



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

EDVAN CORDEIRO DE MIRANDA

**REVESTIMENTOS DE LIGAS DE NÍQUEL DEPOSITADOS PELO PROCESSO
PLASMA PÓ PARA APLICAÇÕES NA INDÚSTRIA DO PETRÓLEO E GÁS.**

FORTALEZA
2014

EDVAN CORDEIRO DE MIRANDA

REVESTIMENTOS DE LIGAS DE NÍQUEL DEPOSITADOS PELO PROCESSO
PLASMA PÓ PARA APLICAÇÕES NA INDÚSTRIA DO PETRÓLEO E GÁS

Tese de Doutorado apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia e Ciência dos Materiais como parte dos requisitos para obtenção do título de Doutor em Engenharia e Ciências dos Materiais. Área de concentração: Propriedades físicas e mecânicas dos materiais.

Orientador: Prof. Dr. Jesualdo Pereira Farias.

FORTALEZA

2014

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

-
- M641r Miranda, Edvan Cordeiro de.
Revestimentos de ligas de Níquel depositados pelo processo Plasma Pó para aplicações na indústria do petróleo e gás / Edvan Cordeiro de Miranda. – 2014.
149 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, 2014.
Área de Concentração: Propriedades Físicas e Mecânicas dos Materiais.
Orientação: Prof. Dr. Jesualdo Pereira Farias.
Coorientação: Prof. Dr. Marcelo Ferreira Motta.
1. Ciência dos Materiais. 2. Soldagem. 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

EDVAN CORDEIRO DE MIRANDA

Revestimentos de ligas de níquel depositados pelo processo plasma pó para aplicações na indústria do petróleo e gás

A Comissão de Tese composta pelos professores Jesualdo Pereira Farias, Presidente e Orientador, da Universidade Federal do Ceará; Marcelo Ferreira Motta, da Universidade Federal do Ceará; Cleiton Carvalho Silva, da Universidade Federal do Ceará; Volodymyr Ponomarov, da Universidade Federal de Uberlândia e Theophilo Moura Maciel, da Universidade Federal de Campina Grande, considera o candidato:

APROVADO

NÃO APROVADO

Secretaria do Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais da Universidade Federal do Ceará, em 31 de janeiro de 2014.

Prof. Jesualdo Pereira Farias
Presidente e Orientador

Prof. Marcelo Ferreira Motta
Membro

Prof. Cleiton Carvalho Silva
Membro

Prof. Volodymyr Ponomarov
Membro

Prof. Theophilo Moura Maciel
Membro

A Deus.

A minha mãe Orquidea.

A meu pai Hélio, in memoriam.

A Klébia, in memoriam.

A meus irmãos.

AGRADECIMENTOS

A Deus, por tudo.

A minha mãe Orquidea, pelo amor, dedicação e apoio em minha educação.

A minha esposa Klébia, pelo seu amor incondicional, compreensão e apoio por treze bons longos anos de convivência, me acompanhando desde a graduação, mestrado e por fim doutorado, vindo a falecer repentinamente trinta dias após o término deste trabalho.

Ao meu irmão e Professor Dr. Hélio Cordeiro de Miranda pela amizade e ensinamentos durante mais esta etapa de minha vida.

Aos meus irmãos (Gilson, Sérgio, José, Jaqueline e Orquidia) pela amizade e apoio em todos os momentos.

Ao Professor e Orientador Dr. Jesualdo Pereira Farias pelos ensinamentos, amizade e orientação deste trabalho.

Ao Professor e Co-Orientador Dr. Marcelo Ferreira Motta pela amizade, ensinamentos e orientação deste trabalho.

Aos Professores Dr. Cleiton Carvalho Silva e Dr. Willys Machado Aguiar pela amizade e ensinamentos ao longo destes anos.

Ao Laboratório de Caracterização de Materiais (LACAM), em especial ao Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu e Dr. Flávio Herculano.

A todos os bolsistas e amigos do Laboratório de Engenharia de Soldagem – ENGESOLDA, em especial aos bolsistas de graduação Alexandre, Caíro e Stayne, pelas importantes contribuições na realização desse trabalho.

Aos amigos Antônio Rodolfo, Everton, Edson, George Luiz e Wellison, pela ótima convivência ao longo desses anos.

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

A FINEP, ao CENPES/PETROBRÁS e a Fundação Cearense de Apoio ao Desenvolvimento Científico e Tecnológico - FUNCAP pelo suporte financeiro.

RESUMO

O objetivo deste trabalho foi avaliar as características operacionais (produtividade, eficiência de deposição, diluição, geometria do cordão de solda, custo) e metalúrgicas (microestrutura, resistência à corrosão, propriedades mecânicas) de revestimentos de ligas de níquel depositados pelo processo plasma pó aplicado internamente em tubos API. Foram utilizadas as ligas de níquel Inconel 625 e Hastelloy C-276. Inicialmente foi realizado um estudo preliminar para conhecer os parâmetros iniciais de soldagem. Em seguida, foi realizado um estudo definitivo com simples deposição, aplicando o Método Taguchi com intuito de selecionar os melhores parâmetros de cada fator de controle do processo de soldagem plasma pó em um número reduzido de experimentos. Posteriormente foi realizado um estudo de sobreposição de passes e então foi realizada a soldagem definitiva de revestimentos. Nos revestimentos soldados foram realizadas análises das características geométricas e diluição, além de uma caracterização metalúrgica com uso de microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura e análise de composição química por EDX. Ainda foram realizadas análises das propriedades mecânicas dos revestimentos por meio de ensaios de microdureza, bem como análise de resistência à corrosão através do método C da norma ASTM G48-03. Os resultados mostraram que o Método Taguchi proporcionou uma excelente seleção de parâmetros para soldagem de revestimentos. Alguns revestimentos soldados apresentaram baixos níveis de diluição. A microestrutura dos revestimentos soldados com a liga Inconel 625 foi constituída de uma matriz γ , com precipitação de fases secundárias tipo Laves, ricas em nióbio, e carbonitretos de titânio e nióbio. Já a microestrutura da liga Hastelloy C-276 foi constituída de uma matriz γ com precipitação de fases secundárias P e μ , sendo esta última fase uma transformação parcial da fase P, e ambas as fases ricas em molibdênio. Em relação às propriedades mecânicas, a liga Hastelloy C-276 apresentou maiores níveis de dureza comparada com a liga Inconel 625. Já na resistência a corrosão dos revestimentos soldados, a liga Hastelloy C-276 apresentou uma Temperatura Crítica de Pite (TCP) em 60 °C. Enquanto a liga Inconel 625 apresentou uma TCP de 75 °C.

Palavras-chave: soldagem PTA, ligas Ni-Cr-Mo, diluição, corrosão.

ABSTRACT

The aim of this study was to evaluate the operational characteristics (productivity, efficiency deposition, dilution of the weld bead geometry and cost) and metallurgical (microstructure, corrosion resistance, mechanical properties) of weld overlay with nickel-based alloys deposited by powder plasma process, applied internally in API pipes. Inconel 625 and Hastelloy C-276 nickel-based alloys were used. A preliminary study was conducted to understand the initial welding parameters and then a definitive study with simple deposition and applying Taguchi method was performed. The Taguchi method was used to select the best parameters of each factor of control in powder plasma welding using a short number of experiments. A study of overlapping passes to subsequent coatings definitive welding was performed. Analysis of geometric characteristics and dilution were performed in welded coatings, and a metallurgical characterization was accomplished using optical microscopy, scanning electron microscopy and EDX. Analysis mechanical properties of the coatings were performed by microhardness tests and it was performed analysis of corrosion resistance using the C method of standard ASTM G48-03. The results showed that the Taguchi method provided excellent selection of welding parameters for coatings. The coatings showed conditions welded to dilution levels low. The microstructure of the coatings welded with Inconel 625 alloy was composed of γ , with precipitation of secondary phases of the Laves type, rich in niobium, and titanium and niobium carbonitrides. The microstructure of the alloy Hastelloy C-276 was consisted of γ with precipitation of secondary phases like μ and P, both phases were rich in molybdenum. The mechanical properties the Hastelloy C -276 alloy showed higher levels of hardness compared to Inconel 625 alloy. The Hastelloy C-276 showed a Critical Pitting Temperature (TCP) at 60 °C. While Inconel 625 alloy exhibited a TCP, at 75 °C.

Keywords: PTA welding, Ni-Cr-Mo alloy, dilution, corrosion.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1. Representação da matriz energética mundial em 2010.	3
Figura 2. Classificação das ligas de níquel quanto aos principais elementos presentes.....	11
Figura 3. Precipitados de fase γ' em matriz γ	14
Figura 4. Carboneto $M_{23}C_6$ precipitado nos contornos de grão.....	15
Figura 5. Precipitados de fase δ na matriz γ	16
o HYPERLINK \l "_Toc380678942" Figura 6. Fase σ em forma de plaquetas	17
Figura 7. a) Morfologia agulhada da fase μ precipitada em ligas de níquel com adição de W. b) imagem tridimensional.	18
Figura 8. Fase P precipitada sobre carboneto MC.....	18
Figura 9. Efeito do teor de Ni e Mo sobre a resistência à corrosão por pites e corrosão sob-tensão.....	21
Figura 10. Mapa de soldabilidade ilustrando a região soldável pelo processo TIG em liga Inconel 718, segundo.	23
Figura 11- Diagramas de fases binários mostrando o coeficiente de redistribuição do soluto para cada caso.	31
Figura 12. Processo de soldagem plasma.	32
Figura 13. a) Processo plasma com arco transferido. b) Processo plasma com arco não transferido.	33
Figura 14. Desenho esquemático do processo plasma pó.....	35
Figura 15. Curva sem interações.	41
Figura 16. Curva com interações sinérgica.	41
Figura 17. Curva com interações sinérgica.	42
Figura 18. Fontes de soldagem plasma pó com sistema de controle.....	48
Figura 19. Foto da bancada.	48

Figura 20. Detalhamento da soldagem dos tubos.	49
Figura 21. Fluxograma das etapas desenvolvidas no trabalho.	51
Figura 22: Desenho esquemático de extração das amostras.....	56
Figura 23: Representação esquemática das dimensões geométricas das seções transversais dos cordões de solda.	57
Figura 24. Efeito da vazão do gás de arraste sobre o fluxo de pó.	68
Figura 25. Influência da Taxa de Alimentação sobre o Reforço do cordão de solda, onde: $V_s = 12$ cm/min; $DPB = 12$ mm; $RE = 1$ mm; $GAR = 4$ l/min; $GPL = 3$ l/min e $GPR = 15$ l/min.	71
Figura 26. Influência da Taxa de Alimentação sobre a Largura do cordão de solda, onde: $V_s = 12$ cm/min; $DPB = 12$ mm; $RE = 1$ mm; $GAR = 4$ l/min; $GPL = 3$ l/min e $GPR = 15$ l/min.	72
Figura 27. Influência da Taxa de Alimentação sobre o Ângulo de Molhamento do cordão de solda, onde: $V_s = 12$ cm/min; $DPB = 12$ mm; $RE = 1$ mm; $GAR = 4$ l/min; $GPL = 3$ l/min e $GPR = 15$ l/min.	72
Figura 28. Influência da Taxa de Alimentação sobre a Diluição do cordão de solda, onde: $V_s = 12$ cm/min; $DPB = 12$ mm; $RE = 1$ mm; $GAR = 4$ l/min; $GPL = 3$ l/min e $GPR = 15$ l/min.	73
Figura 29. Influência dos fatores de controle analisados na matriz L9 sobre a diluição.	82
Figura 30. Influência do tipo de gás de proteção (GPR) sobre a diluição.	84
Figura 31. Influência da vazão de gás plasma (GPL) sobre a diluição.....	85
Figura 32. Influência dos fatores de controle analisados na matriz L18 sobre a largura.	88
Figura 33. Influência dos fatores de controle analisados na matriz L18 sobre o ângulo de molhamento.	89
Figura 34. Influência dos fatores de controle analisados na matriz L18 sobre o reforço.	90

Figura 35. Influência dos fatores de controle analisados na matriz L18 sobre a diluição.....	91
Figura 36. Influência da Energia (E) sobre a largura do cordão de solda.	94
Figura 37. Influência da Energia (E) sobre o reforço do cordão de solda.	95
Figura 38. Influência da Energia (E) sobre a diluição do cordão de solda.	96
Figura 39. Influência da Taxa de Alimentação Pó (TAP) sobre a largura do cordão de solda.....	97
Figura 40. Influência da Taxa de Alimentação de Pó (TAP) sobre o ângulo de molhamento do cordão de solda.	97
Figura 41. Influência da Taxa de Alimentação de Pó (TAP) sobre o reforço do cordão de solda.....	98
Figura 42. Influência da Taxa de Alimentação de Pó (TAP) sobre a diluição do cordão de solda.....	98
Figura 43. Influência da vazão de Gás de Arraste (GAR) sobre a largura do cordão de solda.....	99
Figura 44. Influência da vazão de Gás de Arraste (GAR) sobre o ângulo de molhamento do cordão de solda.	100
Figura 45. Influência do Recuo do Eletrodo (RE) sobre a largura do cordão de solda.	101
Figura 46. Influência do Recuo do Eletrodo (RE) sobre o ângulo de molhamento do cordão de solda.....	101
Figura 47. Sobreposição de 10 % entre os cordões de solda.	103
Figura 48. Sobreposição de 33 % entre os cordões de solda.	103
Figura 49. Sobreposição de 20 % entre os cordões de solda.	103
Figura 50. Revestimentos soldados referentes aos ensaios: a)1, b)3, c)5 e d)12, conforme Tabela 21.	105
Figura 51. Gráfico de custos com metal de adição e da diluição dos revestimentos soldados.....	112

Figura 52. Gráfico referente a influência da energia no custo do metal de adição desperdiçado durante as soldagens dos revestimentos.....	113
Figura 53. Gráfico referente a influência da DBP no custo do metal de adição desperdiçado durante as soldagens dos revestimentos.....	114
Figura 54. Gráfico referente a influência da energia no custo total de metal de adição necessário para as soldagens dos revestimentos.....	115
Figura 55. Gráfico referente a influência da DBP no custo total de metal de adição necessário para as soldagens dos revestimentos.....	116
Figura 56. Zona Φ na interface revestimento/substrato do revestimento 6 soldado com a liga Inconel 625.	118
Figura 57. Resultados de microdureza na ZPM do revestimento 7, com uso da liga Hastelloy C-276.....	118
Figura 58. Resultados de microdureza na ZPM do revestimento 6, com uso da liga Inconel 625.....	119
Figura 59. Etapas de solidificação a partir da Zona Φ na interface revestimento/substrato do revestimento 6 soldado com a liga Inconel 625.	119
Figura 60. a) Microestrutura indicando EDX realizado na Zona Φ do revestimento 5 utilizando a liga Inconel 625. b) Análise química obtida por EDX correspondente a Zona Φ	120
Figura 61. Microestrutura do metal de solda da liga Inconel 625; onde a) e b) são referente ao revestimento 6; e c), d), e) e f) ao revestimento 5.....	121
Figura 62. Morfologias das principais fases secundárias encontradas nos revestimentos depositados com a liga Inconel 625 (revestimento 6).	122
Figura 63. a) Eutético no metal de solda do revestimento 2. b) Análise de composição química obtida por EDX.	123
Figura 64. a) Precipitado em bloco na microestrutura do metal de solda do revestimento 9. b) Análise de composição química obtida por EDX constatando elevado teor de nióbio.	124
Figura 65. Resultado da análise de difração de raios-X do revestimento 5.	127

Figura 66. a) e b) Microestruturas do metal de solda referente ao revestimento 8.	128
Figura 67. a) b) Microestruturas do metal de solda referente ao revestimento 7.	128
Figura 68. Morfologia em forma de filmes encontrada no revestimento 7.	129
Figura 69. Morfologia em forma de disforme encontrada no revestimento 8.	129
Figura 70. Morfologia em forma de eutético encontrado no revestimento 7.	130
Figura 71. a) Microestrutura do metal de solda do revestimento 8. b) Análise de composição química obtida por EDX constatando elevado teor de molibdênio e tungstênio.	132
Figura 72. Análise de difração de raios-X do revestimento 7.	133
Figura 73. Influência do metal de adição sobre a microdureza do metal de solda.	134
Figura 74. Influência do nível de energia sobre a microdureza do metal de solda.	135
Figura 75. Influência da DBP sobre a microdureza do metal de solda.	136
Figura 76. Resultado do ensaio de corrosão por imersão em solução de cloreto férrico e ácido clorídrico segundo a norma ASTM G48 para a liga Inconel 625 a uma temperatura de 75°C.	137
Figura 77. Resultado do ensaio de corrosão por imersão em solução de cloreto férrico e ácido clorídrico segundo a norma ASTM G48 para a liga Hastelloy C-276 a uma temperatura de 60°C.	138

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Composição química das típicas ligas de níquel (AWS v3, 1996).....	10
Tabela 2. Composição química, em porcentagem em peso, da liga Inconel 625 (UNS N06625) para barras redondas.	27
Tabela 3. Propriedades físicas da liga Inconel 625 (UNS N06625) na temperatura ambiente.....	27
Tabela 4. Propriedades mecânicas da liga UNS N06625 na temperatura ambiente para barras redondas recozidas segundo a norma ASTM B 446-03.....	27
Tabela 6. Composição química da liga UNS N10276, em porcentagem em peso, para barras redondas segundo a norma ASTM B 574-04.	29
Tabela 7. Propriedades físicas da liga UNS N10276 na temperatura ambiente (ASM, 1993a).	29
Tabela 8. Propriedades mecânicas da liga UNS N10276 na temperatura ambiente para barras redondas segundo a norma ASTM B 574-04.	29
Tabela 5. Valores do coeficiente de redistribuição do soluto (k) para os principais elementos químicos do revestimento da liga Inconel 625® (DUPONT, 1996).	31
Tabela 9: Matriz ortogonal L8.	39
Tabela 10. Composição química nominal dos tubos a serem utilizados (% em massa).	46
Tabela 11. Composição química nominal das ligas de níquel a serem utilizadas (% em massa).....	47
Tabela 12. Medidas de vazão de gás de arraste (l/min) para diversas taxas de alimentação em %.	53
Tabela 13. Parâmetros de soldagem para variação da taxa de alimentação de pó.	54
Tabela 14. Parâmetros dos quatro grupos de soldagens.	55
Tabela 15 – Designação dos fatores de controle para a planilha L9 gerada pelo Método Taguchi.....	59

Tabela 16 – Parâmetros de soldagem referente à planilha L9 gerada pelo Método Taguchi.	59
Tabela 17. Parâmetros de soldagem referentes aos ensaios complementares da planilha L9 gerada pelo Método Taguchi.	60
Tabela 18 – Designação dos fatores de controle para a planilha L18 gerada pelo Método Taguchi.....	60
Tabela 19 – Parâmetros de soldagem referente à planilha L18 gerada pelo Método Taguchi.	60
Tabela 20 – Parâmetros de soldagem referentes aos ensaios complementares da planilha L18 gerada pelo Método Taguchi.	61
Tabela 21. Parâmetros para soldagem de revestimentos.	62
Tabela 22 – Faixa operacional de parâmetros de soldagem.....	69
Tabela 23. Seção transversal das amostras soldadas, onde: Vs = 12 cm/min; DPB = 12 mm; RE = 1 mm; GAR = 4 l/min; GPL = 3 l/min e GPR = 15 l/min.	70
Tabela 24. Resultados de Macrografia, geometria e diluição do Grupo I.	75
Tabela 25. Resultados de Macrografia, geometria e diluição do Grupo II.....	76
Tabela 26. Resultados de Macrografia, geometria e diluição do Grupo III.....	77
Tabela 27. Resultados de Macrografia, geometria e diluição do Grupo IV.	78
Tabela 28. Resultados dos ensaios da matriz L9 utilizando o Método Taguchi.	80
Tabela 29. Influência dos fatores de controle sobre a diluição, em função do nível de significância “ α ” referente aos fatores de controle analisados na matriz L9.	80
Tabela 30. Condições indicadas pelo taguchi.	82
Tabela 31. Resultados dos ensaios complementares da matriz L9 utilizando o Método Taguchi.....	82
Tabela 32. Resultados de diluição previstos pelo Método Taguchi.....	83
Tabela 33. Resultados dos ensaios da matriz L18 utilizando o Método Taguchi.	86

Tabela 34. Influência dos fatores de controle sobre a diluição, reforço, largura e ângulo de molhamento, em função do nível de significância “ α ” referente aos fatores de controle analisados na matriz L18.	87
Tabela 35. Condições indicadas pelo taguchi.	91
Tabela 36. Resultados dos ensaios complementares da matriz L9 utilizando o Método Taguchi.	93
Tabela 37. Resultados das características geométricas e de diluição previstos pelo Método Taguchi.	93
Tabela 38. Resultados da geometria dos revestimentos soldados, conforme Tabela 21.	106
Tabela 39 - Seção transversal dos revestimentos soldados utilizando uma corrente de 125 A, conforme Tabela 21.	107
Tabela 40 - Seção transversal dos revestimentos soldados utilizando uma corrente de 160 A, conforme Tabela 21.	108
Tabela 41 - Seção transversal dos revestimentos soldados utilizando uma corrente de 195 A, conforme Tabela 21.	109
Tabela 42. Eficiência de Deposição (ED) dos revestimentos soldados.	110
Tabela 43. Resultados dos custos dos revestimentos soldados.	111
Tabela 44. Valores de k obtidos no final do revestimento 5.	125
Tabela 45. Valores de k obtidos no final da camada do revestimento 7.	130
Tabela 46. Influência dos fatores de controle sobre a microdureza no metal de solda, em função do nível de significância “ α ” referente aos fatores de controle variados nas soldagens de revestimentos.	133
Tabela 47. Temperatura crítica de pite (TCP) dos revestimentos soldados e teor de Fe na superfície do revestimentos ensaiados.	138

SUMÁRIO

CAPÍTULO I	1
1 INTRODUÇÃO	1
MOTIVAÇÃO	2
OBJETIVOS GERAL E ESPECÍFICOS	6
CAPÍTULO II	7
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	7
2.1 Ligas de Níquel	7
2.2 Mecanismos de aumento de resistência	9
2.3 Efeito dos elementos de liga	12
2.4 Características microestruturais	14
2.5 Propriedades Físicas	19
2.6 Propriedades Mecânicas	19
2.7 Resistência à corrosão	20
2.8 Soldabilidade	22
2.9 Revestimentos	24
2.9.1 Revestimentos em Ligas de Níquel	24
2.9.2 Técnicas de Revestimentos	25
2.10 As ligas INCONEL 625 e Hastelloy 276	26
2.10.1 Liga Inconel 625	26
2.10.2 Liga Hastelloy C-276	28
2.11 PROCESSO DE REVESTIMENTO POR PTA	32
2.11.1 Processo de soldagem a plasma	32
2.11.2 Processo de revestimento a plasma	34

2.12	<i>Método Taguchi</i>	37
2.12.1	<i>Arranjo Ortogonal</i>	38
2.12.2	<i>Planejamento da matriz experimental pela utilização de um arranjo ortogonal</i>	38
2.12.3	<i>Uso do modelo aditivo como uma aproximação</i>	40
2.12.4	<i>Funções Objetivas (η)</i>	42
2.12.5	<i>Sinal/ Ruído</i>	42
2.12.6	<i>Experimentação e Análise</i>	44
3	<i>MATERIAIS & MÉTODOS</i>	46
3.1	<i>Materiais</i>	46
3.1.1	<i>Metais de base e consumíveis de soldagem</i>	46
3.1.2	<i>Equipamentos Utilizados</i>	47
a)	<i>Equipamentos para soldagem</i>	47
b)	<i>Equipamento para caracterização microestrutural</i>	49
c)	<i>Equipamento para análise das propriedades mecânicas</i>	50
d)	<i>Equipamento para ensaio de corrosão</i>	50
3.2	<i>Metodologia</i>	50
3.2.1	<i>Etapa I – Metodologia dos ensaios preliminares</i>	52
3.2.2	<i>Etapa II – Ensaios definitivos com simples deposição – Método Taguchi</i> 57	
3.2.3	<i>Etapa III – Soldagens de Revestimentos</i>	61
a)	<i>Estudo de Sobreposição</i>	61
b)	<i>Soldagens de Revestimentos</i>	62
c)	<i>Características econômicas dos revestimentos soldados</i>	63
d)	<i>Custos associados à soldagem dos revestimentos</i>	63

3.2.4	Etapa IV – Caracterização Metalúrgica	64
a)	Preparação das amostras.....	64
b)	Microscopia Ótica e Eletrônica	64
c)	Difração de Raios-X.....	65
3.2.5	Etapa V – Propriedades Mecânicas	65
3.2.6	Etapa VI – Resistência a Corrosão	66
4	Resultados e Discussão	67
4.1	Etapa I – Ensaio Preliminares.....	67
4.2	Etapa II – Ensaio definitivos com simples deposição – Método Taguchi	79
4.2.1	Método Taguchi – Matriz L9.....	79
a)	Validação do Método Taguchi – Matriz L9.....	80
b)	Análise do comportamento dos fatores de controle utilizado no Método Taguchi sobre a diluição.....	83
4.2.2	Método Taguchi – Matriz L18.....	85
a)	Validação do Método Taguchi – Matriz L18.....	87
b)	Análise do comportamento dos fatores de controle utilizados na L18 do Método Taguchi sobre as características geométricas e diluição	94
4.3	Etapa III – Soldagens de Revestimentos	102
4.3.1	Estudo de Sobreposição	102
4.3.2	Soldagens de Revestimentos.....	104
4.3.3	Características econômicas dos revestimentos soldados.....	110
4.3.4	Custos associados a soldagem de revestimentos	111
4.4	Etapa IV – Caracterização Metalúrgica dos Revestimentos.....	116
4.4.1	Caracterização Microestrutural da Interface Revestimento/Substrato ..	116
4.4.2	Caracterização Microestrutural da liga Inconel 625	121

4.4.3	Caracterização Microestrutural da liga Hastelloy C-276.....	127
4.5	Etapa V - Avaliação das propriedades mecânicas dos revestimentos – Ensaio de microdureza	133
4.6	Etapa VI – Avaliação da resistência a corrosão dos revestimentos.....	136
	CAPÍTULO VII.....	139
5	CONCLUSÕES.....	139
	CAPÍTULO IX.....	141
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	Erro! Indicador não definido.
	REFERÊNCIAS.....	142

CAPÍTULO I

1 INTRODUÇÃO

Os petróleos pesados apresentam um elevado grau de corrosividade, devido à presença de diversas impurezas, tais como: enxofre, oxigênio, nitrogênio, metais pesados, água, sais minerais e areia. Este aspecto faz com que grande parte dos materiais utilizados na fabricação de equipamentos empregados nas unidades de destilação e de processamento do petróleo, deva possuir dentre outras características, uma elevada resistência à corrosão.

Muitos dos equipamentos que compõem as unidades de craqueamento catalítico, unidades de craqueamento térmico e unidades de destilação a vácuo como fornos, reatores, incineradores, torres de destilação e tubulações operam sob severas condições de serviço (alta pressão, elevadas temperaturas e meio corrosivo). Devido a estes fatores, os materiais usados na construção e reparo destes equipamentos devem apresentar excelentes propriedades mecânicas combinadas com boa resistência à corrosão, especialmente em elevadas temperaturas.

Dentre os materiais existentes comercialmente que possuem excelente combinação entre resistência à corrosão e propriedades mecânicas destacam-se os aços inoxidáveis e as ligas de níquel.

Em geral, os materiais mais aplicados são os aços inoxidáveis devido ao seu menor custo em relação às ligas de níquel. Entretanto, as ligas de níquel também constituem uma importante classe de materiais empregada em equipamentos de refinaria. Ligas como o Inconel 600 apresentam excelente resistência à corrosão sob-tensão e por esta razão são muito utilizadas em aplicações de refinaria. Vários tipos de ligas de níquel são amplamente utilizadas como lining no topo de torres de destilação e acima da 4ª ou 5ª bandeja para resistir ao ataque por ácido clorídrico. Também são usados em tubos de condensação na parte superior das torres de destilação e em componentes (válvulas, rotores de bombas, etc) (FARRARO *et al.*, 1996).

As ligas de níquel também são usadas no combate a corrosão por ácido fluorídrico em unidades de alquilação e hidrodesulfurização. Superligas de níquel

como o Inconel 625 são usadas em equipamentos para prevenir problemas de corrosão por ácidos politiônicos em queimadores e tubulações de efluentes de hidroprocessamento. Pode-se destacar outra liga de níquel, a Hastelloy C-276, que apresenta excelente resistência à corrosão por ácido sulfúrico, em todas as concentrações, em temperaturas de até 1.093°C (FARRARO *et al.*, 1996).

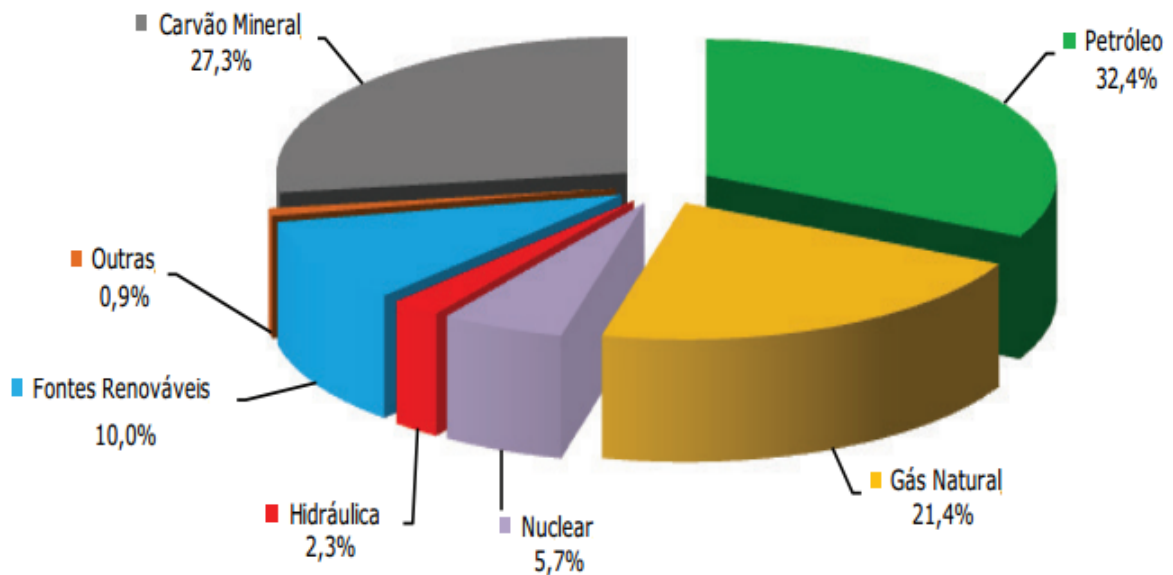
Devido ao elevado custo para a fabricação de equipamentos maciços constituídos por estas ligas, diversos equipamentos na indústria do petróleo são normalmente construídos com materiais menos nobres, como aços C-Mn e baixa liga, e são revestidos internamente por materiais de excelente resistência à corrosão e adequadas propriedades mecânicas, como as ligas de níquel.

A aplicação de revestimento em tubulações, normalmente em tubos API, é feita na forma de overlay, através da deposição de uma camada de material com características desejáveis (resistência à corrosão, resistência ao desgaste) sobre um substrato. Em geral, esta deposição é feita por processos de soldagem como MIG/MAG, arame tubular, arco submerso, e mais recentemente pelo processo plasma pó. O processo plasma pó em especial apresenta uma maior eficiência de deposição, menor taxa de diluição, boa homogeneidade do cordão e baixa distorção, quando comparado aos demais processos, contudo, ainda é muito pouco aplicado, necessitando de estudos para explorar a viabilidade de sua aplicação na indústria do petróleo.

MOTIVAÇÃO

O petróleo é a principal fonte de energia do mundo. Óleo e gás somados correspondem a cerca de 53 % da matriz energética mundial (Figura 1). Aliado a isso, diversos fatores geopolíticos e econômicos têm elevado o preço do barril de petróleo no mercado mundial. Em nível nacional, a indústria petrolífera está passando por imensas transformações com a descoberta de uma área de reservas petrolíferas encontrada sob uma profunda camada de rocha salina, que forma uma das várias camadas rochosas do subsolo marinho, denominada de “pré-sal”. Embora os petróleos encontrados sejam de boa qualidade, a Petrobras conta ainda com inúmeros reservatórios contendo petróleo pesado com elevados teores de impureza.

Figura 1. Representação da matriz energética mundial em 2010.



Fonte: Key World Energy Statistics 2011

Estes fatores têm levado a Petrobras a se preocupar com possíveis problemas de corrosão, uma vez que suas unidades de refino de petróleo já enfrentam sérios problemas neste sentido, principalmente com a extração de petróleo pesado. As causas da corrosão são associadas principalmente ao contato dos materiais com substâncias extremamente corrosivas, elevadas temperatura de operação e problemas metalúrgicos. Esta queda na capacidade de resistir aos ataques dos meios corrosivos tem ocasionado a parada prematura dos equipamentos para a realização de reparos.

Os custos envolvidos com a parada de uma unidade de processamento de petróleo para a manutenção dos equipamentos são extremamente elevados, pois além dos custos diretos que envolvem os materiais de consumo, contratação de mão-de-obra especializada, e locação de equipamentos, existem ainda os custos indiretos como a indisponibilidade do equipamento, a parada da produção, o descumprimento de contratos de fornecimento, o aumento do estoque e até mesmo multas e indenizações, caso ocorra a contaminação do meio ambiente ou acidentes envolvendo vítimas. O custo de parada de uma unidade de processamento de petróleo de pequeno porte é estimado em 50 mil dólares por dia de parada, mas em algumas refinarias de grande porte este valor pode representar uma hora de parada.

Capítulo I – Introdução, Motivação e Objetivos

Estes fatores têm motivado o estudo da aplicação de novos materiais e o desenvolvimento de novos procedimentos de construção e reparo, especialmente em aplicações de revestimentos em tubulações para assegurar resistência à corrosão. O conhecimento em profundidade sobre novas tecnologias de recobrimento, bem como sobre o comportamento quanto a resistência à corrosão dos materiais aplicados como revestimentos de tubulações que transportam petróleo pesado, pode prover informações valiosas tanto para o projeto de novas tubulações, quanto para o reparo de tubulações já degradadas, contribuindo assim para o aumento da vida útil destas tubulações, além de maior disponibilidade para o serviço e aumento da segurança operacional, resultando principalmente na redução dos custos, no aumento da confiabilidade da planta e da preservação do meio ambiente.

Neste sentido, a Petrobras com intuito de minimizar os problemas citados vem investindo cada vez mais em pesquisas, por intermédio de parcerias com universidades e institutos de pesquisas espalhados pelo Brasil. Dentre estas parcerias pode ser citada a desenvolvida com a Universidade Federal do Ceará – UFC através de laboratórios de pesquisa, como o ENGESOLDA, que já desenvolveu diversos trabalhos voltados para avaliação e seleção de materiais para o setor de petróleo e gás natural, dentre os quais podem ser citados:

- ✓ Avaliação da Corrosão Microbiológica no Aço Inoxidável AISI 444 por Microrganismos Presentes em Amostras de Petróleo (SILVA et al., 2005);
- ✓ Avaliação da resistência à corrosão de aços inoxidáveis utilizados como revestimentos de torres de destilação de petróleo (SILVA et al., 2006);
- ✓ Análise por técnica eletroquímica da influência do envelhecimento sobre a resistência a corrosão do revestimento com metal de adição (NETO et al., 2008);
- ✓ Comportamento do revestimento com eletrodo ERNiCrMo-3 em aço ASTM A516-Gr 60 a ensaios de envelhecimento (MAGALHÃES et al., 2008);
- ✓ Dissertação sobre a “Avaliação do revestimento a base de liga de níquel em aço estrutural empregando o metal de adição ERNiCrMo-3 através da soldagem MIG/MAG” (MAGALHÃES, 2008);
- ✓ Dissertação sobre o “Estudo Exploratório de Parâmetros de Soldagem de

Capítulo I – Introdução, Motivação e Objetivos

Revestimentos com Ligas de Níquel Empregando o Processo TIG com Alimentação de Arame Frio” (MIRANDA, E. C., 2008).

- ✓ Dissertação sobre a soldagem de ligas de níquel pelo processo MIG/MAG com transferência por curto-circuito (PESSOA, 2009);
- ✓ Tese sobre Revestimento por soldagem MIG/MAG empregando ligas de níquel para aplicações em componentes do setor Petróleo e Gás Natural (AGUIAR, 2010).
- ✓ Tese sobre revestimento de ligas de níquel depositadas pelo processo TIG com alimentação de arame frio – aspectos operacionais e metalúrgicos (SILVA, 2010).

Em termos de motivação e contribuição científica, alguns pontos neste trabalho merecem atenção especial. O primeiro é a existência de muitas questões de caráter metalúrgico a nível microestrutural que necessitam de uma análise mais aprofundada, exigindo uma maior exploração especialmente para a identificação dos modos/mecanismos de solidificação, caracterização dos complexos microconstituintes na interface revestimento/material de base e as suas evoluções com a variação da temperatura e do tempo. Destaca-se também a exploração dos efeitos dos modos de solidificação e dos microconstituintes sobre as propriedades das juntas soldadas. Além disso, existe uma grande carência de informações sobre o comportamento das ligas de níquel em ambientes corrosivos, especialmente os encontrados na indústria brasileira do petróleo. Outro aspecto relevante é a aplicação de um processo de soldagem recente e pouco explorado (Plasma pó). Acredita-se que todos estes aspectos atribuem a este trabalho um significativo grau de ineditismo, condizente com uma Tese de Doutorado.

OBJETIVOS GERAL E ESPECÍFICOS

O objetivo geral deste trabalho é avaliar as características operacionais (produtividade, eficiência de deposição, diluição, geometria do cordão de solda, custo) e metalúrgicas (microestrutura, resistência à corrosão, propriedades mecânicas) de revestimentos de ligas de níquel depositadas pelo processo plasma pó aplicado sobre tubos API, visando aplicação na indústria do setor de petróleo e gás.

Os objetivos específicos para esse trabalho são:

- Determinação de parâmetros operacionais ótimos para o processo plasma pó visando a correta deposição de revestimento de ligas de níquel sobre tubos API;
- Avaliação da compatibilidade metalúrgica dos revestimentos de UNS N06625 (Inconel 625) e UNS N10276 (Hastelloy C 276) aplicados sobre tubos API;
- Determinação da taxa de corrosão dos revestimentos de ligas de níquel aplicados nos tubos API;
- Avaliação de propriedades mecânicas dos revestimentos de ligas de níquel depositados pelo processo plasma pó;
- Avaliação das características econômicas do processo plasma pó no recobrimento de tubos API com as ligas UNS N06625 (Inconel 625) e UNS N10276 (Hastelloy C 276);

CAPÍTULO II

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 LIGAS DE NÍQUEL

O níquel é utilizado desde o início da civilização. Análises químicas de artefatos mostram que armas, ferramentas e moedas continham níquel em variadas proporções. No século XVIII, mineradores alemães descobriram que o material branco fundido por eles era muito duro para ser martelado para alguma utilidade e pensaram que o material era amaldiçoado, assim o apelidaram de “Kupfer Nickel” ou “Old Nick Copper”. Nesse período, Cronstedt, trabalhando para o departamento de minas da Suíça, separou e identificou esse novo elemento químico que chamou de níquel. O grande impulso para o processamento do níquel ocorreu com a descoberta que os aços ligados ao níquel são adequados para uso em baixas temperaturas e sua possível utilização em armaduras para navios, levando ao desenvolvimento de novos métodos de extração. Com o passar dos anos a tecnologia foi se renovando e, como consequência, uma série de novas ligas foram desenvolvidas. Algumas destas nova ligas podem ser destacadas, conforme ASM (1990):

- Liga Monel (cobre–níquel), criada em 1905, apresenta boa resistência a atmosferas altamente corrosivas, também resistente à água do mar e várias soluções ácidas e alcalinas.
- Ligas Nimonic (Ni-Cr+Ti) desenvolvida por Marsh, destacando-se sua resistência a fluência, resistência e estabilidade em alta temperatura.
- Ligas binárias Ni-Cr e Co-Cr foram utilizadas por Haynes em aplicações que exigem resistência à oxidação em alta temperatura e resistência ao desgaste.
- Trabalho de Paul D. Merica, com a utilização do níquel em ferro fundido, bronze e aços, e que descobriu ainda que Al e Ti levam a formação de endurecimento por precipitação nas ligas de níquel.
- Adições de ferro-cromo (70Cr-30Fe) ao níquel para criar as ligas do tipo Inconel, utilizadas por suas boas resistências mecânica, a oxidação e carburização em alta temperatura.

- Desenvolvimento de ligas Ni-Mo (trabalhos em 1920), que levaram ao desenvolvimento do Hastelloy, utilizado para resistência à corrosão.
- A introdução de nova família de ligas Fe-Ni-Cr (Incoloy) com teores menores de Ni(20-40).
- Uso da Metalurgia do Pó que levou à introdução das ligas endurecidas por dispersão de óxidos.
- Novas tecnologias de fundição que produziram uma solidificação direcional e desenvolvimento das superligas monocristalinas, utilizadas em paletas de turbinas.

A principal informação é que as ligas de níquel são altamente resistentes à corrosão, e em muitas condições ambientais podem ser superiores aos aços inoxidáveis. Uma das razões é que diversos elementos químicos possuem uma maior solubilidade no níquel que no ferro. Por isso, várias ligas são desenvolvidas, com as mais diversas características. O limite de solubilidade do cromo no níquel é de 35 a 40 %, e por volta de 20 % para o molibdênio. A adição desses elementos, como cobre, cromo, molibdênio, ferro e cobalto não tem efeitos adversos à soldabilidade, e em muitos casos pode ser benéficos (AWS, 1996).

Uma característica importante é que as ligas de níquel em geral mantêm suas propriedades em temperaturas elevadas, ou até mesmo aumentam sua resistência. Desta forma, essas ligas são utilizadas na indústria petroquímica em fornos de destilação, vasos de pressão e tubos de processamento (SIMS *et al.*, 1987). O fator limitante, que impede o uso dessas ligas em larga escala é o custo, de forma que são aplicadas normalmente quando outros metais não fornecem as propriedades desejadas. No entanto, quando critérios de custos referentes à vida útil dos materiais são levados em consideração, a utilização das ligas de níquel de forma apropriada pode permitir uma melhor relação custo-benefício (PLANT, 2000). Estas ligas podem também ser utilizadas como revestimento depositado sobre aço comum de menor custo.

As ligas de níquel foram inicialmente desenvolvidas para aplicações aeronáuticas, em propulsores à jato, os quais operam em elevada temperatura e necessitam de resistência mecânica suficiente para resistirem aos esforços. Desde

então, as ligas de níquel passaram a encontrar novas aplicações em altas temperaturas, como em motores de foguetes e veículos espaciais em geral, reatores nucleares, submarinos, usinas termoelétricas, equipamentos petroquímicos, dentre outros.

As ligas de níquel e cobalto podem ser classificadas, conforme o seu mecanismo de aumento de resistência ou processo de fabricação, em (AWS, 1996; SIMS *et al.*, 1987):

- ligas com aumento de resistência por solução sólida;
- ligas endurecíveis por precipitação;
- ligas com aumento de resistência por dispersão;
- ligas fundidas.

2.2 Mecanismos de aumento de resistência

Para melhorar as propriedades mecânicas em altas temperaturas, os engenheiros de materiais têm em sua disposição vários tipos de mecanismos de aumento de resistência como o endurecimento por solução sólida, endurecimento por precipitação, endurecimento por dispersão de óxido e/ou endurecimento por carbonetos (AGARWAL e J., 2000). Dessa forma, de acordo com as características de fabricação das ligas, podem-se classificar as superligas de níquel em (AWS, 1996):

Endurecidas por solução sólida: adições de alumínio, cobalto, cobre, cromo, ferro, molibdênio, titânio, tungstênio e vanádio contribuem para o aumento de resistência da matriz γ através de solução sólida. Essas ligas geralmente não apresentam maiores problemas de soldabilidade, porém dependendo da liga e da forma de resfriamento, pode-se levar à precipitação de compostos nos contornos de grão e na matriz, que em alguns casos são prejudiciais.

Endurecidas por precipitação: são reforçadas por um controle de temperatura, que resulta na precipitação de uma segunda fase conhecida como γ' . Cada liga possui um ciclo térmico ótimo para promover o máximo de resistência. Algumas ligas fundidas já apresentam essa fase após a solidificação.

Ligas fundidas: projetadas especificamente para o processo de fundição, podem apresentar ambos os mecanismos de endurecimento, por solução sólida e por precipitação. Porém, como geralmente possuem significativa quantidade de silício, para melhorar a fluidez do metal fundido, apresentam problemas de soldabilidade e normalmente não são soldadas por processo com arco elétrico.

Endurecidas por dispersão de óxido: podem ser enrijecidas a níveis elevados através da dispersão de partículas de finos óxidos refratários (ThO₂) pela matriz. A soldagem por fusão dessas ligas é evitada, sob pena de enfraquecer o metal de solda pela aglomeração das partículas de óxido. Essa classificação e as ligas que as compõe, com suas respectivas composições químicas, são mostradas na Tabela 1 (AWS, 1996).

Outra forma usual de classificação das ligas de níquel é quanto aos principais elementos que estão presentes, com propriedades e aplicações específicas. Tais ligas são divididas segundo a Figura 2.

Tabela 1. Composição química das típicas ligas de níquel (AWS v3, 1996).

Ligas	No UNS	Composição, peso %														
		Nib	C	Cr	Mo	Fe	Co	Cu	Al	Ti	Nbc	Mn	Si	W	B	Outros
Níquel puro comercial																
200	N02200	99,5	0,08	-	-	0,2	-	0,1	-	-	-	0,2	0,2	-	-	-
201	N02201	99,5	0,01	-	-	0,2	-	0,1	-	-	-	0,2	0,2	-	-	-
Ligas endurecidas por solução sólida																
400	N04400	66,5	0,2	-	-	1,2	-	31,5	-	-	-	1	0,2	-	-	-
X	N06002	47	0,10	22	9	18	1,5	-	-	-	-	1	1	0,6	-	-
NICR80	N06003	76	0,1	20	-	1	-	-	-	-	-	2	1	-	-	-
NICR60	N06004	57	0,1	16	-	BAL.	-	-	-	-	-	1	1	-	-	-
IN102	N06102	68	0,06	15	3	7	-	-	0,4	0,6	3	-	-	3	0,005	0,03Zr,0,02Mg
600	N06600	76	0,08	15,5	-	8	-	0,2	-	-	-	0,5	0,5	-	-	-
617	N06617	52	0,07	22	9	1,5	12,5	-	1,2	0,3	-	0,5	0,5	-	-	-
625	N06625	61	0,05	21,5	9	2,5	±	±	0,2	0,2	3,6	0,2	0,2	±	±	±
686	N06686	58	0,005	20,5	16,3	1,5	-	-	-	-	-	-	-	3,8	-	-
690	N06690	60	0,02	30	-	9	-	-	-	-	-	0,5d	0,5d	-	-	-
825	N08825	42	0,03	21,5	3	30	-	2,25	0,1	0,9	-	0,5	0,25	-	-	-
C-276	N10276	57	0,01d	15,5	16	5	2,5d	±	±	0,7d	±	1d	0,08d	4	±	0,35Vd
C-22	N06022	56	0,010d	22	13	3	2,5d	-	-	-	-	0,5d	0,08d	3	-	0,35Vd

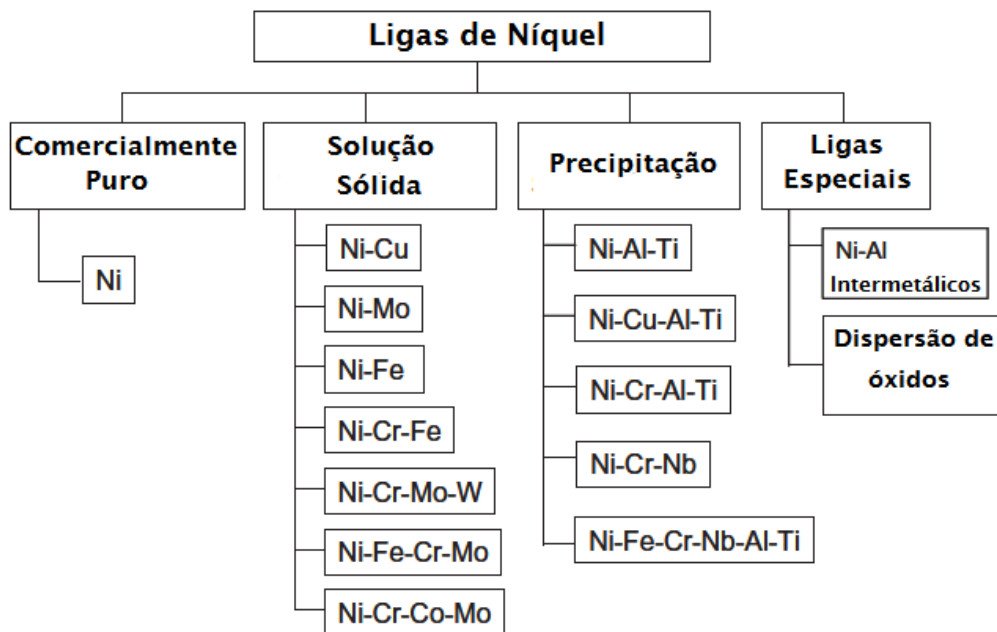
Continuação da Tabela 1.

