

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**AVALIAÇÃO DE REVESTIMENTOS COM LIGAS DE NÍQUEL APLICADOS POR
SOLDAGEM EM TUBULAÇÕES PARA O SETOR DE PETRÓLEO E GÁS**

Francisco de Assis Souza Neto

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**AVALIAÇÃO DE REVESTIMENTOS COM LIGAS DE NÍQUEL APLICADOS POR
SOLDAGEM EM TUBULAÇÕES PARA O SETOR DE PETRÓLEO E GÁS**

Francisco de Assis Souza Neto

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-
Graduação em Ciência e Engenharia de
Materiais como requisito parcial à obtenção do
título de **MESTRE EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

Orientador: Dr. Theophilo Moura Maciel

Co-orientador: Dr. Marco Antonio dos Santos

Campina Grande

Março/2010



FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA BIBLIOTECA CENTRAL DA UFCC

S729a

2010 Souza Neto, Francisco de Assis.

Avaliação de revestimentos com ligas de níquel aplicados por soldagem em tubulações para o setor de petróleo e gás/ Francisco de Assis Souza Neto. — Campina Grande, 2010.

127 f. : il. color.

Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Campina Grande, Centro de Ciências e Tecnologia.

Referências.

Orientadores: Prof. Dr. Theophilo Moura Maciel, Prof. Dr. Marco Antonio dos Santos.

1. Soldagem de Revestimento. 2. Inconel 625. 3. Diluição. 4. Microdureza. 5. Corrosão. I. Título.

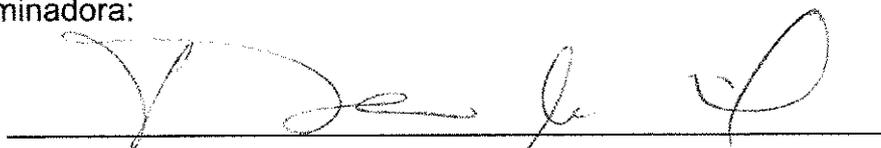
CDU – 621.791.75(043)

**AVALIAÇÃO DE REVESTIMENTOS COM LIGAS DE NÍQUEL APLICADOS POR
SOLDAGEM EM TUBULAÇÕES PARA O SETOR DE PETRÓLEO E GÁS**

Francisco de Assis Souza Neto

Dissertação aprovada em 03 de Março de 2010, pela banca examinadora constituída dos seguintes membros:

Banca Examinadora:



Prof. Dr. Theophilo Moura Maciel

Orientador

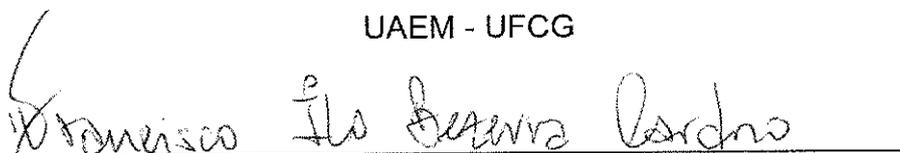
UAEM - UFCG



Prof. Dr. Marco Antonio dos Santos

Co-orientador

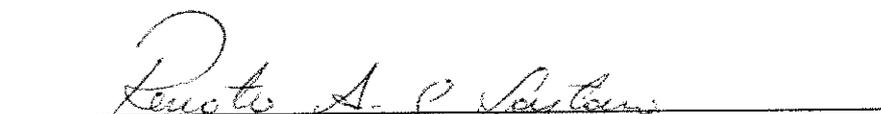
UAEM - UFCG



Prof. Dr. Francisco Ilo Bezerra Cardoso

Examinador Externo

DEM / EPP - UPE



Prof. Dr. Renato Alexandre Costa de Santana

Examinador Externo

DQ - UFC

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho aos meus queridos pais Francisco de Assis Souza Filho e Aluce Neuma Porto Souza.

VITAE DO CANDIDATO

- Engenheiro Mecânico pela UFCG (2009).
- Matemático pela UEPB (2007).

AGRADECIMENTOS

Primeiramente, agradeço a Deus.

