjo ortogonal, e todas as colunas contêm quatro vezes os numerais 1 e 2. Quando cada uma das duas colunas consiste de numerais 1 e 2 e as quatro combinações (11), (12), (21) e (22) aparecem com a mesma frequência, diz-se que estas duas colunas estão balanceadas ou são ortogonais. Existem outros arranjos ortogonais como o arranjo ortogonal L8. Entre os arranjos ortogonais mais frequentemente usados estão o L9, L16, L18, L27 e L32. Para os propósitos deste trabalho foi utilizado o arranjo ortogonal L18.

### **Determinação do intervalo admissível para os critérios de qualidade**

Nos ensaios de confirmação previstos pelo método Taguchi, deve-se calcular o intervalo admissível para cada critério, com o objetivo de determinar se o método pode ser utilizado com segurança. Caso o valor medido esteja dentro da faixa prevista, admite-se que o Taguchi seja apto para prever os valores dos critérios de qualidade estabelecidos. Se não ocorrer o esperado, há fortes interações entre os fatores de controle, impossibilitando a utilização do método Taguchi com robustez. Assim, o intervalo de confiança para o  $\eta$  previsto foi calculado através dos seguintes passos:

- 1º passo: determinação da variância de erro ( $\sigma_e^2$ ) dado pela Equação 6.

$$\sigma_e^2 = \frac{SQE}{gl_e} \quad (6)$$

Onde:

SQE = soma dos quadrados devido ao erro;

$gl_e$  = graus de liberdade associados ao erro.

- 2º passo: determinação da variância do erro de previsão ( $\sigma_{prev}^2$ ) pela Equação 7.

A variância do erro de previsão é a diferença entre  $\eta$  do experimento e o  $\eta_{ot}$  previsto, a qual é composta por duas parcelas. A primeira parcela denominada “erro de repetição dos experimentos” é o erro associado ao número de repetições para cada condição (cada linha da matriz ortogonal). A segunda parcela denomina de “erro na previsão de  $\eta_{ot}$ ” é o que está associado ao número de experimentos empregados (tamanho da amostra) para determinação de  $\eta_{ot}$  e da variância do erro.

$$\sigma_{prev}^2 = \left(\frac{1}{n_r}\right) \cdot \sigma_e^2 + \left(\frac{1}{n_o}\right) \cdot \sigma_e^2 \quad (7)$$

Onde:

$\eta_{ot}$  = valor obtido para  $\eta$ , quando se utiliza os níveis dos fatores de controle previstos para minimizar o critério de qualidade;

$n_r$  = número de repetições para cada condição;

$1/n_o$  = tamanho equivalente da amostra para estimação de  $\eta_{ot}$  obtido pela Equação 8.

$$\frac{1}{n_o} = \frac{1}{n} + \left(\frac{1}{n_{A1}} - \frac{1}{n}\right) + \left(\frac{1}{n_{B3}} - \frac{1}{n}\right) + \dots \quad (8)$$

Onde:

$n$  é o número total de experimentos da matriz ortogonal (número de linhas);

$n_{A1}$  é o número de repetição do nível ótimo A1 dentro de sua coluna na matriz ortogonal na matriz ortogonal;

$n_{B3}$  é o número de repetição do nível ótimo B3 dentro de sua coluna na matriz ortogonal.

- 3º passo: determinação do desvio padrão associado à previsão de  $\eta_{ot}$  ( $\sigma_{prev}$ ) obtido pela Equação 9.

$$\sigma_{prev} = \sqrt{\sigma_{prev}^2} \quad (9)$$

- 4º passo: determinação do intervalo de confiança associado à previsão de  $\eta_{ot}$  é calculado pela Equação 10.

$$IC = \pm 2 \cdot \sigma_{prev} \quad (10)$$

- 5º passo: determinação do intervalo de confiança com base no  $\eta_{ot}$  fornecido pela Equação 11.

$$\eta_{min} \leq \eta_{\pm} \leq \eta_{max} \quad (11)$$

Onde:

$$\eta_{min} = \eta_{ot} - IC;$$

$$\eta_{max} = \eta_{ot} + IC;$$

- 6º passo : determinação do intervalo admissível para o critério de qualidade calculado através da Equação 12 e da Equação 13.

$$y_i = \sqrt{n_i \cdot (10^{-\eta/10})} \quad (12)$$

$$y_{min} \leq y \leq y_{max} \quad (13)$$

Onde:

$y$  = é o critério de qualidade que se deseja calcular, podendo ser substituído por diluição, reforço, largura, ângulo de molhamento e teor de ferrita;

$y_{\min}$  = é o valor para o critério de qualidade calculado utilizando o valor do  $\eta_{\min}$  no lugar de  $\eta$  da Equação 12;

$y_{\max}$  = é o valor para o critério de qualidade calculado utilizando o valor do  $\eta_{\max}$  no lugar de  $\eta$  da Equação 12.