Ligas endurecidas por precipitação																
Waspalloy	N07001	58	0,08	19,5	4	-	13,5	-	1,3	3	-	-	-	-	0,006	0,06Zr
R-41	N07041	55	0,10	19	10	1	10	-	1,5	3	-	0,05	0,1	-	0,005	-
718	N07718	52,5	0,04	19	3	18,5	-	-	0,5	0,9	5,1	0,2	0,2	-	-	-
706	N09706	41,5	0,03	16	-	40	-	-	0,2	1,8	2,9	0,2	0,2	-	-	-
901	N09901	42,5	0,05	12,5	-	36	6	-	0,2	2,8	-	0,1	0,1	-	0,015	-
Ligas endurecidas por dispersão de óxidos																
TD Nickel	N03260	98	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	2 Th 02
TD NICKR	N07754	78	-	20	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	2 Th 02
Ligas fundidas																
HW	N08001	60	0,5	12	-	25	-	-	-	-	-	2,0	2,5	-	-	-
HX	N06006	66	0,5	17	-	15	-	-	-	-	-	2,0	2,5	-	-	-
CY-40	N06040	72	0,4d	16	-	11d	-	-	-	-	-	1,5	3,0	-	-	-
CZ-100	N02100	95	1,0d	-	-	3d	-	1,25d	-	-	-	1,5	2,0	-	-	-
M-35-1	N24135	68	0,35d	-	-	3,5d	-	30	-	-	-	1,5	1,25	-	-	-

Fonte: (AWS, 1996)

- ✓ Algumas dessas ligas possuem nomes registrados, podendo possuir composições similares com outras designações.
- ✓ Incluída pequena quantidade de cobalto, se não for especificado.
- ✓ Incluído tântalo (Nb+Ta)
- ✓ Valor Máximo

Figura 2. Classificação das ligas de níquel quanto aos principais elementos presentes.



Fonte:(DUPONT *et al.*, 2009).

2.3 Efeito dos elementos de liga

O **níquel** puro apresenta elevada solubilidade de elementos de liga, devido à estrutura cúbica de face centrada (CFC), isso faz com que vários elementos de liga possam ser adicionados ao metal puro, variando o seu comportamento da liga resultante quanto as propriedades mecânicas e de resistência à corrosão, de acordo com a quantidade de cada elemento de liga acrescentado. A seguir, pode-se destacar os principais elementos de liga comumente adicionados e seus respectivos efeitos são:

Cromo (Cr) – A adição de cromo melhora a resistência à oxidação-corrosão em alta temperatura, mediante a formação de uma camada passivante do óxido Cr_2O_3 , que sendo estável e aderente, funciona como uma verdadeira barreira que impede o avanço da corrosão. Em teores inferiores a 20 % o cromo não contribui efetivamente para o aumento da resistência à corrosão das superligas de níquel em altas temperaturas. Somente acima deste teor a camada passivante de Cr_2O_3 adquire a espessura, a aderência, a densidade e a consistência necessárias para impedir o avanço dos átomos de oxigênio em difusão. Na faixa de 20 a 30 % de cromo a taxa de oxidação é constante e equivale a cerca de 10 % da taxa encontrada no níquel puro submetido às mesmas condições de oxidação (BROOKS, 1982). Outra característica importante é a aderência da camada protetora de óxido. O metal e a camada de óxido possuem diferentes coeficientes de expansão térmica, e assim haveria a possibilidade de fratura frágil da camada de óxido devido às tensões térmicas, levando à separação da camada, se as temperaturas se alterarem em relação à temperatura de formação do óxido. Esta separação da camada de óxido exporia o metal à oxidação (corrosão) mais intensa, eliminando o efeito de passivação. Entretanto, foi observado que a camada de Cr_2O_3 é extremamente aderente, e assim a resistência à oxidação permanece mesmo nessas condições cíclicas (BROOKS, 1982). O cromo está presente em teor de 21,5 %, 20,5% e 15,5% respectivamente para as ligas UNS N06625, UNS N06686 e UNS N10276.

Ferro (Fe) – Atua diretamente no mecanismo de resistência por solução sólida. Aumenta a solubilidade do Carbono no Níquel, melhorando assim a resistência a altas temperaturas (ASM, 1993b).

Molibdênio (Mo) – Aumenta a resistência às atmosferas ácidas não oxidantes, à corrosão localizada e a resistência às altas temperaturas. Participa da formação de carbonetos (ASM, 1993b, 1993c). As ligas UNS N10276 e UNS N06686 apresentam por exemplo um maior teor de molibdênio quando comparada com a liga UNS N06625.

Tungstênio (W) – Apresenta um comportamento similar ao Molibdênio no aumento da resistência às atmosferas ácidas não oxidantes e à corrosão localizada. Também atua no mecanismo de resistência por solução sólida. Devido ao fato de apresentar uma densidade atômica quase duas vezes maior que a do Molibdênio e ser um elemento mais raro na natureza, não é utilizado em grandes quantidades (ASM, 1993b). O tungstênio está presente nas ligas UNS N10276 e UNS N06686 (aproximadamente 4%) e ausente na liga UNS N06625.

Silício (Si) – Nas ligas comerciais é mantido em teores abaixo de 0,4%, por problemas de soldabilidade, e quando presente tem efeito desoxidante (TANCRET *et al.*, 2003).

Nióbio (Nb) – Promove a formação de alguns tipos de carbonetos, como o MC (NbC) e é um forte formador de fase Laves, que está associada à trincas de solidificação (RAMIREZ e LIPPOLD, 2004).

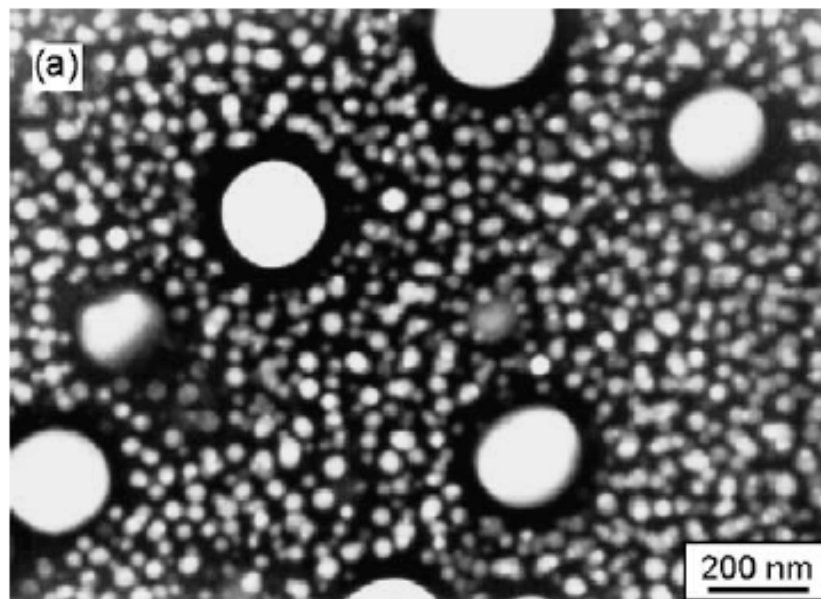
Carbono (C) – precipita nos contornos de grão e limita o deslizamento, favorecendo um aumento de resistência, no entanto deve ser mantido em teores baixos para evitar a formação de filmes, que são prejudiciais à resistência em temperaturas elevadas. O boro tem efeito similar ao carbono (TANCRET *et al.*, 2003).

Titânio (Ti) – elemento presente nos metais de adição para se combinar com nitrogênio e evitar formação de porosidade melhorando a tenacidade (AWS, 1996).

2.4 Características microestruturais

As ligas de níquel são constituídas por uma matriz γ contínua e homogênea de estrutura CFC a base de Níquel, estando presente em todas as ligas. É uma fase não magnética capaz de solubilizar grande quantidade de elementos de liga como Ferro, Cromo, Molibdênio, Tungstênio e Cobalto em solução sólida. Outra fase presente em ligas de níquel é a γ' (Figura 3). Esta fase contém Alumínio e Titânio em sua composição. Tais elementos irão combinar com o Níquel formando precipitados do tipo $\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$ – fase γ' – de estrutura CFC coerentes com a matriz gama. Outros elementos como Nióbio, Tântalo e Cromo também podem formar esta fase, a qual apresenta alta resistência às altas temperaturas e boa resistência à fluência (GRAF, 2004).

Figura 3. Precipitados de fase γ' em matriz γ

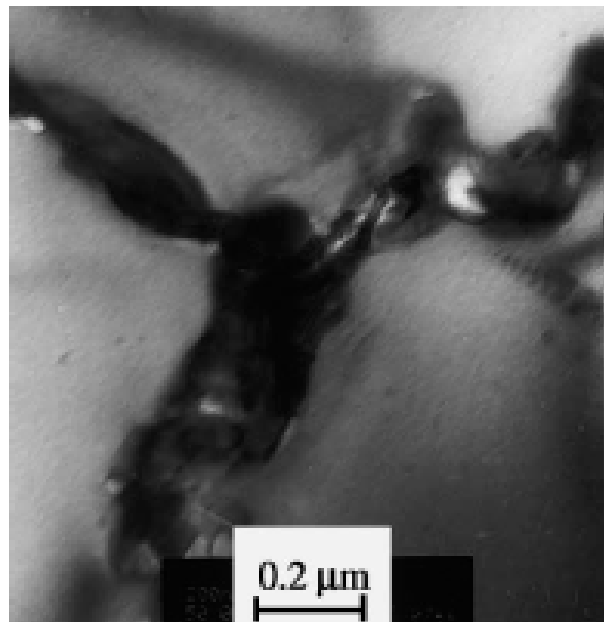


Fonte: (PENKALLA *et al.*, 2003).

Uma terceira fase bastante comum em ligas de níquel é a γ'' a qual é resultado de uma combinação com Nióbio na presença do Ferro formando a estrutura tetragonal de corpo centrado (Ni_3Nb) coerente com a matriz gama. Esta fase apresenta alta resistência às baixas e médias temperaturas, sendo instáveis às temperaturas mais altas (acima de 650 °C).

Os carbonetos também são encontrados em ligas de níquel. Caso a liga apresente carbono em pequenas quantidades (0,02 a 0,2%), o carbono combinará com determinados elementos como Titânio, Tântalo e Nióbio, formando carbonetos do tipo MC. Quando a liga é submetida a tratamentos térmicos ou quando exposta a longos ciclos de trabalho, estes carbonetos tendem a se decompor, formando outros carbonetos, como $M_{23}C_6$ e/ou M_6C (Figura 4).

Figura 4. Carboneto $M_{23}C_6$ precipitado nos contornos de grão.



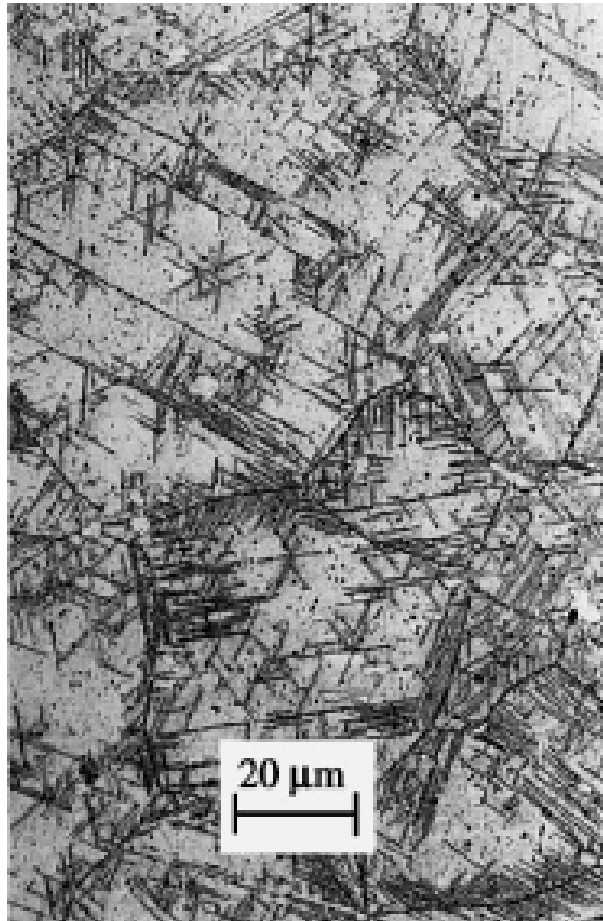
Fonte: (SHANKAR *et al.*, 2001).

Exposições posteriores às altas temperaturas podem fazer com que ocorra a precipitação de uma ou mais fases da matriz γ . Entre estas fases pode-se mencionar a fase δ (Figura 5) e as chamadas fases TCP (do inglês “Topologically Close-Packed Phases, ou, em português: fases topologicamente compactas). A fase δ pode ser originada da decomposição da fase γ' , apresentando a mesma composição química (Ni_3Nb), porém com uma estrutura ortorrômbica. Esta fase também pode ter origem a partir de regiões que apresentaram uma variação na composição química (DELEUME *et al.*, 2008).

Entre as fases TCP, basicamente compostos intermetálicos, nas ligas de níquel sobressaem as fases σ , μ e Laves (SIMS e HAGEL, 1972). As fases TCPs são normalmente classificadas em três famílias. A primeira corresponde às fases do

tipo σ . A segunda se refere às fases Laves e μ e a terceira é formada por fases do tipo P (DURRAND-CHARRE, 1997).

Figura 5. Precipitados de fase δ na matriz γ

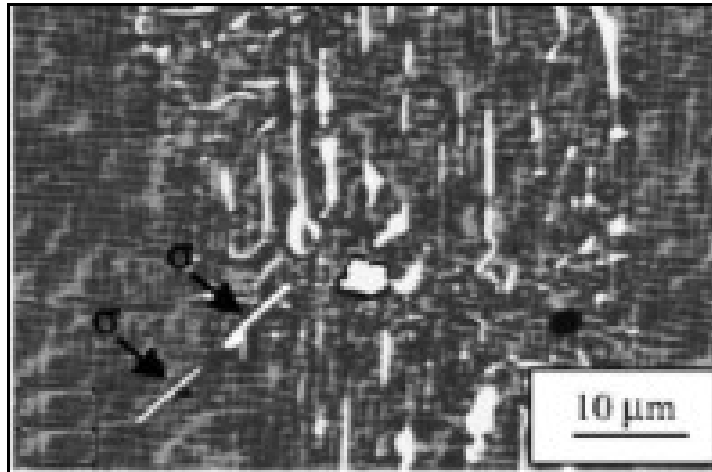


Fonte: (SHANKAR *et al.*, 2001).

A fase σ (Figura 6) é um composto intermetálico que, em geral, possui uma estrutura cristalina tetragonal e pode não ser só do tipo AB e sim apresentar uma composição química bastante variada, tais como: FeCr, FeCrMo, FeCrMoNi, CrNiMo, CoCrNi, entre outras. As ligas com altos teores de metais de transição CCC (tântalo, nióbio, cromo, tungstênio e molibdênio) são mais susceptíveis à formação desta fase (ASM, 1993b). A segregação de elementos químicos durante a solidificação pode acarretar em condições favoráveis a formação de fases TCP. Kong avaliou a segregação dos elementos Re, W, Cr e Co resultando na formação de fases TCP, especialmente a fase σ (KONG e CHEN, 2004). A formação desta fase, pode ser nociva para muitas aplicações tecnológicas devido suas

características deletérias, que prejudica significativamente as propriedades mecânicas das ligas de Ni, Co e Fe (GUI *et al.*, 2005).

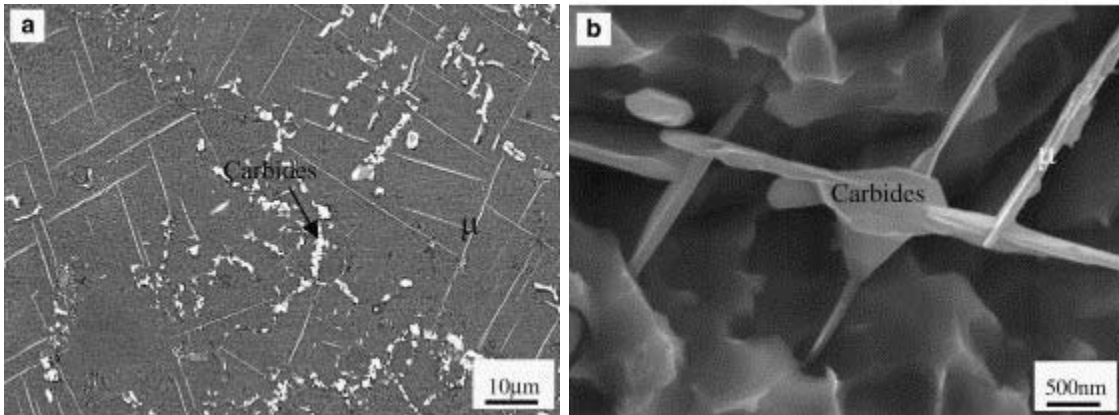
Figura 6. Fase σ em forma de plaquetas



Fonte: KONG e CHEN (2004).

A fase μ (Figura 7) é um composto intermetálico cuja estrutura cristalina é romboédrica e a composição química do tipo Co_7W_6 , $(\text{FeCo})_7(\text{MoW})_6$, $(\text{Co,Fe,Ni})_7(\text{Mo,W,Cr})_6$, presente em diversas ligas comerciais contendo ferro, níquel e cobalto com a presença de elementos refratários como o nióbio, tântalo, molibdênio e tungstênio (DURRAND-CHARRE, 1997). A fase μ é bastante prejudicial as propriedades mecânicas das ligas de níquel devido a redução localizada de elementos responsáveis pelo aumento da resistência mecânica da matriz por solução sólida, dentre estes elementos destaca-se para as ligas de níquel o molibdênio, tungstênio e nióbio (YANG *et al.*, 2006).

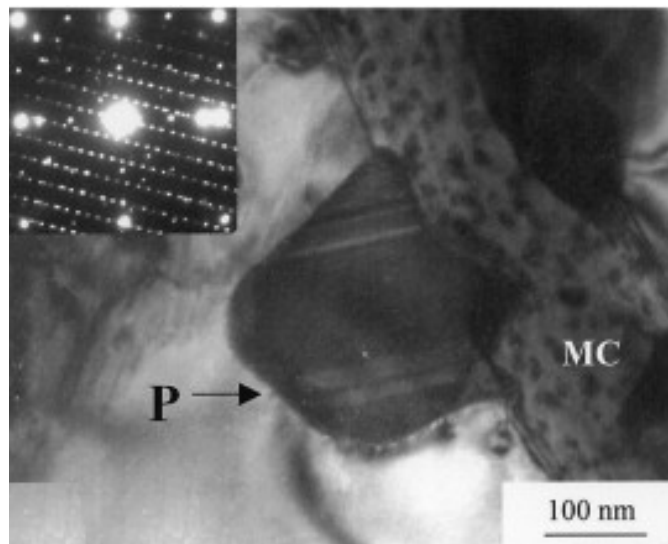
Figura 7. a) Morfologia agulhada da fase μ precipitada em ligas de níquel com adição de W. b) imagem tridimensional.



Fonte: YANG *et al.* (2006).

Já a fase P (Figura 8) é uma fase que apresenta elevados teores de tungstênio, cobalto, molibdênio, cromo e níquel. A fase P apresenta uma estrutura ortorrômbica, com formula geral do tipo $Cr_9Mo_{21}Ni_{20}$, esta fase é normalmente encontrada em ligas do tipo Ni-Cr-Mo (CIESLAK *et al.*, 1986; RAGHAVAN *et al.*, 1982).

Figura 8. Fase P precipitada sobre carboneto MC.



Fonte: CHEN *et al.* (2002).

2.5 Propriedades Físicas

O níquel puro possui densidade de $8,9 \text{ g/cm}^3$, ponto de fusão 1455°C e estrutura cristalina CFC (cúbica de face centrada). A densidade da maioria das ligas de níquel fica entre $7,79$ e $9,32 \text{ g/cm}^3$. A condutividade térmica do níquel puro é da ordem de $0,089 \text{ (W/mm}^2\text{)/(}^\circ\text{C/mm)}$, portanto superior à do ferro puro (CCC: cúbico de corpo centrado), que atinge somente $0,072 \text{ (W/mm}^2\text{)/(}^\circ\text{C/mm)}$. Porém a condutividade térmica das ligas é muito inferior, da ordem de 10 % desses valores, devido à adição de muitos elementos de liga em elevados teores. O ideal seria obter ligas com maior condutividade térmica, já que isso seria importante para dissipar calor e assim minimizar os gradientes de temperatura, reduzindo então as tensões térmicas e assim a tendência de ocorrer falha por fadiga térmica.

A expansão térmica nas ligas de níquel é menor do que nas ligas ferrosas austeníticas e isso é importante do ponto de vista da aplicação em turbinas de jatos, já que esses componentes são projetados com estreitas tolerâncias dimensionais para operar bem em serviço, além de um baixo coeficiente de expansão térmica contribuir para minimizar as tensões térmicas, minimizando assim a ocorrência de empenamento e fadiga térmica (ASM, 1993b). Entretanto, para aplicações industriais na forma de revestimento, esta condição é crítica, pois a aplicação dos revestimentos ocorre sobre aços, e isso leva a um gradiente de expansão térmica, gerando elevados níveis de tensões, podendo ocasionar problemas de fadiga térmica (SIMS e HAGEL, 1972).

2.6 Propriedades Mecânicas

O principal motivo para usar as várias composições químicas das ligas de níquel é devido à sua alta resistência mecânica até mesmo em altas temperaturas. A estrutura cristalina compacta cúbica de face centrada (CFC) das ligas de níquel, apresenta grande capacidade de manter resistência à tração, à ruptura e boas propriedades de fluência em temperaturas homólogas muito mais altas do que as ligas de matriz cúbica de corpo centrado (CCC) devido a vários fatores, incluindo o excelente módulo de elasticidade e a alta difusividade que os elementos secundários possuem nesse tipo de matriz.

A alta solubilidade de muitos elementos de liga na matriz austenítica e a capacidade de controle de precipitação de fases intermetálicas como a gama linha são de grande importância para proporcionar uma excelente resistência mecânica. O endurecimento também pode ser aumentado pela formação de carbeto e também pela dissolução de alguns elementos na matriz (endurecimento por solução sólida). Essa capacidade de endurecimento dessas ligas de níquel, de cobalto e de ferro as torna adequadas para aplicações em unidades de refino, que exigem alta resistência mecânica em média e alta temperatura.

Entretanto, não apenas a resistência mecânica e dureza são importantes nesse tipo de aplicações. A ductilidade nas condições de serviço também é importante, e a maioria das ligas de níquel apresenta boa ductilidade. As ligas em geral apresentam também boa resistência ao impacto, à fadiga de alto e de baixo ciclo e à fadiga térmica (SIMS e HAGEL, 1972).

2.7 Resistência à corrosão

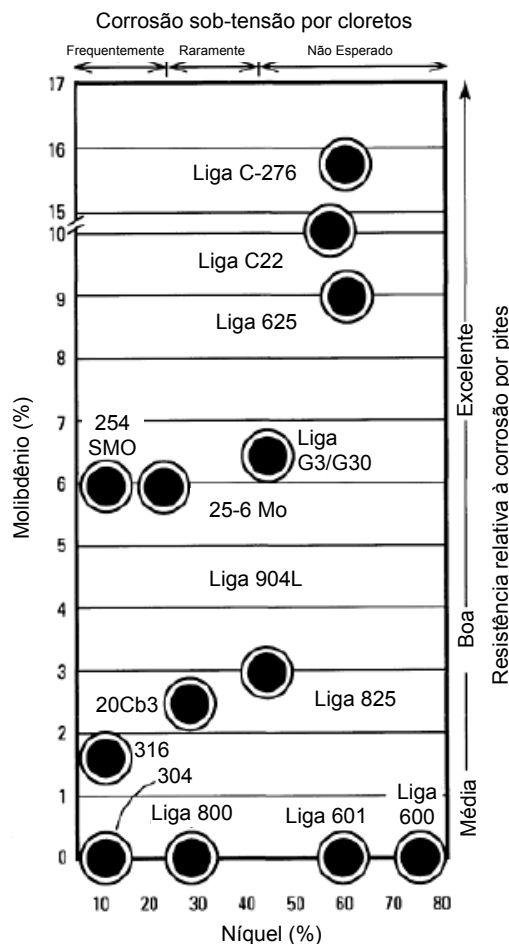
As ligas de níquel oferecem excelente resistência à corrosão em uma ampla gama de meios corrosivos. Contudo, devido aos inúmeros tipos de corrosão, diferentes fatores podem influenciar na taxa de ataque. Dentre os principais fatores que atuam diretamente no fenômeno da corrosão, o meio corrosivo é, sem dúvida, o mais importante. Outros fatores como acidez, temperatura, concentração, movimento relativo da superfície do metal, presença de inibidores ou aceleradores, dentre outros, devem ser considerados. A grande dificuldade na análise dos processos corrosivos é que muitos destes fatores interagem de forma bastante complexa (ASM, 1993a).

Dentre os principais tipos de corrosão, aos quais estão sujeitas as ligas de níquel tem-se a corrosão por pites, bastante comum em indústrias petroquímicas. Embora os pites possam surgir por várias causas, certos tipos de substâncias químicas, principalmente sais, e em particular cloretos, são reconhecidamente destacados como formadores de pites. A grande problemática em relação a presença de cloretos é que eles são capazes de destruir a camada passivadora formada por óxido de cromo, penetrando para o interior do material e deixando-o exposto. A adição de molibdênio às ligas de níquel contribui para aumentar a

resistência a esse tipo de ataque. Na Figura 9 é apresentado o efeito do níquel e do molibdênio sobre a corrosão por pites e corrosão sob-tensão (ASM, 1993a).

Em se tratando de resistência à corrosão a literatura apresenta que a liga UNS N06625 resiste a uma grande faixa de ambientes extremamente corrosivos e é especialmente resistente à corrosão por pites e por frestas. A liga UNS N10276 e UNS N06686 também apresentam elevada resistência à corrosão em uma grande faixa de ambientes extremamente corrosivos. O alto teor de molibdênio torna a liga especialmente resistente à corrosão por pites e por frestas. O baixo teor de carbono reduz a precipitação de carbonetos durante a soldagem, mantendo a resistência em estruturas como soldadas (ASM, 1993c).

Figura 9. Efeito do teor de Ni e Mo sobre a resistência à corrosão por pites e corrosão sob-tensão.



Fonte: (ASM, 1993c).

2.8 Soldabilidade

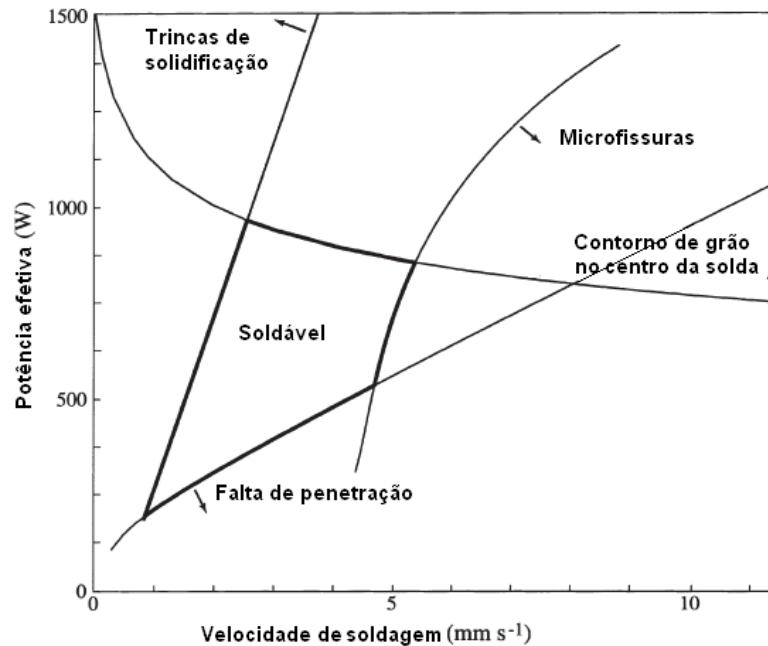
A soldabilidade de um material é definida como “Capacidade de união do material por soldagem em dadas condições de fabricação, de modo que este desempenhe satisfatoriamente a função pretendida”, sem a ocorrência de defeitos. O desenvolvimento de defeitos dentro do metal de solda e adjacente a ZAC (Zona Afetada pelo Calor) depende de uma série de fatores associados com a forma e a microestrutura do material base, bem como pela forma e composição do metal de adição (AWS, 1996).

A soldabilidade das ligas de níquel é sensível a elementos residuais como enxofre, chumbo, zircônio, boro, fósforo e bismuto. Estes elementos são praticamente insolúveis nas ligas de níquel e podem submetê-las a reações eutéticas nas quais podem causar fissuração a quente durante a solidificação das soldas. Todas as ligas de níquel comercialmente importantes têm especificações limitadas abrangendo alguns desses elementos que são difíceis de controlar. Boro e zircônio têm pequenas quantidades adicionadas em certas ligas para melhorar sua resistência a altas temperaturas, no entanto a soldabilidade é reduzida. Os efeitos nocivos do enxofre sobre a ductilidade são controlados por meio de adição de pequenas quantidades de magnésio em produtos forjados (AWS, 1996).

No caso do uso de ligas de níquel como revestimentos, antes da soldagem, a limpeza da superfície a ser revestida é extremamente importante. Sendo necessário também a remoção de todos os óxidos e materiais estranhos como óleos, tintas e fluidos de corte, de modo a para garantir resultados livres de trincas e minimizar a possibilidade de inclusão de óxidos no metal de solda depositado. Estes materiais estranhos podem trazer elementos nocivos como: enxofre, chumbo, zircônio, boro, fósforo e bismuto, que não se diluem na liga e geram eutéticos de baixo ponto de fusão (ASM, 1993b).

Diversos estudos experimentais dos parâmetros de soldagem podem ser realizados para identificar condições adequadas à soldagem. Ensaio de soldabilidade são realizados para comparar o grau de susceptibilidade das ligas a esses defeitos, como o comumente utilizado, teste Varestraint. Modelos matemáticos têm sido desenvolvidos para simular e produzir gráficos para auxiliar a seleção de parâmetros, conforme Figura 10 (DYE *et al.*, 2001).

Figura 10. Mapa de soldabilidade ilustrando a região soldável pelo processo TIG em liga Inconel 718, segundo.



Fonte: (DYE *et al.*, 2001).

A soldagem de materiais dissimilares é frequentemente utilizada para produzir determinadas propriedades ao metal de solda, além de proporcionar redução da ocorrência de trincas. No qual o principal problema deste tipo de soldagem, é uma região onde ocorre uma variação significativa da composição química do metal de solda próximo a linha de fusão, resultando em microestruturas e propriedades bem diferentes do metal de solda, podendo comprometer o desempenho ao que foi proposto o metal de solda. A variação de composição química no metal de solda próximo à linha de fusão é considerada como uma macrosegregação reportada na literatura como zona não misturada, DOODY (1992) classificou tais zonas como:

- “Praias” (faixas finas e estreitas ao longo da linha de fusão);
- “Ilhas” (regiões inteiramente envolvidas pelo metal de solda);
- “Baías” (região ligada ao metal de solda parcialmente circundada pelo metal de base).
- “Península” (região ligada ao metal de base parcialmente circundada pelo metal de solda).

2.9 Revestimentos

Os revestimentos apresentam uma solução eficaz na busca de alternativas para solucionar o problema de resistência à corrosão. A vantagem do revestimento é promover, a partir de um baixo custo relativo, os benefícios de materiais mais caros, que possuem características de resistência à corrosão, resistência à abrasão dentre outras. Os revestimentos metálicos foram desenvolvidos no começo da década de 1930 e uma das primeiras aplicações foi a utilização de níquel sobre aço carbono. Este composto era usado na construção de tanques de guerra. Outros produtos feitos de aço revestido foram então utilizados em fornos de destilação, vasos de processamento, ferramentas manuais, equipamentos de armazenamento e outros.

A maioria dos revestimentos metálicos são compostos de metais como aços inoxidáveis, ligas de níquel e ligas de cobre soldados sobre aços carbono e aços baixa liga. A espessura do revestimento geralmente varia entre 5 e 20% da espessura do substrato. O revestimento, geralmente, constitui-se de uma soldagem entre materiais dissimilares que exibem um fenômeno único de fissuração não observado em soldas entre materiais similares. De fato, trincas ou desprendimentos ao longo ou próximo da linha de fusão em soldas dissimilares ferrítico-austenítico vêm sendo um problema persistente por mais de 60 anos. Mesmo com persistentes e potenciais consequências, a evolução, a natureza e as regras da interface do metal de solda, em promover e propagar essas trincas, ainda não são bem compreendidas, assim como as implicações dos contornos de grãos e estruturas com respeito às taxas de propagação de trinca, fadiga, corrosão sob tensão, dentre outras (NELSON *et al.*, 2000).

2.9.1 Revestimentos em Ligas de Níquel

O níquel e suas ligas são aplicados como revestimentos soldados sobre aços carbono, aços ligas e outros materiais base. Todo óxido e materiais estranhos devem ser removidos da superfície antes de soldar o revestimento, para evitar reações eutéticas com elementos como S, P, Zr, Bo e Bi que levam a formação de trincas.

Ao se discutir as operações de revestimento com metais de adição de ligas de níquel frequentemente utilizados em tubos e vasos de pressão de refinarias, plantas químicas e geração de energia, começam-se com as soldagens de aço inoxidável autêntico, da série 300, em ligas de aço baixo carbono. Inicialmente, os eletrodos do tipo E310 (25% Cr e 20% Ni) eram utilizados nestas aplicações. Eles eram fáceis de utilizar e o nível de diluição não era muito crítico. No entanto, muitas dessas soldas falhavam em serviços, pois microfissurações nesses depósitos completamente austeníticos se propagavam quando submetidos às tensões térmicas causadas por grandes diferenças entre os coeficientes de expansão térmica dos materiais dissimilares. Pela substituição do E310 pelo E309 (23% Cr e 13% Ni), um aço inoxidável com alguma ferrita, o problema da microfissuração foi resolvido, mas estas juntas são mais sensíveis à diluição. Como ainda continuam existindo grandes diferenças de coeficientes de expansão térmica, usuários têm concordado que grandes tensões e possivelmente fadiga térmica ao longo da interface da solda ocorrem quando são submetidos às operações de tratamento térmico ou às temperaturas de serviço da ordem de 320°C. Os metais de adição para a série Inconel 600 das ligas de níquel (72% Ni, 15% Cr e 8% Fe) possuem o coeficiente de expansão térmica mais próximo do substrato ferrítico, reduzindo as tensões térmicas nas interfaces da solda. São também menos sensíveis a problemas de diluição e a microfissuração (EBERT, 2004).

2.9.2 Técnicas de Revestimentos

As principais técnicas de revestimentos utilizadas são revestimentos na forma de clad, lining e overlay. Os revestimentos na forma de “clad” se devem a aplicação de uma camada sobre o material que está submetido ao ambiente corrosivo podendo ser de apenas um lado do equipamento ou de ambos os lados, esta alternativa às vezes não é possível devido a limitações de dimensões e de acesso.

O revestimento por “lining” é utilizado apenas para reparos onde a corrosão já avançou de forma a comprometer o equipamento, fazendo então que seja efetuado o reparo naquele local com uma camada de material com melhor resistência a corrosão.

O revestimento por “overlay” é utilizado para revestir materiais por soldas, formando uma camada protetora contra corrosão. Geralmente esta camada é formada por ligas com excelente resistência à corrosão e ótimas propriedades mecânicas, sobre aços de baixo custo financeiro, como exemplo podemos citar os aços baixa liga.

A superposição de uma camada de ligas de níquel é facilmente aplicada na maioria dos aços estruturais. Para se obter um melhor resultado a diluição do ferro deve ser mínima. Quantidades excessivas de ferro durante a aplicação do revestimento podem comprometer a resistência à corrosão e causar fissuras na solda.

2.10 As ligas INCONEL 625 e Hastelloy C-276

As principais limitações na soldagem das ligas de Ni estão relacionadas ao uso do elevado aporte térmico, pois isto pode produzir uma excessiva precipitação de carbonetos ou outros fenômenos metalúrgicos danosos que, algumas vezes, podem levar a formação de trincas ou perda de resistência à corrosão.

2.10.1 Liga Inconel 625

O desenvolvimento da liga Inconel 625 foi iniciado em 1950 com a finalidade de suprir a demanda de materiais de alta resistência para uso em plantas de energia crítica e concluído com a venda comercial da liga em 1962 (EISELSTEIN *et al.*, 1991). Esta foi a primeira geração de desenvolvimento das ligas de níquel, o mecanismo de aumento de resistência desta liga se dá por solução sólida, através da adição dos elementos carbono, cromo, molibdênio e nióbio. A Tabela 2 mostra a faixa de composição química para barras redondas do UNS N0625 segundo a norma ASTM B 446-03 (ASTM, 2003a).

Tabela 2. Composição química, em porcentagem em peso, da liga Inconel 625 (UNS N06625) para barras redondas.

Elemento	% em peso	Elemento	% em peso
Ni	Restante	Mn	0,50 máx.
Cr	20,0 min.	Si	0,50 máx.
Mo	8,0-10,0	Al	0,40 máx.
Nb+Ta	3,15 min.	Ti	0,40 máx.
C	0,010 máx.	P	0,015 máx.
Fe	5,0 máx.	S	0,015 máx.
Co	1,0 máx.	-	-

Fonte: (ASTM, 2003b)

Na soldagem utilizando a liga Inconel 625 podem ser utilizados praticamente todos os principais processos de soldagem a arco elétrico (TIG, eletrodo revestido, arco submerso, MIG, etc). As ligas a base de níquel, como Inconel 625, são amplamente utilizadas em aplicações aeronáutica, aeroespacial, química, petroquímica e marítima. O uso desta liga deve-se ao fato de sua boa combinação com a resistência ao escoamento, à tração, à fluência, fácil fabricação, boa soldabilidade e boa resistência a corrosão quando submetida a altas temperaturas em ambientes agressivos (Eiselstein, 1991). A Tabela 3 e a Tabela 4 mostram suas propriedades físicas e as propriedades mecânicas respectivamente.

Tabela 3. Propriedades físicas da liga Inconel 625 (UNS N06625) na temperatura ambiente.

Propriedade física	Valor
Ponto de fusão (°C)	1290 - 1350
Calor específico (J/kg.K)	410
Coefficiente de dilatação ($\mu\text{m}/\text{m.K}$)	12,8
Condutividade térmica (W/m.K)	9,8
Resistividade ($\Omega.\text{m}$)	1290

Fonte: (ASTM, 2003b).

Tabela 4. Propriedades mecânicas da liga UNS N06625 na temperatura ambiente para barras redondas recozidas segundo a norma ASTM B 446-03.

Propriedade mecânica	Valor
Limite de resistência à tração (MPa)	824 (min)
Limite de escoamento (MPa)	412
Alongamento percentual após ruptura em 50 mm (%)	30

Fonte: (ASTM, 2003b)

Na condição recozida, a microestrutura da liga Inconel 625 (UNS N06625) não apresenta nenhuma fase TCP precipitada (OGBORN *et al.*, 1995), oferecendo boas propriedades mecânicas e excelente resistência à corrosão. Entretanto, na condição como soldada, o desenvolvimento da microestrutura do metal de solda está intimamente relacionado com a ocorrência de microsegregação de elementos de liga devido à redistribuição do soluto durante a solidificação. Desta forma, determinados constituintes se formam no final da solidificação quando a solubilidade de um elemento em particular é excedida durante o crescimento celular ou dendrítico, comprometendo, principalmente a resistência à corrosão da liga.

2.10.2 Liga Hastelloy C-276

A liga Hastelloy C-276 (UNS N10276) desenvolvida em 1966, pertence à segunda geração das ligas de níquel. Assim como Inconel 625 tem a sua resistência aumentada por solução sólida, e também é amplamente utilizada na indústria aeroespacial, química e nuclear, devido sua alta resistência à corrosão e resistência em elevadas temperaturas (Cieslak *et al.*, 1986).

A Tabela 5 mostra a composição química para barras redondas dessa liga, segundo a norma ASTM B 574-04 (ASTM, 2004).

A UNS N10276 é uma liga de Ni-Cr-Mo-W desenvolvida com excelente resistência à corrosão, boa ductilidade, além de fácil fabricação. É altamente resistente a atmosferas oxidantes até 1040°C, e ao ataque a resistência à corrosão por pitting. A liga UNS N10276 apresenta boa soldabilidade e geralmente não requer tratamento térmico posterior (Austral Wright Metals). A Tabela 6 e a Tabela 7 mostram as propriedades físicas e mecânicas da liga UNS N10276.

Depósitos de solda contendo altas razões Ni/Cr são mais susceptíveis à corrosão por compostos sulfurados quando submetidos às temperaturas acima de 370°C. Esta razão e o risco da corrosão tem sido diminuído pela seleção de metais de adição que contêm maior fração de Cr e algum Mo, como os eletrodos ERNiCrMo-3 e ERNiCrMo-4 usados respectivamente na união das ligas 625 (22% Cr e 9% Mo) e C-276 (15% Cr e 16% Mo) (Ebert, 2004).

Tabela 5. Composição química da liga UNS N10276, em porcentagem em peso, para barras redondas segundo a norma ASTM B 574-04.

Elemento	% em peso	Elemento	% em peso
Ni	Restante	Mn	1,0 máx.
Cr	14,5-15,5	Si	0,08 máx.
Mo	15,0-17,0	V	0,35 máx.
W	3,0-4,5	Al	0,40 máx.
C	0,01 máx.	Cu	0,30 máx.
Fe	4,0-7,0	P	0,030 máx.
Co	2,5 máx.	S	0,015 máx.

Fonte: (ASTM, 2003b)

Tabela 6. Propriedades físicas da liga UNS N10276 na temperatura ambiente (ASM, 1993a).

Propriedade física	Valor
Ponto de fusão (°C)	1325-1370
Calor específico (J/kg.K)	425
Coefficiente de dilatação ($\mu\text{m}/\text{m.K}$)	11,2
Condutividade térmica (W/m.K)	9,8
Resistividade ($\Omega.\text{m}$)	1300

Fonte: (ASM, 1993a).

Tabela 7. Propriedades mecânicas da liga UNS N10276 na temperatura ambiente para barras redondas segundo a norma ASTM B 574-04.

Propriedade mecânica	Valor
Limite de resistência à tração (MPa)	690 (min.)
Limite de escoamento (MPa)	283 (min.)
Alongamento percentual após ruptura em 50 mm (%)	40 (min.)

Fonte: (ASTM, 2003b).

2.10.3 Microsegregação das Ligas Inconel 625 e Hastelloy C-276

É importante salientar que a redistribuição dos elementos de liga durante o processo de crescimento celular ou dendrítico está de acordo com a termodinâmica (diagrama de fases), ou seja, um elemento que possui um coeficiente de redistribuição do soluto menor que a unidade, deverá segregar para as regiões interdendríticas, ficando o centro da dendrita empobrecido do referido elemento. Vale lembrar que o coeficiente de redistribuição do soluto (k) numa temperatura em particular é dado pela (Equação 1, onde C_s é a composição da fase sólida e C_L é a composição da fase líquida, como mostra a Figura 11.

$$k = \frac{C_s}{C_r}$$

(Equação 1)

CIESLAK *et al.* (1988) estudaram a solidificação da liga UNS N06625 com variações de carbono, silício e nióbio. Os resultados mostraram a presença de constituintes eutéticos do tipo γ /MC(NbC), γ /Laves e γ /M₆C nas regiões interdendríticas, dependendo da composição da liga estudada.

DUPONT (1996), fazendo revestimentos da liga Inconel 625[®] sobre um substrato de aço Cr-Mo, utilizando o processo MIG/MAG, determinou o coeficiente de redistribuição do soluto (k) dos principais elementos químicos do metal de solda, para verificar a tendência de microsegregação durante o processo de solidificação. Para isto, atribuiu a C_s, a composição do elemento em estudo no centro da dendrita (composição do sólido no início da solidificação) e a C_L, a composição do elemento no metal de solda (composição C_o da liga). Como o coeficiente de redistribuição do soluto (k) foi desenvolvido para ligas binárias, DUPONT (1996) considerou um modelo de sistema binário constituído pela matriz γ e o elemento químico a ser estudado. A Tabela 8 mostra os resultados de k obtidos no trabalho.

Figura 11- Diagramas de fases binários mostrando o coeficiente de redistribuição do soluto para cada caso.

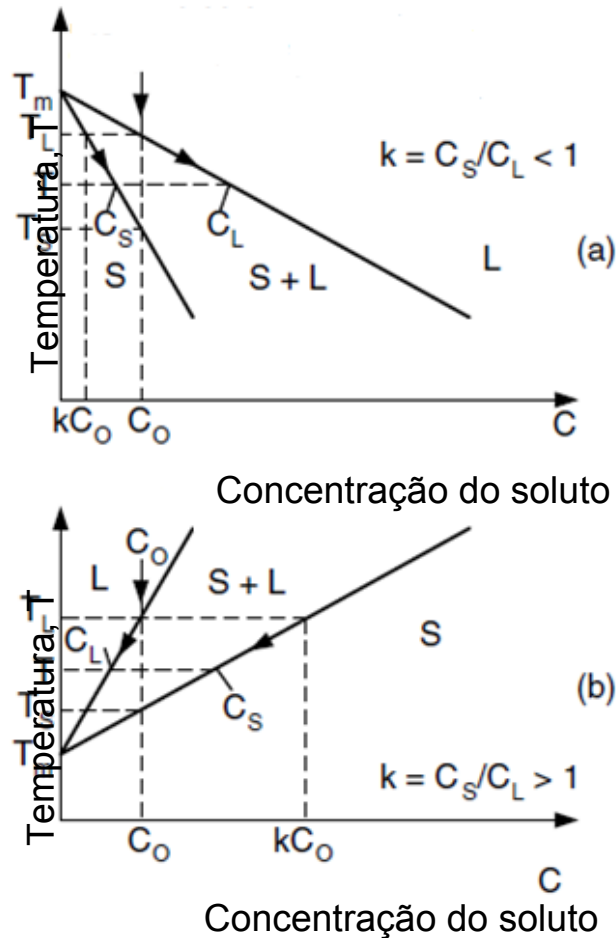


Tabela 8. Valores do coeficiente de redistribuição do soluto (k) para os principais elementos químicos do revestimento da liga Inconel 625® (DUPONT, 1996).

Elemento	C_0 (% em peso)	C_s (% em peso)	k
Ferro	28,14	28,60	1,02
Níquel	44,91	46,70	1,04
Cromo	16,67	17,60	1,05
Molibdênio	6,78	5,83	0,86
Nióbio	2,07	0,97	0,46

Fonte: (DUPONT, 1996).

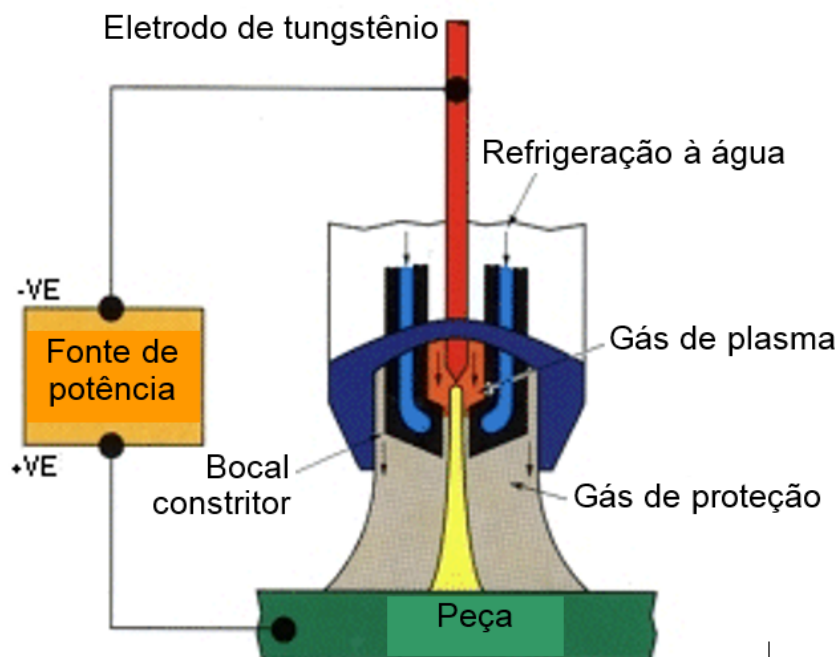
De acordo com os resultados apresentados, foi possível observar que o ferro, o níquel e o cromo, com $k > 1$, tendem a segregar para o centro da dendrita, enquanto o molibdênio e mais fortemente o nióbio, tendem a segregar para as regiões interdendríticas. Segundo Cieslak *et. al.* (1988) e Dupont (1996), a microsegregação de elementos para o líquido remanescente nas regiões interdendríticas, alarga a faixa de temperatura de solidificação e, associado com a formação do eutético γ +Laves, favorece a formação de trincas de solidificação no metal de solda.