Aos meus familiares que sempre me apoiaram e incentivaram nos estudos e que graças a Deus estão vivos para ler este agradecimento como forma de retribuição por tudo que fizeram por mim.

À Universidade Federal de Campina Grande e ao Departamento de Engenharia Mecânica, pela minha formação acadêmica e científica.

Ao meu orientador, Prof. Dr. Theophilo Moura Maciel, pela confiança em meu trabalho, amizade e atenção.

Ao meu co-orientador, Prof. Dr. Marco Antonio dos Santos, pela confiança em meu trabalho, amizade e atenção.

Ao Prof. Dr. Renato Santana, pela paciência dos finais de semana em que me ajudou para a realização deste trabalho.

Ao Laboratório de soldagem (LABSOL), por toda a estrutura para a realização dos projetos em que participei e que venho participando como bolsista de graduação e mestrado.

A todos os meus amigos e em especial aos bolsistas Fernando e Marcelo pela dedicação e contribuição para o desenvolvimento deste projeto independente da hora que fosse para trabalhar.

As outras pessoas que, de forma direta ou indireta, contribuíram no desenvolvimento do projeto.

“Homens fracos esperam por oportunidades; homens fortes a criam”

Orison Swett Marden

AVALIAÇÃO DE REVESTIMENTOS COM LIGAS DE NÍQUEL APLICADOS POR SOLDAGEM EM TUBULAÇÕES PARA O SETOR DE PETRÓLEO E GÁS

RESUMO

Este trabalho teve como objetivo avaliar a influência dos parâmetros de soldagem sobre a microdureza, diluição, microestrutura e resistência à corrosão de revestimentos à base de superligas de Ni, aplicados por soldagem em segmentos de tubos de aço API 5L Gr B com espessura de 18 mm utilizando o processo GMAW e como metal de adição o arame ER NiCrMo-3 (Inconel 625) protegido com Argônio (Ar) puro. Para avaliar o efeito da variação dos parâmetros de soldagem foram confeccionados corpos de prova sem e com pré-aquecimento de até 523 K (250 °C) variando a tensão de 22 a 30 V e a velocidade de alimentação de 5 a 10 m/min resultando em variações de corrente de 173 a 233 A. Os resultados obtidos indicaram variações significativas, na diluição, microdureza da ZTA e do metal de solda, como também o surgimento de zonas parcialmente diluídas apresentando dureza acima de 300 HV. Os menores valores de dureza obtidos com os parâmetros de soldagem de 22 V foi para a condição com pré-aquecimento e velocidades de alimentação de 5 e 7 m/min. Os corpos de prova foram submetidos a medidas eletroquímicas de corrosão em uma célula convencional de 3 eletrodos, em soluções de 1M NaCl à temperatura ambiente, e avaliada a influência da variação destes parâmetros de soldagem sobre as medidas de polarização potenciodinâmica linear (PLP) e espectroscopia de impedância de cada amostra. As amostras obtidas sem pré-aquecimento e com menor velocidade de alimentação de arame apresentaram os melhores valores de resistência à corrosão.

Palavras-Chave: Soldagem de Revestimento, Inconel 625, Diluição, Microdureza, Corrosão.

EVALUATION OF NICKEL ALLOYS COATINGS APPLIED BY WELDING IN PIPELINE FOR OIL AND GAS TRANSPORTATION

ABSTRACT

This study aimed to evaluate the influence of welding parameters on the microhardness, dilution, microstructure and corrosion resistance of weld overlay based on Ni base superalloys, applied by welding in API 5L Gr. B steel pipe with 18 mm of thickness using the GMAW process and wire ERNiCrMo-3 (Inconel 625) as filler metals protected with Argon (Ar) pure. To evaluate the effect of welding parameters variation specimens with and without pre-heating to 523 K (250 °C) using voltage from 22 to 30 V and feed speed from 5 to 10 m/min were produced. The results indicated significant variations in the dilution, the microhardness of HAZ and weld metal, and localized regions partially diluted with hardness above 300 HV. The best results of the geometry. The lowest hardness values obtained with the welding parameters of 22 V was provided for pre-heating and feeding speeds of 5 and 7 m/min. The samples were submitted to corrosion electrochemical measurements using a conventional 3-cell electrodes in solutions of 1M NaCl at room temperature, and evaluated the influence of variation of welding parameters on the measures of potentiodynamic linear polarization (PLP) and impedance spectroscopy of each sample. The samples without preheating and with lower feed speed of wire showed the best corrosion resistance.

Keywords: Weld Overlay, Inconel 625, Dilution, Hardness, Corrosion.

PUBLICAÇÕES

Artigo(s) publicado(s):

- SOUZA NETO, F.A.S.; ARAÚJO, F.S.; MACIEL, T.M.; SANTOS, M.A. Avaliação da microdureza e microestrutura do revestimento depositado por soldagem nos dutos de aço ARBL usados na indústria de óleo e gás. In: XXXV CONGRESSO NACIONAL DE SOLDAGEM. Piracicaba - SP. Outubro, 2009.

Artigo(s) aceito (s) para publicação:

- SOUZA NETO, F.A.S.; ARAÚJO, F.S.; MACIEL, T.M.; SANTOS, M.A. Avaliação da microdureza e microestrutura do revestimento depositado por soldagem nos dutos de aço ARBL usados na indústria de óleo e gás. In: In: 65° Congresso da ABM. Rio de Janeiro - RJ. Julho, 2010.
- SOUZA NETO, F.A.S.; CUNHA, M.C.D.; SANTANA, R.A.; MACIEL, T.M.; SANTOS, M.A.; CASCIANO, P.N.S. Análise da resistência à corrosão de revestimentos de ligas à base de Ni aplicados por soldagem em tubos de aço utilizados para transporte de petróleo. In: 65° Congresso da ABM. Rio de Janeiro - RJ. Julho, 2010.
- SOUZA NETO, F.A.S.; CUNHA, M.C.D.; SANTANA, R.A.; MACIEL, T.M.; SANTOS, M.A. Avaliação do comportamento corrosivo dos revestimentos de níquel (Inconel 625) depositados por soldagem MIG sobre substrato API 5L Gr.B. In: INTERCORR. Fortaleza - CE. Maio, 2010.

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1. Agrupamento de ligas base-níquel em função do conteúdo de Ni. O conteúdo de Cr varia de 18 a 20%.....	12
Figura 2. Representação gráfica da lei de Tafel.	20
Figura 3. Curva de polarização esquemática em escala linear.....	21
Figura 4. Diagrama de Nyquist, com o seu circuito equivalente.	22
Figura 5. Efeito da porcentagem de molibdênio e níquel na resistência a corrosão de ligas comerciais selecionadas.....	24
Figura 6. Efeito da adição de níquel em um aço com 17 a 24% de cromo na resistência a fissuração por corrosão sob tensão em solução de 42% de cloreto de magnésio.	27
Figura 7. Processo básico de soldagem GMAW.....	29
Figura 8. Apresentação esquemática da zona fundida e/ou metal de solda (A1+A2), zona termicamente afetada (ZTA), metal de base (MB), metal de solda (MS), largura do cordão (L) e altura do cordão (h).	33
Figura 9. Fluxograma das atividades.....	45
Figura 10. Tubo de aço API 5L Gr B na condição como-recebida.....	46
Figura 11. Esquema da geometria da junta com as dimensões. (a) Segmento cortado e (b) detalhes para a preparação do chanfro.....	48
Figura 12. Corpo de prova com passes de revestimento com liga Ni (Inconel 625). 48	
Figura 13. Microscópio ótico acoplado a um computador – LABSOL – UFCG.....	49
Figura 14. Analisador de imagem MSQ™ Express – LABSOL – UFCG.....	49
Figura 15. Amostra embutida para análise metalográfica e de dureza.....	50
Figura 16. Microdurômetro digital FM-700 Future Tech.....	51
Figura 17. Desenho esquemático para o ensaio de microdureza na seção transversal.	51
Figura 18. Desenho esquemático para o ensaio de microdureza na seção longitudinal.....	51