2.11 Processo de revestimento por Plasma Pó

2.11.1 Processo de soldagem a plasma

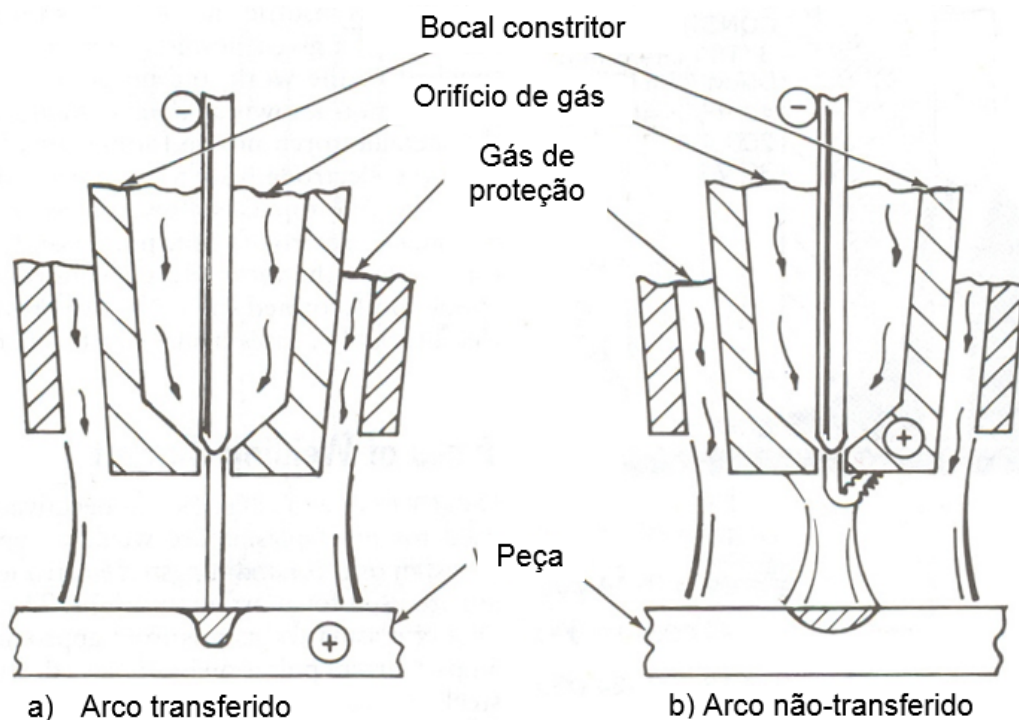
O processo de soldagem à plasma é considerado uma evolução do processo TIG, apresentando uma densidade de energia de arco muito mais alta e maior velocidade do gás de plasma. Este aumento considerável na densidade de energia é conseguido pela presença de um bocal constritor que restringe o diâmetro do arco (AWS, 1996). Diferentemente do processo TIG, no qual um único fluxo de gás inerte é responsável pela ionização e proteção da poça, no processo plasma são usados dois fluxos distintos (Figura 12). O primeiro, denominado de gás de plasma, é alimentado através do bocal constritor, circundando o eletrodo e promovendo a ionização do meio e manutenção do arco, saindo na forma de um jato de gás fortemente aquecido através do orifício constritor. O gás para este fim deve ser inerte e em geral é usado o argônio puro. O segundo fluxo é o de proteção que é alimentado através de um bocal externo, concêntrico ao bocal constritor, podendo ser usado neste caso tanto um gás inerte quanto uma mistura de gases (MODENESI *et al.*, 2006).

Figura 12. Processo de soldagem plasma.



Dentro do processo de soldagem a plasma existem duas variações básicas em função da forma como o arco plasma é estabelecido. A primeira, denominada de arco transferido, tem como fonte de calor o arco elétrico, o qual é estabelecido entre o eletrodo e a peça, sendo empregado na soldagem de materiais condutores pela sua maior eficiência (Figura 13a). A segunda é o processo plasma com arco não transferido, no qual o arco é estabelecido entre o eletrodo e o bocal constritor (Figura 13b). Neste caso o calor é transferido a peça somente pelo gás de plasma. Esta segunda variante permite a soldagem de peças de materiais não condutores como vidro e plásticos, podendo também ser aplicado à soldagem com baixo aporte térmico (MODENESI *et al.*, 2006).

Figura 13. a) Processo plasma com arco transferido. b) Processo plasma com arco não transferido.



Fonte: (AWS, 1996).

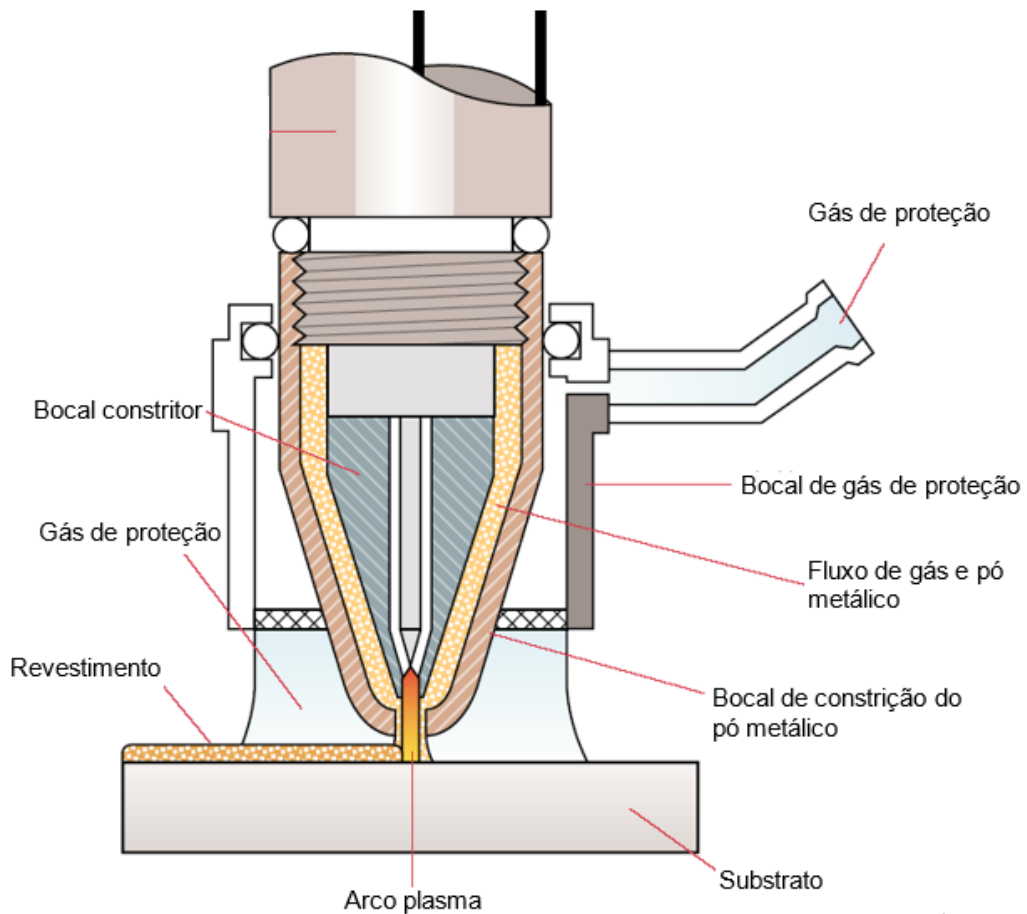
Dentre as características do processo de soldagem a plasma destacam-se a grande estabilidade do arco, alta intensidade de energia, excelente controle da fonte de calor, e alta velocidade de soldagem, sendo aplicável na soldagem de praticamente todos os metais e alguns materiais não metálicos.

2.11.2 Processo de revestimento a plasma

Os processos de soldagem são comumente empregados com outras finalidades que não a de união de materiais. Um exemplo são as aplicações em recobrimento de superfícies, seja para repor parte do material perdido por processos de erosão, corrosão ou outros, ou para a melhoria de propriedades específicas na superfície. Dentre os diversos processos de soldagem usados para aplicações em revestimentos destaca-se o processo plasma pó que é um variante especial do processo de soldagem a plasma, cuja característica principal é a utilização de material de adição na forma de pó. Neste processo o feixe de plasma deve promover não só a fusão localizada do metal de base, mas principalmente, do material de adição na forma de pó que será depositado, formando uma camada de material com características nobres (elevada resistência à corrosão, alta resistência ao desgaste) sobre um substrato.

Os equipamentos necessários para a realização do processo plasma pó são semelhantes aos usados na soldagem plasma (fonte de soldagem, sistema de controle, cilindros de gás com reguladores e manômetros, tocha plasma com sistema de refrigeração a água), porém é necessária a utilização de um sistema de alimentação do pó metálico. Esta técnica necessita ainda de uma tocha específica, composta por três bocais, sendo um bocal constritor para a formação do plasma, um segundo por onde será alimentado o material de adição (pó metálico) e o terceiro através do qual ocorre o fluxo de gás de proteção. A Figura 14 apresenta um desenho esquemático da tocha usada no processo plasma pó.

Figura 14. Desenho esquemático do processo plasma pó.



Fonte: (PWS, 2006).

Nos últimos anos, com o aprimoramento tecnológico, o processo PTA ganhou maior notoriedade nos campos científico e industrial, figurando atualmente como um dos principais processos de tratamento superficial com deposição de material, o qual tem sido empregado com sucesso na aplicação de revestimentos duros a base de ligas de cobalto (AOH e CHEN, 2001; D'OLIVEIRA *et al.*, 2006; HOU *et al.*, 2005; KIM *et al.*, 2003; XIBAO *et al.*, 2005), revestimentos com ligas de Fe-C-Cr (HOU *et al.*, 2006), ligas Fe-Ti-B-C (XIBAO *et al.*, 2005) e ligas de níquel (HOU *et al.*, 2007). Dentre as principais vantagens obtidas com o processo plasma pó, podem-se destacar:

- Baixo nível de diluição (BUDINSKI, 1988; HALLEN *et al.*, 1991);
- Grande homogeneidade dos cordões, resultando em um bom acabamento superficial;

- A não produção de resíduos sólidos, contribuindo para evitar problemas de poluição atmosférica e poluição da água (SUCHENTRUNK *et al.*, 1997);
- Grande flexibilidade devido à utilização de metal de adição na forma de pó (DEUIS *et al.*, 1998; SUCHENTRUNK *et al.*, 1997);
- Grande eficiência de deposição, chegando a valores da ordem de 95%, atribuída à utilização do material de adição na forma de pó (GRAF, 2004);
- Alta produtividade podendo trabalhar com velocidade de soldagem de até 16 mm/s (D'OLIVEIRA *et al.*, 2002; KALPAKJIAN e SCHMID, 2013; YANG e LOH, 1995);
- Processo plasma garante a não contaminação da peça com tungstênio (eletrodo) e a vida útil do eletrodo é maior (GRAF, 2004);
- Baixa distorção dos componentes revestidos em virtude do baixo aporte térmico transferido à peça (DEUIS *et al.*, 1997);

Embora exista um reconhecimento muito grande quanto a qualidade do processo e enormes perspectivas de aplicação, ainda persistem algumas desvantagens do processo PTA em relação a outros processos de revestimento, como:

- Elevado custo do equipamento, quando comparado a outros processos convencionais de soldagem;
- Necessidade de maior qualificação do operador;

2.12 Método Taguchi

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 de controle) 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).

A metodologia do Projeto Robusto visa obter economicamente os melhores ajustes dos fatores de controle, de forma a tornar o processo/produto insensível aos fatores de ruídos, fatores estes considerado por Taguchi indesejáveis e muitas vezes que não podem ser controlados.

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 provocam desvios na qualidade do produto ou do processo (VIEIRA, 1996).

Os fatores de ruído são os que causam a variabilidade da função do produto. Segundo Taguchi, a idéia não é exatamente ter que eliminar as causas do problema (isto pode ser inviável economicamente e muitas vezes impossível), e sim encontrar soluções para reduzir os efeitos dos ruídos. Os principais tipos de ruídos são:

- **Ruídos externos:** decorrem tanto das condições de utilização do produto quanto do ambiente em que o produto é utilizado, ou seja, são provenientes de fatores externos.
- **Ruídos internos ou degenerativos;** causam variações no interior do produto, tais como envelhecimento e desgaste físico.
- **Ruídos entre produtos:** são ocasionados durante a fabricação, mudando uma determinada característica entre dois ou mais produtos.

A proposta do método Taguchi é a de determinar a função perda do produto e otimizá-la empregando técnicas estatísticas. Estas análises permitem identificar os parâmetros ótimos de projeto que minimizam ou mesmo eliminam as influências dos fatores ruído no desempenho do produto. Assim, em lugar da

tendência tradicional de isolar o produto dos fatores ruído, o que pode ser de difícil execução ou encarecer o processo produtivo, o método de Taguchi ambiciona realizar projetos que eliminem ou reduzam os efeitos dos fatores ruído no produto. A técnica estatística mais empregada para interpretação dos dados experimentais é ANOVA (análise de variância).

O trabalho do Dr. Taguchi, além de uma nova abordagem para a área de qualidade, serviu também para consolidar o conceito de Projeto Robusto, ou seja, o de projetar produtos que minimizem os fatores ambientais. Assim, Projeto Robusto consolidou-se como o conceito/filosofia de projetar produtos minimizando a influência dos fatores ruído, o que pode ser alcançado com diversas outras técnicas ou mesmo a partir da experiência e bom senso dos projetistas.

2.12.1 Arranjo Ortogonal

O novo conceito de Taguchi simplifica a análise de dados, reduz a quantidade de experimentos (em relação ao método tradicional multifatorial) para avaliação de um mesmo número de fatores de controle, sem prejudicar significativamente a qualidade das informações retiradas. Os efeitos dos fatores de controle são relativamente estimados em poucos experimentos e, as condições ótimas de ajustes são determinadas pela avaliação do efeito de cada fator separadamente devido a três motivos (PHADKE, 1989):

- Planejamento da matriz experimental pela utilização de um arranjo ortogonal;
- Uso do modelo aditivo como uma aproximação.
- Emprego das funções objetivas.

rtogonal (AO) facilita e reduz o número de experimentos. As colunas da matriz representam os

2.12.2 Planejamento da matriz experimental pela utilização de um arranjo ortogonal

O arranjo o fatores a serem estudados e as linhas os experimentos que serão realizados (PHADKE, 1989). Na matriz ortogonal, colunas podem ser deixadas vazias (que correspondem às variáveis a serem estudadas) sem prejuízo na análise.

Por sua vez, linhas vazias, que correspondem deixar de realizar algum experimento, prejudica a ortogonalidade e compromete a análise e a confiabilidade dos experimentos (VIEIRA, 1996).

A seleção do arranjo ortogonal a ser utilizada depende do número de fatores, das interações de interesse e do número de níveis para estes fatores de interesse. Estes três itens determinam os graus totais de liberdade exigidos para todos os experimentos. Os graus de liberdade são definidos como o número total de comparações independentes que podem ser realizadas dentro de um conjunto de dados. Os graus de liberdade para cada fator consistem no número de níveis menos um ($u_A = \kappa_A - 1$, onde κ é o número de níveis do fator A e u_A , 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 ($u_{AXB} = u_A \cdot u_B$). 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 por exemplo (o arranjo L8 possui 7 graus de liberdade disponíveis) (ROSS, 1991).

A título de exemplificação, é apresentada a Tabela 9, que mostra um arranjo ortogonal L8.

Tabela 9: Matriz ortogonal L8.

Projeto Robusto							
Experimento	1	2	3	4	5	6	7
1	1	1	1	1	1	1	1
2	1	1	1	2	2	2	2
3	1	2	2	1	1	2	2
4	1	2	2	2	2	1	1
5	2	1	2	1	2	1	2
6	2	1	2	2	1	2	1
7	2	2	1	1	2	2	1
8	2	2	1	2	1	1	2

Fonte: Método Taguchi

De acordo com a Tabela 9 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.

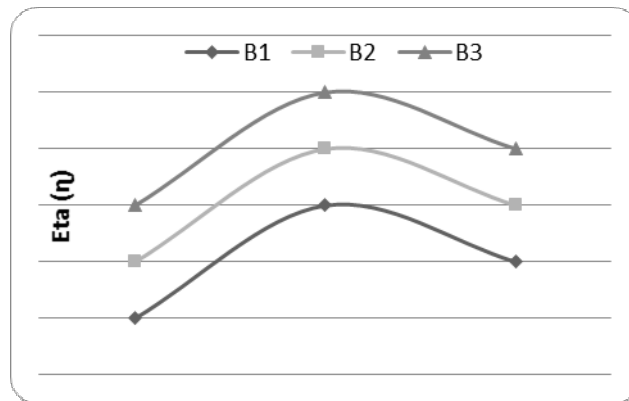
2.12.3 Uso do modelo aditivo como uma aproximação

O modelo aditivo pode ser empregado quando o efeito de dois fatores em conjunto é igual à soma de seus efeitos individuais. O mesmo é usado para aproximar a relação entre as respostas e os níveis dos fatores. As interações são consideradas erros no modelo aditivo (PHADKE, 1989).

A interação entre os fatores ocorre quando dois destes produzem um efeito diferente da soma de seus efeitos individuais. Ocorrendo esta interação, a aplicação do modelo aditivo pode resultar em uma previsão errada dos ótimos ajustes e do efeito de cada fator sobre η (Eta), logo este modelo aditivo é mais adequado para situações onde não existam interações entre os fatores (Miranda, 1999).

A Figura 15 até a Figura 17 mostram três exemplos de interação, a Figura 15 mostra que não ocorreu interações entre os fatores, onde as curvas apresentadas são paralelas entre si, isto implica em alterações da mesma natureza em η nas mudanças de níveis entre A1, A2 e A3 em cada ajuste de B.

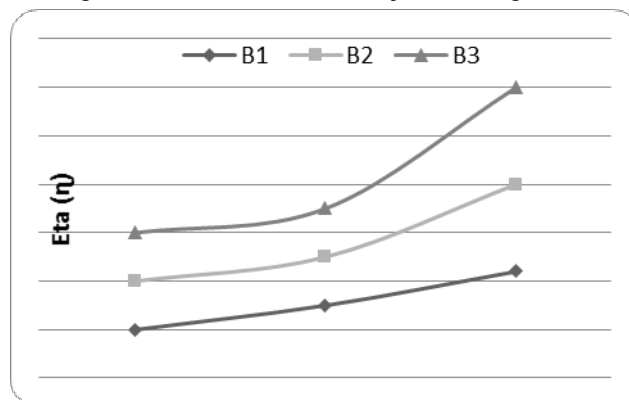
Figura 15. Curva sem interações.



Fonte: Autoria própria.

A Figura 16 mostra curvas que apesar de não serem paralelas apresentam uma mesma tendência, com isso os ajustes previstos pelo modelo aditivo podem ser empregados neste tipo de interação, também conhecida como sinérgica.

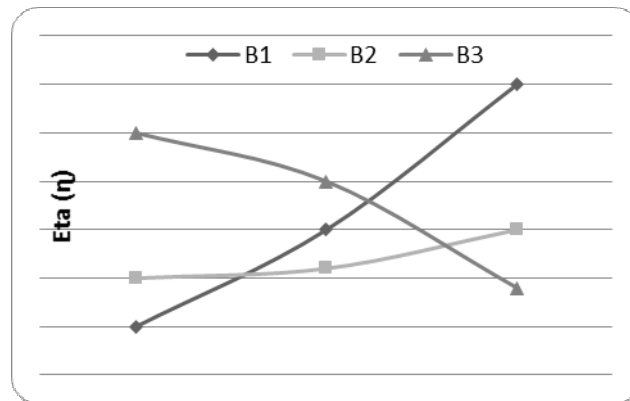
Figura 16. Curva com interações sinérgica.



Fonte: Autoria própria.

A Figura 17 mostra curvas com forte interação entre si, sem nenhum paralelismo e não apresentando uma tendência específica, a aplicação do modelo aditivo nesta situação seria de maneira inconsistente, ou seja, os ajustes previstos pelos maiores valores de η podem estar errados (PHADKE, 1989).

Figura 17. Curva com interações sinérgica.



Fonte: Autoria própria.

A presença de interação entre os fatores pode ser estudada pelo método Taguchi. Neste caso, existe a necessidade de mais parâmetros no modelo aditivo, aumentando com isso o número de experimentos para estimar essa quantidade maior de parâmetros. Em algumas situações, pela avaliação técnica, o estudo de interações pode ser muito importante (PHADKE, 1989).

2.12.4 Funções Objetivas (η)

Funções objetivas (η) são razões S/R (sinal/ruído) empregadas no Método Taguchi. O uso da razão S/R para obter 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 (MIRANDA, 1999).

2.12.5 Sinal/ Ruído

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 (GOMES, 2006). As diversas relações S/R disponíveis, de acordo com o tipo de característica são:

- Menor é melhor;
- Maior é melhor;
- Nominal é melhor.

Cada característica tem a equação específica para o cálculo da taxa S/R, a seguir são apresentadas algumas destas equações (PHADKE, 1989).

- **Problema do tipo Menor é melhor:** usado quando se deseja minimizar os resultados, conforme Equação 2:

$$\eta = -10 \log \left(\frac{1}{n_i} \sum_{i=1}^n y_i^2 \right) \quad (\text{Equação 2})$$

onde n_i = 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 diluição em revestimentos por soldagem.

- **Problema do tipo Maior é melhor:** usado quando se deseja maximizar os resultados, conforme Equação 3:

$$\eta = -10 \log \left(\frac{\sum_{i=1}^n \frac{1}{y_i^2}}{n_i} \right) \quad (\text{Equação 3})$$

Como exemplo de aplicação da função maior é melhor pode-se citar o rendimento de um equipamento, as taxas de fusão e deposição, o índice de penetração e a qualidade do cordão de solda na soldagem. Assim, os níveis ótimos das variáveis de influência são aqueles que maximizam o S/R apropriado para cada análise estatística específica.

- **Problema do tipo Nominal é melhor:** exige-se este tipo de tolerância para muitos produtos, peças, elementos e componentes quando se prefere um tamanho (ou característica) nominal, conforme Equação 4:

$$\eta = 10 \log_{10} \frac{\mu^2}{\sigma^2} \quad (\text{Equação 4})$$

onde:

$$\mu = \frac{1}{n_i} \sum_{i=1}^{n_i} y_i \quad (\text{Equação 5})$$

$$\sigma = \left[\frac{1}{n_i-1} \times \sum_{i=1}^{n_i} (y_i - \mu)^2 \right] \quad (\text{Equação 6})$$

A otimização destes três tipos de problemas pode ser feito em duas etapas:

- Maximizar η ou minimizar a sensibilidade ao ruído. Nesta etapa a média é ignorada e os níveis dos fatores de controle são ajustados para maximizar η .
- Ajustar a média no valor alvo. Os fatores de ajuste são utilizados para se obter o valor da média desejada sem no entanto modificar η .

2.12.6 Experimentação e Análise

A metodologia do Delineamento Robusto permite ao engenheiro gerar as informações necessárias para tomar decisões com pouco esforço experimental. O mensuramento da qualidade durante o projeto e desenvolvimento e a experimentação eficiente para encontrar informações confiáveis sobre os parâmetros de projeto são duas importantes questões para serem desenvolvidas no Delineamento Robusto (VIEIRA, 1996). A aplicação do Método Taguchi se divide em várias etapas, são elas:

- **Objetivo/ meta do experimento:** procura-se nesta etapa determinar os fatores mais importantes que afetam as características da qualidade (ou respostas) e, conseqüentemente, reduzir a variabilidade nas respostas (GOMES, 2006).

- **Seleção das características de qualidade:** identificado o objetivo do experimento, nesta etapa são selecionadas as respostas apropriadas para o experimento. As respostas de interesse mostram as características que se quer obter do produto ou processo analisado (GOMES, 2006).
- **Identificação dos fatores de controle e S/R:** seleção de fatores que podem influenciar as características da qualidade bem como a seleção dos níveis dos fatores. Fatores de controle são aqueles que podem ser controlados sob condições normais de produção. Seleção de fatores ruídos: fatores ruídos são aqueles que causam variação no desempenho funcional do produto/ processo. Seleção de fator sinal: fator sinal é aquele que afeta somente a média do processo/produto (GOMES, 2006).
- **Escolha do arranjo ortogonal (AO):** seleção apropriada do AO de acordo com o número de fatores e seus níveis que encaixe perfeitamente com o pretendido para o estudo, com economia de tempo, trabalho e número de ensaios (GOMES, 2006).
- **Preparação experimental:** nesta etapa são elaboradas as matrizes de projeto codificadas e decodificadas para o experimento e análise dos resultados respectivamente (GOMES, 2006).
- **Análise estatística e interpretação dos resultados:** na metodologia Taguchi o objetivo sempre é reduzir a variabilidade nas respostas. O S/R é uma medida do desempenho da variabilidade do produto ou processo na presença dos fatores ruídos. A idéia é maximizar o S/R e, desse modo, minimizar os efeitos dos fatores ruídos (GOMES, 2006).
- **Confirmação experimental:** alguns ensaios são feitos para a condição ótima e comparados com os resultados previstos por Taguchi, para concluir se são satisfatórios e válidos (GOMES, 2006).

CAPITULO III

3 MATERIAIS & MÉTODOS

3.1 Materiais

3.1.1 Metais de base e consumíveis de soldagem

Neste trabalho foram empregados diversos materiais, tais como, consumíveis de soldagem (eletrodo), metais de base, metais de adição e gases de proteção. O eletrodo utilizado foi de tungstênio do tipo toriado, com 4 mm de diâmetro. Os metais de base utilizados foram os tubos de aço: API 5L-Grau B para a soldagem dos ensaios preliminares e exploratórios; e API 5L-X65 para soldagem de revestimentos, conforme composição mostrada na Tabela 10.

Os metais de adição empregados foram as ligas Inconel 625 e Hastelloy C-276, também conhecidas como UNS N06625 e UNS N10276, respectivamente. Todas as ligas foram adquiridas na forma de pós metálicos para a deposição pelo processo plasma pó. As composições químicas destas ligas podem ser observadas na Tabela 11.

As ligas de níquel (Inconel 625 e Hastelloy C-276) e o metal de base (API 5L-X65) foram sugeridos pelo setor de engenharia de soldagem do Centro de Pesquisas e Desenvolvimento Leopoldo Américo M. de Mello – CENPES/PETROBRAS em conjunto com o grupo de pesquisadores do Laboratório de Engenharia de Soldagem – ENGESOLDA da Universidade Federal do Ceará (UFC). O metal de base API 5L-X65 foi sugerido por se tratar de um material de grande utilização em tubulações na indústria do setor de petróleo e gás natural.

Tabela 10. Composição química nominal dos tubos a serem utilizados (% em massa).

Material	C	Mn	P	S	Si	Al	N	Nb+Ti+V	Fe
API 5L-Gr. B	0,19	0,7	0,018	0,018	0,24	-	-	-	*Bal.
API 5L-X65	0,095	1,49	0,018	0,002	0,23	0,044	0,005	0,1% Máx.	*Bal.

Fonte: Tubonil;

*Bal - balanço.

Tabela 11. Composição química nominal das ligas de níquel a serem utilizadas (% em massa).

Liga	Ni	Cr	Co	Mo	W	Nb	Al	Cl	Fe	Mn	P	C	Cu
Inconel 625	59,7	21,4	-	9,6	-	3,9	-	0,02	4,6	0,5	0,1	0,05	-
Hasteloy C-276	53,7	15,9	0,1	20,3	3,6	-	0,2	0,03	6,1	-	0,2	0,002	0,1

Fonte: (ASM, 1993a);

*Bal - balanço.

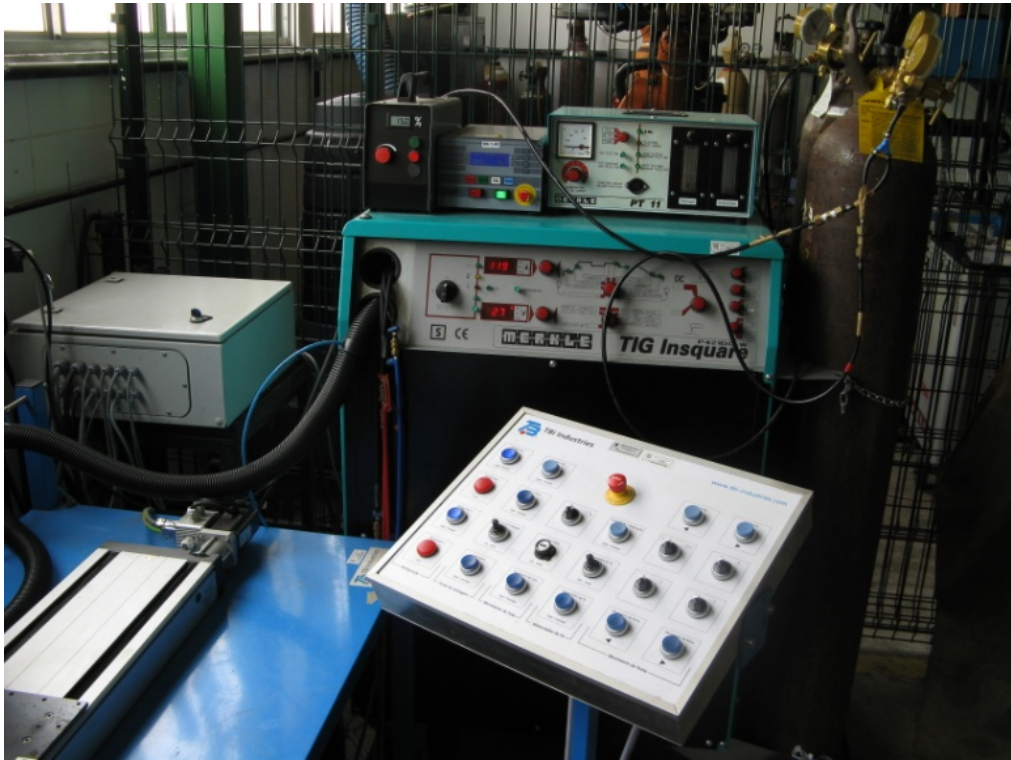
3.1.2 Equipamentos Utilizados

a) Equipamentos para soldagem

Segue descrição dos equipamentos e acessórios empregados durante as soldagens com suas respectivas características.

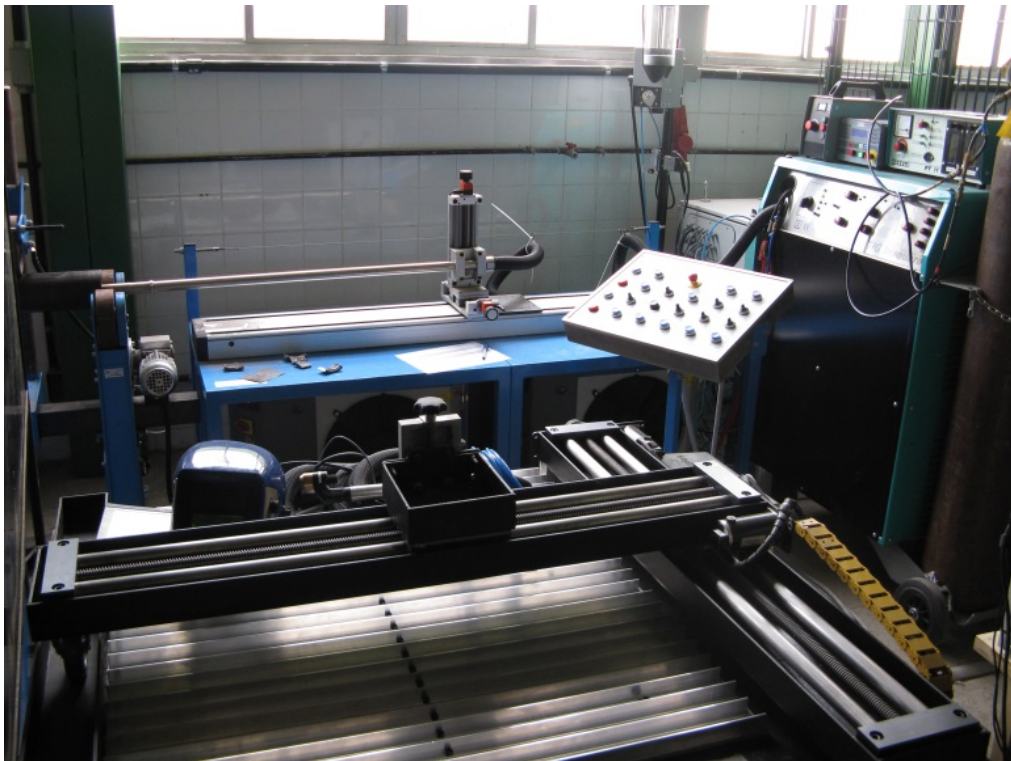
- Fonte de soldagem plasma pó com sistema de controle (Figura 18).
- Bancada integrada com deslocamento da tocha de soldagem e movimento giratório do tubo (Figura 19 e Figura 20).
- Sistema de aquisição de dados dos sinais de tensão e corrente operando em frequência de 9600 Hz.
- Alicata amperímetro para calibração do sistema de aquisição com precisão de (1,5% da leitura + 5x número de dígitos).
- Paquímetro digital.
- Balança digital.

Figura 18. Fontes de soldagem plasma pó com sistema de controle.



Fonte: Autoria própria.

Figura 19. Foto da bancada.



Fonte: Autoria própria.

Figura 20. Detalhamento da soldagem dos tubos.



Fonte: Autoria própria.

b) Equipamento para caracterização microestrutural

A seguir são listados os equipamentos utilizados para preparação dos corpos de provas soldados, para análises metalográficas:

- Serra de fita;
- Equipamento para corte metalográfico;
- Lixadeira rotativa e politriz;
- Equipamento para polimento eletrolítico;
- Soprador térmico;
- Máquina fotográfica digital;
- Microscópio óptico;
- Microscópio eletrônico de varredura (MEV) Phillips XL 30;
- Sistema de Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD);
- Difratômetro de raio-X Phillips.

c) Equipamento para análise das propriedades mecânicas

A seguir está listado o equipamento utilizado para realização de análise das propriedades mecânicas dos revestimentos soldados.

- Microdurômetro.

d) Equipamento para ensaio de corrosão

A seguir está listado o equipamento utilizado para realização do ensaio de corrosão por meio de banho-maria.

- Banho ultratermostático microprocessado com circulador (-20⁰C a 120⁰C)

3.2 Metodologia

A metodologia empregada neste trabalho foi dividida em seis etapas, conforme o fluxograma apresentado na Figura 21. A primeira etapa constou da realização de ensaios preliminares com o objetivo de encontrar uma faixa adequada de parâmetros de soldagem, além da necessidade em fixar alguns parâmetros como: Distância Bico Peça (DBP); vazões dos gases de arraste, plasma e de proteção, para poder dar sequência a etapa posterior. As metodologias das outras etapas são apresentadas a seguir.

Etapa 1 – Ensaio preliminares;

Etapa 2 – Ensaio definitivos com simples deposição;

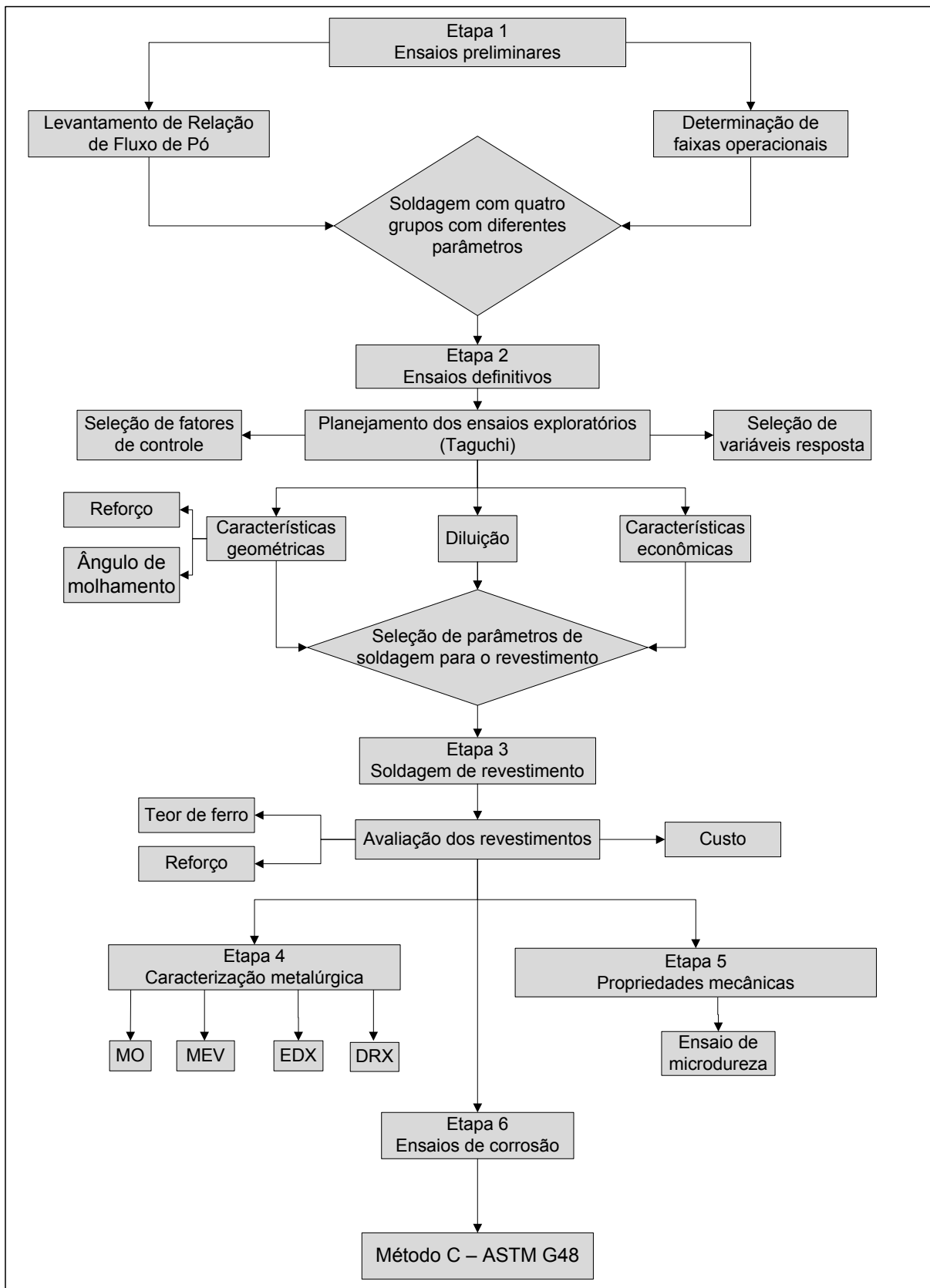
Etapa 3 - Soldagem de revestimentos com base nos parâmetros de soldagem obtidos na Etapa 2;

Etapa 4 – Caracterização metalúrgica dos corpos de prova revestidos;

Etapa 5 – Determinação das propriedades mecânicas dos corpos de prova revestidos;

Etapa 6 – Avaliação da resistência à corrosão dos corpos de prova revestidos.

Figura 21. Fluxograma das etapas desenvolvidas no trabalho.



Fonte: Autoria própria.

3.2.1 Etapa I – Metodologia dos ensaios preliminares

A realização dos ensaios preliminares se fez necessária para se obter informações acerca de parâmetros de soldagem do processo Plasma Pó, afim de realizar revestimentos com ligas de níquel em tubos. Esta etapa teve como objetivo explorar o processo para definir as condições iniciais de soldagem (fatores de controle), de modo a obter cordões com uma qualidade mínima aceitável para uma futura soldagem de revestimentos. Tais fatores de controle estabelecidos nesta etapa foram: velocidade (V_s) e corrente (I) de soldagem; Distância Bico Peça (DBP); vazões dos gases de arraste (GA), plasma (GPL) e proteção (GPR); Taxa de Alimentação de Pó (TAP); e Recuo do Eletrodo (RE).

Nesta etapa, todas as soldagens realizadas foram com simples deposição, utilizando como metal de adição na forma de pó a liga Inconel 625, e como metal de base foi utilizado tubos API 5L – Gr B com 4” de diâmetro. O gás de arraste, plasma e de proteção utilizado foi o argônio puro. Durante a realização das soldagens foi utilizado um sistema de aquisição dos sinais de tensão e de corrente em 12 bits e a uma taxa de 9,6 kHz. O tempo de aquisição de cada ensaio foi de 5 segundos. O início da aquisição dos dados de cada ensaio ocorreu no momento em que o arco estivesse estabilizado, aproximadamente 10 segundos após sua abertura.

Antes de iniciar qualquer tipo de exploração no que diz respeito às soldagens, foi verificada a necessidade de se fazer uma correlação entre a taxa de alimentação de pó ajustada no equipamento e a taxa real, uma vez que a ajustada no equipamento é dada em percentual (%), não tendo uma leitura direta no equipamento em termos de g/min, e para o desenvolvimento deste trabalho é necessário o emprego de uma taxa de alimentação de pó em g/min (taxa real). Desta maneira, foram realizados testes em vários níveis de vazão de pó combinados com diferentes vazões de gás de arraste, com intuito de verificar níveis adequados de fluxo de pó para determinadas vazões de gás de arraste, conforme Tabela 12.

Tabela 12. Medidas de vazão de gás de arraste (l/min) para diversas taxas de alimentação em %.

Vazão do Gás de Arraste (l/min)	2	3	4	5
Taxa de Alimentação (%)	10	10	10	10
	15	15	15	15
	20	20	20	20
	25	25	25	25
	30	30	30	30

Fonte: Autoria própria.

Os testes em questão destinam-se a quantificar a quantidade de pó em g/min através do ajuste da taxa de alimentação (%) para uma vazão de gás de arraste (l/min), ou seja, o equipamento é ligado sem realização de soldagens para que ocorra somente o fluxo de pó na vazão ajustada (%). O pó que sai nos orifícios da tocha de soldagem é recolhido para ser pesado em uma balança de precisão, fazendo assim uma correlação do fluxo de pó ajustado no equipamento em percentual com o fluxo de pó em termos de g/min. Esta quantificação foi realizada por um período de um minuto, se repetindo por três vezes. De acordo com a Tabela 12 para cada vazão de gás de arraste (l/min) foram ajustadas cinco diferentes taxas de alimentação (%). Através deste estudo de quantificação de pó em termos de g/min foi possível estabelecer também a faixa de vazão do gás de arraste.

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. Estes teste foram usados para fixar alguns outros parâmetros, como: Distância Bico Peça (DBP); vazões dos gases plasma e de proteção, recuo do eletrodo e taxa de alimentação de pó. Nestes testes iniciais, os cordões foram avaliados através de inspeção visual, e análise das características geométricas, levando em conta somente a Taxa de Alimentação de Pó (TAP).

Com isso, a faixa de parâmetros para a Taxa de Alimentação de Pó (TAP) foi definida a partir de diversas soldagens, sendo realizados 12 ensaios, variando-se a corrente de soldagem em dois níveis e a taxa de alimentação em seis níveis conforme parâmetros mostrados na Tabela 13. Foram analisadas as características

geométricas, diluição e ângulo de molhamento. Para realização destas soldagens foram mantidos constantes: velocidade de soldagem em 12 cm/min; recuo do eletrodo em 1 mm; DBP em 12 mm; vazão de gás de arraste, de plasma e de proteção em 4, 3 e 15 l/min, respectivamente.

Tabela 13. Parâmetros de soldagem para variação da taxa de alimentação de pó.

Ensaio	Corrente	Taxa de Alimentação (g/min)
1	100	13
2	100	16
3	100	19
4	100	22
5	100	25
6	100	28
7	160	13
8	160	16
9	160	19
10	160	22
11	160	25
12	160	28

Fonte: Autoria própria.

Com os resultados dos testes iniciais, foi realizado um estudo de quatro grupos de soldagens com três níveis de energias em cada grupo. Aplicou-se ainda para cada um destes grupos a variação da Técnica da Energia (TE), que consiste em dois tipos: Tipo I (variação da energia por meio da corrente de soldagem) e Tipo V (variação da energia por meio da velocidade de soldagem). A Tabela 14 mostra os parâmetros de soldagem para cada grupo. Este estudo foi realizado com intuito de escolher o melhor grupo de energias para uma posterior seleção de melhores parâmetros de soldagem de revestimentos.

Nestas soldagens foram mantidas constantes: as vazões de gás de plasma, arraste e proteção em 3, 4 e 15 l/min respectivamente, também foi mantido constante a DBP em 12 mm, a TAP em 22 g/min e RE em 1 mm.

Tabela 14. Parâmetros dos quatro grupos de soldagens.

Parâmetros							
Ensaio		1	2	3	4	5	6
Técnica da Energia		Tipo I			Tipo V		
Grupo I	I (A)	75	100	150	100	100	100
	Vs (cm/min)	9	9	9	6	9	12
	E (kJ/cm)	11,1	14,8	22,2	22,2	14,8	11,1
Grupo II	I (A)	85	110	155	110	110	110
	Vs (cm/min)	7	7	7	5	7	9
	E (kJ/cm)	16,3	20,9	29,5	29,3	20,9	16,3
Grupo III	I (A)	80	120	160	120	120	120
	Vs (cm/min)	8	8	8	6	8	12
	E (kJ/cm)	13,3	20	26,6	26,6	20	13,3
Grupo IV	I (A)	80	110	143	110	110	110
	Vs (cm/min)	8	8	8	6	8	11
	E (kJ/cm)	13,3	18,3	23,8	24,4	18,3	13,3

Fonte: Autoria própria.

Após as soldagens, os corpos de prova foram submetidos à preparação metalográfica para obtenção das características geométricas (reforço, largura e penetração) e dos valores de diluição para as condições avaliadas.

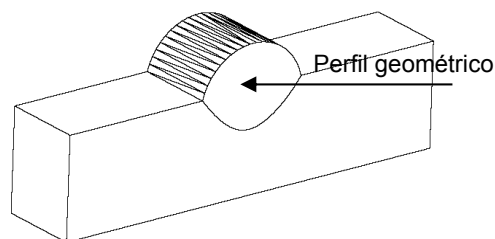
É importante destacar que para revestimento de tubos de aço com ligas de níquel (função principal deste trabalho), procura-se obter uma combinação de características geométricas, com alto reforço e alta largura, assim como menores valores de diluição, de preferência abaixo de 10 %.

A norma 10423 ISO (2003) especifica o percentual de ferro permitido nos revestimentos depositados por solda, onde este percentual pode ser enquadrado em duas categorias, são elas: FE 5 para teores de ferro (% em massa) igual ou

inferiores a 5 %; e FE 10 para teores de ferro superior a 5 % e igual ou inferior a 10 %. É importante destacar que as considerações desta norma são referente somente a liga Inconel 625, medidos a 3 mm da superfície do metal de base. Para a liga Hastelloy C-276 ainda não existe norma específica neste sentido

O comprimento total do cordão de solda foi da ordem de 70 mm. Para a análise metalográfica foram retiradas duas seções do corpo de prova, de 10 mm cada, no início e fim, descartando 15 mm em cada borda do cordão, a Figura 22 mostra o desenho esquemático do cordão extraído.

Figura 22: Desenho esquemático de extração das amostras



Fonte: Autoria própria.

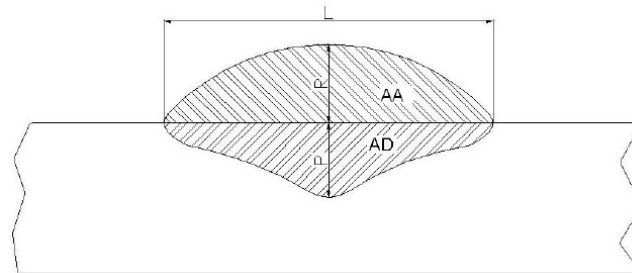
A preparação das amostras consistiu em um lixamento usando uma lixadeira rotativa com lixas de granulação de 80, 100, 220, 320, 400, 600 e 1200. A etapa de lixamento foi realizada pelo uso de uma politriz para polimento com pasta de diamante de 3 μm , seguido de um ataque químico com nital 2% e tempo de ataque de 20 s, para revelação do perfil geométrico do cordão de solda.

Para análise da geometria e diluição foi utilizado um programa de desenho por computador. Este programa consiste em realizar a medida da largura, reforço e penetração, a partir da foto de uma macrografia da amostra, com uma escala em milímetros servindo como referência para uso no programa de computador. A diluição (D) foi medida através da relação entre as áreas diluída e adicionada no metal de base (Equação 7) A Figura 23 mostra as características geométrica medidas (largura – L; reforço – R e penetração – P). A referida Figura mostra também a área adicionada (AA) e a área diluída (AD).

$$D = \frac{AD}{(AD + AA)} \times 100 (\%)$$

(Equação 7)

Figura 23: Representação esquemática das dimensões geométricas das seções transversais dos cordões de solda.



Fonte: Autoria própria.

3.2.2 Etapa II – Ensaios definitivos com simples deposição – Método Taguchi

Após os ensaios preliminares, foram definidas as condições de soldagem para realização dos ensaios definitivos com intuito de analisar a influência dos fatores de controle sobre a geometria e diluição do cordão de solda através de um programa de tratamento estatístico.

As soldagens realizadas nesta etapa foram também com simples deposição, similar a Etapa I, utilizando como metal de adição na forma de pó a liga Inconel 625, e como metal de base tubos API 5L – Gr B com 4” de diâmetro. O sistema de aquisição de sinais de tensão e corrente e o procedimento realizado para aquisição destes sinais foram os mesmos utilizado na Etapa I.

Esta etapa tem como objetivo definir as condições de soldagem (fatores de controle), que melhor favorecem as soldagens de revestimentos, tais como, comprimento do arco, vazão dos gases de plasma, arraste e proteção, velocidade de soldagem, fluxo de pó, níveis de corrente de soldagem, etc. Com os ajustes adequados das condições de soldagens, é possível conseguir uma maior produtividade aliada com a geometria e diluição (variáveis de respostas) adequadas para o cordão de solda, além de minimizar a ocorrência de defeitos e possibilitar uma adequada aplicação de revestimentos.

Para avaliar todas estas variáveis e suas interações com o mínimo de amostras possível foi empregada uma técnica de planejamento robusto, denominado de Método Taguchi.

O emprego do Método Taguchi foi adotado neste trabalho com intuito principal de se reduzir o número de ensaios realizados para avaliar um número elevado de fatores de controle e de seus níveis, e ainda garantir a análise estatística dos resultados ou o levantamento do efeito de cada fator de controle sobre as respostas analisadas.

Paralelo ao objetivo principal da aplicação do Método Taguchi, procurou-se identificar a melhor condição de ajuste de parâmetros que resultem em menores diluições e maiores reforços e larguras. Nestas situações foram realizados ensaios de confirmação.

Devido ao grande número de fatores de controle para explorar, foram utilizadas duas matrizes ortogonais, uma L9 e uma L18, a divisão dos fatores de controle em cada matriz foi realizada de modo a minimizar a possibilidade de ocorrer interação entre os fatores avaliados.

A matriz L9 foi utilizada para avaliar as vazões do Gás de Proteção (GPR) e Gás Plasma (GPL), o Tipo de Gás de proteção, e a Distância bico Peça (DBP). Todos os fatores de controle foram avaliados em três níveis, denominados 1, 2 e 3. A designação referente a cada nível pode ser visualizada na Tabela 15. Os outros fatores de controle foram mantidos constantes (energia em 24 kJ/cm, taxa de alimentação em 16 g/min, vazão do gás de arraste em 4 l/min e recuo do eletrodo em 1 mm). Os parâmetros de soldagem referente a planilha L9 podem ser visualizados na Tabela 16.

Baseado nos resultados obtidos após a soldagem da planilha L9 (Tabela 16) com aplicação do Método Taguchi, foram realizados ensaios complementares conforme Tabela 17.

Em relação ao gás utilizado, a inclusão de uma mistura de gás com um pouco de gás ativo (99,97% de argônio + 0,03 de óxido nítrico) foi realizada para verificar o possível efeito do gás ativo sobre a soldabilidade do metal de adição na superfície do substrato, conforme já realizado por outros autores (AGUIAR, 2010; MIRANDA, E. C. D., 2008; SILVA, 2010). O intuito é verificar possíveis benefícios nas características geométricas do cordão de solda.

Tabela 15 – Designação dos fatores de controle para a planilha L9 gerada pelo Método Taguchi

Nível	GPR (l/min)	Tipo de Gás	GPL (l/min)	DBP (mm)
1	10	Argônio	1	8
2	15	Argônio + 0,03% Óxido Nitroso	3	12
3	20	Argônio + 25% Hélio	5	16

Fonte: Autoria própria.

Os resultados referentes aos melhores níveis dos fatores de controle aplicados na matriz L9 foram utilizados na matriz L18 para análise dos demais fatores de controle.

A matriz L18 foi utilizada para avaliar o restante dos fatores de controle inerentes do PTA, como a Técnica da Energia (TE), Energia (E), Taxa de Alimentação de Pó (TAP), Vazão do Gás de Arraste (GAR) e Recuo do Eletrodo (RE). Todos os fatores de controle foram avaliados em três níveis, a exceção da técnica da energia que foi avaliada em dois níveis. A designação de cada nível pode ser visualizada na Tabela 18. Os outros fatores de controle foram mantidos constantes já com base nos resultados da matriz L9. O argônio foi utilizado como gás de proteção a uma vazão de 20 l/min, a vazão de gás plasma foi de 1 l/min e a distância bico peça foi de 16 mm. Os parâmetros de soldagem referentes a planilha L18 podem ser visualizados na Tabela 19.

Tabela 16 – Parâmetros de soldagem referente à planilha L9 gerada pelo Método Taguchi.

Ensaio	GPR (l/min)	Tipo de Gás	GPL (l/min)	DBP (mm)
1	1	1	1	1
2	1	2	2	2
3	1	3	3	3
4	2	1	2	3
5	2	2	3	1
6	2	3	1	2
7	3	1	3	2
8	3	2	1	3
9	3	3	2	1

Fonte: Método Taguchi.

Tabela 17. Parâmetros de soldagem referentes aos ensaios complementares da planilha L9 gerada pelo Método Taguchi.

Ensaio	GPR (l/min)	Tipo de Gás	GPL (l/min)	DBP (mm)
10	20	Argônio	1	16
11	20	Argônio	1	12

Fonte: Método taguchi.

Baseado nos resultados obtidos após a soldagem da planilha L18 (Tabela 19) com aplicação do Método Taguchi foram realizados ensaios complementares conforme Tabela 20.

Tabela 18 – Designação dos fatores de controle para a planilha L18 gerada pelo Método Taguchi

Nível	TE	E (kJ/cm)	TAP (g/min)	GAR (l/min)	RE (mm)
1	(TE I)	15,8	16	3	SR
2	(TE V)	18,3	19	4	1 mm
3	-	24,5	22	5	1,5 mm

Fonte: Autoria própria.

Tabela 19 – Parâmetros de soldagem referente à planilha L18 gerada pelo Método Taguchi.

Ensaio	TE	E (kJ/cm)	TAP (g/min)	GAR (l/min)	RE (mm)
1	1	1	1	1	1
2	1	1	2	2	2
3	1	1	3	3	3
4	1	2	1	1	2
5	1	2	2	2	3
6	1	2	3	3	1
7	1	3	1	2	1
8	1	3	2	3	2
9	1	3	3	1	3
10	2	1	1	3	3
11	2	1	2	1	1
12	2	1	3	2	2
13	2	2	1	2	3
14	2	2	2	3	1
15	2	2	3	1	2
16	2	3	1	3	2
17	2	3	2	1	3
18	2	3	3	2	1

Fonte: Método Taguchi.

Tabela 20 – Parâmetros de soldagem referentes aos ensaios complementares da planilha L18 gerada pelo Método Taguchi.

Ensaio	TE	E (kJ/cm)	TAP (g/min)	GAR (l/min)	RE (mm)
19	(TE I)	15,8	22	3	1,5
20	(TE I)	24,5	22	3	1,5
21	(TE I)	18,3	22	3	1,5
22	(TE I)	18,3	16	3	1,5

Fonte: Método Taguchi.

O procedimento metalográfico utilizado nesta etapa segue a mesma sequência descrita na Etapa 1 (ensaios preliminares). No entanto, diferente do realizado na fase anterior, a avaliação da influência dos fatores de controle sobre as variáveis de resposta foi realizada através de uma avaliação estatística empregando o Método Taguchi com uso de um programa de computador.

3.2.3 Etapa III – Soldagens de Revestimentos

a) Estudo de Sobreposição

Baseado nos melhores resultados encontrados nas etapas anteriores para aplicação de revestimentos, foi realizado um estudo de sobreposição entre os passes de soldagem, com intuito de minimizar o risco de ocorrência de defeitos entre os mesmos, e ainda possibilitar um bom acabamento superficial, obtendo uma adequada sobreposição de camadas, ou seja, buscando obter revestimentos de qualidade. Este estudo foi realizado com sobreposições de 10, 20, 33 e 50 %, sendo mantidos constantes os seguintes parâmetros: vazões de Gás Plasma (GPL), Gás de Proteção (GPR) e Gás de Arraste (GAR) em 1, 20 e 3 l/min, respectivamente; Distância Bico Peça (DBP) em 16 mm; Recuo do Eletrodo (RE) em 1,5 mm; e Energia (E) em 24,5 kJ/cm. A Taxa de Alimentação de Pó (TAP) foi selecionada inicialmente em 22 g/min, em seguida foram utilizadas também taxas de 19 e 16 g/min, respectivamente.

b) Soldagens de Revestimentos

Para a aplicação de revestimentos o melhor nível de energia encontrado nos resultados anteriores (24,5 kJ/cm) foi aumentado um pouco (30,1 kJ/cm) com intuito de produzir revestimentos com melhor distribuição de material, bom acabamento superficial e minimizar o risco de ocorrência de defeitos entre os passes. Além deste nível de energia, foram estabelecidos outros dois, um superior e outro inferior. Vale salientar que a alteração da energia ocorreu pela variação da corrente de soldagem (Tipo I), mantendo assim a velocidade de soldagem constante em 8 cm/min. Outro parâmetro que variou foi a Distância Bico Peça (DBP) em dois níveis. Os revestimentos soldados foram realizados utilizando a liga Inconel 625 e a liga Hastelloy C-276. Em relação aos outros parâmetros de soldagem foram mantidos constantes: vazões de Gás Plasma (GPL), Gás de Proteção (GPR) e Gás de Arraste (GAR) em 1, 20 e 3 l/min, respectivamente; Taxa de Alimentação de Pó (TAP) em 16 g/min; Distância Bico Peça (DBP) em 16 mm; Recuo do Eletrodo (RE) em 1,5 mm; e Energia (E) em 24,5 kJ/cm. Para um melhor entendimento do que foi comentado, a Tabela 21 mostra os parâmetros dos revestimentos realizados.

Tabela 21. Parâmetros para soldagem de revestimentos.

Ensaio	DBP (mm)	Liga	I (A)	U (V)	E(kJ/cm)
1	16	625	125	27	25,3
2	12	625	125	27	25,3
3	16	276	125	27	25,3
4	12	276	125	27	25,3
5	16	625	160	25,1	30,1
6	12	625	160	25,1	30,1
7	16	276	160	25,1	30,1
8	12	276	160	25,1	30,1
9	16	625	195	27	39,5
10	12	625	195	27	39,5
11	16	276	195	27	39,5
12	12	276	195	27	39,5

Fonte: Autoria própria.

c) Características econômicas dos revestimentos soldados

Ainda para esta etapa foi realizado um levantamento das características econômicas do metal adição, nas quais foram analisadas a Taxa de Fusão do pó (TF), Taxa de Deposição do pó (TD) e conseqüentemente a Eficiência de Deposição (ED). Estas informações são de fundamental importância para conseguir um melhor aproveitamento do processo de soldagem, uma vez que trata-se do uso de metais de adição de elevado valor de mercado.

Taxa de Fusão (TF), significa a quantidade de pó emitido pelo alimentador, que é calculada pela diferença de massa do pó dentro do alimentador antes e depois da soldagem de cada revestimento.

Taxa de deposição (TD) significa a quantidade de pó fundido que foi depositado no tubo, sendo calculada pela diferença de massa do tubo antes e depois da soldagem de cada revestimento.

Eficiência de deposição (ED) significa a relação entre a quantidade de material depositado e a quantidade de material fundido, conforme Equação 8;

$$ED = \frac{TD}{TF} \times 100 \quad [\%]$$

(Equação 8)

d) Custos associados à soldagem dos revestimentos

Para realização de uma estimativa dos cálculos referente aos custos associados ao revestimento, foi tomado como base um revestimento com comprimento equivalente a 180 mm e uma largura de 55 mm, e o preço comercial do quilo de pó em R\$ 132,00 para a liga Inconel 625 e R\$ 137,00 para a liga Hastelloy C-276.

3.2.4 Etapa IV – Caracterização Metalúrgica

Para caracterização metalúrgica, foram utilizadas técnicas para avaliar a macrografia e a micrografia dos revestimentos soldados. As técnicas de análise utilizadas, bem como seus procedimentos são descritas a seguir.

a) Preparação das amostras

Para avaliar a macrografia e micrografia dos revestimentos foi retirado do centro de cada revestimento soldado um corpo de prova, e a análise foi feita ao longo de sua seção transversal com largura de 10 mm.

A preparação destas amostras para análise da macrografia dos revestimentos, seguiu o mesmo procedimento descrito nas etapas anteriores, lixamento até a lixa com granulometria de 1200, seguido de polimento mecânico com pasta de diamante de 3 μm . Após o polimento, para avaliar a macrografia dos revestimentos, foi necessário um ataque químico por imersão utilizando como reagente o Nital com concentração de 5%, para revelação do metal de base, com intuito de destacar o metal de solda. Já para avaliar a microestrutura dos revestimentos, as amostras foram preparadas conforme preparação para macrografia, seguido de um polimento mecânico com pasta de diamante de 3, 1 e 1/4 μm . Para analisar a micrografia dos revestimentos soldados foi necessário revelar tanto o metal de solda como o metal de base. Para revelar o metal de base foi utilizado o mesmo ataque realizado para análise da macrografia, ou seja, ataque químico por imersão com o reagente Nital 5%. Já para revelar o metal de solda foi realizado um ataque eletrolítico utilizando uma solução contendo 10% de ácido crômico diluído em água deionizada (% em peso).

b) Microscopia Ótica e Eletrônica

Para realização da caracterização microestrutural por microscopia ótica (MO) foi utilizado um microscópio metalográfico com um sistema de aquisição de imagem. Já para realizar a caracterização microestrutural por microscopia eletrônica de varredura (MEV) foi feito o uso de um microscópio Phillips XL30 acoplado com sistema de análise de energia dispersiva de raio-X e sistema de difração de elétrons retroespalhados (elétrons back-scattering diffraction – EBSD).

c) Difração de Raios-X

As amostras para realização dos ensaios de difração de raios-X foram retiradas dos revestimentos soldados nas dimensões de aproximadamente 10 mm x 20 mm. Somente a seção do metal de solda foi utilizada, ou seja, todo o material de base foi retirado, ficando somente a liga de níquel. Ambos os lados da amostra passaram por uma etapa de remoção de quaisquer impurezas por meio de lixamento. Após preparação destas amostras, as mesmas foram submetidas a um processo eletroquímico para extração de precipitados do metal de solda através da dissolução da matriz. Este processo eletroquímico ocorreu usando com eletrólito uma solução alcoólica com 10% de ácido clorídrico e uma densidade de corrente de 0,1 A/cm², conforme a norma ASTM E963-00 (ASTM, 2000).

Após a extração dos precipitados, os mesmos foram submetidos a medidas de difração por meio do uso de um difratômetro Phillips X'Pert. A aquisição dos dados foi feita pelo pacote de softwares pertencentes ao equipamento (X'Pert Data Collector, X'Pert Graphics and Identify e X'Pert Organizer). Os parâmetros utilizados para as medidas foram: tubo de cobalto (Co), intervalo de varredura entre os ângulos 20° e 120°, passo de 0,02° e tempo por passo 3s.

Com os resultados por meio do ensaio de difração, os mesmos passaram por processo de tratamento. Para tratar estes dados e identificar a posição angular exata dos picos da matriz, bem como dos precipitados foi utilizado o programa X'pert High Score Phillips. A base de dados utilizada para determinar os picos das fases foram os bancos de dados do ICDD (International Center for Diffraction Data).

3.2.5 Etapa V – Propriedades Mecânicas

Para avaliação das propriedades mecânicas dos revestimentos soldados foi utilizado o ensaio de microdureza Vickers. A análise consistiu em varreduras verticais no primeiro e último cordão de cada revestimento. Estas varreduras se iniciaram no topo do revestimento, atravessando todo o metal de solda, a Zona Afetada pelo Calor (ZAC) e se estendendo até o metal de base. A carga aplicada foi de 0,981 N (100 gf) por um tempo de impressão de 15 segundos, conforme recomendado pela norma ASTM E 384-99 (ASTM, 2002).

3.2.6 Etapa VI – Resistência à Corrosão

A resistência à corrosão dos revestimentos soldados foi avaliada por meio de ensaio para a determinação da temperatura crítica de pite (TCP) segundo o método C da norma ASTM G 48 – 03 (ASTM, 2009). Foram retiradas três amostras de cada revestimento soldado nas dimensões de 20 mm x 40 mm com espessura variada, sendo duas amostras para serem submetidas ao ensaio e uma amostra para ficar como reserva. A temperatura inicial dos ensaios foi de 45°C e as subsequentes foram acrescidas de 5°C até atingir a TCP

Após cada ensaio as amostras foram lavadas, escovadas e pesadas e depois observadas num estereomicroscópio para avaliação visual sobre a formação de pites, além desta avaliação foi levado em conta a perda de massa que não pode ser superior a 0,0001 g/cm².

CAPITULO IV

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

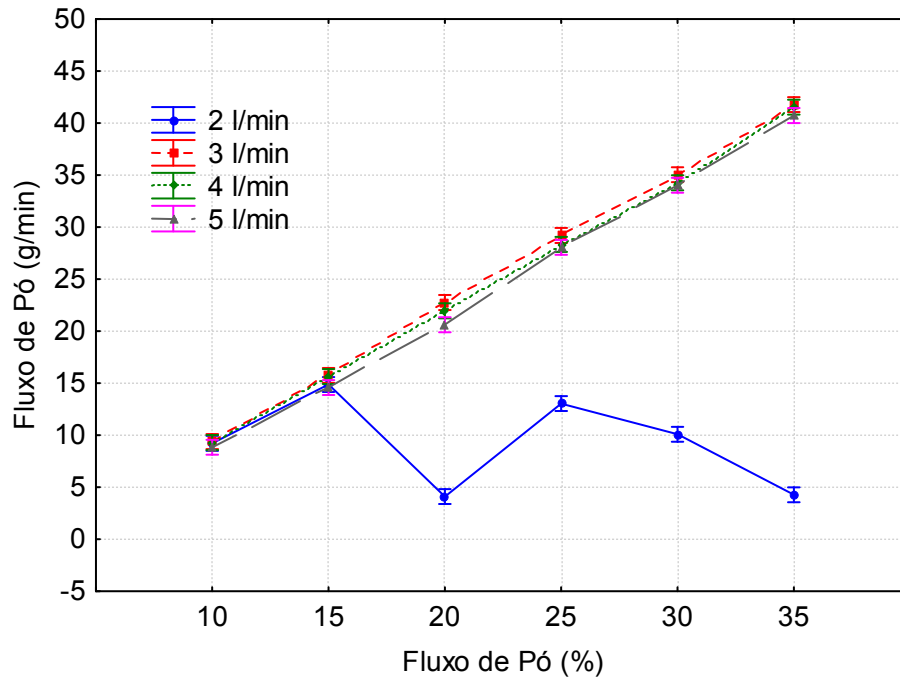
4.1 Etapa I – Ensaio Preliminares

A quantificação da taxa de alimentação em g/min pode ser visualizada na Figura 24. Através desta figura é possível observar que para a menor vazão do gás de arraste (2 l/min) o transporte correto de pó foi possível até a taxa de 15 %, a partir daí observa-se uma variação inconstante de fluxo de pó, resultado este que pode ser explicado pelo fato de estar sendo usado um baixo nível de vazão de gás de arraste, ou seja, vazão esta que não apresenta gás suficiente para realizar o transporte do pó na quantidade correspondente a ajustada no equipamento. Pode-se observar ainda por esta figura que para as demais vazões analisadas, ocorre um comportamento similar independente da vazão de pó ajustada no equipamento, ou seja, a taxa de alimentação de pó ajustada no equipamento em percentual correspondeu com a taxa de alimentação de pó medida em g/min na saída da tocha de soldagem.

Este estudo, além de correlacionar uma taxa de alimentação de pó em g/min foi possível extrair um outro resultado bastante relevante para este trabalho, onde foi possível estabelecer a faixa de parâmetros para vazão do gás de arraste, em 3, 4 e 5 l/min por apresentarem um comportamento adequado para o transporte do pó, sendo esta faixa utilizada inicialmente neste trabalho para seleção dos melhores parâmetros para soldagens de revestimentos.

Em seguida, foi realizada uma exploração geral de soldagens com intuito de selecionar uma faixa operacional de parâmetros para os demais fatores de controle estudados neste trabalho, como: Corrente (I) e Velocidade de Soldagem (V_s), Distância Bico Peça (DBP), Gás Plasma (GPL), Gás de Proteção (GPR), Recuo do Eletrodo (RE). Esta faixa operacional foi definida em três níveis, sendo eles: limites superior, inferior e intermediário. Estes limites foram baseados na obtenção de cordões em condições mínimas de soldagem para uma futura aplicação de revestimentos.

Figura 24. Efeito da vazão do gás de arraste sobre o fluxo de pó.



Fonte: Autoria própria.

Em relação a corrente de soldagem, foi possível observar que para valores menores que 75 A, não foi possível obter coalescência adequada entre o metal de adição e o substrato, já para correntes superiores a 160 A o nível de diluição obtido foi alto demais (superior a 20%), tornando inviável para aplicação de revestimentos. Em relação à velocidade de soldagem, valores inferiores a 6 cm/min acarretam em deposição muito grande de material no mesmo local, resultando em um reforço excessivo, convexidade elevada, além de dificultar a fusão do substrato (mesmo com correntes elevadas). Já velocidades de soldagens superiores a 12 cm/min resultaram em cordões de solda com interrupções ao longo de seu comprimento. Desta maneira, para este trabalho foi especificada uma faixa inicial para a corrente de soldagem de 75 a 160 A e para velocidade de soldagem de 6 a 12 cm/min.

Em relação a DBP, verificou-se que níveis menores do que 8 mm acarretaria em diluições muito altas, devido ao menor comprimento de arco. Arcos menores resultaram em um maior aporte térmico na poça de fusão. Para níveis maiores que 16 mm, obteve-se um comprimento excessivo do arco,

Capítulo IV – Resultados e Discussão

dificultando sua abertura e reduzindo de maneira excessiva o aporte térmico na poça de fusão.

Para a vazão do Gás Plasma (GPL), foi escolhido o nível mínimo ajustado no equipamento de 1 l/min e como nível máximo foi escolhido o maior valor encontrado na literatura, no qual, foi estabelecido a vazão de 5 l/min, com isso o nível intermediário ficou em 3 l/min. Quanto ao Gás de Proteção (GPR), o nível mínimo foi estabelecido em 10 l/min, pois valores menores que este apresentaram uma proteção insuficiente para os níveis de DBP definidos para estudo inicial deste trabalho. Para o nível superior do GPR foi limitado em 20 l/min, pois valores maiores que este apresentaram uma proteção excessiva, fixando assim em 15 l/min o nível intermediário para GPR. Em relação ao Recuo do Eletrodo (RE), o nível mínimo foi estabelecido na condição sem recuo, o nível máximo foi de 1,5 mm, e o nível intermediário ficou estabelecido em 1 mm. Sendo assim a faixa operacional destes fatores de controle foi definida conforme Tabela 22.

Tabela 22 – Faixa operacional de parâmetros de soldagem.

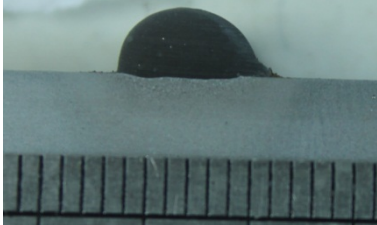
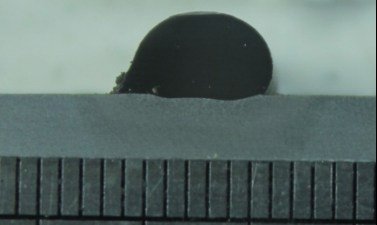
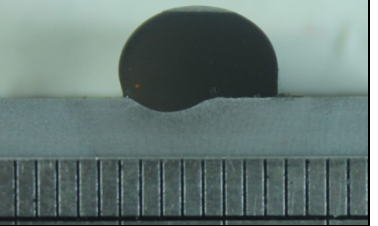
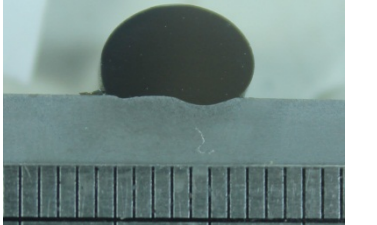
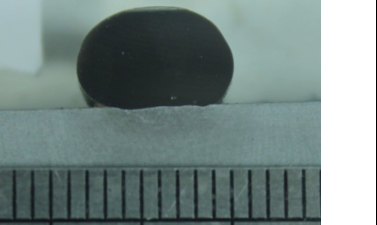
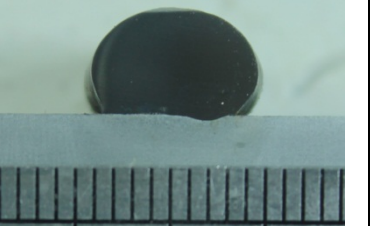
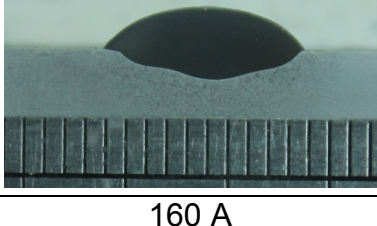
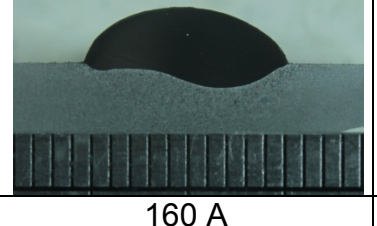
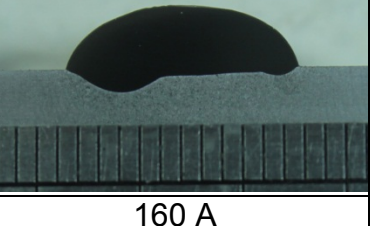
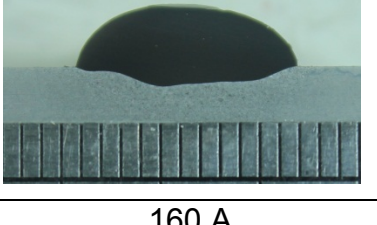
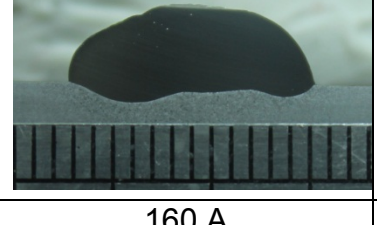
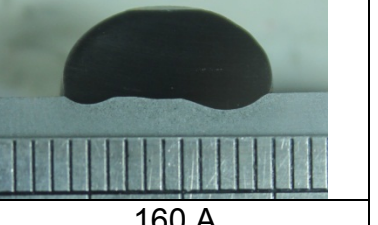
Nível	DBP (mm)	GPL (l/min)	GPR (l/min)	RE (mm)
1	8	1	10	Sem Recuo
2	12	3	15	1
3	16	5	20	1,5

Fonte: Autoria própria.

A Tabela 23 mostra a seção transversal dos corpos de provas soldados. Por esta tabela, é possível observar um maior reforço e um baixo nível de diluição para os corpos de provas soldados com corrente de 100 A comparados com os ensaios realizados a 160 A. As seções transversais dos corpos de prova soldados com a corrente de 160 A apresentaram maior largura e menor ângulo de molhamento. Pode-se observar ainda, que o aumento da TAP resultou em cordões com maiores reforços e larguras.

Capítulo IV – Resultados e Discussão

Tabela 23. Seção transversal das amostras soldadas, onde: Vs = 12 cm/min; DPB = 12 mm; RE = 1 mm; GAR = 4 l/min; GPL = 3 l/min e GPR = 15 l/min.

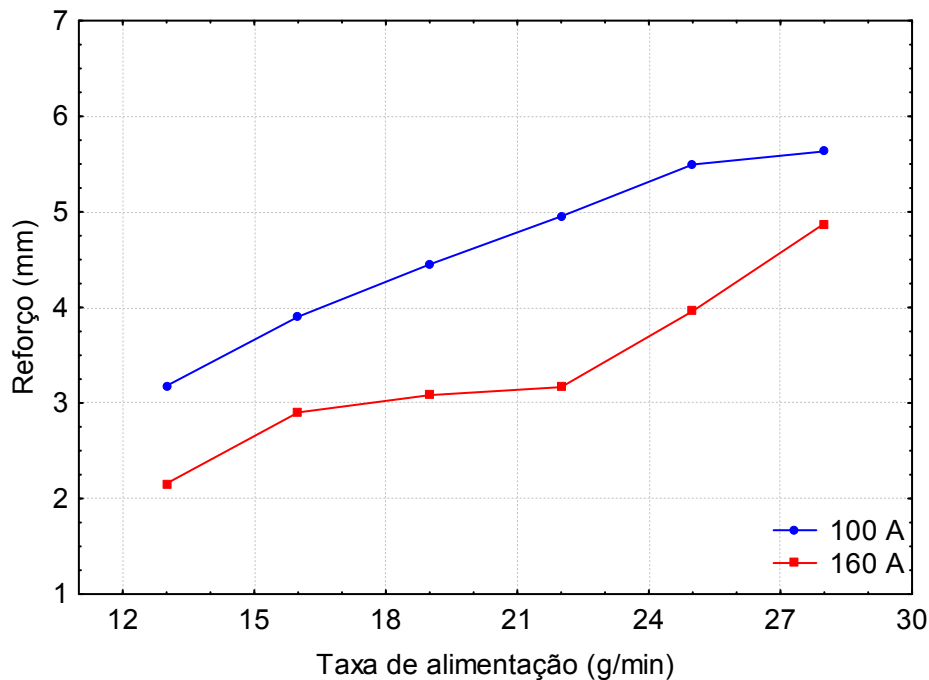
		
100 A	100 A	100 A
13 g/min	16 g/min	19 g/min
		
100 A	100 A	100 A
22 g/min	25 g/min	28 g/min
		
160 A	160 A	160 A
13 g/min	16 g/min	19 g/min
		
160 A	160 A	160 A
22 g/min	25 g/min	28 g/min

Fonte: Autoria própria.

A Figura 25, Figura 26, Figura 27 e Figura 28 mostram a influência da Taxa de Alimentação de Pó sobre o Reforço, Largura, Ângulo de Molhamento e Diluição, respectivamente.

Por intermédio da Figura 25 é possível observar um aumento do reforço com o aumento da taxa de alimentação de pó, independentemente do nível de corrente utilizado. Para aplicação de revestimento pode-se considerar bons níveis de reforço a partir da taxa de alimentação de 16 g/min.

Figura 25. Influência da Taxa de Alimentação sobre o Reforço do cordão de solda, onde: $V_s = 12$ cm/min; $DPB = 12$ mm; $RE = 1$ mm; $GAR = 4$ l/min; $GPL = 3$ l/min e $GPR = 15$ l/min.



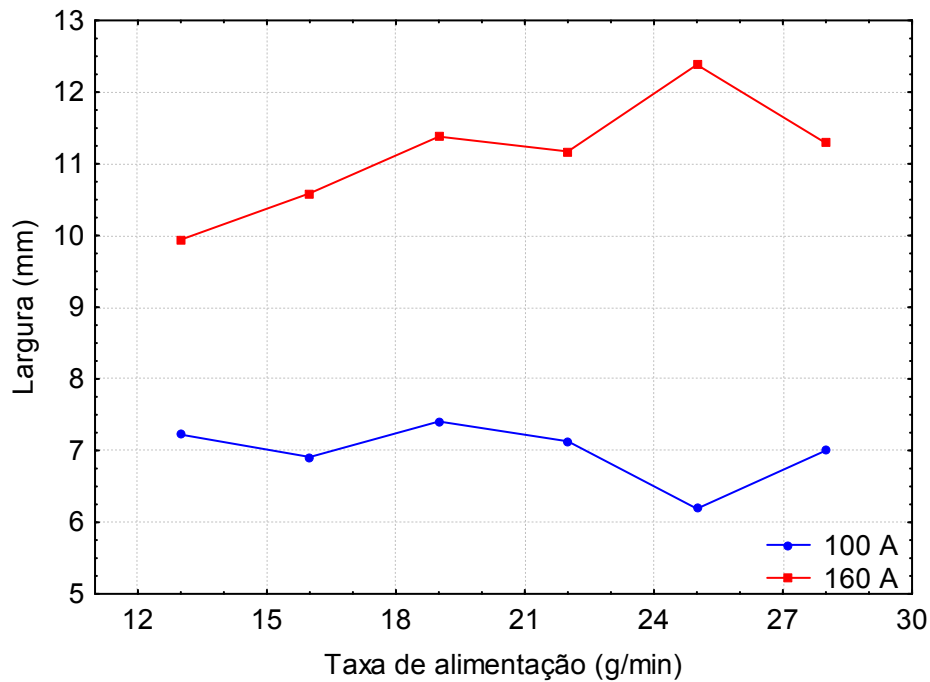
Fonte: Autoria própria.

Na Figura 26 verifica-se um comportamento similar sem grandes variações da largura com o aumento da TAP independentemente do nível de corrente, sendo que para o nível mais alto de corrente têm-se maiores larguras. Quanto maior a largura, menor o número de passes para soldagem de revestimento.

Pela Figura 27 verifica-se que o ângulo de molhamento tende a aumentar com o aumento da taxa de alimentação, para ambos os níveis de corrente, porém para a corrente de 100 A, os melhores ângulos de molhamento se dão para as taxa de alimentação de 13, 16 e 19 g/min, já a corrente de 160 A apresenta bons ângulos de molhamento para todas as taxas de alimentação, ou seja, baixa convexidade do cordão de solda, o que é benéfico para soldagem de revestimentos, uma vez que minimiza o risco de defeitos entre os passes de cordão de solda durante as soldagens dos revestimentos.

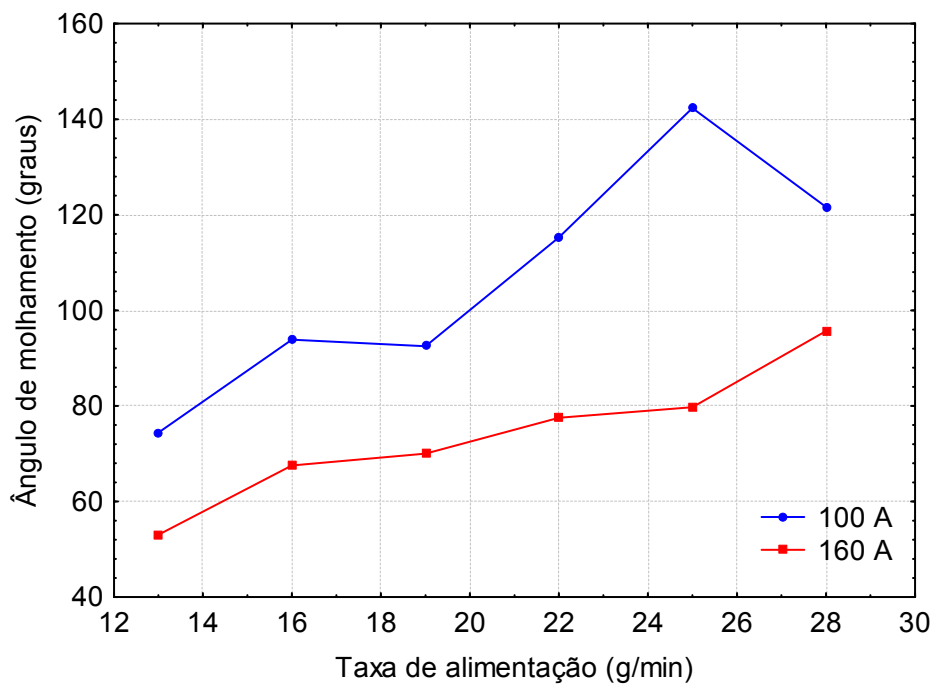
Capítulo IV – Resultados e Discussão

Figura 26. Influência da Taxa de Alimentação sobre a Largura do cordão de solda, onde: $V_s = 12$ cm/min; $DPB = 12$ mm; $RE = 1$ mm; $GAR = 4$ l/min; $GPL = 3$ l/min e $GPR = 15$ l/min.



Fonte: Autoria própria.

Figura 27. Influência da Taxa de Alimentação sobre o Ângulo de Molhamento do cordão de solda, onde: $V_s = 12$ cm/min; $DPB = 12$ mm; $RE = 1$ mm; $GAR = 4$ l/min; $GPL = 3$ l/min e $GPR = 15$ l/min.



Fonte: Autoria própria.

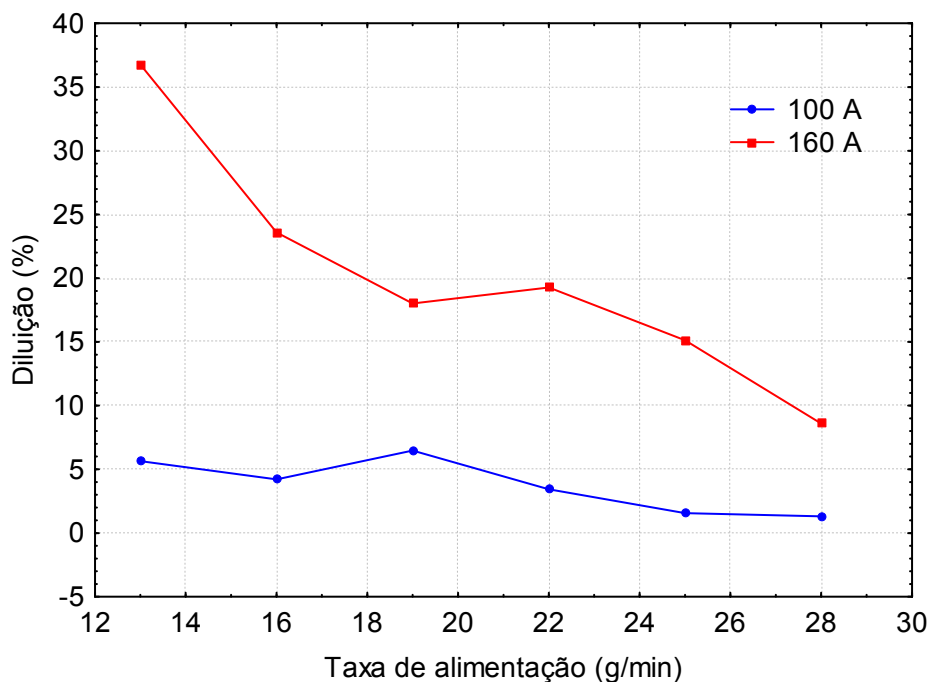
Capítulo IV – Resultados e Discussão

A Figura 28 mostra que o aumento da taxa de alimentação reduz o nível de diluição para a corrente de 160 A, já a corrente de 100 A apresenta baixos níveis de diluição sem grandes alterações com a mudança da taxa de alimentação.

De uma forma geral, pode-se verificar que as taxas de alimentação de 16, 19 e 22 g/min reúnem características adequadas para uma futura aplicação de revestimentos.

Com base nos resultados anteriores, foi realizado um estudo de quatro grupos de soldagens aplicando a Técnica da Energia (TE). Em cada grupo, foram ajustadas três níveis de energias (Tabela 14). Este estudo foi realizado com intuito de escolher o melhor grupo de energias para uma posterior seleção dos melhores parâmetros de soldagem de revestimentos.

Figura 28. Influência da Taxa de Alimentação sobre a Diluição do cordão de solda, onde: $V_s = 12$ cm/min; $DPB = 12$ mm; $RE = 1$ mm; $GAR = 4$ l/min; $GPL = 3$ l/min e $GPR = 15$ l/min.



Fonte: Autoria própria.

Capítulo IV – Resultados e Discussão

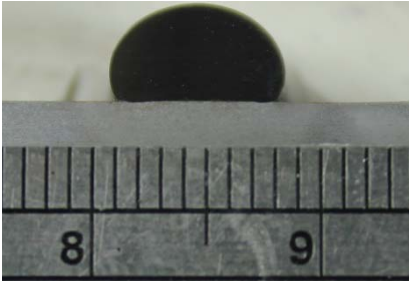
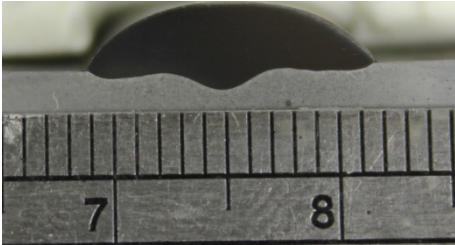
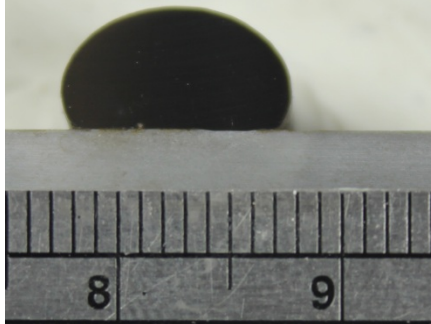
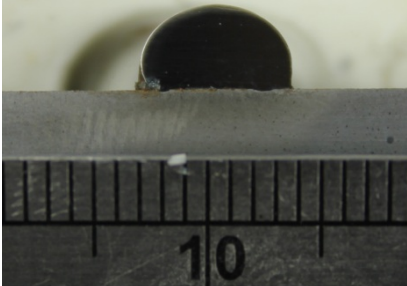
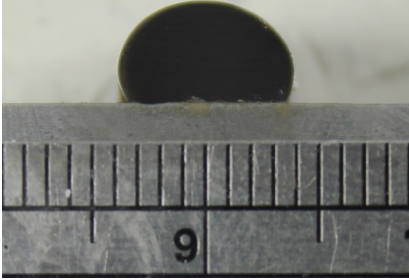

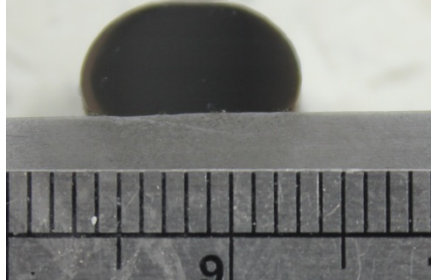
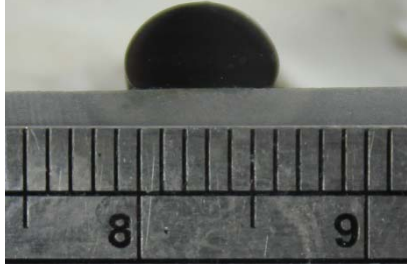
As tabelas Tabela 24, Tabela 25, Tabela 26 e Tabela 27 mostram as seções transversais dos corpos de provas soldados, no início e final de cada cordão de solda, e seus respectivos parâmetros de soldagens, assim como os resultados de reforço, largura e diluição. Para os quatro grupos de soldagens os resultados das condições 1 e 5 não são apresentados, uma vez que o cordão de solda da condição 1 de cada grupo destacou, impossibilitando sua análise de geometria. Já o motivo da exclusão da condição 5 é que esta é uma repetição da condição 2, ou seja, seus resultados já estão sendo apresentados.

O destacamento do cordão de solda do ensaio 1 de cada grupo está relacionado a baixa corrente de soldagem utilizada, corrente esta que não permitiu a mínima fusão do metal de base.

Em todas as outras condições foi possível obter coalescência com o metal de base. Estas condições apresentaram níveis de diluição menores que 5 % em todos os grupos, com exceção do ensaio 3, que apresentou níveis que variaram de 10 a 15 %, resultado este que pode ser justificado pelo alto nível de corrente de soldagem utilizado.

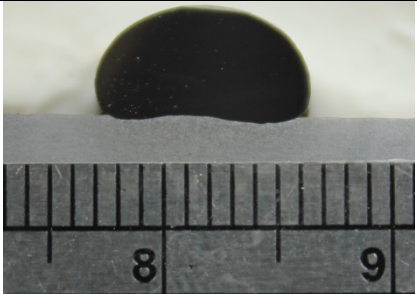
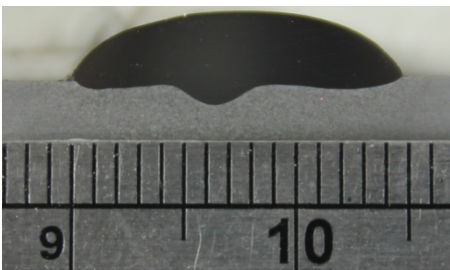

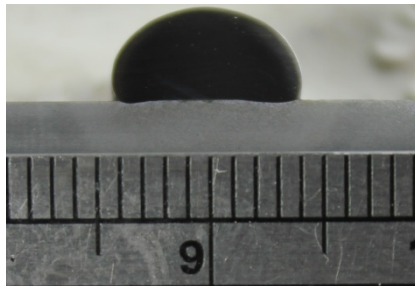
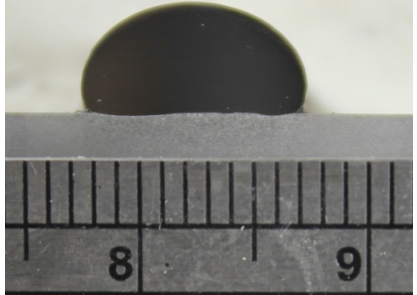

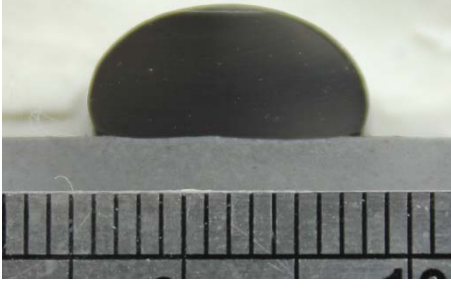
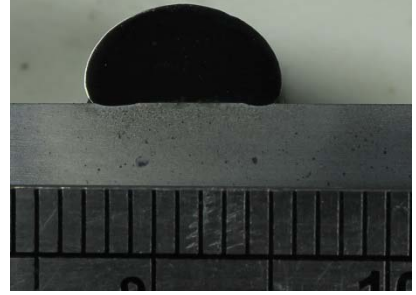
De uma maneira geral, dentre os quatro grupos de soldagens, o grupo IV foi o que apresentou um melhor conjunto de características para estudo de revestimentos. Neste grupo foi possível observar menores níveis de diluição e um maior molhamento do cordão de solda, condições estas necessárias para uma boa aplicação de camadas de revestimentos.

Tabela 24. Resultados de Macrografia, geometria e diluição do Grupo I.

		Grupo I			
		2	3	4	6
Resultado	Início				
	Final				
Resultado	R (mm)	4,38	2,94	5,37	3,77
	L (mm)	6,91	12,95	8,78	6,01
	D (%)	0,72	14,13	0,98	0,66
I (A)		100	150	100	100
Vs (cm/min)		9	9	6	12
E (kJ/cm)		14,8	22,2	22,2	11,1

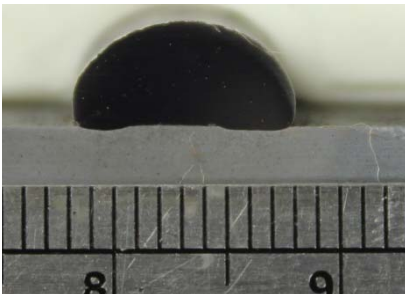


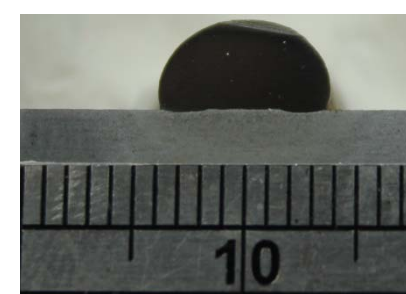

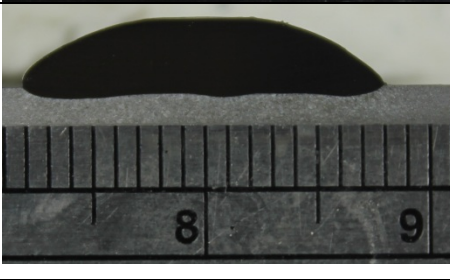

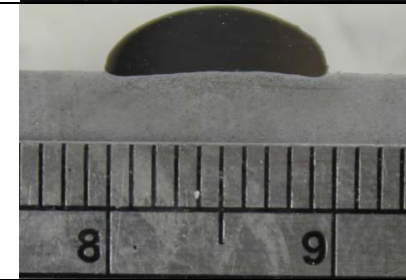
Fonte: Autoria própria.

Tabela 25. Resultados de Macrografia, geometria e diluição do Grupo II.

		Grupo II			
		2	3	4	6
Resultados	Início				
	Final				
Resultados	R (mm)	4,84	3,24	5,88	4,13
	L (mm)	8,82	15,38	10,92	7,82
	D (%)	2,61	15,23	1,98	1,88
I (A)		110	155	110	110
Vs (cm/min)		7	7	5	9
E (kJ/cm)		20,9	29,3	29,3	16,3


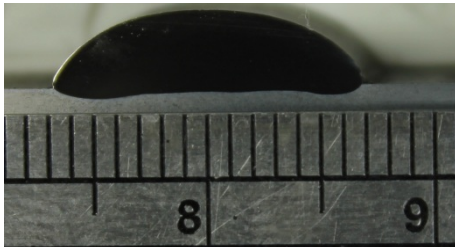

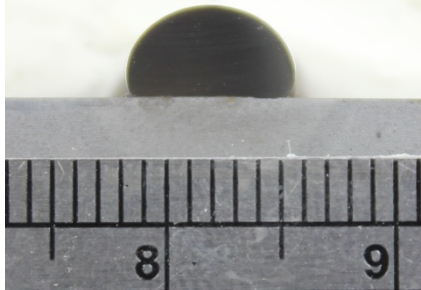

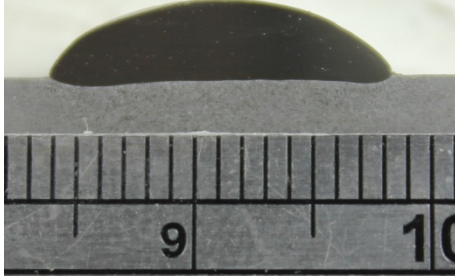
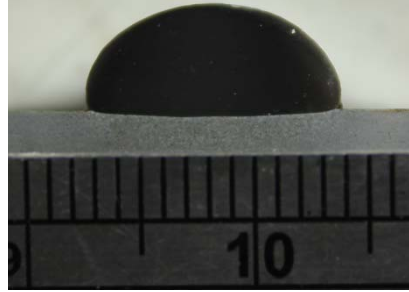
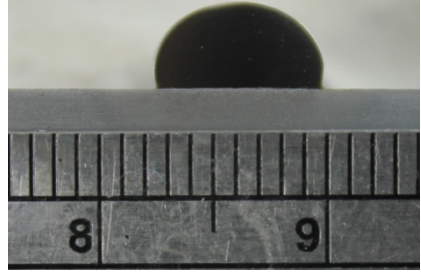
Fonte: Autoria própria.

Tabela 26. Resultados de Macrografia, geometria e diluição do Grupo III.