Figura 19. Desenhos esquemáticos das áreas para o cálculo da diluição. (a) Secção transversal e (b) secção longitudinal	52
Figura 20. Ilustração das linhas de microdureza no revestimento na secção transversal.	52
Figura 21. Corte de uma secção transversal do corpo de prova da região da solda. .	53
Figura 22. Desenho em perspectiva da amostra após o processo de usinagem.....	53
Figura 23- (a) Fenda na lateral da amostra; (b) Conexão da amostra com o fio rígido Ø1,5 mm	54
Figura 24. Amostra embutida e lixada com uma lixa (#1200).	54
Figura 25. Célula eletroquímica de três eletrodos utilizada	55
Figura 26. Potenciostato/Galvanostato PG STATE30 da Autolab	55
Figura 27. Gaiola de Faraday	56
Figura 28. Superfície do revestimento na qual foi realizada análise por EDX pontual.	57
Figura 29. Macrografias transversal das soldas depositadas em um único passe. .	59
Figura 30. Macrografias longitudinal das soldas depositadas em um único passe...	59
Figura 31. Relação entre a diluição longitudinal (DL), corrente de soldagem (I) e temperatura de pré-aquecimento.....	60
Figura 32. Relação entre a altura do cordão de solda (h), corrente de soldagem (I) e temperatura de pré-aquecimento.....	61
Figura 33. Relação entre altura (H) e largura (L) do cordão de solda, corrente de soldagem e temperatura de pré-aquecimento.	61
Figura 34. Perfil de microdureza ao longo do MS e ZTA na secção longitudinal.....	62
Figura 35. Microestrutura da ZTA com valores de dureza máxima para a condição sem pré-aquecimento.	63
Figura 36. Perfil de microdureza próximo a superfície do revestimento soldado com tensão de 28 V na secção longitudinal.	64
Figura 37. Perfil de microdureza ao longo do MS e ZTA para uma tensão de 30 V na secção longitudinal.	65
Figura 38. Microestrutura da ZTA com valores de dureza máximos na secção longitudinal sem pré-aquecimento.	65

Figura 39. Perfil de microdureza próximo a superfície do revestimento soldado com tensão de 30 V na seção longitudinal.	66
Figura 40. Interface da linha de fusão de soldas dissimilares depositadas em diferentes condições de tensão e velocidade de alimentação e sem pré-aquecimento para (a) $E = 10,70 \text{ kJ/cm}$ e (b) $E = 9,54 \text{ kJ/cm}$	67
Figura 41. Interface da linha de fusão de soldas dissimilares depositadas em diferentes condições de tensão, velocidade de alimentação e pré-aquecimento $T_0 = 523 \text{ K}$ ($250 \text{ }^\circ\text{C}$) para (a) $E = 8,39 \text{ kJ/cm}$, (b) $E = 6,82 \text{ kJ/cm}$	68
Figura 42 - Efeito do pré-aquecimento e da velocidade do arame para a condição 22 V.	71
Figura 43 - Efeito do pré-aquecimento e da velocidade do arame para a condição 24 V.	71
Figura 44: Perfil de microdureza próximo a superfície do revestimento com tensão de 22 V, velocidade de alimentação de 5 m/mim. (a) com pré-aquecimento 423 K ($150 \text{ }^\circ\text{C}$) e (b) sem pré-aquecimento.	72
Figura 45: Perfil de microdureza ao longo do revestimento próximo a linha de fusão (interface) com tensão de 22 V, velocidade de alimentação de 5 m/mim. (a) com pré-aquecimento 423 K ($150 \text{ }^\circ\text{C}$) e (b) sem pré-aquecimento.	73
Figura 46. Microestrutura da ZTA com valores de dureza máximos. Identação número 1 a 0,04 mm da linha de fusão com pré-aquecimento na condição 22 V e 5 m/min, $E = 5,6 \text{ kJ/cm}$	73
Figura 47. Microestrutura da ZTA com valores de dureza máximos. Identação número 1 com 0,24 mm da linha de fusão sem pré-aquecimento na condição 22 V e 5 m/min, $E = 6,3 \text{ kJ/cm}$	74
Figura 48. Microestrutura da ZTA com valores de dureza máximos. Identação número 2 com 0,24 mm da linha de fusão sem pré-aquecimento na condição 22 V e 5 m/min, $E = 6,3 \text{ kJ/cm}$	74
Figura 49: Perfil de microdureza próximo a superfície do revestimento com tensão de 22 V, velocidade de alimentação de 7 m/mim. (a) sem pré-aquecimento e (b) com pré-aquecimento 423 K ($150 \text{ }^\circ\text{C}$).	75
Figura 50: Perfil de microdureza ao longo do revestimento próximo a linha de fusão (interface) com tensão de 22 V, velocidade de alimentação de 7 m/mim. (a) Sem pré-aquecimento e (b) Com pré-aquecimento 423 K ($150 \text{ }^\circ\text{C}$).	75
Figura 51. Microestrutura da ZTA na condição 22 V, 7 m/min e sem pré-aquecimento com identação a 0,04 mm da linha de fusão com 6,4 kJ/cm. (a) Região	

do 3° passe do revestimento; (b) Interseção entre o 2° e 3° passe; (c) Região do 2° passe do revestimento.....	77
Figura 52. Microestrutura da ZTA próximo a região do 3° passe do revestimento na condição 22 V, 7 m/min e com pré-aquecimento com indentação a 0,24 mm da linha de fusão com 5,6 kJ/cm. (a).....	77
Figura 53: Perfil de microdureza próximo à superfície do revestimento com pré- aquecimento 423 K (150 °C). (a) condição 24 V, 5 m/mim. (b) condição 22 V, 5 m/min.....	78
Figura 54: Perfil de microdureza ao longo do revestimento próximo a linha de fusão (interface) com pré-aquecimento 423 K (150 °C). (a) condição 24 V, 5 m/mim. (b) condição 22 V, 5 m/min.	78
Figura 55. Microestruturas a 0,04 mm de distância da linha de fusão com pré- aquecimento de 423 K (150 °C). (a) na condição 24 V, 5 m/min, E = 6,0 kJ/cm e (b) 22 V, 5 m/min, E = 5,6 kJ/cm.	79
Figura 56: Perfil de microdureza próximo à superfície do revestimento com tensão de 24 V, velocidade de alimentação de 5 m/mim. (a) com pré-aquecimento 423 K (150 °C) e (b) sem pré-aquecimento.....	80
Figura 57: Perfil de microdureza ao longo do revestimento próximo a linha de fusão (interface) com tensão de 24 V, velocidade de alimentação de 5 m/mim. (a) com pré- aquecimento 423 K (150 °C) e (b) sem pré-aquecimento.....	80
Figura 58. Microestrutura da ZTA na condição 22 V, 7 m/min e sem pré-aquecimento com indentação a 0,04 mm da linha de fusão com 7,0 kJ/cm. (a) Região do 3° passe do revestimento; (b) Interseção entre o 2° e 3° passe; (c) Região do 2° passe do revestimento.	81
Figura 59: Perfil de microdureza próximo a superfície do revestimento com tensão de 22 V, velocidade de alimentação de 7 m/mim. (a) sem pré-aquecimento e (b) com pré-aquecimento 423 K (150 °C).	82
Figura 60: Perfil de microdureza ao longo do revestimento próximo a linha de fusão (interface) com tensão de 22 V, velocidade de alimentação de 7 m/mim. (a) Com pré- aquecimento 423 K (150 °C) e (b) Sem pré-aquecimento.	82
Figura 61. Microestrutura da ZTA próximo a região do 3° passe do revestimento na condição 24 V, 7 m/min, sem pré-aquecimento com E = 6,5 kJ/cm.	83
Figura 62. Microestrutura da ZTA próximo a região do 3° passe do revestimento na condição 24 V, 7 m/min, com pré-aquecimento de 423 K (150 °C) e E = 6,0 kJ/cm.	83
Figura 63. Interface da linha de fusão de soldas dissimilares depositadas em diferentes condições de tensão e velocidade de alimentação e sem pré-aquecimento	