		Grupo III			
		2	3	4	6
Resultados	Início				
	Final				
	R (mm)	4,63	3,07	4,87	3,49
	L (mm)	9,06	14,78	10,52	8,59
	D (%)	2,79	15,98	3,64	2,36
	I (A)	120	160	120	120
	Vs (cm/min)	8	8	6	12
	E (kJ/cm)	20	26,6	26,6	13,3

Fonte: Autoria própria.

Tabela 27. Resultados de Macrografia, geometria e diluição do Grupo IV.

		Grupo IV			
		2	3	4	6
Resultados	Início				
	Final				
	R (mm)	4,84	3,33	4,70	3,87
	L (mm)	9,07	14,11	10,75	7,02
	D (%)	1,77	10,09	4,48	0,37
	I (A)	110	143	110	110
	Vs (cm/min)	8	8	6	11
	E (kJ/cm)	18,3	23,8	24,4	13,3

Fonte: Autoria própria.

4.2 Etapa II – Ensaio definitivos com simples deposição – Método Taguchi

O Método Taguchi foi empregado principalmente para garantir a exploração de um maior número de parâmetros e seus níveis empregando menor número de experimentos. Adicionalmente, o Taguchi permitirá a utilização da análise de variância e da estimação do efeito de cada parâmetro sobre a resposta analisada.

Devido ao grande número de fatores de controle para explorar, foram utilizadas duas matrizes ortogonais, uma L9 (Tabela 16) e uma L18 (Tabela 19). A divisão dos fatores de controle em cada matriz foi realizada de modo a minimizar a possibilidade de ocorrer interação entre os fatores avaliados. Os resultados mostrados a seguir estão separados para cada matriz.

4.2.1 Método Taguchi – Matriz L9

Para a realização dos ensaios utilizando o Método Taguchi, os fatores de controle foram designados conforme mostra a Tabela 15 e os resultados obtidos após realização das soldagens são mostrados na Tabela 28, onde é possível destacar a condição oito, a qual apresenta níveis de diluição inferiores a 5%.

Após a obtenção dos resultados referentes às soldagens, foi realizado um tratamento estatístico baseado no Método de Taguchi na condição de quanto menor melhor no que se refere a diluição, com isso foi extraído o nível de significância “ α ” dos fatores de controle sobre a diluição (Tabela 29). Por esta tabela, pode ser observado que o gás de proteção e a DBP não afetaram de forma significativa nenhuma das variáveis de respostas analisadas levando em consideração o nível de significância “ α ” bastante rigoroso de 5 %, porém é importante destacar que levar em consideração um nível de significância “ α ” de 6,5% e até mesmo 10,0% não afetaria a qualidade dos resultados. Desta maneira, todos os fatores de controle analisados afetam de forma significativa a diluição do cordão de solda. No entanto, a avaliação dos resultados será feita considerando-se $\alpha = 5 \%$.

Capítulo IV – Resultados e Discussão

Tabela 28. Resultados dos ensaios da matriz L9 utilizando o Método Taguchi.

Ensaio	GPR (l/min)	Tipo de Gás	GPL (l/min)	DBP (mm)	Posição	Largura	Reforço	Diluição
1	10	Ar	1	8	Início	5,08	5,15	5,94
					Final	5,40	5,18	6,76
2	10	Ar+No	3	12	Início	5,94	4,64	8,31
					Final	6,08	4,47	10,41
3	10	Ar+He	5	16	Início	7,12	4,36	12,64
					Final	7,41	4,37	13,34
4	15	Ar	3	16	Início	5,17	4,60	8,85
					Final	7,26	4,22	9,70
5	15	Ar+No	5	8	Início	5,30	4,62	11,70
					Final	5,42	4,34	11,98
6	15	Ar+He	1	12	Início	6,22	4,27	11,69
					Final	6,46	4,30	7,99
7	20	Ar	5	12	Início	5,49	4,65	10,47
					Final	5,42	4,61	9,99
8	20	Ar+No	1	16	Início	7,72	4,09	4,51
					Final	8,29	2,86	4,83
9	20	Ar+He	3	8	Início	5,02	4,38	10,46
					Final	5,37	4,79	13,73

Fonte: Autoria própria

Tabela 29. Influência dos fatores de controle sobre a diluição, em função do nível de significância “ α ” referente aos fatores de controle analisados na matriz L9.

Fatores de Controle	Diluição (α)
Vazão de Gás de Proteção	0,065
Tipo de Gás	0,002
Vazão de Gás Plasma	0,000
DBP	0,097

Fonte: Autoria própria

a) Validação do Método Taguchi – Matriz L9

Após aplicação do Método Taguchi, os resultados obtidos quanto à diluição na condição de quanto menor melhor são mostrados na Figura 29. Por meio desta figura é possível identificar a melhor condição estabelecida pelo Método Taguchi considerando baixa diluição. Onde observa-se que o tipo de Gás de Proteção e a vazão de Gás Plasma (GPL) foram os únicos que afetaram o nível de diluição de forma significativa estatisticamente ($\alpha = 5\%$). Em relação ao tipo de gás,

o argônio (Nível 1) e a mistura de “argônio + óxido nitroso” (Nível 2) apresentaram comportamento semelhantes em relação a redução da diluição. Observa-se ainda menores níveis de diluição com a redução da vazão de gás plasma (GPL), onde a menor vazão de GPL (nível 1) apresenta a menor diluição. Ainda por esta figura, é possível observar que o maior nível da vazão do Gás de Proteção (GPR) tendeu a diminuir o nível de diluição. Em relação a DBP a diluição tendeu a diminuir com o seu aumento, apresentando a melhor condição para o nível 3. Contudo o Método Taguchi indicou a condição 3-2-1-3 (Figura 29) para obtenção de menores níveis de diluição.

Esta escolha é realizada por meio dos maiores valores obtidos pela resposta do Taguchi [$\text{Eta} = -10\log(\text{diluição})^2$]. As condições escolhidas são mostradas na Tabela 30. A condição escolhida pelo método Taguchi relacionado à diluição, foi a condição 8, condição esta que não precisou ser repetida, pois se trata da condição 8 na matriz L9 (Tabela 16). De qualquer forma, por meio do Taguchi foi possível identificar outras condições adequadas baseado na interpretação do gráfico da Figura 29.

Pela Figura 29, para se obter a menor diluição, deve-se selecionar o nível de cada fator que produza o maior valor de Eta da diluição ($\text{Eta} = -10\log(\text{diluição})^2$). Logo, deve-se selecionar o nível “3” do Gás de Proteção (20 l/min), o nível “2” do Tipo de Gás (99,97% argônio + 0,03 óxido nítrico), o nível “1” do Gás Plasma (1 l/min) e o nível “3” da DBP (16 mm), conforme descrito acima.

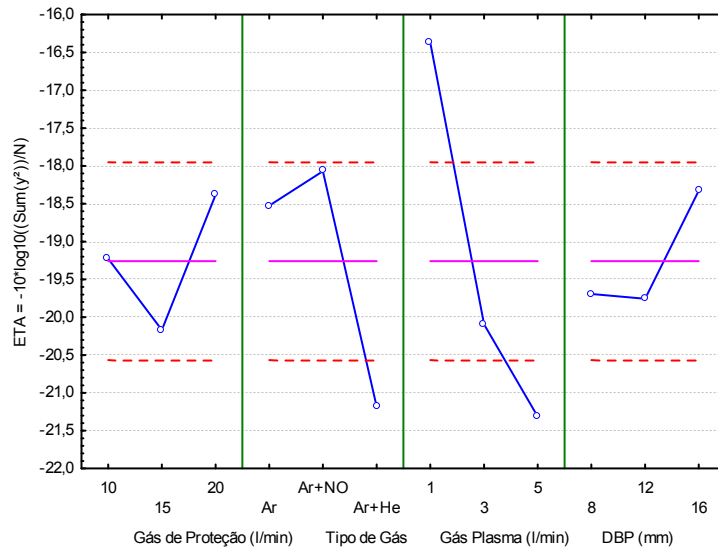
Acrescenta-se ainda que para o gás de proteção, apesar do nível “2” (99,97% argônio + 0,03 óxido nítrico) apresentar melhor resposta sobre a diluição, o nível “1” (argônio) é muito semelhante ao “99,97% argônio + 0,03 óxido nítrico”, de maneira que se pode empregar tanto o argônio puro quanto a mistura “argônio e NO” para se obter boas respostas sobre a diluição.

Baseado nestes fatores foram realizadas algumas soldagens complementares com pequenos ajustes sobre a configuração do ensaio indicado pelo Método Taguchi (Tabela 31), condição esta que é igual ao ensaio 8 da planilha L9. O método indica a soldagem utilizando a mistura 99,97% argônio + 0,03 óxido nítrico, além de uma alta DBP (Tabela 30). Uma primeira aproximação, com alteração somente do gás de proteção do nível “2” (99,97% argônio + 0,03 óxido

Capítulo IV – Resultados e Discussão

nítrico) para o nível “1” (argônio) acarretou em um cordão com um nível de diluição ainda menor, condição 10 conforme Tabela 31. Em seguida foi realizado o ensaio 11 alterando apenas a DBP para o nível “2” em relação ao ensaio 10, conforme Tabela 31.

Figura 29. Influência dos fatores de controle analisados na matriz L9 sobre a diluição.



Fonte: Autoria própria.

Tabela 30. Condições indicadas pelo taguchi.

Ensaio	GPR (l/min)	Tipo de Gás	GPL (l/min)	DBP (mm)
Diluição (Ensaio 8)	3	2	1	3

Fonte: Autoria própria.

Tabela 31. Resultados dos ensaios complementares da matriz L9 utilizando o Método Taguchi.

Ensaio	GPR (l/min)	Tipo de Gás	GPL (l/min)	DBP (mm)	Posição	Largura (mm)	Reforço (mm)	Diluição (%)
10	20	Ar	1	16	I	7,93	4,10	0,00
					F	7,70	4,14	0,94
11	20	Ar	1	12	I	6,83	3,65	3,34
					F	7,23	3,70	0,83

Fonte: Autoria própria

Com os resultados dos ensaios complementares (Tabela 31) verificou-se que foi possível encontrar a melhor condição entre as já apresentadas para a diluição, quando comparados com os resultados da soldagem da planilha inicial do Taguchi (Tabela 28).

Capítulo IV – Resultados e Discussão

Os resultados complementares foram adicionados aos obtidos na planilha L9 (Tabela 28) para realizar novamente uma análise através do Método Taguchi, já que o método realiza uma análise individual para cada ensaio e gera um valor de Eta para a diluição dos ensaios adicionados a planilha L9. A partir deste Eta é possível calcular o valor de diluição que o método prevê. Estes resultados são apresentados na Tabela 32.

Tabela 32. Resultados de diluição previstos pelo Método Taguchi.

Ensaio	GPR (l/min)	Tipo de Gás	GPL (l/min)	DBP (mm)	N	Diluição	Previsto	Medido
						Eta	Diluição (%)	Diluição (%)
10	3	1	1	3	1	13,82	0,20	0,47
11	3	1	1	2	1	15,25	0,17	2,085

Fonte: Autoria própria

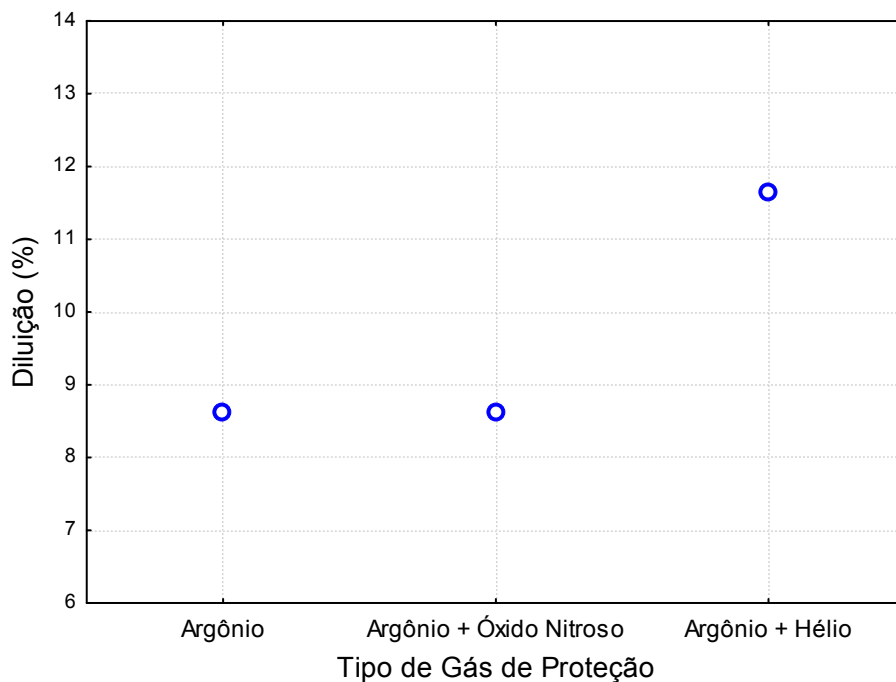
De acordo com os valores de diluição previstos pelo Método Taguchi, verifica-se que há uma grande semelhança do ensaio 10 quando comparado com os medidos. Já para o ensaio 11, ocorre uma maior diferença entre o previsto pelo método e o medido. Esta diferença pode ser justificada pela variação inerente nas medidas de posição (Início e fim), que no ensaio 11 chega a ser quatro vezes maior, por se tratar de medidas com baixos níveis de diluição, a própria variação humana nas medidas por mínima que seja, pode acarretar em uma grande alteração no percentual das medidas, fato este que não invalida a aplicação do método. A partir da planilha gerada pelo método e dos resultados encontrados, foi possível chegar a excelentes parâmetros de soldagem no que diz respeito à baixa diluição.

b) Análise do comportamento dos fatores de controle utilizado no Método Taguchi sobre a diluição

Conforme a Tabela 29, serão apresentados a seguir o comportamento dos fatores de controle que afetaram de forma significativa as variáveis de resposta analisadas. Na Figura 30 pode-se observar que a mistura de argônio + Hélio apresenta valores de diluição maior que os outros dois gases, comportamento este já esperado devido ao gás hélio proporcionar maior quantidade de calor ao arco de soldagem por unidade de comprimento. Analisando os outros dois gases, é possível

observar que o argônio e a mistura argônio + óxido nítrico apresentam comportamentos similares quanto ao valor de diluição, ou seja, a escolha de qualquer um destes dois gases não acarretaria em prejuízos no que se refere aos resultados positivos para o desenvolvimento deste trabalho. Assim, o argônio puro será utilizado nas próximas etapas, por se tratar de um gás de uso mais comercial e de menor custo, facilitando assim sua aquisição.

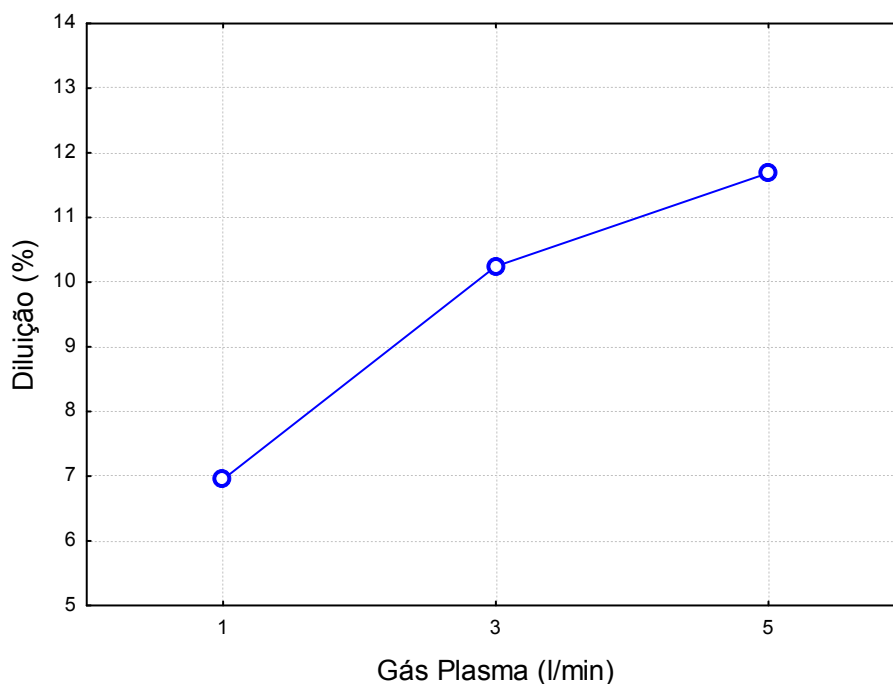
Figura 30. Influência do tipo de gás de proteção (GPR) sobre a diluição.



Fonte: Autoria própria.

A Figura 31 mostra que o aumento da vazão de gás plasma proporciona um aumento significativo no nível de diluição, pois o mesmo resulta em uma maior quantidade de calor transferida a peça, além de uma maior eficiência térmica, resultando com isso em uma maior diluição (SOM, 2006). Desta maneira a menor vazão de Gás Plasma se torna a mais adequada aos objetivos deste trabalho.

Figura 31. Influência da vazão de gás plasma (GPL) sobre a diluição.



Fonte: Autoria própria.

4.2.2 Método Taguchi – Matriz L18

Conforme já comentado, os ensaios referentes a matriz L18 utilizando o Método Taguchi foram realizados com intuito de analisar os fatores de controle referente a Técnica da Energia (TE), Energia (E), Taxa de Alimentação (TAP), Vazão de Gás de Arraste (GAR) e Recuo do Eletrodo (RE) e seus efeitos na geometria do cordão de solda. Os resultados obtidos podem ser visualizados na Tabela 33, na qual observa-se que várias condições apresentaram níveis de diluição inferior a 5%, nas quais podemos destacar as condições 2, 3, 4, 5, 6, 7, 11, 13, 16, 17 e 18.

Conforme a metodologia empregada para análise da matriz L9, após obtenção dos resultados referentes às soldagens da matriz L18, foi realizado um tratamento estatístico nestes resultados baseado no Método de Taguchi na condição de quanto menor melhor para diluição e quanto maior melhor para o reforço, largura e ângulo de molhamento. Com isso foi extraído o nível de significância (α) dos fatores de controle sobre a diluição (Tabela 34), nos quais os níveis de significância “ α ” menores que 0,05 indicam que os fatores de controle tiveram influência estatisticamente significativa sobre as variáveis de resposta, com confiabilidade de 95%.

Capítulo IV – Resultados e Discussão

Tabela 33. Resultados dos ensaios da matriz L18 utilizando o Método Taguchi.

Ensaio	TE	E (kJ/cm)	TA (g/min)	GAR (l/min)	RE	Pos.	Larg.	Ref.	Diluição
1	Tipo I (8 cm/min)	18,3	16	3	SR	Início	8,03	4,67	5,95
						Final	8,11	4,15	12,11
2	Tipo I (8 cm/min)	18,3	19	4	1 mm	Início	7,31	4,41	3,82
						Final	8,21	3,83	7,90
3	Tipo I (8 cm/min)	18,3	22	5	1,5 mm	Início	7,77	4,71	0,76
						Final	7,96	4,17	0,00
4	Tipo I (8 cm/min)	15,8	16	3	1 mm	Início	7,54	3,78	4,64
						Final	7,82	4,17	4,02
5	Tipo I (8 cm/min)	15,8	19	4	1,5 mm	Início	7,02	4,58	3,41
						Final	7,19	4,64	3,46
6	Tipo I (8 cm/min)	15,8	22	5	SR	Início	6,79	5,16	0,00
						Final	7,20	4,72	0,69
7	Tipo I (8 cm/min)	24,5	16	4	SR	Início	7,98	3,90	20,74
						Final	7,68	3,86	16,97
8	Tipo I (8 cm/min)	24,5	19	5	1 mm	Início	7,84	4,30	13,17
						Final	7,08	4,34	12,76
9	Tipo I (8 cm/min)	24,5	22	3	1,5 mm	Início	9,83	4,57	13,19
						Final	9,62	4,77	14,71
10	Tipo V (110 A)	18,3	16	5	1,5 mm	Início	8,08	3,82	8,98
						Final	7,81	3,81	9,76
11	Tipo V (110 A)	18,3	19	3	SR	Início	7,38	4,15	9,71
						Final	8,50	4,49	4,15
12	Tipo V (110 A)	18,3	22	4	1 mm	Início	8,35	4,56	0,00
						Final	8,10	5,06	0,00
13	Tipo V (110 A)	15,8	16	4	1,5 mm	Início	6,89	3,63	10,97
						Final	6,87	3,55	9,61
14	Tipo V (110 A)	15,8	19	5	SR	Início	6,60	3,81	4,06
						Final	5,64	4,24	4,05
15	Tipo V (110 A)	15,8	22	3	1 mm	Início	7,03	4,61	0,00
						Final	8,32	4,33	0,00
16	Tipo V (110 A)	24,4	16	5	1 mm	Início	7,48	4,29	7,84
						Final	7,82	4,68	4,83
17	Tipo V (110 A)	24,4	19	3	1,5 mm	Início	8,29	5,06	3,63
						Final	8,44	4,94	2,33
18	Tipo V (110 A)	24,4	22	4	SR	Início	7,78	5,72	1,67
						Final	7,59	5,79	1,05

Fonte: Autoria própria

Pela Tabela 33 é possível observar que a Técnica da Energia (TE) não afetou de forma significativa nenhuma das variáveis de resposta analisadas. Em relação a Energia (E), esta apresentou influência significativa na diluição, reforço e largura. Já a Taxa de Alimentação (TA) apresentou influência estatisticamente significativa em todas as variáveis de resposta analisadas. A vazão do Gás de Arraste (GAR) e o Recuo do Eletrodo (RE), ambos apresentaram influência significativa somente na largura e no ângulo de molhamento do cordão de solda.

Tabela 34. Influência dos fatores de controle sobre a diluição, reforço, largura e ângulo de molhamento, em função do nível de significância “ α ” referente aos fatores de controle analisados na matriz L18.

Fatores de Controle	Nível de Significância “ α ”			
	Diluição	Reforço	Largura	Ângulo
Técnica da Energia	0,401	0,584	0,104	0,781
Energia	0,023	0,039	0,000	0,242
Taxa de Alimentação	0,000	0,000	0,007	0,001
Vazão do Gás de Arraste	0,557	0,674	0,000	0,042
Recuo do Eletrodo	0,439	0,461	0,011	0,030

Fonte: Autoria própria

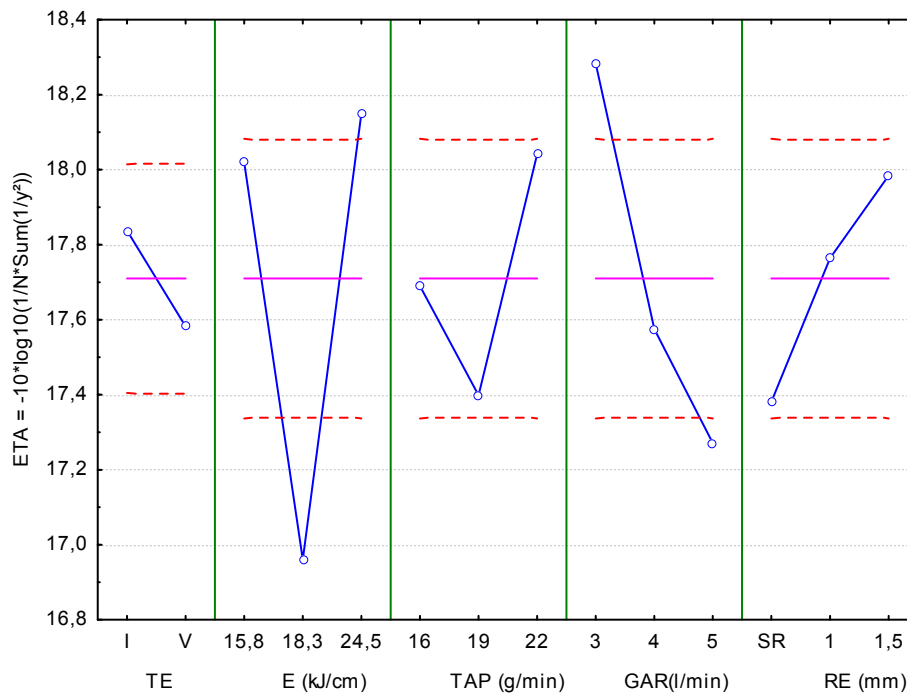
a) Validação do Método Taguchi – Matriz L18

Após realização das soldagens referente a matriz L18 sugerida pelo Método Taguchi, os resultados obtidos são mostrados em função das características geométricas e diluição dos cordões de solda. Por meio da Figura 32, Figura 33, Figura 34 e Figura 35 é possível identificar a melhor condição estabelecida pelo Método Taguchi considerando quanto menor melhor no que diz respeito a diluição, e considerando quanto maior melhor em relação a largura, reforço e ângulo de molhamento.

A escolha da melhor condição de soldagem para as variáveis de respostas através da aplicação deste método é realizada por meio dos maiores valores obtidos pela resposta do Taguchi [$E_{ta} = -10\log(\text{diluição})^2$], [$E_{ta} = -10\log(1/\text{reforço})^2$], [$E_{ta} = -10\log(1/\text{largura})^2$] e [$E_{ta} = -10\log(1/\text{ângulo})^2$].

Pela Figura 32, para se obter a maior largura do cordão de solda, deve-se selecionar o nível de cada fator que produza o maior valor de Eta da largura ($\text{Eta} = -10 \log(1/\text{largura})^2$). Neste caso, deve-se selecionar o nível “1” da Técnica da Energia (Tipo I), o nível “3” da Energia (24,5 kJ/cm), o nível “3” da Taxa de alimentação (22 g/min), o nível “1” da vazão de gás de arraste (3 l/min), e o nível “3” do Recuo do Eletrodo (1,5 mm). Ainda por esta figura é possível observar que a Técnica da Energia apresenta pouco efeito sobre a largura do cordão de solda. Pode-se verificar ainda que a Energia não apresentou um comportamento conclusivo quanto a largura do cordão de solda, sendo o nível “3” a condição que apresentou maiores níveis de largura.

Figura 32. Influência dos fatores de controle analisados na matriz L18 sobre a largura.

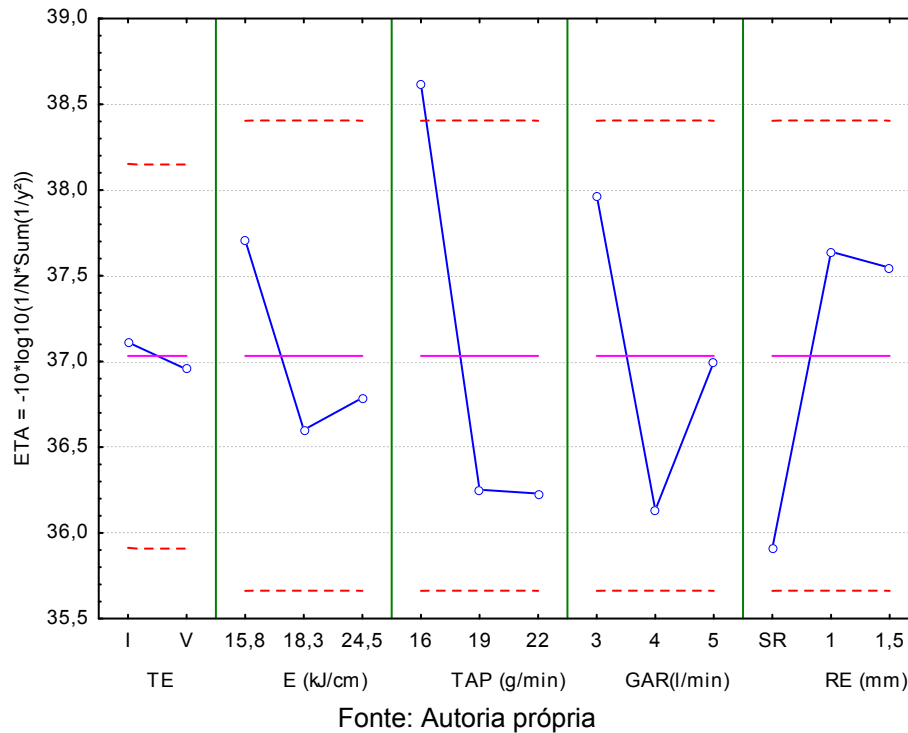


Fonte: Autoria própria

Observa-se na Figura 33 que, para se obter maior ângulo de molhamento do cordão de solda, deve-se selecionar o nível de cada fator que produza o maior valor de Eta do ângulo de molhamento ($\text{Eta} = -10 \log(1/\text{ângulo})^2$). Neste caso, deve-se selecionar o nível “1” da Técnica da Energia (Tipo I), o nível “1” da Energia (15,8 kJ/cm), o nível “1” da Taxa de alimentação (16 g/min), o nível “1” da vazão de gás de arraste (3 l/min), e o nível “2” do Recuo do Eletrodo (1,0 mm). Conforme análise feita

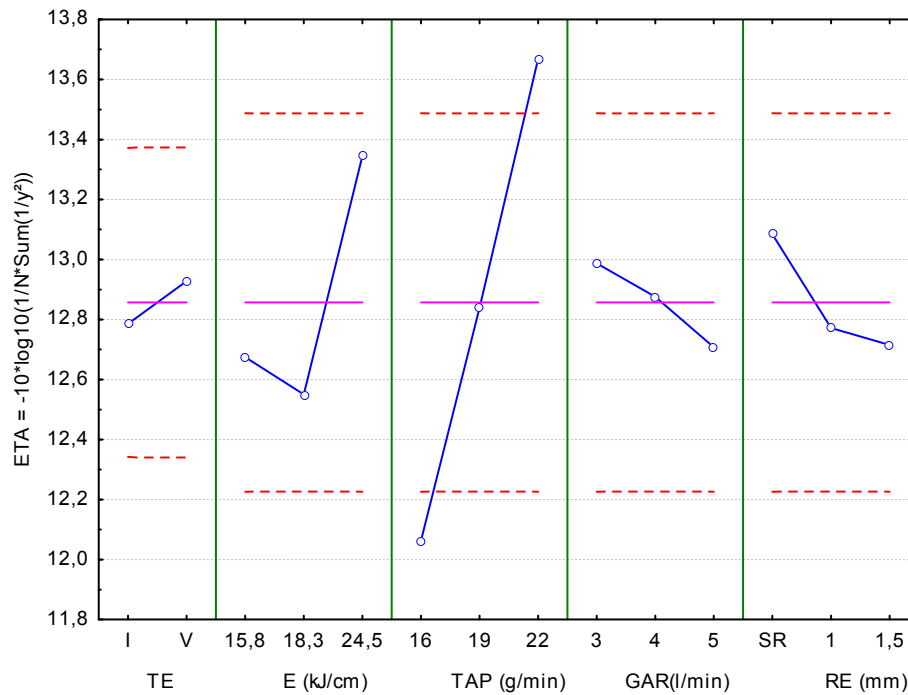
para a largura, a Técnica da Energia não apresenta efeito sobre o ângulo de molhamento do cordão de solda. A escolha entre os níveis “2” e “3” do Recuo do Eletrodo não acarretaria prejuízos em relação a maiores ângulos de molhamento, pois ambos apresentam comportamento bem similares de acordo com o gráfico.

Figura 33. Influência dos fatores de controle analisados na matriz L18 sobre o ângulo de molhamento.



Através da Figura 34 verifica-se que, para se obter maior reforço do cordão de solda, deve-se selecionar o nível de cada fator que produza o maior valor de Eta do reforço ($\text{Eta} = -10 \log(1/\text{reforço})^2$). Assim, deve-se selecionar o nível “2” da Técnica da Energia (Tipo V), o nível “3” da Energia (24,4 kJ/cm), o nível “3” da Taxa de alimentação (22 g/min), o nível “1” da vazão de gás de arraste (3 l/min), e o nível “1” do Recuo do Eletrodo (sem recuo). Dentre os fatores de controle analisados, pode-se observar que a Energia e a Taxa de Alimentação foram os únicos que apresentaram uma influência significativa no reforço ao mudar de nível, conforme foi apresentado na Tabela 34.

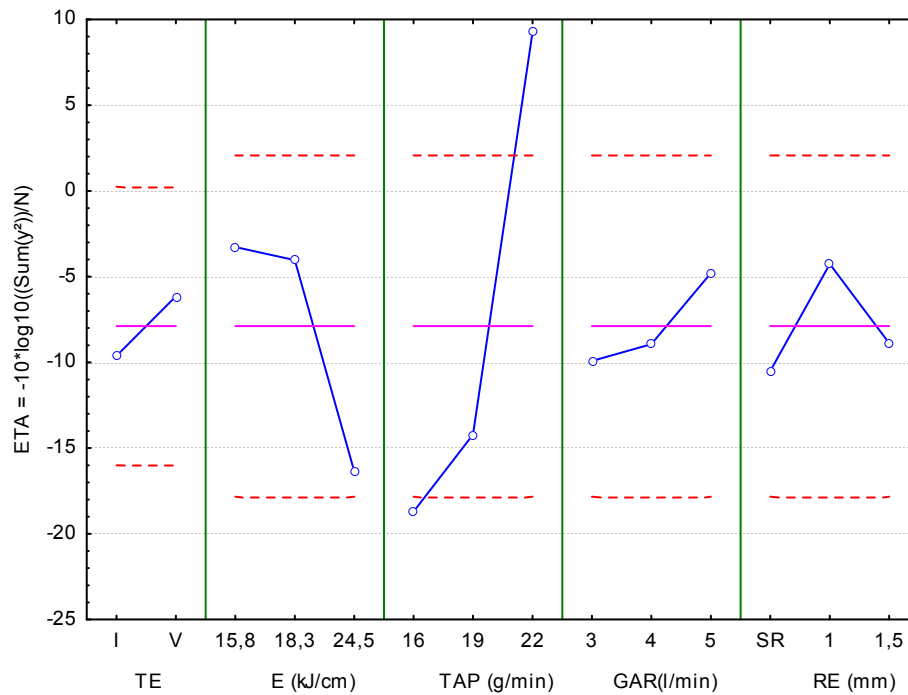
Figura 34. Influência dos fatores de controle analisados na matriz L18 sobre o reforço.



Fonte: Autoria própria

A Figura 35 mostra que, para se obter a menor diluição do cordão de solda, deve-se selecionar o nível de cada fator que produza o maior valor de Eta da diluição ($\text{Eta} = -10 \log(\text{diluição})^2$). Logo, de acordo com o gráfico mostrado nesta figura, deve-se selecionar o nível “2” da Técnica da Energia (Tipo V), o nível “1” da Energia (15,8 kJ/cm), o nível “3” da Taxa de alimentação (22 g/min), o nível “3” da vazão de gás de arraste (5 l/min), e o nível “2” do Recuo do Eletrodo (1,0 mm). Assim como ocorrido na análise do reforço, dentre os fatores de controle analisados, observa-se que a Energia e a Taxa de Alimentação foram as únicas que apresentaram uma influência significativa na diluição com a mudança de seus respectivos níveis, conforme foi apresentado na Tabela 34. A Tabela 35 mostra as condições escolhidas pelo Método Taguchi para as variáveis de respostas analisadas.

Figura 35. Influência dos fatores de controle analisados na matriz L18 sobre a diluição.



Fonte: Autoria própria

Tabela 35. Condições indicadas pelo taguchi.

Ensaio	TE	Energia	TAP	GAR	RE
Diluição	Tipo V	15,8	22	5	2
Reforço	Tipo V	24,5	22	3	SR
Largura	Tipo I	24,5	22	3	1,5
Ângulo	Tipo I	15,8	16	3	2

Fonte: Autoria própria

Vale ressaltar que o emprego do Método Taguchi neste trabalho foi colocado com intuito de realizar uma análise de diversos fatores de controle em um número reduzido de experimentos, podendo assim verificar a tendência do comportamento de cada fator de controle, bem como sua influência sobre as características geométricas e diluição.

Baseado nestes fatores e no que foi exposto acima referente aos gráficos de largura, molhamento, reforço e diluição (Figura 32, Figura 33, Figura 34 e Figura 35, respectivamente) foram realizadas algumas soldagens complementares com pequenos ajustes sobre a configuração do ensaio indicado pelo Método Taguchi (Tabela 36).

Em relação a estas soldagens complementares, foram realizados cinco ensaios, onde foram mantidos constantes a Técnica da Energia (TE), a vazão de Gás de Arraste (GAR) e o Recuo do Eletrodo (RE). Quanto a TE, o nível mantido constante foi o “2” (Tipo V), que trata da variação da energia pela velocidade de soldagem, ou seja, mantendo-se a corrente constante. Apesar do Método Taguchi indicar para a largura e ângulo de molhamento o nível “1”, a escolha do nível “2” não acarreta em prejuízo, pois este parâmetro não influenciou de maneira significativa em nenhum fator de controle analisado. Em relação a Vazão do Gás de Arraste (GAR), esta foi mantida constante no nível “1” (3 l/min), nível indicado pelo Método Taguchi como melhor condição para reforço, largura e ângulo de molhamento. Para a diluição o método indicou o nível “3” (5 l/min), porém a vazão de Gás de Arraste (GAR) não influenciou de maneira significativa na diluição, o que implica que a alteração deste parâmetro não influenciará na análise desta variável de resposta. Já o Recuo do Eletrodo (RE) foi mantido constante no nível “3” (1,5 mm), pois este fator de controle somente apresentou influência significativa sobre a largura e o ângulo de molhamento, logo este nível escolhido foi indicado pelo método como melhor parâmetro para a largura, quanto ao ângulo de molhamento o método utilizado indicou o nível “2”, porém a escolha do nível “3” não têm influência sobre a variável de resposta em questão, observação esta que pode ser comprovada pela análise da Figura 33. Em relação a Energia (E) e a Taxa de Alimentação (TAP), estas foram variadas ao longo dos quatro ensaios realizados, pois a Energia (E) influenciou de maneira significativa na largura, reforço e diluição, já a Taxa de Alimentação (TAP) influenciou significativamente em todas as variáveis de resposta analisadas.

De acordo com esta análise, as configurações destes ensaios adicionais foram modificadas de modo a se tentar otimizar ainda mais o processo, e poder chegar a condições ainda melhores para uma futura aplicação na soldagem de revestimentos. As condições de ensaios e os resultados obtidos são apresentados na Tabela 36. Com os resultados dos ensaios complementares (Tabela 36) verificou-se que foi possível encontrar a melhor condição entre as já apresentadas para a largura e reforço, já para a diluição já haviam sido encontradas resultados similares com níveis inferiores a 5%, quando comparados com os resultados da soldagem da planilha inicial do Taguchi (Tabela 33), desta forma é possível constatar que os ajustes feitos nos ensaios de confirmação foram adequados.

Capítulo IV – Resultados e Discussão

Tabela 36. Resultados dos ensaios complementares da matriz L9 utilizando o Método Taguchi.

Ensaio	TE	E	TA	GA	RE	Posição	Largura	Reforço	Penet.	Diluição
19	2	1	3	1	3	I	7,58	4,68	0,68	4,75
						F	8,74	4,73	0,74	4,87
20	2	3	3	1	3	I	9,33	5,90	0,00	0,00
						F	9,98	5,94	0,00	0,00
21	2	2	3	1	3	I	8,77	5,20	0,19	0,59
						F	9,57	5,03	0,00	0,00
22	2	2	1	1	3	I	7,60	4,28	1,14	10,58
						F	7,68	4,32	0,88	8,37

Fonte: Autoria própria

Conforme já realizado para a matriz L9, os resultados complementares foram adicionados aos obtidos na planilha L18 (Tabela 33) para realizar novamente uma análise através do Método Taguchi, já que o método realiza uma análise individual para cada ensaio e gera um valor de Eta para a diluição dos ensaios adicionados a planilha L18. A partir deste Eta é possível calcular o valor de diluição que o método prevê. Estes resultados são apresentados na Tabela 37.

Tabela 37. Resultados das características geométricas e de diluição previstos pelo Método Taguchi.

Ensaio	Largura		Ângulo		Reforço		Diluição	
	Previsto	Medido	Previsto	Medido	Previsto	Medido	Previsto	Medido
19	8,98	8,16	82,00	79,20	4,76	4,71	0,24	4,81
20	9,12	9,66	73,75	52,45	5,14	5,92	1,06	0,00
21	7,95	9,17	72,19	71,93	4,69	5,12	0,26	0,30
22	7,64	7,64	95,03	85,94	3,90	4,30	6,42	9,48

Fonte: Autoria própria

Pela Tabela 37 é possível observar que os valores das características geométricas e de diluição previstos pelo Método Taguchi, para os ajustes feitos nos ensaios complementares, estão bem próximos comparado com valores medidos, variação esta que pode ser justificada pela dificuldade em se medir baixas diluições com a metodologia utilizada. Com isso é possível afirmar que a aplicação e validação do Método Taguchi foi realizada com êxito. Desta forma, a partir da matriz gerada pelo método e dos resultados encontrados foi possível chegar a excelentes parâmetros de soldagem. Parâmetros estes capazes de realizar a aplicação de revestimentos com qualidade, através da obtenção de um menor nível de diluição e

maiores níveis de reforço, largura e ângulo de molhamento.

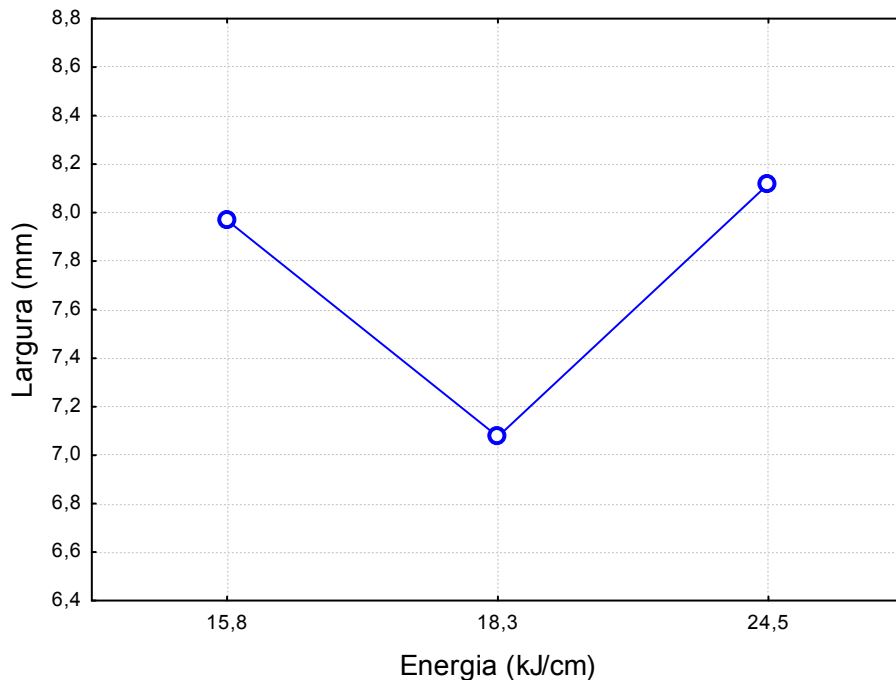
b) Análise do comportamento dos fatores de controle utilizados na L18 do Método Taguchi sobre as características geométricas e diluição

Conforme a Tabela 34, serão apresentados a seguir o comportamento dos fatores de controle que afetaram de forma significativa as variáveis de resposta analisadas.

- **Efeito da Energia (E) sobre as variáveis de resposta analisadas.**

A Figura 36 apresenta a variação da largura com a energia, onde pode ser constatado que a mesma não apresenta um comportamento relevante, mesmo sendo significativamente influente.

Figura 36. Influência da Energia (E) sobre a largura do cordão de solda.

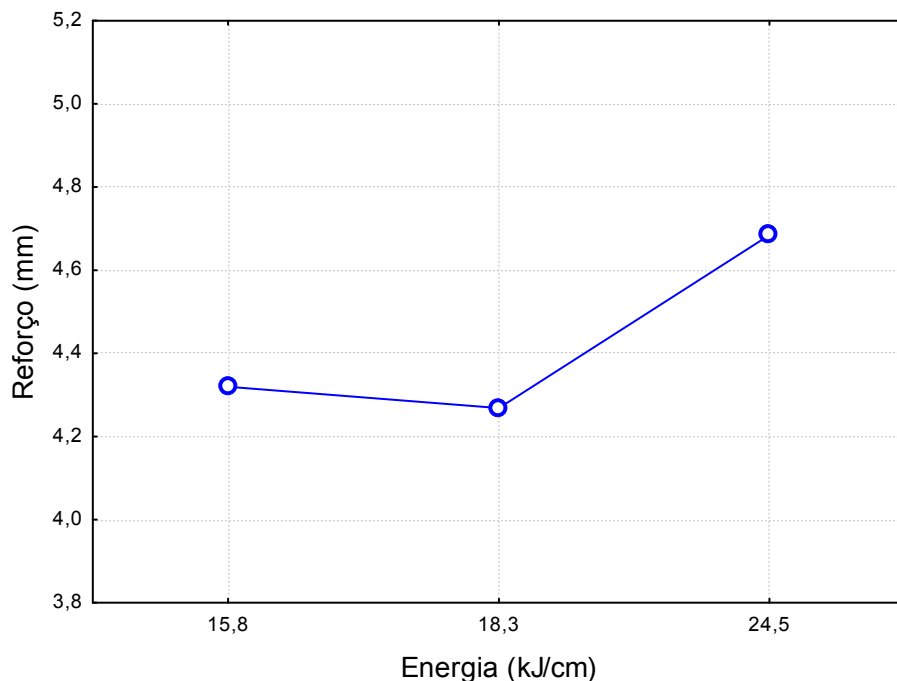


Fonte: Autoria própria.

A Figura 37 mostra a influência da energia sobre o reforço do cordão de solda. Nesta figura é possível observar que o aumento do nível de energia acarreta

em um pequeno aumento do reforço, situação que não era esperada, devido ao aumento da energia acarretar em uma maior quantidade de calor imposta a peça, o que causaria uma maior penetração, acarretando em um aumento da largura (Figura 36) e diluição (Figura 38) e conseqüentemente uma redução do reforço. Porém este aumento do reforço com o aumento do nível de energia pode ser justificado pelas características inerentes do processo de soldagem utilizado, ou seja, por se tratar de um processo de soldagem que utiliza o metal de adição na forma de pó, toda soldagem apresenta um determinado nível de desperdício de pó e aumento do nível de energia reduziu este desperdício, aumentando com isso sua eficiência de deposição e conseqüentemente acarretou em um pequeno aumento do reforço.

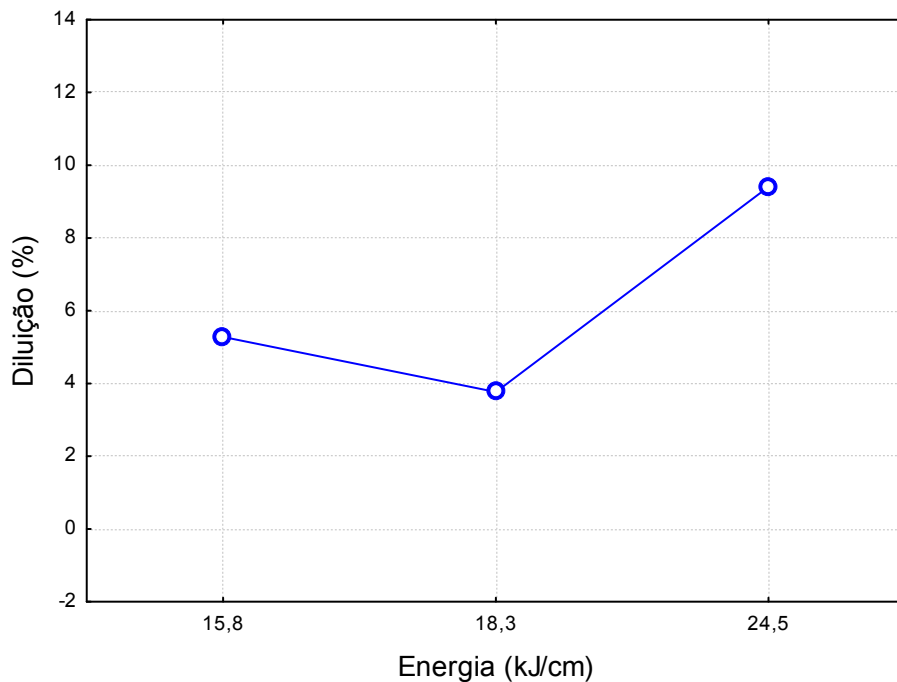
Figura 37. Influência da Energia (E) sobre o reforço do cordão de solda.



Fonte: Autoria própria.

A Figura 38 mostra o comportamento da diluição com a variação da energia, na qual é possível verificar que o aumento da energia acarreta em um aumento da diluição. Este comportamento pode ser explicado pelo fato do aumento da energia acarretar um aumento na quantidade de calor imposto a peça e conseqüentemente em uma maior poça de fusão, aumentando assim a diluição. Situação já esperada, devido à maior quantidade de calor imposta a peça.

Figura 38. Influência da Energia (E) sobre a diluição do cordão de solda.