para (a) E = 6,52 kJ/cm, (b) E = 6,37 kJ/cm, (c) E = 7,18 kJ/cm e (d) E = 6,43 kJ/cm.	85
Figura 64. Interface da linha de fusão de soldas dissimilares depositadas em diferentes condições de tensão, velocidade de alimentação e pré-aquecimento $T_0 = 150\text{ }^\circ\text{C}$ para (a) E = 5,59 kJ/cm, (b) E = 5,56 kJ/cm, (c) E = 6,09 kJ/cm e (d) E = 5,97 kJ/cm.	86
Figura 65 - Superfícies de resposta da tensão de soldagem vs. velocidade de alimentação do arame nas amostras soldadas com pré-aquecimento de $150\text{ }^\circ\text{C}$. Tendo como respostas os teores de: (a) Cr (b) Fe (c) Ni (d) Mo.	94
Figura 66: Superfície de resposta da tensão de soldagem vs. velocidade de alimentação do arame tendo como resposta o potencial de corrosão.	95
Figura 67: Superfície de resposta da tensão de soldagem vs. velocidade de alimentação do arame tendo como resposta a resistência de polarização.	96
Figura 68 – Superfície de análise da amostra 22-5-C.	97
Figura 69 – Superfície de análise da amostra 24-5-C.	97
Figura 70 – Superfície de análise da amostra 22-7-C.	97
Figura 71 – Superfície de análise da amostra 24-7-C.	98
Figura 72 - Superfícies de resposta da tensão de soldagem vs. velocidade de alimentação do arame nas amostras soldadas sem pré-aquecimento. Tendo como respostas os teores de: (a) Cr (b) Fe (c) Ni (d) Mo.	102
Figura 73: Superfície de resposta da tensão de soldagem vs. velocidade de alimentação do arame tendo como resposta o potencial de corrosão.	103
Figura 74: Superfície de resposta da tensão de soldagem vs. velocidade de alimentação do arame tendo como resposta a resistência de polarização.	104
Figura 75 – Superfície de análise da amostra 22-7-S.	104
Figura 76 – Superfície de análise da amostra 24-7-S.	105
Figura 77 – Superfície de análise da amostra 24-5-S.	105
Figura 78 – Superfície de análise da amostra 22-5-S.	105
Figura 79 - Superfícies de resposta da tensão de soldagem vs. velocidade de alimentação do arame nas amostras soldadas sem pré-aquecimento. Tendo como respostas os teores de: (a) Cr (b) Fe (c) Ni (d) Mo.	109
Figura 80: Superfície de resposta da tensão de soldagem vs. velocidade de alimentação do arame tendo como resposta o potencial de corrosão.	110

Figura 81: Superfície de resposta da tensão de soldagem vs. velocidade de alimentação do arame tendo como resposta a resistência de polarização.....	111
Figura 82: Curva de polarização relacionadas aos revestimos otimizados obtidos sem e com pré-aquecimento de 423 K (150 °C), comparados com o substrato de aço API 5L Gr.B.....	113
Figura 83: Diagrama de impedância relacionado aos revestimos otimizados obtidos sem e com pré-aquecimento de 423 K (150 °C), comparados com o substrato de aço carbono.....	114

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 1. Composição química (% em peso) nominal dos aços API 5L.....	9
Tabela 2. Limite de resistência e de escoamento para os aços API 5L.....	9
Tabela 3. Composições nominais de algumas ligas base-níquel	13
Tabela 4. Propriedades típicas de ligas base-níquel.	13
Tabela 5. Vantagens, limitações e aplicações principais do processo GMAW.	30
Tabela 6. Fases que podem se formar nas ligas de níquel e suas estrutura e fórmula respectivas.....	43
Tabela 7: Composição química (% em peso) do metal de base utilizado.....	46
Tabela 8. Composição química (% em peso) nominal do metal de adição empregado.....	47
Tabela 9. Níveis reais e codificados das variáveis do planejamento fatorial 2 ²	56
Tabela 10. Nomenclatura dos corpos de prova e parâmetros de soldagem utilizados.	58
Tabela 11 - Valores da diluição e dimensões dos cordões de solda na seção transversal e longitudinal da amostra.	59
Tabela 12. Valores de diluição e altura do cordão para revestimentos aplicados com pré-aquecimento de 423 K (150 °C).	69
Tabela 13. Valores de diluição e altura do cordão para revestimentos aplicados sem pré-aquecimento.	70
Tabela 14. Valores médios de dureza HV máxima, energia de soldagem e de diluição dos corpos de prova com suas respectivas nomenclaturas.....	84
Tabela 15. Dimensão, quantidade e dureza das ZPD's na seção transversal.	87
Tabela 16: Nomenclatura e efeito dos parâmetros utilizados para confeccionar os corpos de prova.	89
Tabela 17: Variáveis reais e codificadas da matriz do planejamento experimental 2 ²	90
Tabela 18: Matriz do planejamento fatorial 2 ² com pré-aquecimento de 423 K.....	91
Tabela 19: Matriz do planejamento fatorial 2 ² sem pré-aquecimento 303 K (30 °C).	91

Tabela 20 – Composição Química (%at.) da superfície do revestimento analisado com pré-aquecimento de 423 K (150 °C).....	93
Tabela 21 – Composição Química (%at.) da superfície do revestimento analisado sem pré-aquecimento com tensão de 22 e 24 V.....	101
Tabela 22: Variáveis reais e codificadas da matriz do planejamento experimental 2 ²	107
Tabela 23: Matriz do planejamento fatorial 2 ² da liga de Ni sem pré-aquecimento.	107
Tabela 24 – Composição Química (%at.) da superfície do revestimento analisado sem pré-aquecimento com tensão de 28 e 30 V.....	108
Tabela 25: Variáveis reais e codificadas da matriz do planejamento experimental 2 ²	126
Tabela 26: Variáveis reais e codificadas da matriz do planejamento experimental 2 ²	126
Tabela 27: Matriz do planejamento fatorial 2 ² da liga de Ni.....	126

LISTA DE SÍMBOLOS, SIGLAS E ABREVIATURAS

Siglas

ANSI – Association National Standards Institute

API – American Petroleum Institute

ASME – American Society of Mechanical Engineers

ASTM – American Society for Testing And Materials

AWS – American Welding Society

CENPES - Centro de Pesquisa e Desenvolvimento Leopoldo A. Miguez de Mello

NACE – National Association Corrosion Engineers

SAE – Society of Automotive Engineers

Letras Gregas

β – Coeficiente de transferência

Φ – Diâmetro do arame consumível

η – Extensão da polarização

α – Fase alfa

γ – Fase gama (Austenita)

γ'' – Fases intermetálicas

μ - micron

η_a – Sobretensão anódica

η_c – Sobretensão catódico

Abreviações

5L – Specification for Line Pipe

Ag – Prata

Ar – Argônio

ARBL – Alta Resistência e Baixa Liga

C – Carbono

CC⁺ - Corrente continua com polaridade invsera

Cl – Cloro
Co – Cobalto
CP – Corpo de Prova
Cr – Cromo
Cu – Cobre
D – Diluição
DL – Diluição longitudinal
E – Energia de soldagem
E_{corr} – Potencial de corrosão
EDX – Energy Dispersive X-ray
E_E – Potencial de equilíbrio da polarização
E_X – Potencial resultante da polarização
F – Constante de Faraday
FCAW – Flux Cored Arc Welding
Fe – Ferro
GMAW – Gas Metal Arc Welding
GR – Grau
GTAW – Gas-Shielded Tungsten Arc Welding
h – Altura do cordão
HV – Dureza Vickers
i – Densidade de corrente medida
i_{cor} – Corrente de corrosão
IMZs – Zonas intermediárias misturadas
k – Número de fatores variáveis
K – Kelvin
L – Largura do cordão
LF – Linha de fusão
M – Molar
MAG – Metal Active Gas
MB – Metal de Base
MIG – Metal Inert Gas
Mn – Manganês
Mo – Molibdênio
MS – Metal de Solda

MS_{SR} – Região do metal de solda próxima a superfície do revestimento

MSR – Metodologia de Superfície de Resposta

n – número de oxidação da espécie eletroativa

Na – Sódio

Ni – Níquel

O – Oxigênio

P – Fósforo

P.A. – Pró-análise (o reagente tem grau de pureza suficientemente alto para uso em análise química)