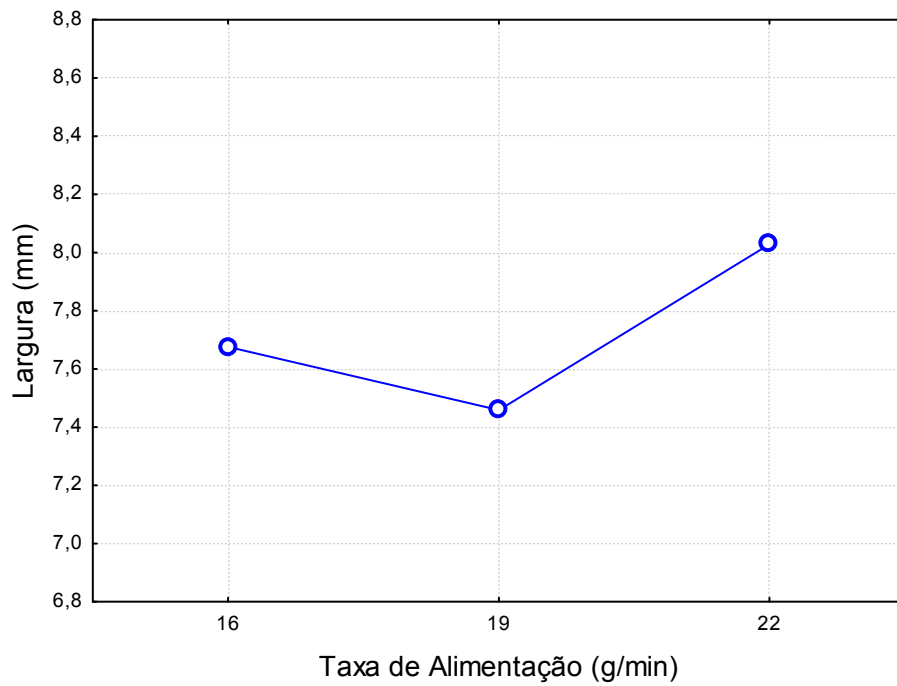


Fonte: Autoria própria.

- **Efeito da Taxa de Alimentação de Pó (TAP) sobre as variáveis de resposta analisadas.**

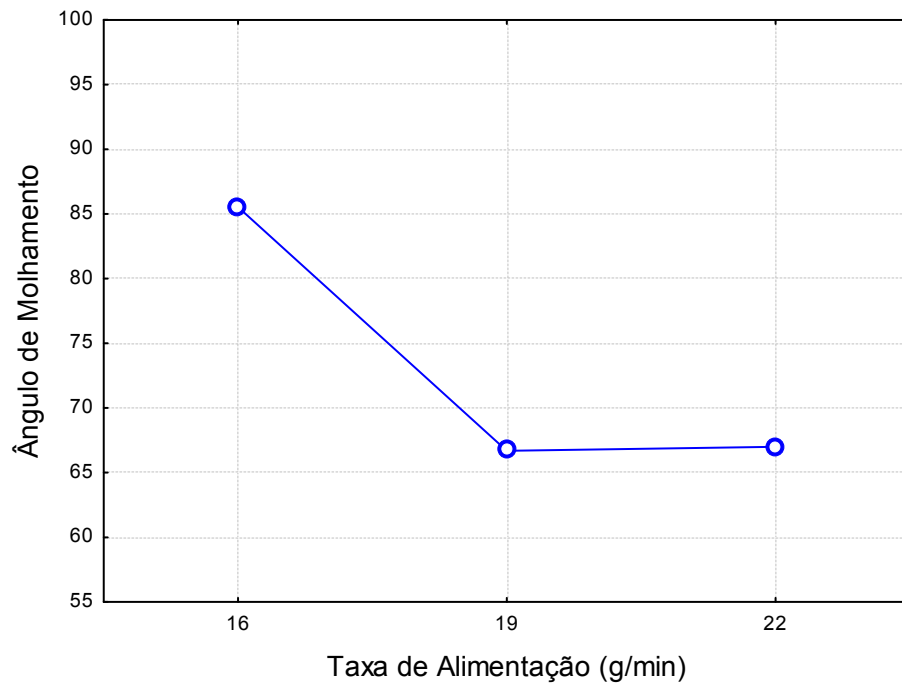
A Taxa de Alimentação de Pó (TAP) foi o único dos fatores de controle que influenciou em todas as variáveis de resposta analisadas. Desta forma é possível observar pela Figura 39, Figura 40, Figura 41 e Figura 42 a tendência do comportamento deste fator de controle sobre a largura, ângulo de molhamento, reforço e diluição, respectivamente. Pela Figura 39 observa-se que a largura apresentou uma alteração muito pequena, não relevante com o aumento da Taxa de Alimentação (TA). Desta forma, é importante destacar que a maior quantidade de material adicionado na poça de fusão não resultou em um aumento significativo na largura, mas aumentou de maneira bem relevante a convexidade do cordão de solda, reduzindo assim seu ângulo de molhamento (Figura 40), conseqüentemente aumentou também o reforço (Figura 41) devido a maior quantidade de volume adicionado, volume este que serviu de barreira entre o arco de soldagem e o substrato, reduzindo com isso a quantidade de calor imposta a peça e acarretando em uma redução considerável da diluição (Figura 42).

Figura 39. Influência da Taxa de Alimentação Pó (TAP) sobre a largura do cordão de solda.



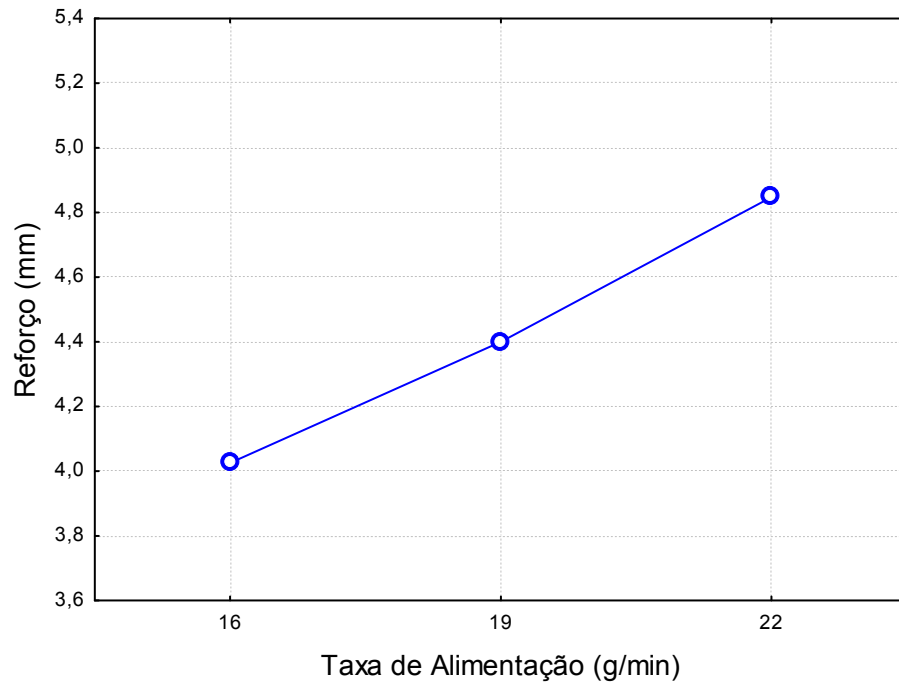
Fonte: Autoria própria.

Figura 40. Influência da Taxa de Alimentação de Pó (TAP) sobre o ângulo de molhamento do cordão de solda.



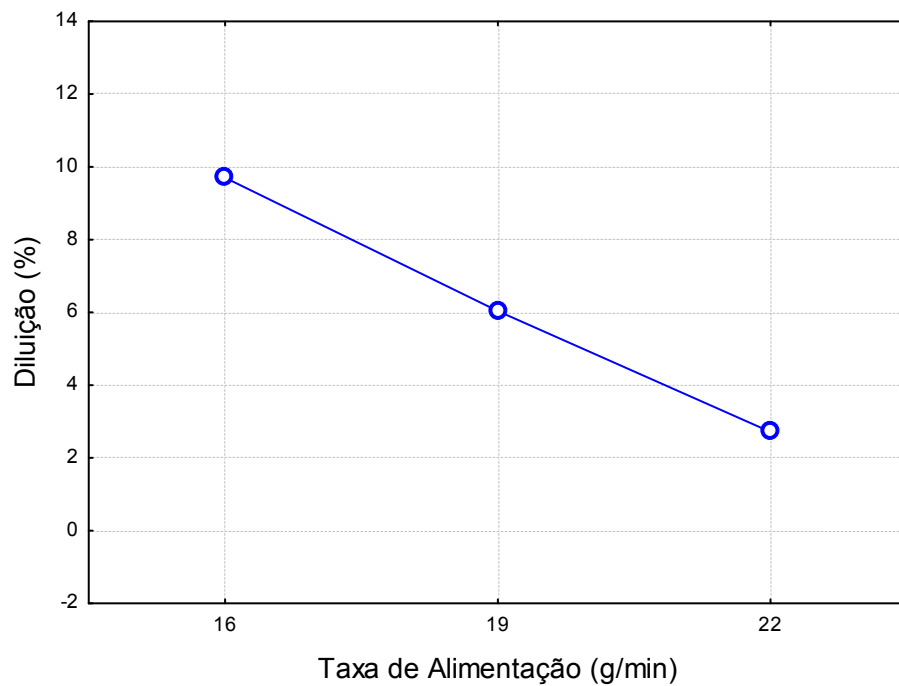
Fonte: Autoria própria.

Figura 41. Influência da Taxa de Alimentação de Pó (TAP) sobre o reforço do cordão de solda.



Fonte: Autoria própria.

Figura 42. Influência da Taxa de Alimentação de Pó (TAP) sobre a diluição do cordão de solda.

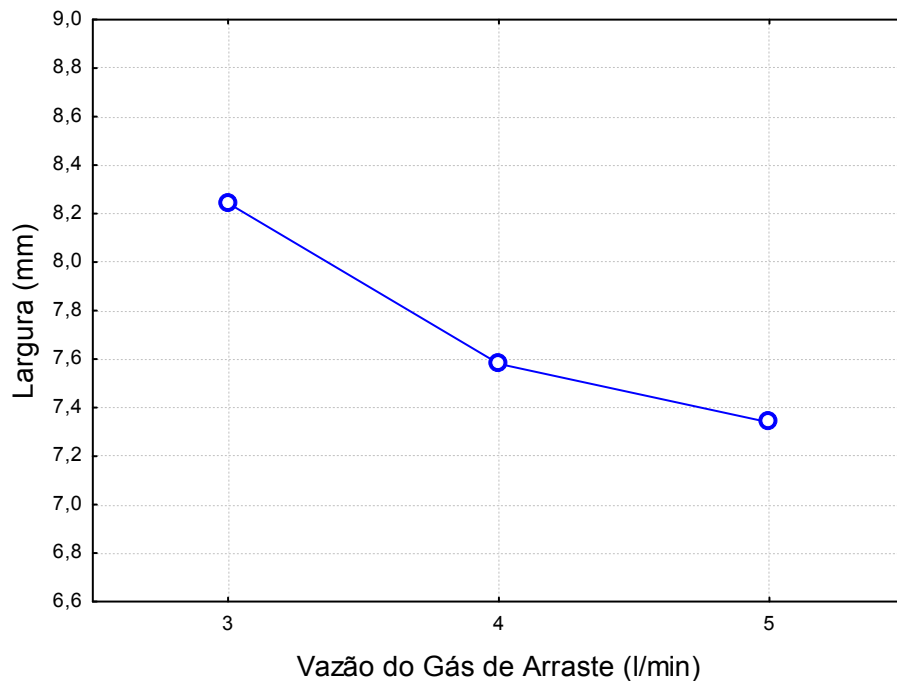


Fonte: Autoria própria.

- **Efeito da vazão do Gás de Arraste (GAR) sobre as variáveis de resposta analisadas.**

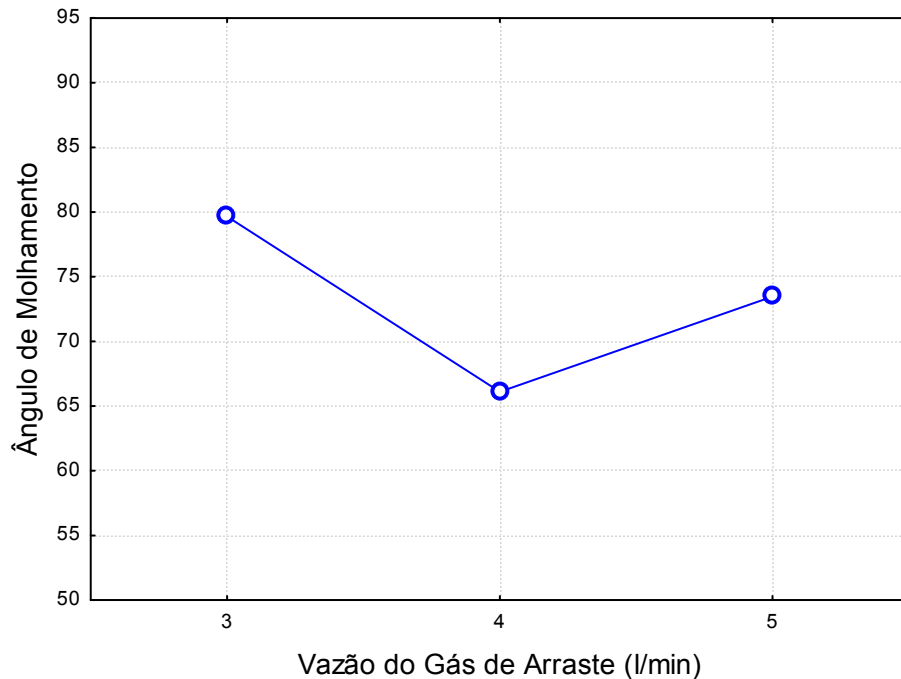
A vazão do Gás de Arraste (GAR) apresentou influência significativa sobre a largura e o ângulo de molhamento. Assim, pode-se observar pela Figura 43 que o aumento da vazão de Gás de Arraste (GAR) ocasionou uma significativa redução da largura, que pode ser associada a maior velocidade de transporte do pó, acarretando em uma dispersão de partículas de pó devido ao choque com o substrato, conforme já foi observado por outros autores (DÍAZ et al., 2010; LIN, 1999), ou seja, o aumento da vazão do Gás de Arraste (GAR) ocasiona uma maior velocidade de transporte do pó, aumentando com isso sua dispersão e reduzindo a eficiência de deposição. Desta maneira, uma menor quantidade de material é fundido, reduzindo assim sua largura. Pela Figura 44 observa-se que o ângulo de molhamento do cordão de solda não apresenta um comportamento bem definido com a variação da vazão do Gás de Arraste (GAR).

Figura 43. Influência da vazão de Gás de Arraste (GAR) sobre a largura do cordão de solda.



Fonte: Autoria própria.

Figura 44. Influência da vazão de Gás de Arraste (GAR) sobre o ângulo de molhamento do cordão de solda.

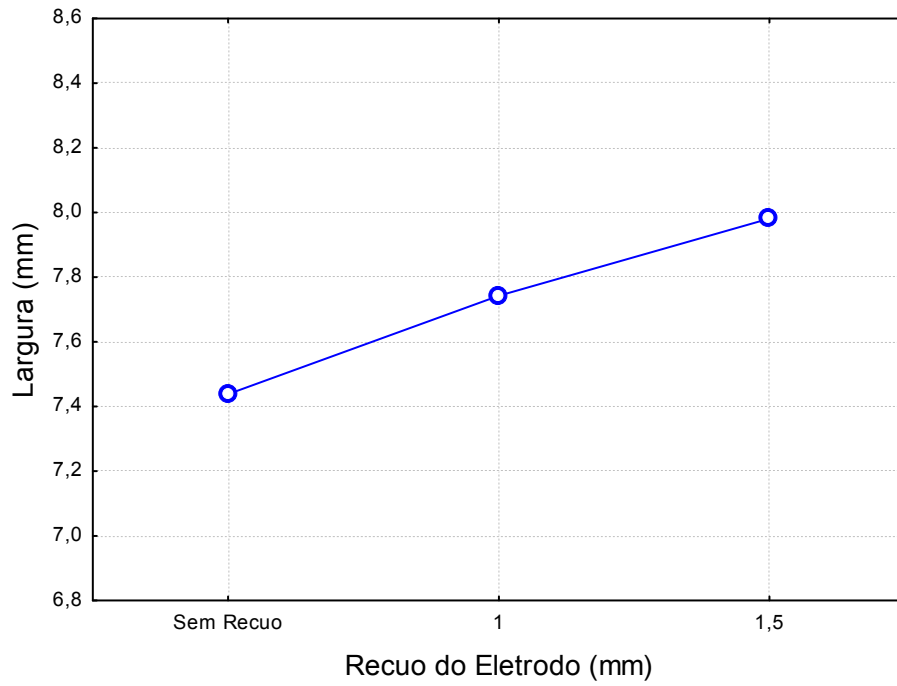


Fonte: Autoria própria.

- **Efeito do Recuo do Eletrodo (RE) sobre as variáveis de resposta analisadas.**

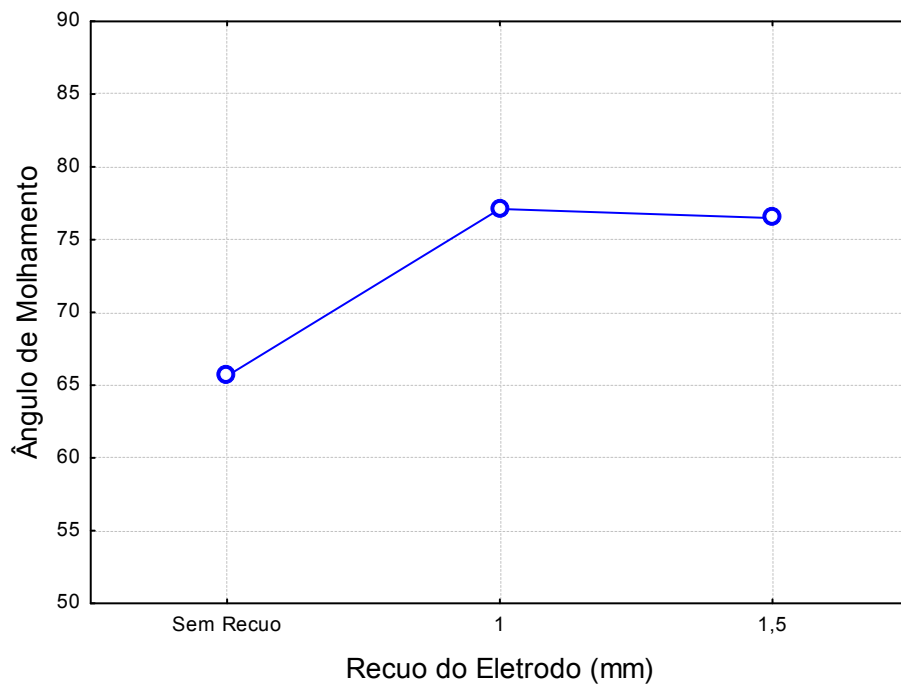
O Recuo do Eletrodo (RE) influenciou de maneira significativa tanto na largura do cordão quanto no ângulo de molhamento, comportamentos estes que podem ser visualizados através da Figura 45 e Figura 46, respectivamente. O uso do maior nível do Recuo do Eletrodo (RE) resulta em um arco mais concentrado, ou seja, um arco de maior densidade (DÍAZ, 1999; OLIVEIRA, 2001), fazendo com que a poça de fusão se torne mais fluida, aumentando sua molhabilidade e reduzindo sua viscosidade, parâmetros estes que fazem com que a largura (Figura 45) e o ângulo de molhamento (Figura 46) do cordão de solda aumentem.

Figura 45. Influência do Recuo do Eletrodo (RE) sobre a largura do cordão de solda.



Fonte: Autoria própria.

Figura 46. Influência do Recuo do Eletrodo (RE) sobre o ângulo de molhamento do cordão de solda.



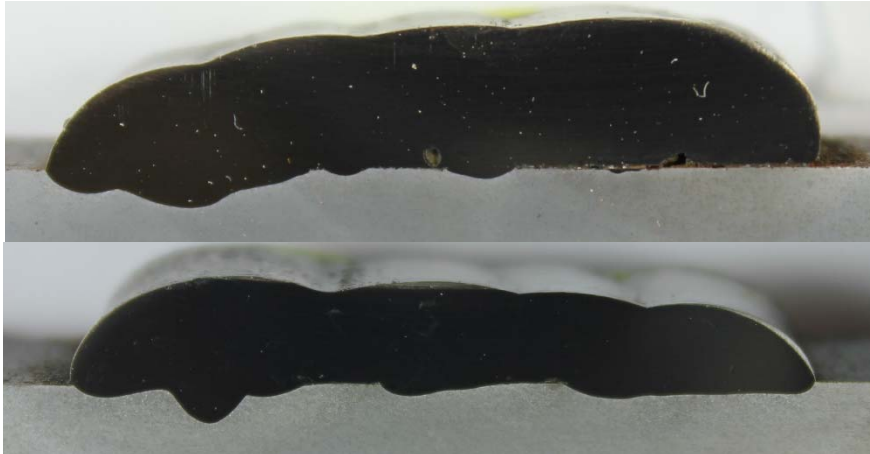
Fonte: Autoria própria.

4.3 Etapa III – Soldagens de Revestimentos

4.3.1 Estudo de Sobreposição

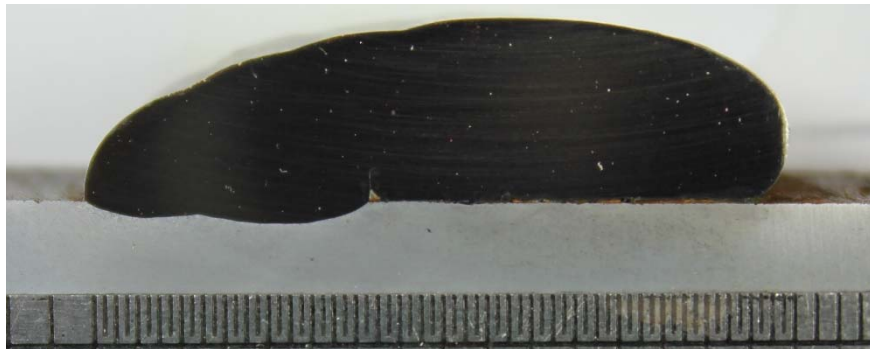
Com base nos resultados obtidos nas etapas anteriores, foi possível identificar os melhores parâmetros para aplicação de revestimentos. Com base nestes parâmetros foi realizado um estudo de sobreposição. Os resultados deste estudo mostraram que durante a sobreposição dos cordões de solda a Taxa de Alimentação (TAP) de 22 g/min mostrou ser uma taxa muito elevada para os parâmetros utilizados, acarretando em uma perda muito acentuada de material. Nesta situação, optou-se por testar os outros dois níveis de taxas de alimentação (16 e 19 g/min). Após as novas soldagens, utilizando estes novos níveis de Taxa de Alimentação (TAP), foi possível concluir em relação a sobreposição que, para ambas as taxas, a sobreposição dos passes de 10 % apresentou cordões bastante afastados um do outro, acarretando assim uma não uniformidade da superfície do revestimento, conforme pode ser visualizado na Figura 47. As sobreposições de 33 e 50 % apresentaram cordões amontoados entre si, gerando um grande volume de material com formação de defeitos (Figura 48), o que não seria adequado para aplicação de revestimentos. Já a sobreposição de 20 %, também apresentou um grande volume de material (Figura 49), porém um nível menor, comparado com a sobreposição de 33 %. Além disso, a sobreposição de 20 % mostrou ter um melhor acabamento superficial e apresentou resultados melhores em relação a formação de defeitos entre os passes. Através deste estudo de sobreposição foi possível obter uma outra informação importante, a saber a Taxa de Alimentação (TAP) de 16 g/min se mostrou ser a mais adequada para aplicação de revestimentos com os parâmetros utilizados, pois apresentou uma menor perda e melhor distribuição de material, além de minimizar a ocorrência de defeitos.

Figura 47. Sobreposição de 10 % entre os cordões de solda.



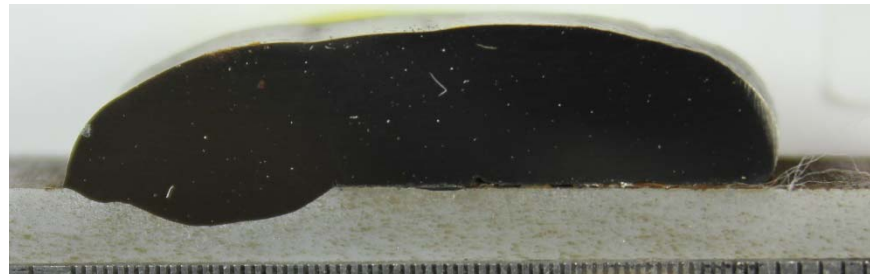
Fonte: Autoria própria.

Figura 48. Sobreposição de 33 % entre os cordões de solda.



Fonte: Autoria própria.

Figura 49. Sobreposição de 20 % entre os cordões de solda.



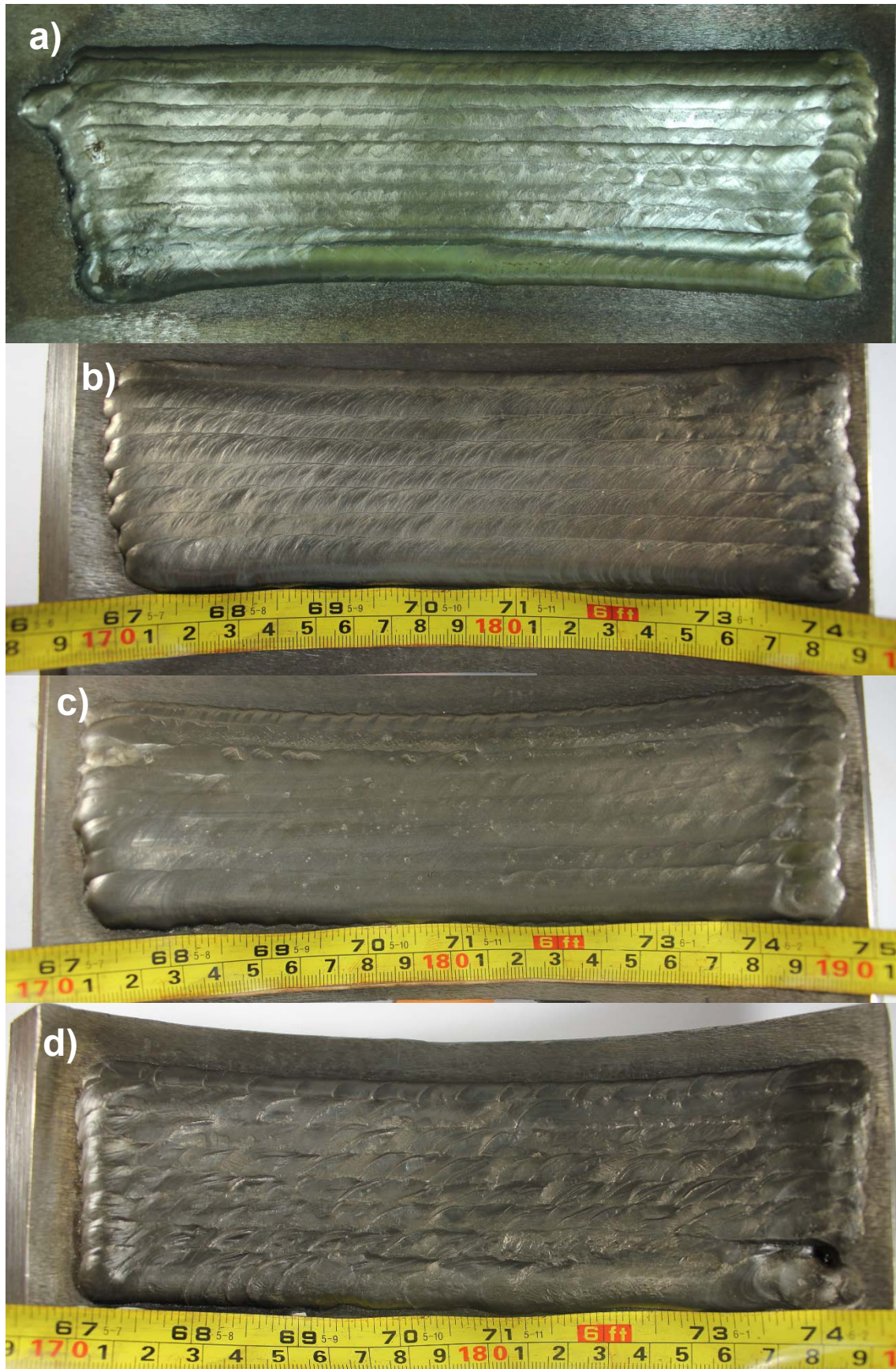
Fonte: Autoria própria.

4.3.2 Soldagens de Revestimentos

Com base em todos os resultados obtidos até o momento foi realizada a soldagem de doze revestimentos utilizando três níveis de energias variados pela corrente de soldagem, dois níveis de DBP e duas ligas distintas (Inconel 625 e hastelloy C-276), conforme apresentados na Tabela 21. A Figura 50 mostra alguns revestimentos soldados, onde é possível destacar de uma maneira geral que todos os revestimentos soldados apresentaram ótimo acabamento superficial. Somente os revestimentos que utilizaram a maior energia e a liga Hastelloy C-276 apresentaram um comportamento menos uniforme (Figura 50d), na qual foi possível verificar um certo espalhamento do metal fundido, que pode ser justificado pela maior pressão gerada na poça fundida devido a elevada energia juntamente com uma elevada molhabilidade do metal de adição (Hastelloy C-276).

A Tabela 38 mostra os resultados das características geométricas e diluição dos revestimentos soldados. Nesta tabela não foi mencionado o ângulo de molhamento, uma vez que esta variável de resposta foi utilizada apenas para definição dos parâmetros para aplicação de revestimentos. Ainda por esta tabela, em relação ao reforço, é possível observar que todos os revestimentos apresentaram níveis de reforço superiores a 4 mm, o que descarta a necessidade de realizar uma segunda camada de revestimento. Em relação à diluição, foi possível encontrar condições com níveis abaixo de 10 %, percentual desejado para preservar ao máximo as propriedades do metal de adição. Pode-se destacar as condições que utilizaram as energias de 25,3 e 30,1 kJ/cm.

Figura 50. Revestimentos soldados referentes aos ensaios: a)1, b)3, c)5 e d)12, conforme Tabela 21.



Fonte: Autoria própria

Tabela 38. Resultados da geometria dos revestimentos soldados, conforme Tabela 21.

Ensaio	Liga	DBP (mm)	E(kJ/cm)	Largura (mm)	Reforço (mm)	Diluição (%)
1	625	16	25,3	58,23	6,02	2,04
2	625	12	25,3	56,74	5,85	2,55
3	276	16	25,3	56,61	7,21	0,00*
4	276	12	25,3	58,91	6,45	0,00*
5	625	16	30,1	58,48	4,09	15,78
6	625	12	30,1	55,13	4,42	17,60
7	276	16	30,1	55,01	4,58	8,20
8	276	12	30,1	57,82	4,25	7,02
9	625	16	39,5	58,37	4,75	30,72
10	625	12	39,5	55,29	4,56	40,75
11	276	16	39,5	56,84	5,20	33,76
12	276	12	39,5	58,67	4,85	39,55

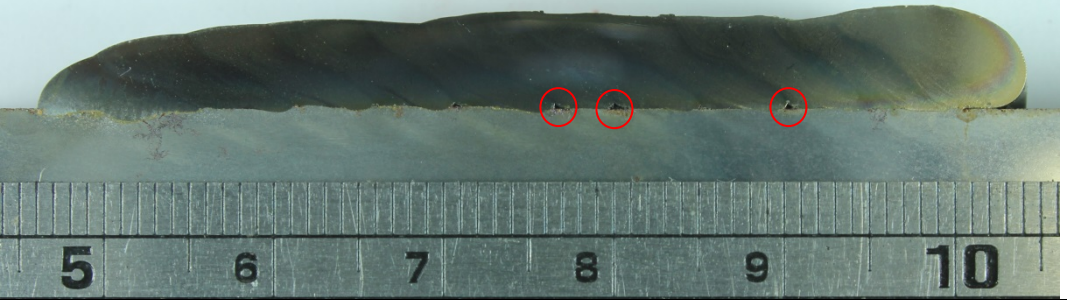
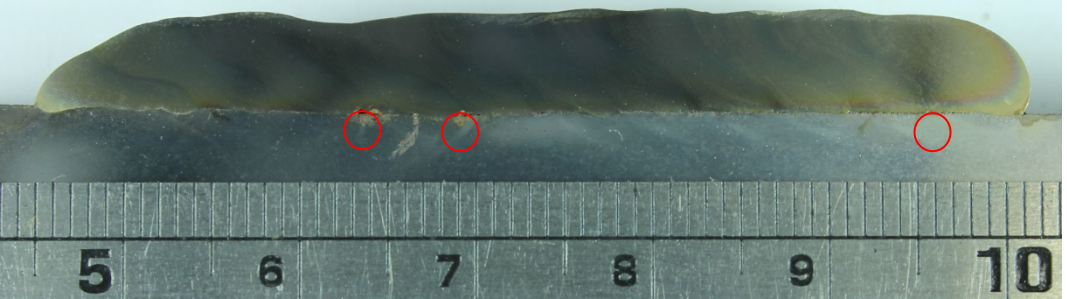
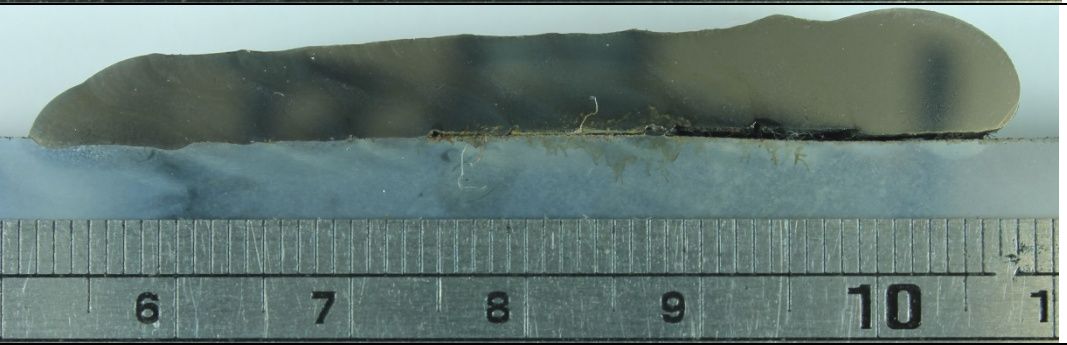
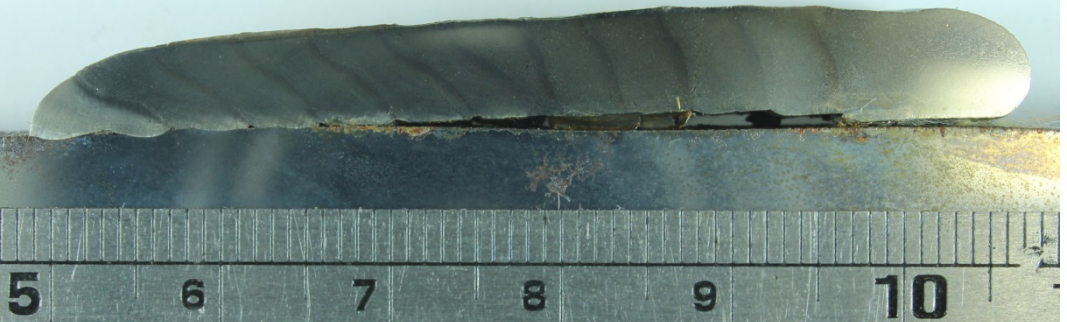
Fonte: Autoria própria - *revestimento destacou.

A Tabela 39, Tabela 40 e Tabela 41 mostram a macrografia de todos os revestimento soldados. A Tabela 39 mostra as macrografias dos revestimentos soldados com uma corrente de 125 A ($E = 25,3$ kJ/cm), nas condições 1 e 2 utilizando a liga Inconel 625 como metal de adição que apresentou valores de diluição em torno de 2% (Tabela 38), porém os mesmos apresentaram defeitos entre os passes. Ainda por esta tabela, as condições 3 e 4 que utilizaram a liga Hastelloy C-276 como metal de adição, não obtiveram coalescência por completo, causando seu destacamento. Nestes casos, foram atribuídos valores de “zero diluição” (Tabela 38).

A Tabela 40 mostra a macrografia dos revestimentos soldados com uma corrente intermediária de 160 A ($E = 30,1$ kJ/cm), onde observou-se para os quatro revestimentos realizados uma adequada sobreposição de passes, sem defeitos entre os mesmos. Pode-se destacar os revestimentos que utilizaram a liga Hastelloy C-276 como metal de adição (condições 7 e 8), pois estes apresentaram baixo nível de diluição (entre 7 e 8 %).

Capítulo IV – Resultados e Discussão

Tabela 39 - Seção transversal dos revestimentos soldados utilizando uma corrente de 125 A, conforme Tabela 21.

Ensaio	Macrografia
1	
2	
3	
4	

Fonte: Autoria própria

Capítulo IV – Resultados e Discussão

Tabela 40 - Seção transversal dos revestimentos soldados utilizando uma corrente de 160 A, conforme Tabela 21.

Ensaio	Macrografia
5	
6	
7	
8	

Fonte: Autoria própria

Por último, a Tabela 41 mostra a geometria dos revestimentos que utilizaram uma corrente de 195 A ($E = 39,5 \text{ kJ/cm}$), onde é possível verificar que os revestimentos realizados para este nível de energia não apresentou defeitos entre os passes de soldagens, este nível de energia não é o mais adequado para o objeto de estudo deste trabalho por apresentar visivelmente altos níveis de diluição, o que não é favorável para soldagem de revestimentos. Ainda por esta tabela, é importante destacar os revestimentos 11 e 12, pois os mesmos apresentaram grandes vazios nos passes de soldagem, que se propagaram ao longo de todo o revestimento.

Capítulo IV – Resultados e Discussão

Acredita-se que este comportamento pode ser justificado pelo maior espalhamento do metal fundido, conforme comentado anteriormente e visualizado no revestimento da Figura 50d. Onde este espalhamento do metal fundido gerou uma turbulência deste metal bastante intensa, com conseqüente formação destes vazios.

Tabela 41 - Seção transversal dos revestimentos soldados utilizando uma corrente de 195 A, conforme Tabela 21.

Ensaio	Macrografia
9	
10	
11	
12	

Fonte: Autoria própria

4.3.3 Características econômicas dos revestimentos soldados

Após as soldagens dos revestimentos foi feito um levantamento das características econômicas para verificar a Eficiência de Deposição (ED) do processo para as condições utilizadas. O conhecimento da ED é de fundamental importância, pois está diretamente ligada aos custos de processo.

A Tabela 42 mostra a ED para todos os revestimentos soldados. Por esta tabela é possível observar que para a grande maioria dos revestimentos soldados a Eficiência de Deposição (ED) mostrou uma faixa de 83 a 89 %, mantendo uma média na ordem de 83 %. DÍAZ (2005) encontrou uma ED na ordem de 87 % para uso de um bico constritor de 30° e 97 % para uso de um bico constritor de 60°, neste trabalho não foi fator de estudo a alteração do bico constritor, mantendo-se constante um bico de 20°, o que justifica a menor eficiência de deposição. Já DAVIS (2006) encontrou uma ED na faixa de 85 a 95 % para o processo de soldagem PTA. Outro fator que pode ser levado em conta para justificar uma menor ED comparado com outros autores já citados, é o fato de estar sendo analisado a ED de pequenos revestimentos. Neste caso, no início e final de cada cordão de solda do revestimento existe um pequeno desperdício de pó devido ao acionamento do alimentador ser independente da abertura do arco de soldagem. Uma vez que os revestimentos deste trabalho não foram realizados de maneira contínua, observou-se uma potencialização no desperdício de pó, reduzindo com isso sua ED.

Tabela 42. Eficiência de Deposição (ED) dos revestimentos soldados.

Ensaio	Pó			Tubo			ED (%)
	P _i (g)	P _f (g)	ΔP = P _i - P _f (g)	P _i (g)	P _f (g)	ΔP = P _i - P _f (g)	
1	5149	4591,4	557,6	46258	46738	480	86,08
2	4591,4	4008,7	582,7	46738	47177	439	75,34
3	4994,3	4434,1	560,2	47177	47613	436	77,83
4	4434,4	3870,4	564	47613	48119	506	89,72
5	3651,3	3265,9	385,4	43414	43736	322	83,55
6	3265,9	2910,9	355	44046	44343	297	83,66
7	1715,6	1278,9	436,7	43058	43414	356	81,52
8	1278,9	894,2	384,7	43736	44046	310	80,58
9	2910,90	2503,6	407,3	44694	45040	346	84,95
10	2503,6	2117,7	385,9	45372	45691	319	82,66
11	894,2	493,5	400,7	44343	44694	351	87,60
12	493,5	106,3	387,2	45040	45372	332	85,74

Fonte: Autoria própria Onde: P_i – Peso inicial; P_f – Peso final.

4.3.4 Custos associados ao metal de adição utilizados nas soldagem de revestimentos

Com os resultados referentes às características econômicas dos revestimentos soldados, foi possível calcular os custos associados ao metal de adição para realização de um revestimento com aproximadamente 55 mm de largura por 180 mm de comprimento. A Tabela 43 mostra os resultados dos seguintes custos: Crev - custos referente ao gasto somente com revestimento, ou seja, custo somente do material depositado no revestimento; Cdesp – custo de material de adição desperdiçado, ou seja, material que não coalesceu com o substrato durante as soldagens de revestimento; e Ct – custo total para realizar o revestimento, ou seja, a soma do custo de material depositado (Crev) com o material desperdiçado (Cdesp). Por esta tabela ainda é possível observar, o custo do revestimento por área (CT/m²), sendo levado em consideração o custo para realizar um revestimento de um metro quadrado (1 m²).

Tabela 43. Resultados dos custos dos revestimentos soldados.

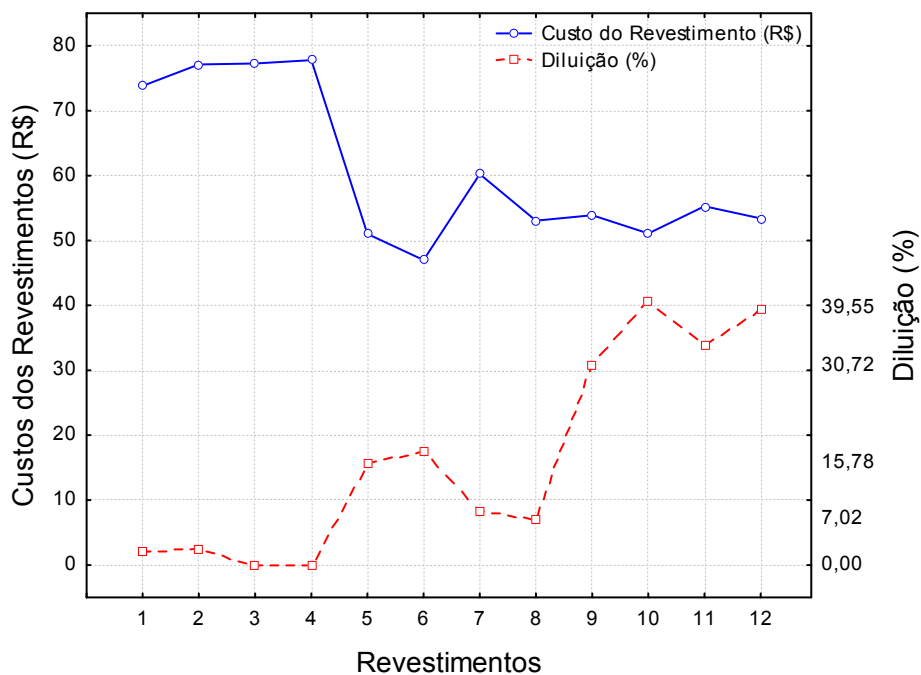
Ensaio	Liga	DBP (mm)	E (kJ/cm)	L (mm)	R (mm)	D (%)	Crev. (R\$/g)	Cdesp. (R\$)	CT (R\$)	CT/m ² (R\$)
1	625	16	25,3	58,23	6,02	2,04	63,54	10,27	73,81	7381,17
2	625	12	25,3	56,74	5,85	2,55	58,11	19,02	77,13	7713,43
3	276	16	25,3	56,61	7,21	0,00*	60,14	17,13	77,27	7727,40
4	276	12	25,3	58,91	6,45	0,00*	69,80	8,00	77,80	7779,82
5	625	16	30,1	58,48	4,09	15,78	42,62	8,39	51,02	5101,69
6	625	12	30,1	55,13	4,42	17,60	39,32	7,68	46,99	4699,28
7	276	16	30,1	55,01	4,58	8,20	49,11	11,13	60,24	6023,84
8	276	12	30,1	57,82	4,25	7,02	42,76	10,30	53,07	5306,55
9	625	16	39,5	58,37	4,75	30,72	45,80	8,11	53,92	5391,59
10	625	12	39,5	55,29	4,56	40,75	42,23	8,86	51,08	5108,31
11	276	16	39,5	56,84	5,20	33,76	48,42	6,86	55,27	5527,26
12	276	12	39,5	58,67	4,85	39,55	45,80	7,61	53,41	5341,04

Fonte: Autoria própria

Onde, L – Largura; R – Reforço; D – Diluição; Crev – Custo do metal de adição usado no revestimento; Cdesp – Valor desperdiçado em metal de adição; e CT – Custo Total (Crev + Cdesp).

A Figura 51 mostra os resultados da Tabela 43 em função de gráfico, onde é possível observar que os revestimentos 1, 2, 3 e 4 são os que apresentaram maior custo, na ordem de R\$ 77,00 por revestimento, para aplicação de um metro quadrado de revestimento, o custo seria da ordem de R\$ 7700,00. Vale ressaltar que estes revestimentos foram realizados com menor energia e foram revestimentos que apresentaram defeitos entre os passes para a liga Inconel 625, e problemas de coalescência quando foi utilizada a liga Hastelloy C-276. Ainda por este gráfico é possível observar que para os demais revestimentos os custos reduziram de maneira bastante considerável, se mantendo em uma faixa de R\$ 50,00 a R\$ 70,00. De uma maneira geral pode-se afirmar que para as condições de soldagem utilizadas neste trabalho, o menor nível de energia, além de não proporcionar revestimentos sem defeitos, este é responsável pelo maior custo de material de adição.

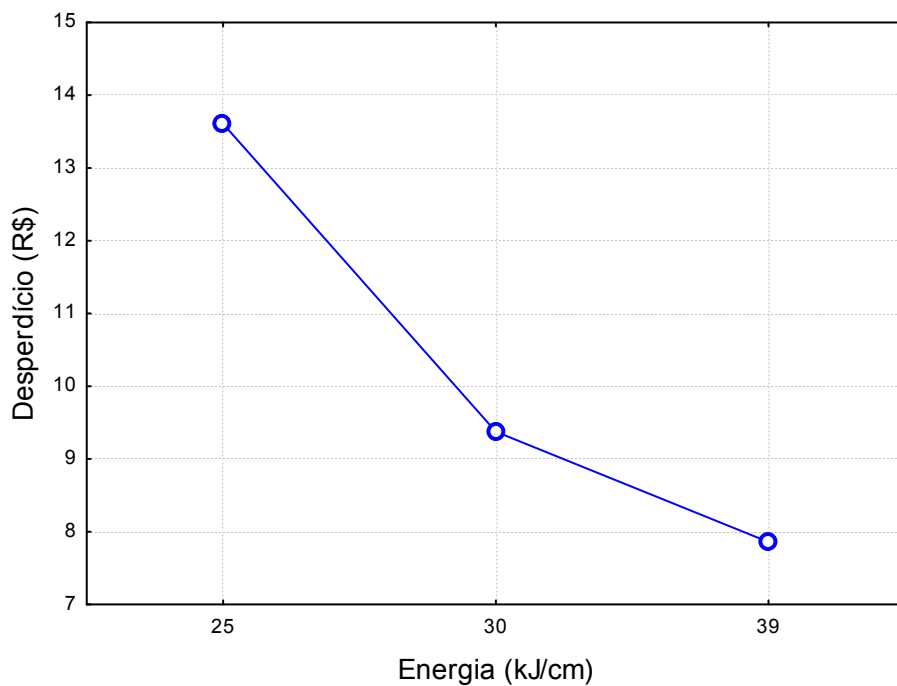
Figura 51. Gráfico de custos com metal de adição e da diluição dos revestimentos soldados.



Fonte: Autoria própria.

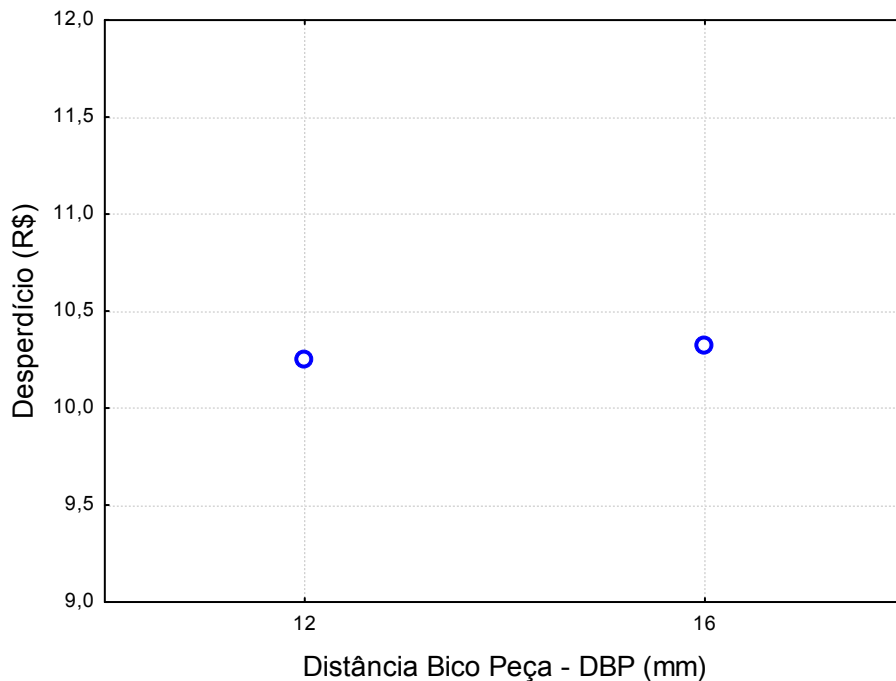
A Figura 52 e a Figura 53 representam uma tendência da influência da energia e DBP, respectivamente, sobre a quantidade de material de adição desperdiçado durante as soldagens dos revestimentos. Pela Figura 52 observa-se que o aumento da energia acarreta em uma redução significativa de desperdício com material de adição. Fato este que pode ser justificado devido ao aumento da energia que acarretou em um maior aporte térmico na poça de fusão, aumentando com isso sua eficiência de deposição e com conseqüente redução na quantidade de pó não fundido. A Figura 53 mostra que independentemente do nível de DBP utilizado, os níveis de desperdício durante as soldagens dos revestimentos foram similares.

Figura 52. Gráfico referente a influência da energia no custo do metal de adição desperdiçado durante as soldagens dos revestimentos.



Fonte: Autoria própria.

Figura 53. Gráfico referente a influência da DBP no custo do metal de adição desperdiçado durante as soldagens dos revestimentos.

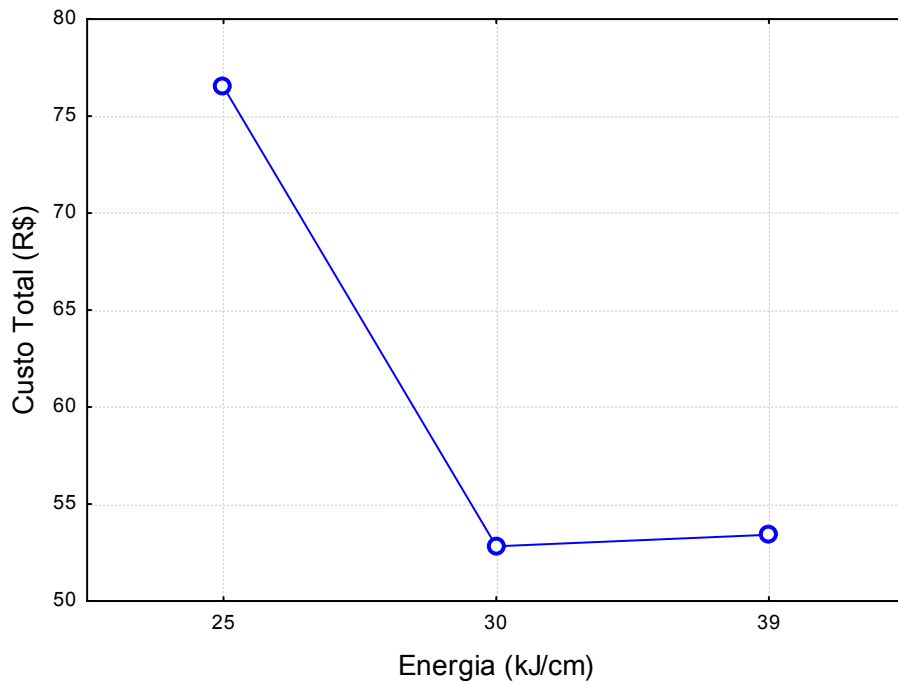


Fonte: Autoria própria.

A Figura 54 e Figura 55 mostram a influência da Energia (E) e DBP, respectivamente, sobre o custo total de material de adição necessário para as soldagens dos revestimentos. A Figura 54 mostra que a menor energia gera um maior custo do revestimento, resultado já esperado devido ao maior desperdício gerado por este nível de energia (Figura 52). Para os outros dois níveis de energia o custo do revestimento se comportou de maneira similar, sem grandes mudanças, resultado este que também pode ser justificado pelo menor nível de desperdício para estas energias (Figura 52).

Pela Figura 55 observa-se que o menor nível de DBP foi responsável por um custo menor para realização dos revestimentos. De um maneira geral foi possível constatar que os revestimentos soldados com PTA utilizando ligas de níquel apresentaram baixos custos em relação ao metal de adição, quando comparados com os resultados de custos do metal de adição de outros processos de soldagem,

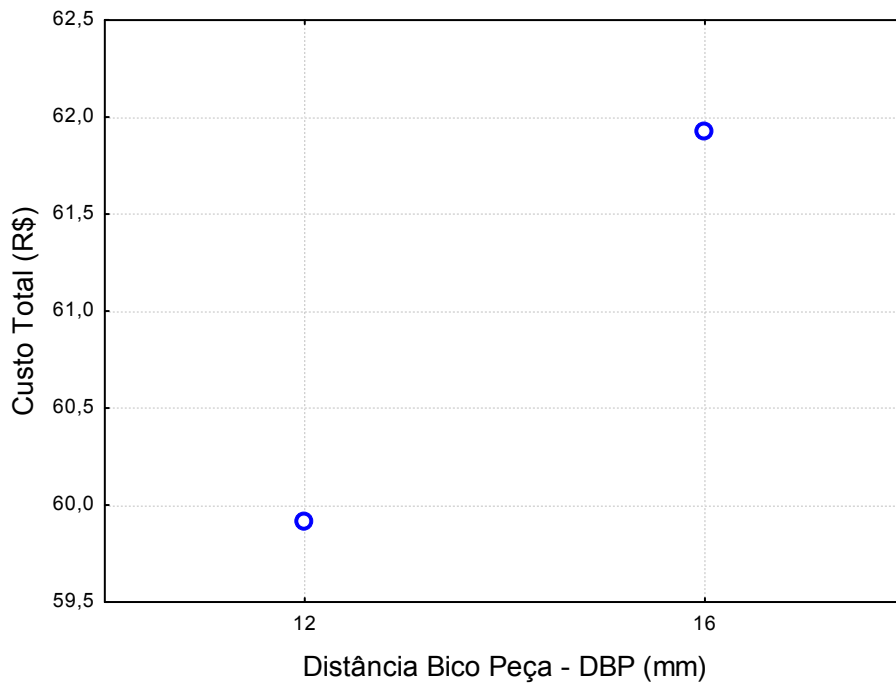
Figura 54. Gráfico referente a influência da energia no custo total de metal de adição necessário para as soldagens dos revestimentos.



Fonte: Autoria própria.

É importante destacar que os custos associados ao metal de adição utilizado nos revestimentos realizados neste trabalho ainda podem ser reduzidos bastante, com a redução do desperdício de pó. Desperdício este que foi potencializado neste trabalho por causa da realização de soldagens de revestimentos de pequeno comprimento e ainda por não se tratar de uma soldagem contínua, o que leva a várias interrupções na alimentação, gerando desperdício de pó no início e final de cada cordão de solda devido ao acionamento do alimentador ser independente da soldagem.

Figura 55. Gráfico referente a influência da DBP no custo total de metal de adição necessário para as soldagens dos revestimentos.



Fonte: Autoria própria.

4.4 Etapa IV – Caracterização Metalúrgica dos Revestimentos

Esta etapa tem como objetivo avaliar o efeito dos parâmetros de soldagem sobre a microestrutura dos revestimentos soldados. Esta avaliação foi realizada por meio da caracterização metalúrgica dos revestimentos soldados através do uso de várias técnicas de caracterização metalúrgicas, tanto na interface revestimento/substrato como no metal de solda de cada liga utilizada. A seguir são mostrados os principais resultados obtidos nesta etapa.

4.4.1 Caracterização Microestrutural da Interface Revestimento/Substrato

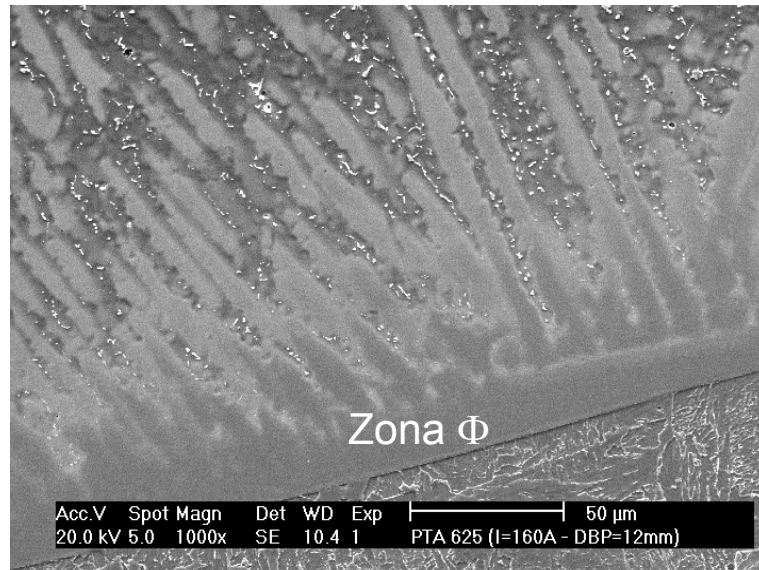
Inicialmente foi realizada a caracterização microestrutural da interface revestimento/substrato, o estudo desta região foi realizado com objetivo de analisar as macrossegregações presentes, pois nestas regiões podem ocorrer diversos problemas que alteram as propriedades do revestimento, como os de perda de tenacidade, fragilização por hidrogênio, corrosão sob-tensão e corrosão (DOODY, 1992; SAVAGE e SZEKERES, 1967).

Analisando a microestrutura dos revestimentos soldados, é de fácil percepção identificar os limites entre o revestimento/substrato, onde a partir deste limite na direção do metal de solda (revestimento) é possível identificar claramente uma região de transição denominada por Zona Parcialmente Misturada (ZPM), termo este que tem sido utilizado por diversos autores (AGUIAR, 2010; DOODY, 1992; SILVA, 2010) e será o termo adotado neste trabalho para esta região. Esta região é resultado de uma mistura incompleta entre os materiais, acarretando em uma diferença significativa de composição química (DOODY, 1992; OMAR, 1998).

Podem existir diversos tipos de ZPM's, que BEAUGRAND et al. (2009) as classificaram como: praia; península; baía; e zona Φ . Neste trabalho só foi encontrada a Zona Φ , cuja microestrutura é aparentemente monofásica numa escala microscópica, conforme pode ser observado na Figura 56. A Figura 57 e a Figura 58 mostram impressões de microdureza ao longo da ZPM, nas quais podem ser observados baixos níveis de dureza, quando comparados com os encontrados por outros autores em regiões similares (AGUIAR, 2010; SILVA, 2010). Estes resultados apontam indícios de não formação de zonas martensíticas (Zona M) nos revestimentos soldados neste trabalho, resultado este bastante importante do ponto de vista metalúrgico, uma vez que as zonas martensíticas são regiões ricas em Fe. Alguns autores (FENSKE, 2010; FENSKE *et al.*, 2012; OLIVEIRA, 2013) citam estas zonas de elevada dureza como regiões propícias a nucleação de trincas.

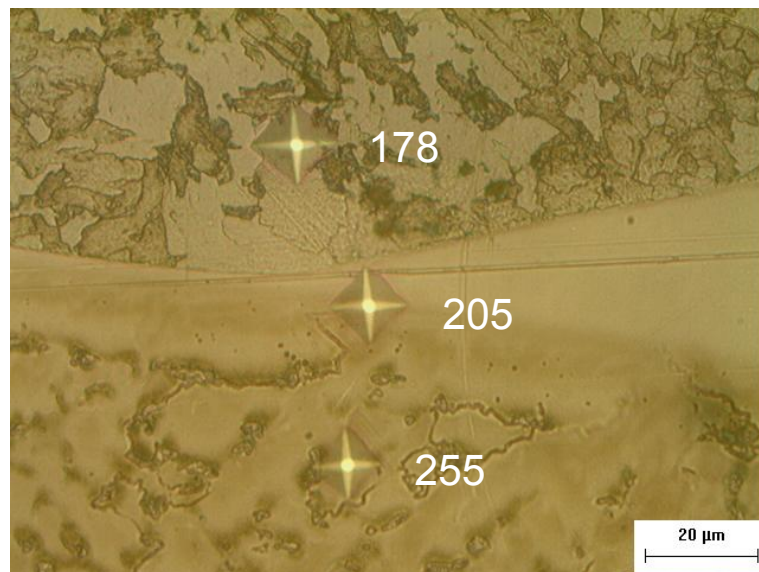
A Zona Φ predominou nas interfaces revestimento/substrato de todos os revestimentos. O modo de solidificação planar pode ser visualizado a partir de uma microestrutura monofásica, que devido a segregação de elementos de liga, como o cromo, nióbio e molibdênio pode mudar o modo de solidificação para celular e, em seguida para colunar dendrítica. Esta mudança, quanto ao modo de solidificação, pode ser observada pela Figura 59, que mostra a interface revestimento/substrato, na qual é possível observar as etapas referentes ao modo de solidificação originados a partir de uma região aparentemente monofásica que é a Zona Φ .

Figura 56. Zona Φ na interface revestimento/substrato do revestimento 6 soldado com a liga Inconel 625.



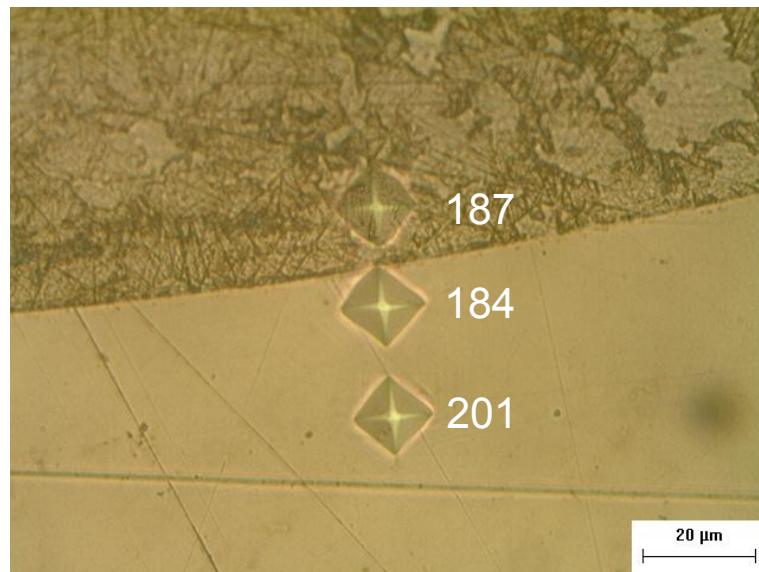
Fonte: Autoria própria.

Figura 57. Resultados de microdureza na ZPM do revestimento 7, com uso da liga Hastelloy C-276.



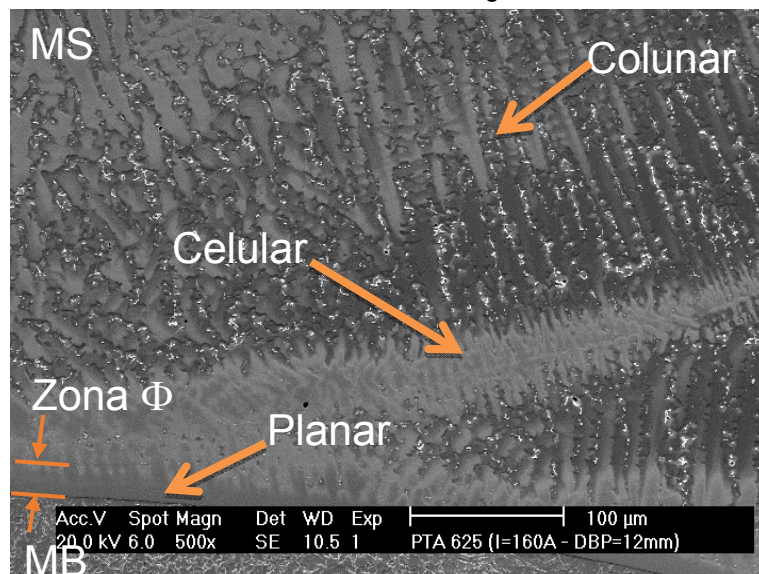
Fonte: Autoria própria.

Figura 58. Resultados de microdureza na ZPM do revestimento 6, com uso da liga Inconel 625.



Fonte: Autoria própria.

Figura 59. Etapas de solidificação a partir da Zona Φ na interface revestimento/substrato do revestimento 6 soldado com a liga Inconel 625.

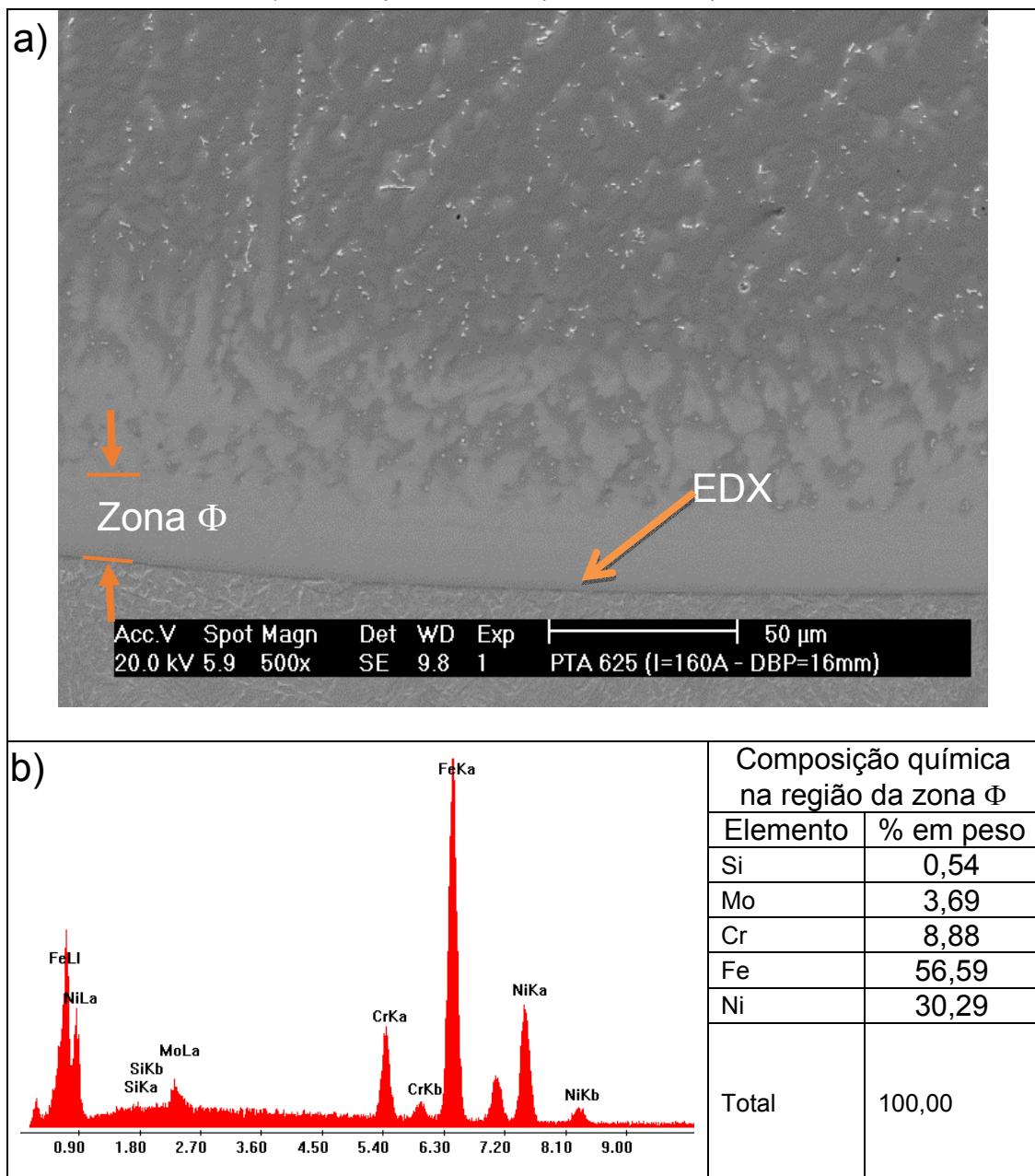


Fonte: Autoria própria.

A Figura 60a mostra a microestrutura indicando o local onde foi realizada a análise de composição química por EDX na zona Φ com seu respectivo espectro. Os resultados podem ser visualizados por meio da Figura 60b, na qual é possível observar resultados característicos de uma ZPM com uma composição química intermediária entre o metal de base e o metal depositado. Este resultado está de acordo com o modelo proposto por KOU e YANG (2007), onde o autor mostra que a

ZPM é rica com elementos do metal de base e apresenta ponto de fusão superior ao do metal de solda. É importante destacar que o resultado obtido foi pontual, e na prática não representa adequadamente a composição da zona Φ , pois esta zona possui uma composição variada em função da distância da linha de fusão devido ao gradiente de composição.

Figura 60. a) Microestrutura indicando EDX realizado na Zona Φ do revestimento 5 utilizando a liga Inconel 625. b) Análise química obtida por EDX correspondente a Zona Φ .

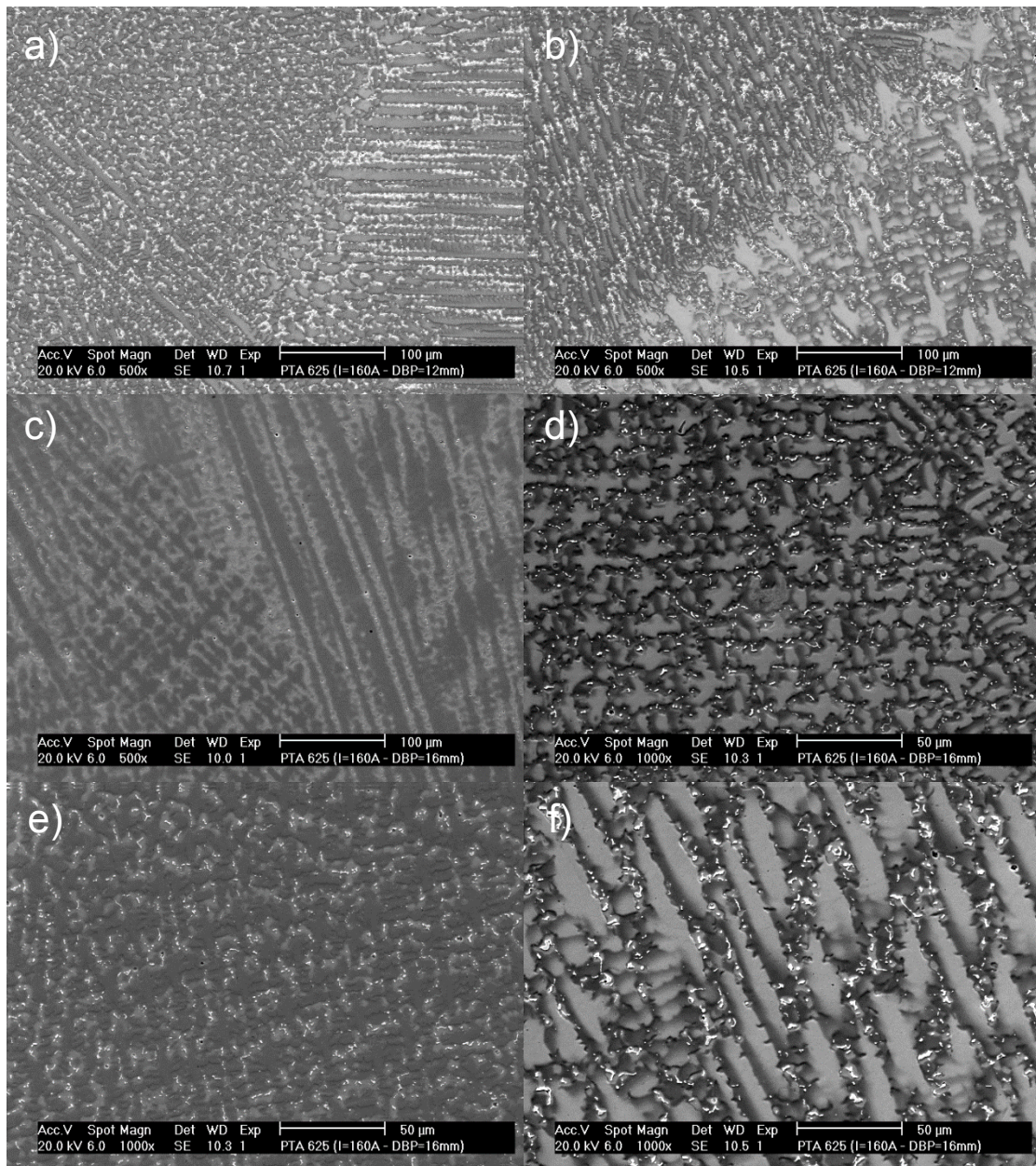


Fonte: Autoria própria

4.4.2 Caracterização Microestrutural da liga Inconel 625

Todos os revestimentos soldados com a liga Inconel 625 apresentaram microestruturas similares, constituídas de uma matriz γ , com a precipitação de fases secundárias nas regiões interdendríticas. A Figura 61 mostra o metal de solda de diversos revestimentos depositados com a liga Inconel 625.

Figura 61. Microestrutura do metal de solda da liga Inconel 625; onde a) e b) são referente ao revestimento 6; e c), d), e) e f) ao revestimento 5.

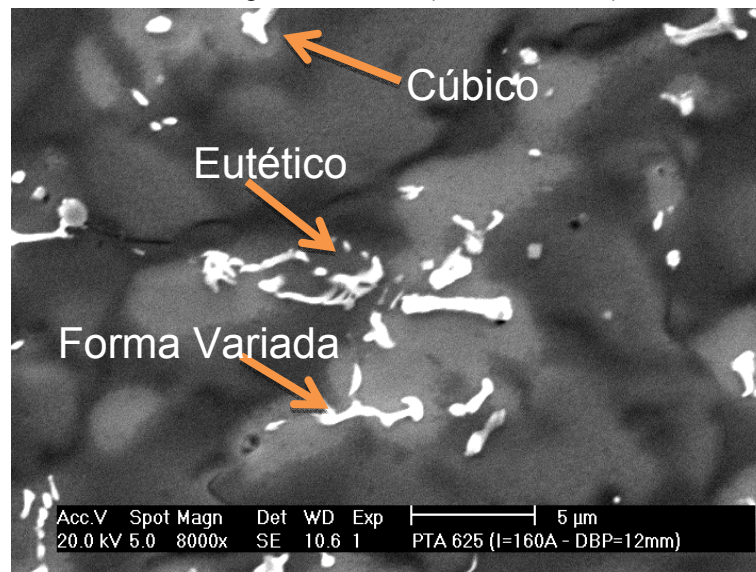


Fonte: Autoria própria

Por meio da Figura 61f pode-se destacar três regiões: escuras; claras; e as brancas. As regiões escuras representam a matriz γ , as mais claras se constituem das regiões interdendríticas desta matriz γ e, por último, as regiões brancas correspondem as fases secundárias formadas pelos precipitados nas regiões interdendríticas.

A Figura 62 mostra a microestrutura do revestimento 6. É possível observar as principais morfologias das fases secundárias precipitadas nas regiões interdendríticas da liga Inconel 625. Estas morfologias podem ser classificadas da seguinte maneira: em bloco com aspecto cúbico; eutética; e com forma variada. Esta classificação seguiu a mesma feita por AGUIAR (2010).

Figura 62. Morfologias das principais fases secundárias encontradas nos revestimentos depositados com a liga Inconel 625 (revestimento 6).

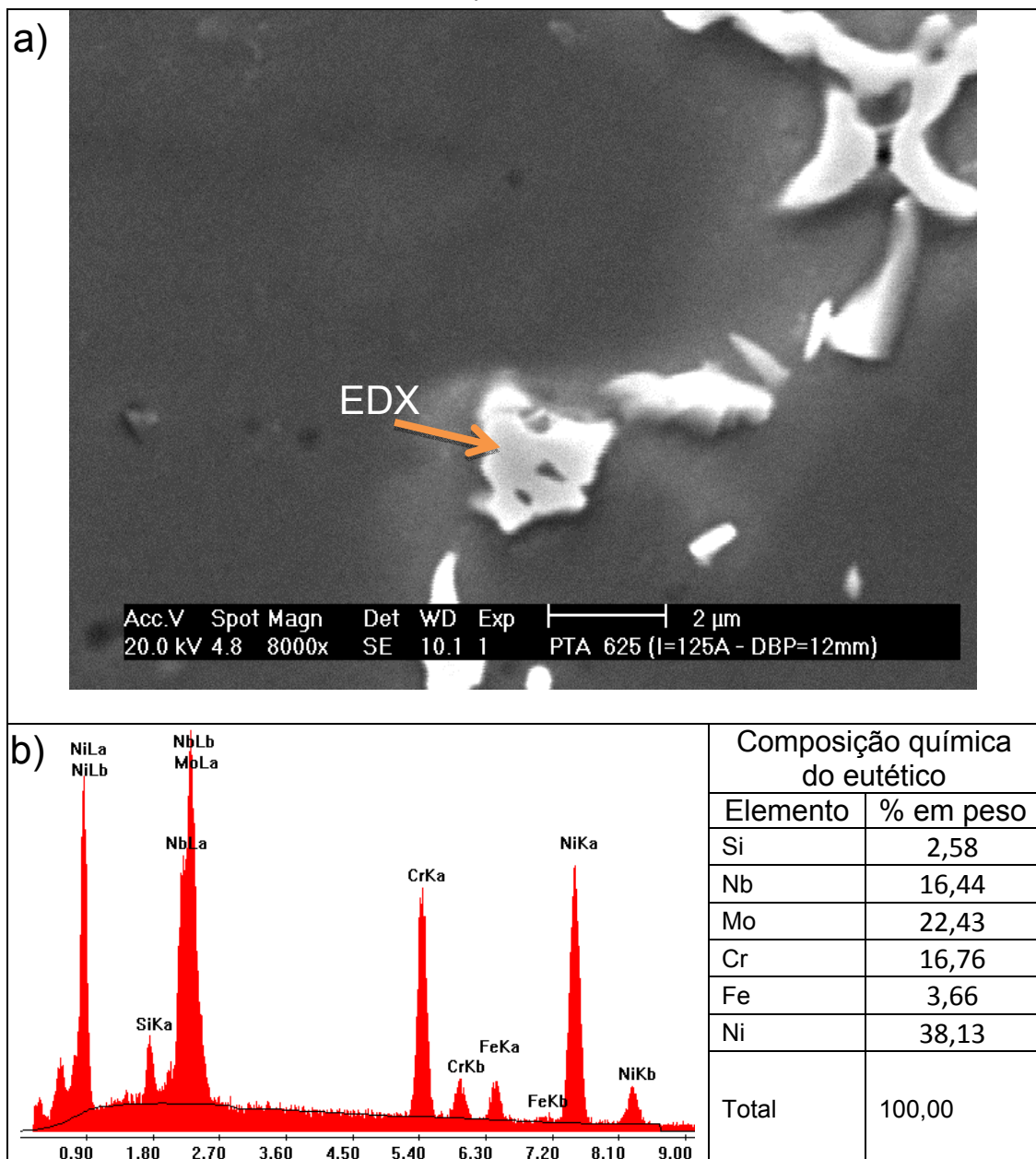


Fonte: Autoria própria.

A Figura 63 mostra um eutético contido na microestrutura do revestimento 2, sobre o qual foi realizada análise de composição química. O respectivo espectro de EDX desta partícula juntamente com a quantificação da composição da mesma, podem ser visualizados na Figura 63b. Por esta figura é possível observar que se trata de um precipitado rico em Ni, Cr, Mo e Nb, principais elementos da liga Inconel 625, na qual indica se tratar de fases do tipo Laves.

Inúmeros trabalhos (AGUIAR, 2010; BANOVIĆ et al., 2002; CIESLAK, 1991; DUPONT, 1996; SILVA, 2010) mostraram que as fases secundárias encontradas nas microestruturas da liga Inconel 625 eram constituídas de fases laves e carbonetos primários do tipo MC, sendo comum seu aparecimento com a fase γ com conseqüente formação de eutéticos. A liga Inconel 625 pode apresentar a fórmula $(\text{Nb,Mo,Ti,Si})(\text{Ni,Cr,Fe})_2$ para a fase laves e NbC para os carbonetos do tipo MC (ASM, 2004).

Figura 63. a) Eutético no metal de solda do revestimento 2. b) Análise de composição química obtida por EDX.

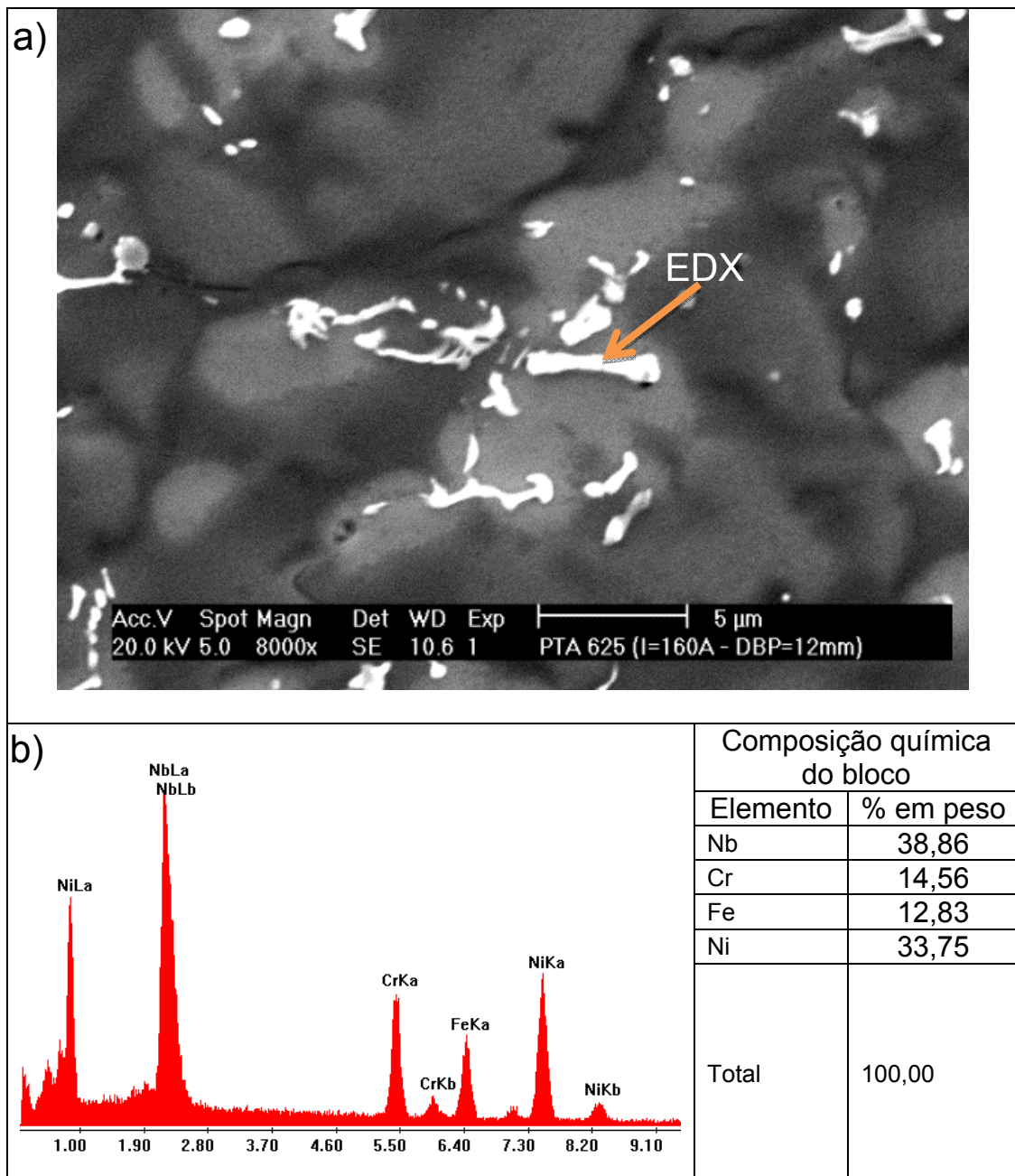


Fonte: Autoria própria

Capítulo IV – Resultados e Discussão

Quanto aos precipitados em forma de blocos, estes podem ser observados através da Figura 64a, na microestrutura do revestimento 9. A Figura 64b mostra os resultados de análise química obtida por EDX, na qual é possível destacar o elevado teor de nióbio, o que indica se tratar de um provável carboneto do tipo NbC.

Figura 64. a) Precipitado em bloco na microestrutura do metal de solda do revestimento 9. b) Análise de composição química obtida por EDX constatando elevado teor de nióbio.



Fonte: Autoria própria

Com intuito de determinar os elementos formadores das fases secundárias, foram calculados os valores dos coeficientes de redistribuição do soluto (k) dos principais componentes da liga Inconel 625. Este cálculo é importante de modo a possibilitar avaliar a tendência de segregação de cada elemento de liga. Para determinação do k foi utilizado a mesma metodologia empregada por outros autores (AGUIAR, 2010; DUPONT, 1996; SILVA, 2010), as quais foram realizadas medidas de composição química por EDX no centro das dendritas (CD) que correspondeu a composição do primeiro sólido (C_s) e no metal de solda que representou a composição da liga (C_0), estas medidas foram realizadas no final da camada do revestimento 5. Os resultados de composição química por EDX e os valores calculados de k são apresentados na Tabela 44.

Tabela 44. Valores de k obtidos no final do revestimento 5.

Elemento	% em peso		$k=C_s/C_L$
	MS ($C_0=C_L$)	CD (C_s)	
Nb	$3,28 \pm 0,42$	$1,651 \pm 1,35$	0,50
Mo	$8,10 \pm 0,72$	$7,42 \pm 0,52$	0,91
Cr	$18,05 \pm 1,98$	$18,36 \pm 0,36$	1,01
Fe	$19,35 \pm 3,20$	$19,78 \pm 1,22$	1,02
Ni	$50,30 \pm 2,32$	$50,96 \pm 0,40$	1,01

Fonte: Autoria própria - Legenda: MS = composição do metal de solda, CD = composição no centro da dendrita.

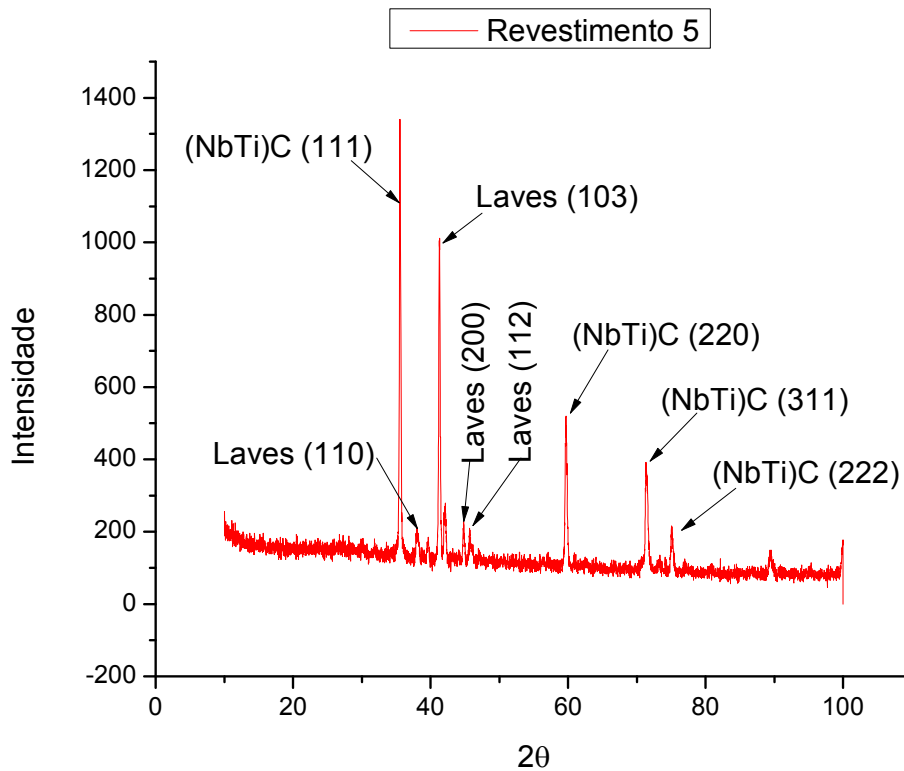
Com base nos resultados apresentados na Tabela 44, é possível observar que os elementos nióbio (Nb) e molibdênio (Mo) apresentaram $k < 1$, o que implica em segregação destes elementos para o líquido interdendrítico, sendo o nióbio o elemento que segrega de maneira mais intensa, pois apresenta $k = 0,5$. Já o Níquel (Ni), o Cromo (Cr) e o Ferro (Fe) apresentaram resultados semelhantes com $k > 1$, fazendo com que estes elementos tendam a segregar para o centro da dendrita. Resultados similares para os valores de k foram obtidos por outros autores (AGUIAR, 2010; DUPONT, 1996; SILVA, 2010).

A segregação dos elementos, como o nióbio e o molibdênio é natural à medida que se aumenta o teor de ferro com a diluição, esta segregação fica mais evidente, pois acarreta uma diminuição de solubilidade destes elementos na matriz γ . De uma maneira geral, quanto maior a participação do ferro no metal de solda, maior o potencial de segregação destes elementos para o líquido interdendrítico (BANOVIC et al., 2002).

Análise de difração de raios-X foram realizadas em todas as amostras soldadas com a liga Inconel 625 com intuito de confirmar de maneira qualitativa a presença de fases secundárias e carbonetos no metal de solda destes revestimentos. Esta análise foi realizada a partir de pós dos precipitados extraídos de maneira eletrolítica com base na norma ASTM E963-10 (ASTM, 2010). Devido à grande agitação das partículas de pós ocorridas durante as etapas de lavagem e secagem dos mesmos, a porção de pó avaliada foi considerada homogênea e representativa do percentual total de precipitados presentes nas ligas.

A Figura 65 mostra o resultado da análise de difração de raios-x do revestimento 5. Os resultados mostraram a presença de carbonetos e fase laves. Os carbonetos foram identificados como sendo (NbTi)C por meio do padrão PDF 47-1418) e a fase laves por meio do padrão PDF 07-0145. É importante destacar que o padrão escolhido para identificação da fase laves não corresponde exatamente a fase observada neste trabalho. Este padrão corresponde a uma fase laves bastante complexa, que contém Cr, Fe, Mo Si e Ti, cuja fórmula química empírica é $Cr_5Fe_{50}Mo_{8,90}Si_{5,70}Ti_{20,40}$. Este padrão foi utilizado neste trabalho por dois motivos, o primeiro por se tratar de um padrão de fase laves que contém a maioria dos elementos químicos presentes na liga Inconel 625, e o segundo, por apresentar estrutura cristalina hexagonal com parâmetros de rede ($a = 0,477$ nm e $c = 0,779$ nm) compatível com o reportado na literatura para a fase Laves rica em Nb (estrutura cristalina hexagonal, $a = 0,479$ nm, $c = 0,770$ nm) (CIESLAK, 1991).

Figura 65. Resultado da análise de difração de raios-X do revestimento 5.



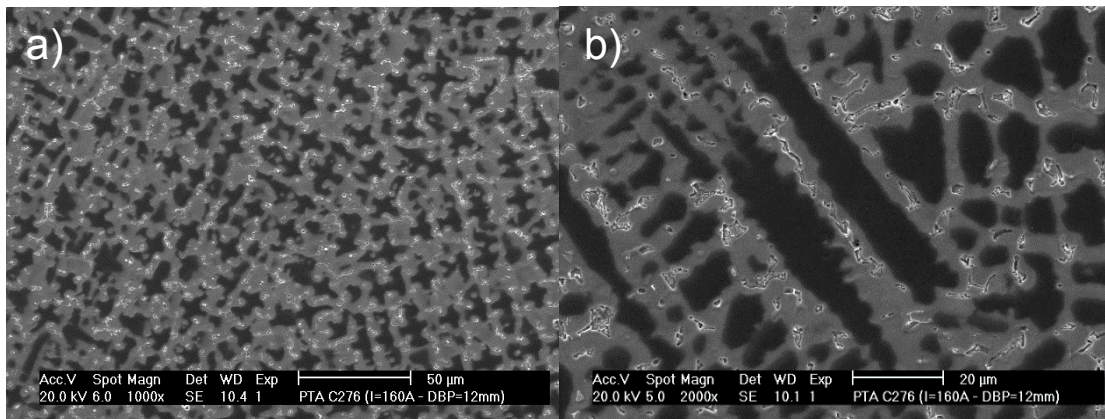
Fonte: Autoria própria.

A análise por difração de raios-x para todos os outros revestimentos que utilizaram a liga Inconel 625 também mostrou que as fases secundárias encontradas nesta liga são fase laves e carbonetos primários do tipo (NbTi)C. Estes resultados estão de acordo com os resultados obtidos por AGUIAR (2010) e SILVA (2010) durante suas respectivas caracterizações da liga Inconel 625 através da técnica de análise por difração de raios-x. SILVA (2010) comprovou via microscopia eletrônica de transmissão a presença de fases laves e carbonetos do tipo (NbTi)C em revestimentos soldados com a liga Inconel 625 utilizando o processo de soldagem TIG com alimentação automática de arame frio.

4.4.3 Caracterização Microestrutural da liga Hastelloy C-276

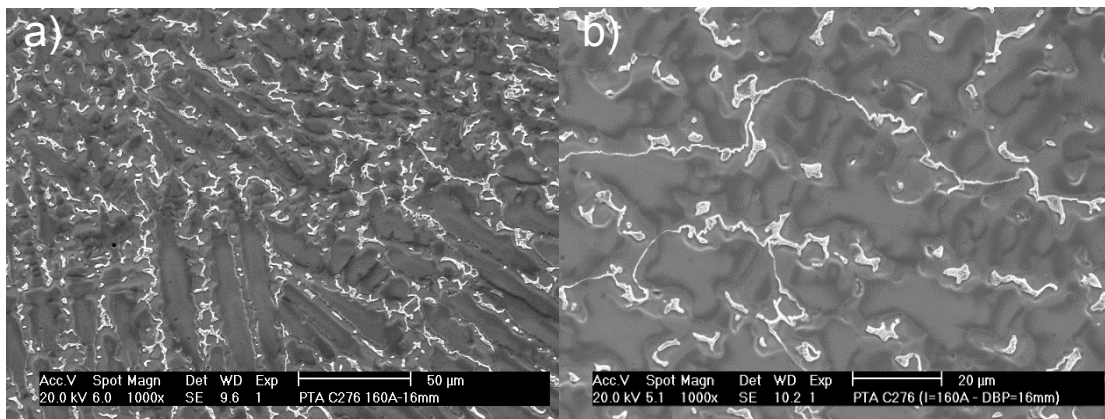
A microestrutura da liga Hastelloy C-276 apresentou, de uma maneira geral uma semelhança com a Inconel 625, ou seja, constituído de uma matriz γ , com a precipitação de fases secundárias nas regiões interdendríticas, conforme pode ser visualizado na Figura 66 e Figura 67.

Figura 66. a) e b) Microestruturas do metal de solda referente ao revestimento 8.



Fonte: Autoria própria

Figura 67. a) b) Microestruturas do metal de solda referente ao revestimento 7.



Fonte: Autoria própria

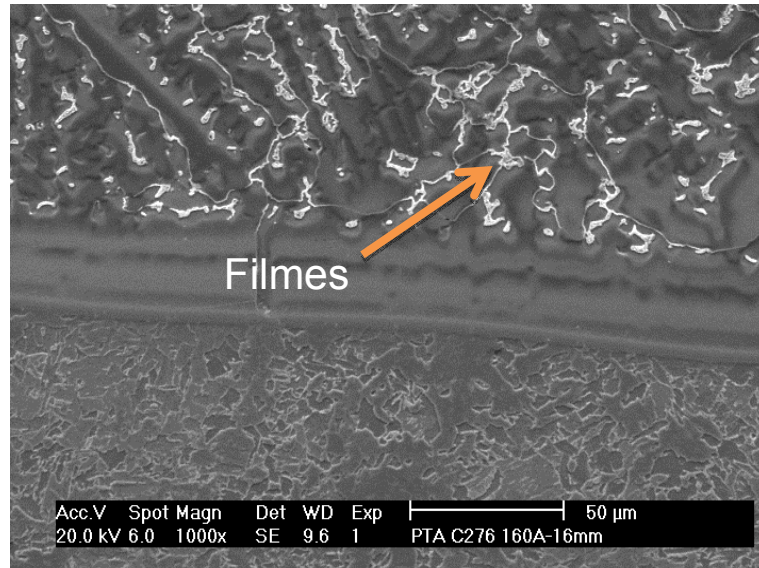
A distribuição dos elementos de liga dos revestimentos soldados com a liga Hastelloy C-276 seguiu o mesmo comportamento de distribuição observado no caso da liga Inconel 625, indicando a ocorrência de microsegregação. As fases secundárias encontradas na liga Hastelloy C-276 apresentaram diferentes morfologias, nas quais foram classificadas como filmes, disformes e eutéticas.

A Figura 68 mostra filmes de precipitados ao longo dos contornos de grãos e subgrãos de solidificação. Esta morfologia foi identificada com maior frequência em cordões que sofreram reaquecimento devido a diversos ciclos térmicos ocasionados pela deposição de novos cordões de solda. Outra informação importante referente aos filmes de precipitados, é que estes ocorreram em regiões próximas da interface substrato/metal de solda.

A Figura 69 mostra a microestrutura contendo a morfologia da fase secundária do tipo disforme, que está presente nas regiões interdendríticas. Esta

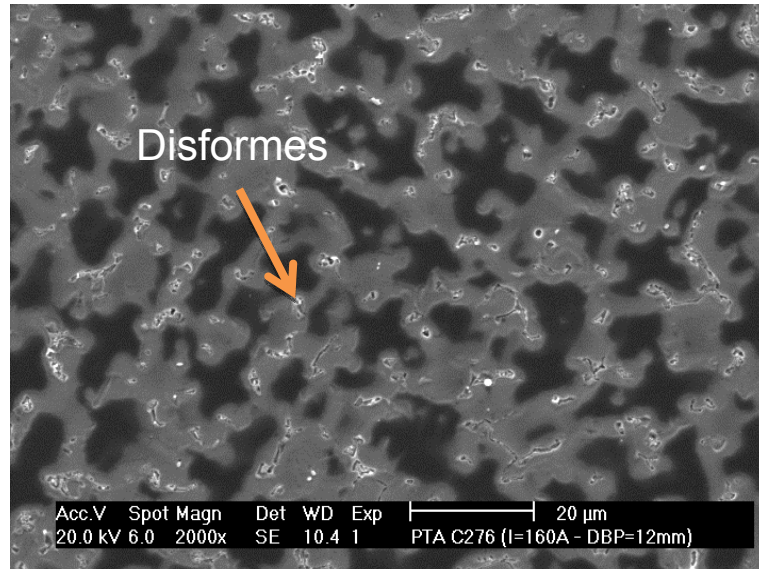
recebeu este nome por assumir uma forma variada do líquido interdendrítico no final da solidificação.

Figura 68. Morfologia em forma de filmes encontrada no revestimento 7.



Fonte: Autoria própria.

Figura 69. Morfologia em forma de disforme encontrada no revestimento 8.



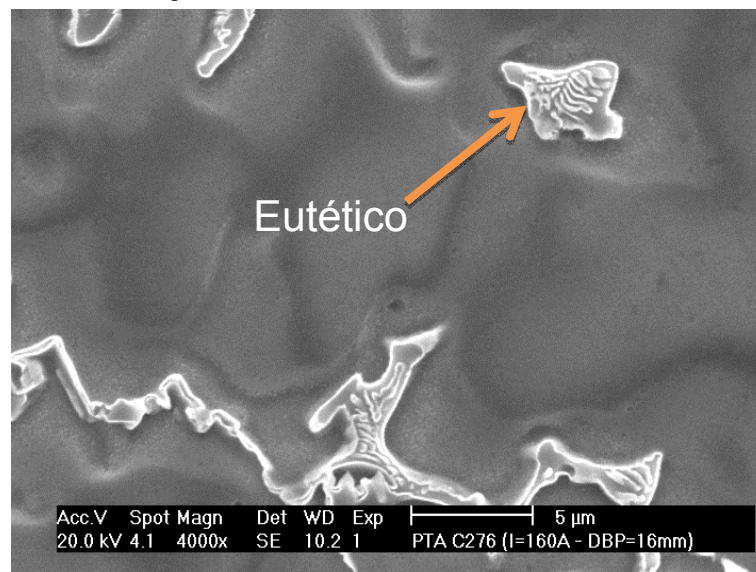
Fonte: Autoria própria.

Por último, outra morfologia encontrada na microestrutura da liga Hastelloy C-276 foi do tipo eutético, com um aspecto do tipo lamelar, conforme pode ser observado na Figura 70. Esta morfologia de precipitado foi encontrada com certa frequência e normalmente distante da interface.

Capítulo IV – Resultados e Discussão

Com intuito de determinar os elementos formadores das fases secundárias através do cálculo dos valores dos coeficientes de redistribuição do soluto (k) dos principais componentes da liga Hastelloy C-276, foram realizadas medidas de composição química por EDX no centro das dendritas e no metal de solda. As medidas no metal de solda, ocorreram no final da camada do revestimento 7. É importante destacar que o procedimento utilizado para o cálculo do k foi o mesmo utilizado durante a análise da liga Inconel 625. Os resultados de composição química por EDX e os valores calculados de k são apresentados na Tabela 45.

Figura 70. Morfologia em forma de eutético encontrado no revestimento 7.



Fonte: Autoria própria.

Tabela 45. Valores de k obtidos no final da camada do revestimento 7.

Elemento	% em peso		$k=C_s/C_L$
	MS ($C_o=C_L$)	CD (C_s)	
W	$7,96 \pm 1,09$	$7,47 \pm 0,68$	0,94
Mo	$18,62 \pm 0,21$	$17,47 \pm 2,25$	0,93
Cr	$12,25 \pm 0,55$	$12,34 \pm 0,12$	1,00
Fe	$17,61 \pm 2,2$	$23,59 \pm 0,97$	1,34
Ni	$33,68 \pm 1,92$	$38,68 \pm 2,04$	1,14

Fonte: Autoria própria. Legenda: MS = composição do metal de solda, CD = composição no centro da dendrita.

Com base nos resultados apresentados na Tabela 45, é possível observar que os elementos tungstênio (W) e molibdênio (Mo) apresentaram com $k < 1$ o que implica em segregação destes elementos para o líquido interdendrítico. O tungstênio e o molibdênio apresentaram valores de k bem próximos, sendo o tungstênio o

elemento que apresentou um maior valor de k , o que implica em um menor potencial de segregação para o líquido interdendrítico, comportamento que pode ser justificado pela sua menor difusividade. Em relação ao Cromo (Cr), este apresentou $k=1$, o que implica em um comportamento neutro no que diz respeito a segregação deste elemento. Já o Níquel (Ni) e o Ferro (Fe) apresentaram resultados semelhantes aos da liga Inconel 625 com $k>1$, fazendo com que estes elementos tendam a segregar para o centro da dendrita.

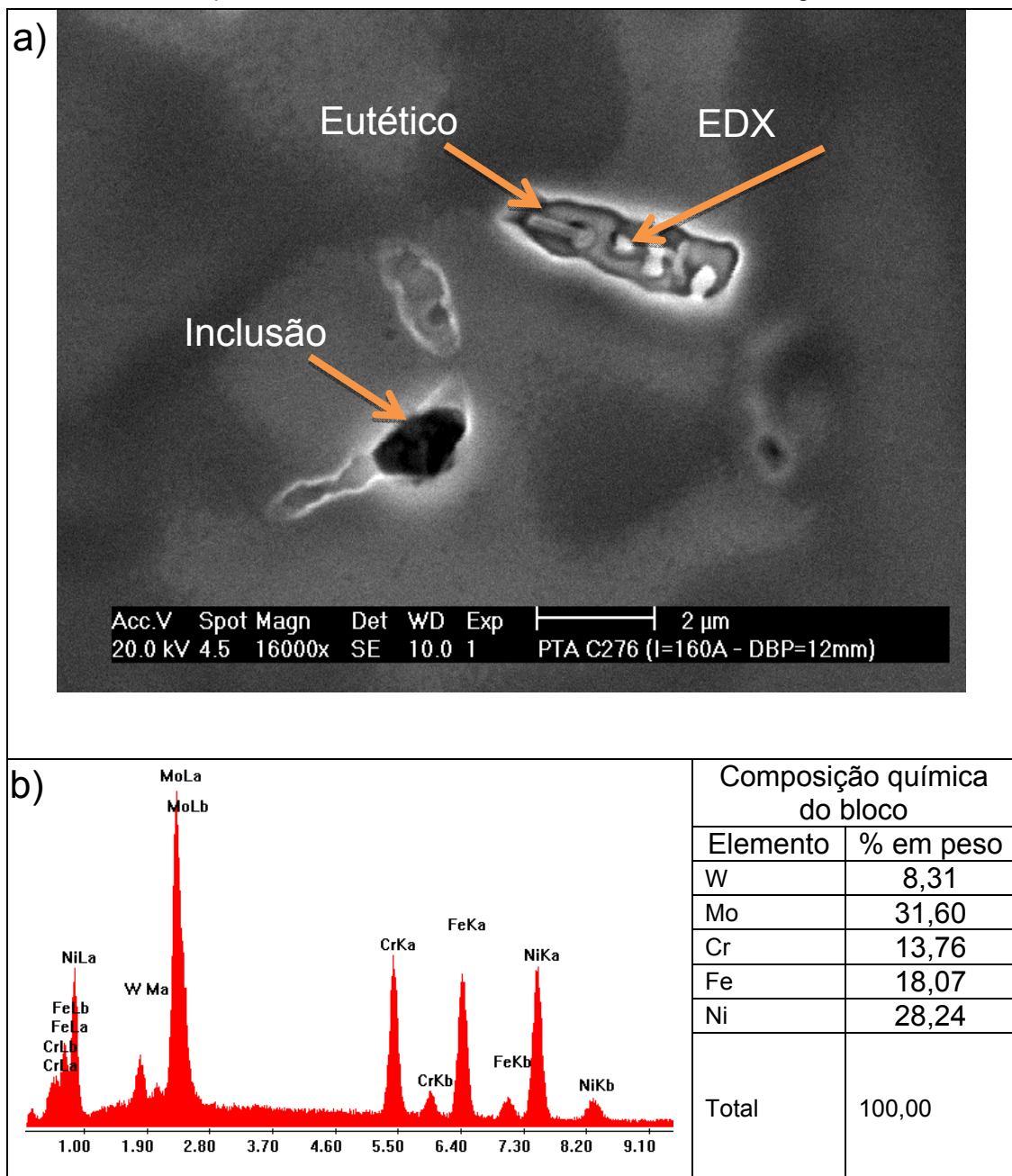
Com intuito de conhecer a composição química das fases secundárias, foram realizadas diversas microanálises por EDX. A Figura 71a mostra a microestrutura do revestimento 8, onde é possível observar precipitados nucleados em torno de uma inclusão. Observa-se ainda precipitados com morfologia tipo eutética, na qual foi realizado uma análise química por EDX. Os resultados desta análise podem ser visualizados por meio da Figura 71b. De acordo com os resultados de EDX é possível observar que se trata de um precipitado rico em tungstênio e molibdênio. O elevado teor de W e Mo está de acordo com os valores dos coeficientes de redistribuição do soluto (k) menor que um, o que implica na migração destes elementos para o líquido interdendrítico.

Diversos autores já vem estudando a microestrutura das ligas Ni-Cr-Mo com adição de W. RAGHAVAN et al. (1982) identificaram na microestrutura destas ligas as fases P, μ e M_6C , já CIESLAK et al. (1986) identificaram somente as fases P e μ . AGUIAR (2010) e SILVA (2010) encontraram as fases P, μ e σ , além de picos indexados para a matriz γ por difração de raios-X. SILVA (2010) percebeu a dificuldade de identificação destas fases somente por análise química, devido a semelhança nos resultados. RAGHAVAN et al. (1982) também enfatizaram que a diferenciação destas fases não pode ser feita somente por análise química.

Desta forma foi realizada análise de difração de raio-X dos precipitados extraídos na forma de pó de modo a possibilitar a identificação destas fases. A Figura 72 mostra os resultados da análise de difração de raios-X para o revestimento 7, é possível observar as fases P, μ e σ . A fase σ foi identificada por meio do padrão PDF 09-0050, a fase P por meio do padrão PDF 31-0404, já a fase μ foi identificada por meio do padrão PDF 29-0489. Além destas fases ainda foram encontrados resíduos da matriz γ identificada pelo padrão PDF 04-0850. Ainda por

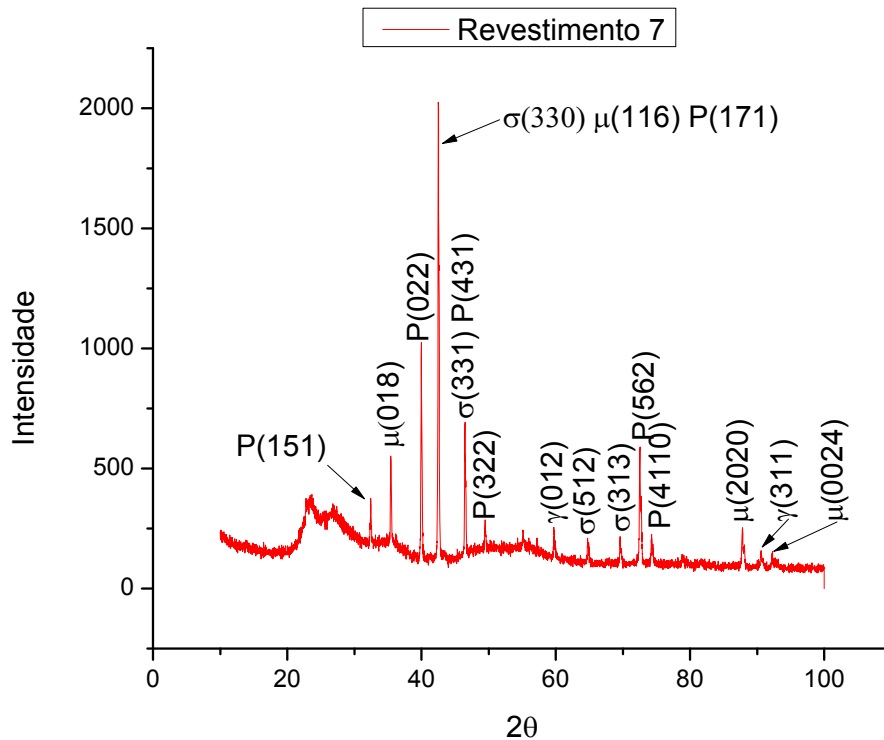
esta figura observa-se a predominância dos picos indexados a fase P, mostrando esta fase como a principal fase secundária encontrada na microestrutura da liga Hastelloy C-276. Estes resultados estão de acordo com os encontrados por AGUIAR (2010) e por SILVA (2010). É importante destacar ainda a sobreposição de picos da fase P com as fases μ e σ , e da fase P com a fase σ .

Figura 71. a) Microestrutura do metal de solda do revestimento 8. b) Análise de composição química obtida por EDX constatando elevado teor de molibdênio e tungstênio.



Fonte: Autoria própria

Figura 72. Análise de difração de raios-X do revestimento 7.



Fonte: Autoria própria.

4.5 Etapa V - Avaliação das propriedades mecânicas dos revestimentos – Ensaio de microdureza

Após a realização dos ensaios de microdureza Vickers no metal de solda, foi realizado um tratamento estatístico com os resultados utilizando a análise de variância ANOVA, do qual foi extraído o nível de significância “ α ” dos fatores de controle sobre a microdureza do metal de solda (Tabela 46). Por esta tabela, pode ser observado que todos os fatores de controle analisados tiveram influência significativa sobre a microdureza do metal de solda, para $\alpha = 6,5 \%$.

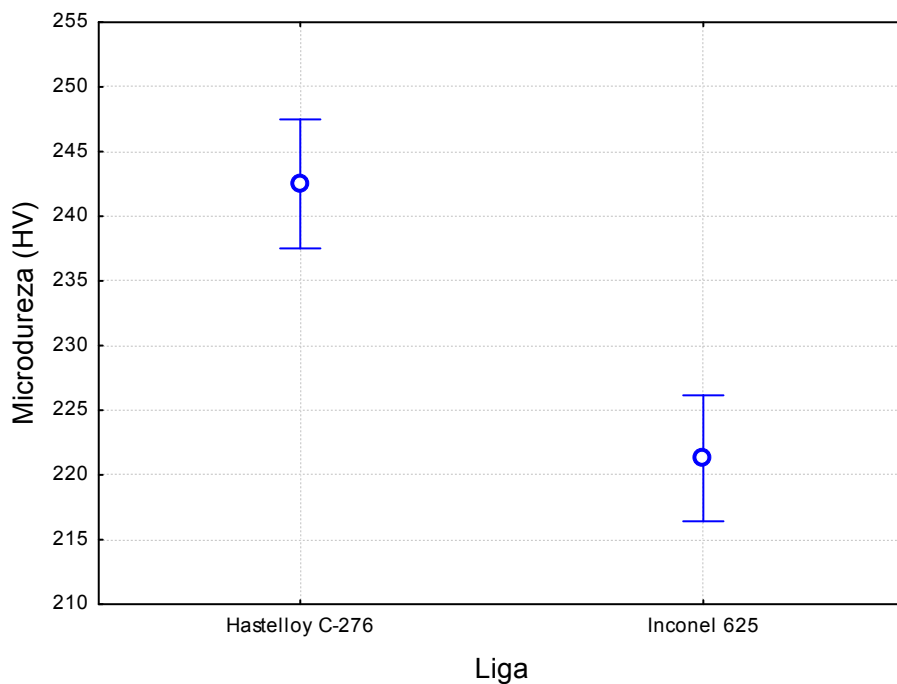
Tabela 46. Influência dos fatores de controle sobre a microdureza no metal de solda, em função do nível de significância “ α ” referente aos fatores de controle variados nas soldagens de revestimentos.

Fatores de Controle	Microdureza (α)
Liga	0,065
Energia	0,002
DBP	0,000

Fonte: Autoria própria

A Figura 73 mostra a influência do metal de adição sobre a microdureza do metal de solda. Por esta figura, é possível observar que a liga Hastelloy C-276 apresentou maiores níveis de dureza comparado com a liga Inconel 625. A maior dureza encontrada para a liga Hastelloy C-276 pode ser justificada pelo fato desta liga apresentar maiores teores de elementos endurecedores por solução sólida. AGUIAR (2010) encontrou resultados semelhantes analisando as mesmas ligas estudadas neste trabalho.

Figura 73. Influência do metal de adição sobre a microdureza do metal de solda.

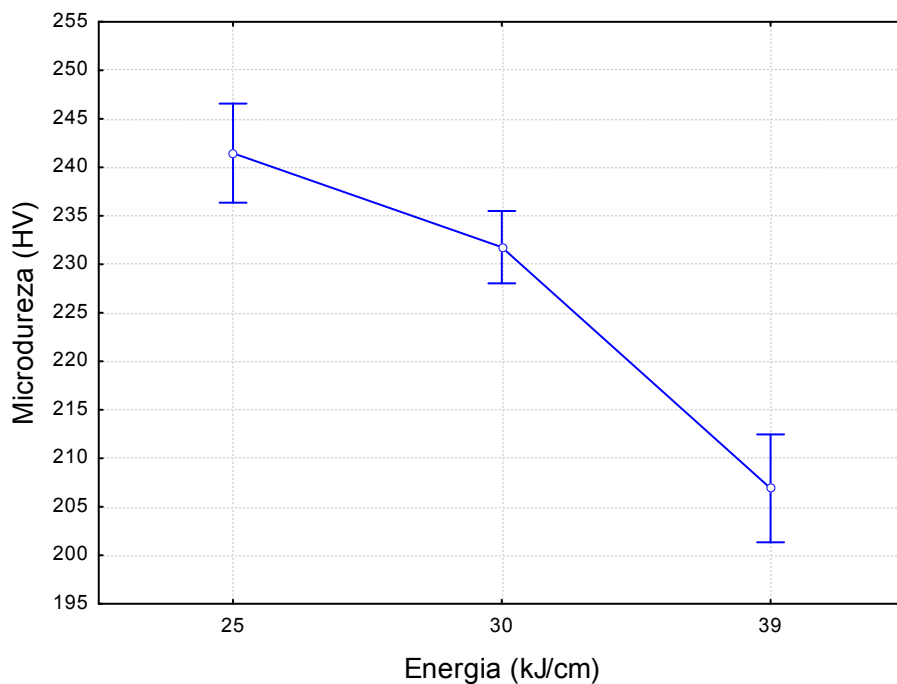


Fonte: Autoria própria.

A Figura 74 mostra a influência do nível de energia sobre a microdureza no metal de solda, onde observa-se que os níveis de dureza tendem a diminuir com o aumento do nível de energia. É importante lembrar que as ligas utilizadas neste trabalho são endurecidas por solução sólida com precipitação de fases secundárias, e que a dureza no metal de solda está diretamente relacionada com a dureza da matriz. Desta forma, este resultado pode ser justificado pelo fato de que, quando aumenta-se o nível de energia, diminui-se a velocidade de resfriamento e aumenta-se o nível de precipitação de fases secundárias, logo, menor será a participação dos elementos endurecedores por solução na matriz. De uma maneira geral, o efeito da

diminuição da dureza da matriz devido à substituição de elementos endurecedores por solução sólida pelo ferro é mais significativo que o endurecimento provocado pela presença das fases secundárias, resultando com isso, na redução da dureza no metal de solda com o aumento do nível da energia de soldagem. AGUIAR (2010) encontrou resultados semelhantes para o aumento do nível de energia.

Figura 74. Influência do nível de energia sobre a microdureza do metal de solda.



Fonte: Autoria própria.

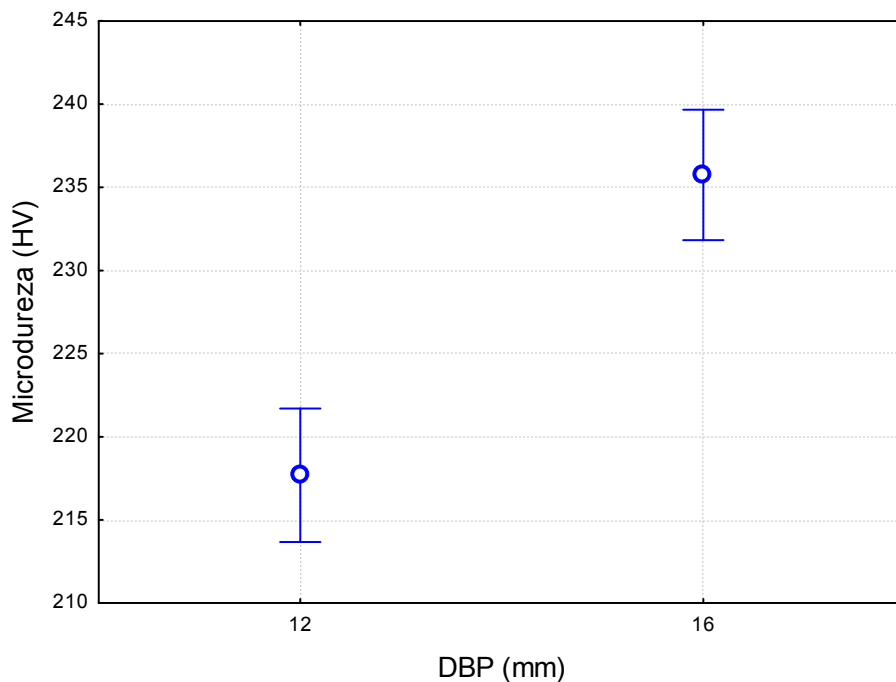
A Figura 75 mostra a influência da Distância Bico Peça (DBP) sobre a microdureza no metal de solda. Por esta figura é possível observar menores níveis de dureza para uma menor DBP, resultado este que pode ser justificado pelo fato de que, quando se utiliza uma menor DBP têm-se um aumento da eficiência térmica do arco plasma, conseqüentemente uma maior quantidade de calor é imposta à peça de fusão, reduzindo a velocidade de resfriamento e aumentando o nível de precipitação de fases secundárias, ou seja, comportamento similar ao analisado para a energia de soldagem.

AGUIAR (2010) reforçou que o aumento da diluição causado pelo aumento do nível de energia, acarreta em uma substituição de elementos como o nióbio, molibdênio e tungstênio pelo ferro, endurecendo a matriz por solução sólida e

ao mesmo tempo favorecendo a precipitação de fases secundárias.

Através de uma análise geral, é possível associar que, a redução da dureza do metal de solda em função do aumento da energia e em função da redução da DBP é mais significativo devido à substituição de elementos endurecedores por solução sólida pelo ferro do que o endurecimento provocado pela presença das fases secundárias (AGUIAR, 2010).

Figura 75. Influência da DBP sobre a microdureza do metal de solda.



Fonte: Autoria própria.

4.6 Etapa VI – Avaliação da resistência a corrosão dos revestimentos

Foram realizados ensaios para avaliar a resistência à corrosão dos revestimentos soldados utilizando as ligas Inconel 625 e Hastelloy C-276. Para isto foi determinada a temperatura crítica de pite segundo a norma ASTM G 48 – 03 (2009) – método C. A temperatura para realização do primeiro ensaio foi escolhida com base no trabalho realizado por AGUIAR (2010), onde o mesmo encontrou uma Temperatura Crítica de Pite (TCP) de 55°C para a liga Inconel 625 com uso do processo de soldagem MIG/MAG. Baseado nestes resultados a temperatura inicial foi estabelecida em 45°C.

Para os ensaios utilizando a liga Inconel 625, os testes foram interrompidos a 75°C por apresentarem pites em uma de suas faces, além de perda de massa superior a 0,0001 g/cm, conforme pode ser observados na Figura 76. A temperatura encontrada nestes ensaios é superior à obtida por GITTOS e GOOCH (1996), onde o autor encontrou uma TCP de 65°C durante análise da liga Inconel 625 com uso do MIG/MAG como processo de soldagem.

Figura 76. Resultado do ensaio de corrosão por imersão em solução de cloreto férrico e ácido clorídrico segundo a norma ASTM G48 para a liga Inconel 625 a uma temperatura de 75°C.

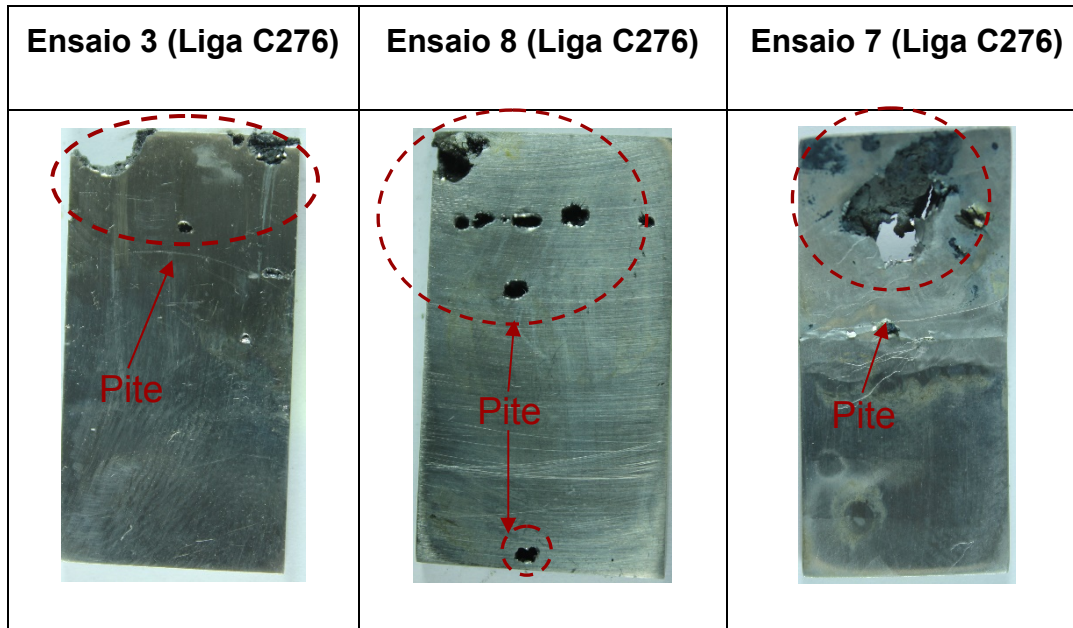


Fonte: Autoria própria

Após ensaios a 60 °C para a liga Hastelloy C-276, os testes foram interrompidos por apresentarem pites em suas faces e perda de massa superior a 0,0001 g/cm², conforme pode ser observado na Figura 77. É importante destacar que os pites apresentados sempre se iniciaram na face mais próxima ao metal de base, e não na superfície do revestimento. Desta forma, com base nos resultados obtidos, não pode-se desqualificar o uso da liga Hastelloy C-276 para temperaturas superiores a 60 °C. A Tabela 47 mostra a TCP para as ligas analisadas neste trabalho.

Capítulo IV – Resultados e Discussão

Figura 77. Resultado do ensaio de corrosão por imersão em solução de cloreto férrico e ácido clorídrico segundo a norma ASTM G48 para a liga Hastelloy C-276 a uma temperatura de 60°C.



Fonte: Autoria própria

Tabela 47. Temperatura crítica de pite (TCP) dos revestimentos soldados e teor de Fe na superfície do revestimentos ensaiados.

Liga	TCP (°C)	Fe (% em massa)
Inconel 625	75	9 - 21
Hastelloy C-276	60	15 - 17

Fonte: Autoria própria.

Quando se fala em resistência à corrosão, normalmente associa-se ao teor de ferro contido no metal de solda. GITTOS e GOOCH (1996) destacaram em seu trabalho que a preocupação com a resistência a corrosão não se deve somente ao ferro, mas também a presença de elementos de liga que promovem o aumento de resistência à corrosão, tais como cromo e molibdênio. Os autores destacaram ainda que a presença de um maior teor de ferro em solução sólida devido ao aumento da diluição acarreta em uma redução dos níveis de cromo e molibdênio, com conseqüente queda da resistência à corrosão. Outro fator que favorece a segregação destes elementos, são os ciclos térmicos que o metal de solda recebe durante a soldagem de revestimentos, ou seja, cada cordão de solda do revestimento está sujeito aos ciclos térmicos dos passes posteriores da camada de revestimento, potencializando a segregação de elementos como o cromo e o molibdênio.

CAPÍTULO V

5 CONSIDERAÇÕES FINAIS

Com base nos resultados obtidos e nas análises realizadas nesse trabalho, foi possível realizar as seguintes considerações:

- ✓ As soldagens de revestimentos buscando baixos níveis de diluição sem a presença de defeitos utilizando a liga Inconel 625 devem ser realizadas utilizando níveis de energias superiores a 25 kJ/cm e inferiores a 30 kJ/cm. Para a liga Hastelloy C-276 as melhores condições são com energia de 30 kJ/cm;
- ✓ Nas soldagens de revestimentos a liga Hastelloy C-276 foi a que proporcionou menores níveis de diluição sem a presença de defeitos, além de apresentar bom acabamento superficial;
- ✓ Ambas as ligas analisadas neste trabalho alcançaram níveis de reforço superior a 4 mm, o que é excelente para soldagem de revestimento;
- ✓ Os revestimentos soldados apresentaram custos do metal de adição relativamente baixos, quando comparados com os de outros processos. Sendo os níveis de energia de 30,1 e 39,5 kJ/cm os que apresentaram menores custos de material de adição para soldagem de revestimentos;
- ✓ Para evitar desperdício de material de adição e reduzir os custos do revestimento é necessário realizar as soldagens tipo helicoidal, ou seja, de maneira contínua;
- ✓ A microestrutura da liga Inconel 625 é constituída basicamente de uma matriz γ com precipitação de fases secundárias tipo laves, ricas em nióbio, e carbonitreto de titânio e nióbio;
- ✓ A microestrutura da liga Hastelloy C-276 é constituída de uma matriz γ com precipitação de fases secundárias P e μ , esta última fase se trata de uma transformação parcial da fase P. Ambas as fases são ricas em molibdênio;

- ✓ Em relação ao potencial de segregação para o líquido interdendrítico, em relação a liga 625, o nióbio foi o elemento que apresentou maior potencial de segregação. Já para a liga Hastelloy C-276 o molibdênio apresentou um potencial de segregação levemente superior ao tungstênio. Estes elementos são os maiores precursores para formação de fases secundárias;
- ✓ Para ambas as ligas, não há indícios de formação de zonas descontínuas na interface das microestruturas dos revestimentos analisados;
- ✓ A liga Hastelloy C-276 apresentou maiores níveis de dureza comparado com a liga Inconel 625 em função de seus maiores teores de elementos endurecedores por solução sólida;
- ✓ Em relação a resistência a corrosão dos revestimentos soldados, a liga Hastelloy C-276 apresentou uma Temperatura Crítica de Pite (TCP) em 60 °C. Já a liga Inconel 625 apresentou uma TCP superior a 65 °C. Sendo que os pites apresentados em ambas as ligas tiveram início na face mais próxima do metal de base.

CAPÍTULO VI

6 COCLUSÕES

Com base nos resultados obtidos e nas análises realizadas nesse trabalho, foi possível gerar as conclusões apresentadas a seguir:

- ✓ A aplicação do processo Plasma Pó para soldagem de revestimentos em tubulações é adequada e proporcionou bons resultados para os parâmetros estudados quanto as características geométricas e diluição;
- ✓ A aplicação do processo Plasma Pó para parâmetros estudados neste trabalho proporcionou revestimentos livre de zonas descontínuas na interface;
- ✓ Maiores níveis de energia proporcionaram menores níveis de dureza no metal de solda, devido a substituição de elementos de liga na matriz pelo ferro por meio da diluição prevalecer sobre o endurecimento causado pela precipitação de fases secundárias;
- ✓ Menores níveis de DBP proporcionaram menores níveis de dureza no metal de solda, devido ao aumento da eficiência térmica do processo, que resultou também na substituição de elementos de liga na matriz pelo ferro por meio da diluição prevalecer sobre o endurecimento causado pela precipitação de fases secundárias;
- ✓ O método de avaliação da resistência a corrosão utilizada neste trabalho não desqualifica nenhuma das ligas avaliadas.

CAPÍTULO VII

7 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- ✓ Revestimentos de aço inoxidável duplex e superduplex pelo processo PTA;
- ✓ Avaliação de juntas soldadas dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 amanteigadas pelo processo PTA com a liga de níquel UNS N06625;

REFERÊNCIAS

AGARWAL, D. C.; J., K. Nickel Base Alloys: Corrosion Challenges In The New Millennium. 2000.

AGUIAR, W. M. **Revestimento por soldagem MIG/MAG empregando ligas de níquel para aplicações em componentes do setor Petróleo e Gás Natural**. 2010. f. Doutorado. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais., Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2010.

AOH, J.-N.; CHEN, J.-C. On the wear characteristics of cobalt-based hardfacing layer after thermal fatigue and oxidation. **Wear**, v. 250, n. 1–12, p. 611-620, 10// 2001.

ASM. **Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special – Purpose Materials**. 2.ed. Ohio: ASM International, 1990. p.

_____. **Properties and Selection: Irons, Steels and High Performance Alloys**. 11.ed. Ohio: ASM International, 1993a. p.

_____. **Welding Brazing and Soldering**. 11.ed. Ohio: ASM International, 1993b. p.

_____. **Corrosion**. 11.ed. Ohio: ASM International, 1993c. p.

_____. **Metallography and Microstructures**. 11.ed. Ohio: ASM International, 2004. 2733 p.

ASTM. **Standard Practice for Electrolytic Extraction of Phases from Ni and Ni-Fe Base Superalloys Using a Hydro chloric-Methanol Electrolyte**. Philadelphia: ASTM. 2000.

Standart Test Method for Microindentation hardness of Materials. Philadelphia: ASTM. E 384-99. 2002.

_____. **Standard Specification for Nickel-Chromium-Molybdenum-Columbium Alloy (UNS N06625), Nickel-Chromium-Molybdenum-Silicon Alloy (UNS N06219), and Nickel-Chromium-Molybdenum-Tungsten Alloy (UNS N06650)* Rod and Bar1**. Philadelphia: ASTM. 2003a.

Standard Specification for Nickel-Chromium-Molybdenum-Columbium Alloy (UNS N06625), Nickel-Chromium-Molybdenum-Silicon Alloy (UNS N06219), and Nickel-Chromium-Molybdenum-Tungsten Alloy (UNS N06650)* Rod and Bar1. Philadelphia: ASTM. B 446-3. 2003b.

_____. **Standard Specification for Low-Carbon Nickel-Chromium-Molybdenum, Low-Carbon Nickel-Molybdenum-Chromium-Tantalum, Low-Carbon Nickel-Chromium-Molybdenum-Copper, and Low-Carbon Nickel-Chromium-Molybdenum-Tungsten Alloy Rod1**. Philadelphia: ASTM. 2004.

Standard Specification for Nickel and Nickel-Base Alloy-Clad Steel Plate. Philadelphia: ASTM. A265 – 09. 2009.

Standard Practice for Electrolytic Extraction of Phases from Ni and Ni-Fe Base Superalloys Using a Hydrochloric-Methanol Electrolyte. ASTM International. 2010.

AWS. **Welding Handbook - Materials and Applications - Part 1**. 8.ed. Miami: American Welding Society, 1996. p.

BANOVIC, S. W.; DUPONT, J. N.; MARDER, A. R. Dilution and Microsegregation in Dissimilar Metal Welds between Super Austenitic Stainless Steel and Nickel Base Alloys. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 7 N° 6, p. 374-382, 2002.

BROOKS, C. R. **Heat Treatment: Structure and Properties of Nonferrous Alloys**. American Society for Metals, 1982. p.

BUDINSKI, K. G. **Surface engineering for wear resistance**. Prentice Hall, 1988. p.

CHEN, Q. Z.; JONES, N.; KNOWLES, D. M. The microstructures of base/modified RR2072 SX superalloys and their effects on creep properties at elevated temperatures. **Acta Materialia**, v. 50, n. 5, p. 1095-1112, 3/14/ 2002.

CIESLAK, M. J. The Welding and Solidification Metallurgy of Alloy 625. **WELDING JOURNAL**, v. 70, p. 49-s-56-s, February 1991.

CIESLAK, M. J.; HEADLEY, T. J.; JR, A. D. R. The Welding Metallurgy of Hastelloy Alloys C-4, C-22 and C-276 **Metallurgical Transactions A**, v. 17A, p. 2035-2047, November 1986.

CIESLAK, M. J. *et al.* A Melting and Solidification Study of Alloy 625. **Metallurgical Transactions A**, v. 19 A, September 1988.

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**, v. 171, n. 2, p. 167-174, 1/20/ 2006.

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**, v. 201, n. 1-4, p. 154-160, 11/30/ 2002.

DAVIS, J. R. **Corrosion of Weldments**. 1.ed. Ohio: ASM International, 2006. p.

DELEUME, J.; CLOUÉ, J. M.; ANDRIEU, E. Influence of δ Phase Precipitation on the Stress Corrosion Cracking Resistance of Alloy 718 in PWR Primary Water. **Journal of Nuclear Materials**, v. 382, p. 70-75, 2008.

DEUIS, R. L.; BEE, J. V.; SUBRAMANIAN, C. Investigation of interfacial structures of plasma transferred arc deposited aluminium based composites by transmission electron microscopy. **Scripta Materialia**, v. 37, n. 6, p. 721-727, 9/15/ 1997.

DEUIS, R. L.; YELLUP, J. M.; SUBRAMANIAN, C. Metal-matrix composite coatings by PTA surfacing. **Composites Science and Technology**, v. 58, n. 2, p. 299-309, // 1998.

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**. 1999. f. Dissertação, UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA, Florianópolis, 1999.

DÍAZ, V. V. **INOVAÇÃO DO EQUIPAMENTO E AVALIAÇÃO DO PROCESSO PLASMA DE ARCO TRANSFERIDO ALIMENTADO COM PÓ (PTAP) PARA SOLDAGEM FORA DE POSIÇÃO**. 2005. 174 f. Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2005.

DÍAZ, V. V.; DUTRA, J. C.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. Deposição por plasma com arco transferido. **Soldagem & Inspeção**, v. 15, p. 41-51, 2010.

DOODY, T. Intermediate mixed zones in dissimilar metal welds for sour service. **Welding Journal**, v. 71, p. 55-60, 1992.

DUPONT, J. N. Solidification of an Alloy 625 Weld Overlay. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 27A, p. 3612-3620, 1996.

DUPONT, J. N.; LIPPOLD, J. C.; KISER, S. D. **Welding Metallurgy and Weldability of Nickel-Base Alloys**. Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons, Inc, 2009. p.

DURRAND-CHARRE, M. **The Microstructure of Superalloys**. Amsterdam: Gordon and Breach Science, 1997. p.

DYE, D.; HUNZIKER, O.; REED, R. C. Numerical analysis of the weldability of superalloys. **Acta Materialia**, v. 49, n. 4, p. 683-697, 2/23/ 2001.

EBERT, H. W. Nickel alloy filler metal review. **Welding journal**, v. 83, n. 7, p. 60-61, 2004.

EISELSTEIN, H.; TILLACK, D.; LORIA, E. Superalloys 718, 625 and Various Derivatives. **TMS, Warrendale, PA**, p. 1, 1991.

FARRARO, T.; JR., S.; M., R. Materials Construction for Refinery Applications. **Corrosion 96**, v. paper 614, 1996.

FENSKE, J. A. **Microstructure and hydrogen induced failure mechanisms in iron-nickel weldments**. 2010. f. Doctor of Philosophy in Materials Science and Engineering. University of Illinois, Urbana, Illinois, 2010.

FENSKE, J. A. *et al.* Microstructure and Hydrogen-Induced Failure Mechanisms in Fe and Ni Alloy Weldments. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 43, n. 9, p. 3011-3022, 2012/09/01 2012.

GITTOS, M. F.; GOOCH, T. G. Effect of Iron Dilution on Corrosion Resistance of Ni-Cr-Mo Alloy Cladding. **British Corrosion Journal**, v. 31-Nº 4, p. 309-314, 1996.

GOMES, E. B. **Análise do Comportamento da Soldagem por Curto-Circuito Aplicado ao Processo Eletrodo Tubular Através da Metodologia Taguchi**. 2006. f. Dissertação Instituto de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Itajubá, Itajubá, 2006.

GRAF, K. **Estabilidade a Alta temperatura de Revestimentos de Hastelloy C Depositados por PTA**. 2004. 85 f. Dissertação de Mestrado Mestrado. Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2004.

GUI, C. *et al.* Microstructure and yield strength of UDIMET 720LI alloyed with Co-16.9 Wt Pct Ti. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 36, n. 11, p. 2921-2927, 2005.

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, 1991. p.4-10.

HOU, Q.; HE, Y.; GAO, J. Microstructure and properties of Fe–C–Cr–Cu coating deposited by plasma transferred arc process. **Surface and Coatings Technology**, v. 201, n. 6, p. 3685-3690, 12/4/ 2006.

HOU, Q. Y.; GAO, J. S.; ZHOU, F. Microstructure and wear characteristics of cobalt-based alloy deposited by plasma transferred arc weld surfacing. **Surface and Coatings Technology**, v. 194, n. 2–3, p. 238-243, 5/1/ 2005.

HOU, Q. Y. *et al.* Influence of molybdenum on the microstructure and wear resistance of nickel-based alloy coating obtained by plasma transferred arc process. **Materials & Design**, v. 28, n. 6, p. 1982-1987, // 2007.

Petroleum and natural Gas Industries - Drilling and Production Equipment - Wellhead and Cristmans Tree Equipment. Switzerland: ISO. ISO 10423. 2003.

KALPAKJIAN, S.; SCHMID, S. **Manufacturing Engineering & Technology**. Pearson Education, 2013. p.

KIM, H.-J.; YOON, B.-H.; LEE, C.-H. Sliding wear performance in molten Zn–Al bath of cobalt-based overlayers produced by plasma-transferred arc weld-surfacing. **Wear**, v. 254, n. 5–6, p. 408-414, 3// 2003.

Effect of Minor Additions on the Formation of TCP Phases in Modified RR2086 SX Superalloys. *Materials Science and Engineering A*: Elsevier. 366: 135-143 p. 2004.

KOU, S. **Welding Metallurgy**. 2.ed. New Jersey: John Wiley & Sons, 2003. 466 p.

KOU, S.; YANG, Y. K. Fusion-Boundary Macroseggregation in Dissimilar-Filler Welds. **WELDING JOURNAL**, v. 86, p. 303-s-312-s, 2007.

LIN, J. A simple model of powder catchment in coaxial laser cladding. **Optics & Laser Technology**, v. 31, n. 3, p. 233-238, 4// 1999.

MAGALHÃES, S. G. **Avaliação do revestimento a base de liga de níquel em aço estrutural empregando o metal de adição ERNiCrMo-3 através da soldagem MIG/MAG.** 2008. f. Dissertação, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2008.

Comportamento do revestimento com eletrodo ERNiCrMo-3 em aço ASTM A516-gr60 a ensaios de envelhecimento. IIW International Congress, 2nd Latin American Welding Congress, XXXIV COSOLDA - National Welding Congress. São Paulo: ABS. 2008.

MIRANDA, E. C. **Estudo Exploratório de Parâmetros de Soldagem de Revestimentos com Ligas de Níquel Empregando o Processo TIG com Alimentação de Arame Frio.** 2008. f. Dissertação, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2008.

MIRANDA, E. C. D. **Estudo Exploratório de Parâmetros de Soldagem de Revestimentos com Ligas de Níquel Empregando o Processo TIG com Alimentação de Arame Frio.** 2008. f. Dissertação (Mestrado em Engenharia de Ciência de Materiais). Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2008.

MIRANDA, H. C. **Influência da Indutância na Soldagem MIG/MAG na Posição Sobre-Cabeça.** 1999. f. Dissertação, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 1999.

MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V.; SANTOS, D. B. Introdução à metalurgia da soldagem. **Belo Horizonte, MG: UFMG,** 2006.

NELSON, T.; LIPPOLD, J.; MILLS, M. Nature and Evolution of the Fusion Boundary in Ferritic-Austenitic Dissimilar Metal Welds—Part 2: On-Cooling Transformations. **Weld Res Suppl: 267s-277s,** 2000.

Análise por técnica eletroquímica da influência do envelhecimento sobre a resistência a corrosão do revestimento com metal de adição ERNiCrMo-3. 28º Congresso Brasileiro de Corrosão, 2nd International corrosion meeting, 2008. Recife: ABRACO. 2008.

OGBORN, J. S.; OLSON, D. L.; CIESLAK, M. J. Influence of Solidification on the Microstructural Evolution of Nickel Base Weld Metal. **Materials Science and Engineering,** v. A 203, p. 134-139, 1995.

OLIVEIRA, G. L. G. D. **Soldagem dissimilar dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 para aplicações subaquáticas.** 2013. 205 f. Tese (Doutorado em Engenharia e Ciência de Materiais). Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2013.

OLIVEIRA, M. A. **Estudo da Soldagem Plasma com Alimentação Automática de Arame para Aplicação em Revestimentos Metálicos.** 2001. f. Dissertação, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2001.

PENKALLA, H. J.; WOSIK, J.; CZYRSKA-FILEMONOWICZ, A. Quantitative microstructural characterisation of Ni-base superalloys. **Materials Chemistry and Physics,** v. 81, n. 2–3, p. 417-423, 8/28/ 2003.

PESSOA, A. R. P. **Revestimento de Ligas de Níquel pelo Processo MIG/MAG.** 2009. f. Dissertação, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2009.

PHADKE, M. S. **Quality Engineering Using Robust Desing**. 1.ed. New Jersey: PTR Prentice-Hall, 1989. p.

PLANT, W. H. The Cost Effective Use of Nickel Alloys and Stainless Steels for Chimneys (Stacks) in Air Pollution Control Systems. **CORROSION 2000**, 2000.

RAGHAVAN, M.; BERKOWITZ, B. J.; SCANLON, J. C. Eletron Microscopic Analysis of Hetrogeneous Precipitates in Hastelloy C-276. **Metallurgical Transactions A**, v. 13A, p. 979-984, June 1982.

RAMIREZ, A. J.; LIPPOLD, J. C. High Temperature Behavior of Ni-Base Weld Metal Part I. Ductility and Microstructural Characterization. **Materials Science and Engineering A**, v. 380, p. 259–271, 2004.

ROSS, P. J. **Aplicações das técnicas Taguchi na engenharia da qualidade**. Makron Books, 1991. p.

SAVAGE, W.; SZEKERES, E. A Mechanism for Crack Formation in HY-80 Steel Weldments **WELDING JOURNAL**, v. 46 (2), p. 94-s-96-s, 1967.

SHANKAR, V.; RAO, K. B. S.; MANNAN, S. L. *Microestruure and Mechanical Properties of Inconel 625 Superalloy*. **Journal of Nuclear Materials** v. 288, p. 222-232, 2001.

SILVA, C. C. **Revestimentos de Ligas de Níquel Depositados pelo Processo TIG com Alimentação de Arame Frio - Aspectos Operacionais e Metalúrgicos**. 2010. 322 f. Doutor. Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2010.

Avaliação da resistência à corrosão de aços inoxidáveis utilizados como revestimentos de torres de destilação de petróleo. Petro&Química. São paulo: Valete. XXX: 112-116 p. 2006.

SILVA, C. C. *et al. Avaliação da Corrosão Microbiológica no Aço Inoxidável AISI 444 por Microrganismos Presentes em Amostras de Petróleo*. **Revista Matéria**, v. 10, nº. 2, p. 258 - 264, 2005.

SIMS, C.; HAGEL, W. *The Superalloys* (1972). **New York**, p. 52, 1972.

SIMS, C. T.; HAGEL, W. C.; STOLOFF, N. S. **The Superalloys II**. New York: John Wiley & Sons, 1987. p.

SOM, A. I. New Plasma Torches for PTA-surfacing. **www.plasma-master.com.ua.**, 2006.

SUCHENTRUNK, R. *et al. Industrial applications for plasma processes—examples and trends*. **Surface and Coatings Technology**, v. 97, n. 1–3, p. 1-9, 12// 1997.

TANCRET, F.; BHADESHIA, H.; MACKAY, D. Design of a creep resistant nickel base superalloy for power plant applications: Part 1-Mechanical properties modelling. **Materials science and technology**, v. 19, n. 3, p. 283-290, 2003.

VIEIRA, S. R. B. **Um sistema de gerenciamento da qualidade para fabricas montadoras com enfase no metodo Taguchi e QFD.** 1996. f., Universidade Federal de Santa Catarina, Centro Tecnologico.1996.

XIBAO, W.; XIAOFENG, W.; ZHONGQUAN, S. The composite Fe–Ti–B–C Coatings by PTA powder surfacing process. **Surface and Coatings Technology**, v. 192, n. 2–3, p. 257-262, 3/21/ 2005.

Formation of mu Phase During Thermal Exposure and its Effect on the Properties of K465 Superalloys. *Scripta Materialia*: Elsevier. 55: 331-334 p. 2006.

YANG, L. J.; LOH, N. L. The wear properties of plasma transferred arc cladded stellite specimens. **Surface and Coatings Technology**, v. 71, n. 2, p. 196-200, 3// 1995.