Pb – Chumbo

psi – Pound square inch

R_p – Resistência de polarização

S – Enxofre

SAW – Submerged Arc Welding

SMAW – Shielded Metal Arc Welding

Sn - Estanho

T_o – Temperatura de pré-aquecimento

Ti – Titânio

U – Tensão elétrica

UMZs – Zonas não misturadas

V – Vanádio

Val. – Velocidade de alimentação

Vs – Velocidade de soldagem

Z – Impedância

Zn - Zinco

ZPD – Zonas Parcialmente Diluídas

ZTA – Zona Termicamente Afetada

ZTA-GG – Região de grãos grosseiros da zona termicamente afetada

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	1
2	JUSTIFICATIVA	3
3	OBJETIVOS	5
3.1	Objetivo geral	5
3.2	Objetivos específicos	5
4	REVISÃO DA LITERATURA	6
4.1	Aços alta resistência baixa liga (ARBL)	6
4.1.1	Definição	6
4.1.2	Especificações para tubos de aço-carbono	7
4.2	Ligas à base de níquel	10
4.2.1	Aplicações e sistema de classificação do níquel e das ligas à base de níquel	10
4.2.2	Metalurgia física do níquel e ligas de níquel	14
4.2.3	Influência dos elementos de liga nas propriedades das ligas a base de níquel.	16
4.3	Corrosão eletroquímica	17
4.3.1	Técnicas eletroquímicas para o estudo do processo corrosivo	17
4.3.2	Extrapolação das retas de Tafel	17
4.3.3	Resistência de polarização	20
4.3.4	Espectroscopia de impedância eletroquímica	22
4.4	Resistência à corrosão	23
4.4.1	Corrosão por pitting:	24
4.4.2	Corrosão intergranular	25
4.4.3	Corrosão sob fadiga	26
4.4.4	Fissuração por corrosão sob tensão	26
4.4.5	Corrosão naftênica	28

4.5	Processos de soldagem.....	28
4.5.1	Soldagem a arco gás-metal – GMAW (MIG/MAG).....	29
4.5.2	Soldabilidade.....	31
4.5.3	Efeitos da diluição	32
4.5.4	Considerações gerais sobre revestimentos depositados por soldagem 34	
4.5.5	Soldagem de materiais dissimilares	38
4.5.5.1	Soldabilidade das ligas de níquel.....	41
4.5.5.2	Microestrutura das ligas a base de níquel	42
4.5.5.3	Inconel 625	43
5	MATERIAIS E MÉTODOS.....	45
6	RESULTADOS E DISCUSÃO	58
6.1	Resultados obtidos em cordões isolados.....	58
6.1.1	Perfil de microdureza.....	62
6.1.2	Microestrutura das soldas dissimilares.....	67
6.2	Resultados obtidos com 3 passes de revestimento	69
6.2.1	Diluição.....	70
6.2.2	Perfil de microdureza.....	72
6.2.3	Avaliação da resistência à corrosão	88
6.2.3.1	Efeito da tensão de soldagem e da velocidade de alimentação do arame com pré-aquecimento de 423 K (150 °C).....	92
6.2.3.2	Resultados do MEV para as amostras soldadas com pré- aquecimento de 423 K (150°C).....	96
6.2.3.3	Efeito da tensão de soldagem e da velocidade de alimentação do arame sem pré-aquecimento.	101
6.2.3.4	Resultados do MEV para as amostras soldadas sem pré- aquecimento	104
6.2.3.5	Estudo comparativo dos revestimentos obtidos com e sem pré- aquecimento	112
7	CONCLUSÕES	115

8	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	117
9	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	118
	APÊNDICE A.....	124

1 INTRODUÇÃO

Atualmente o Brasil vem se destacando no cenário mundial como um dos principais países produtores de petróleo e gás, devido à alta tecnologia empregada na exploração "offshore", conseguindo-se extrair petróleo em alto mar além de 2000 m de lamina d'água.

O petróleo, devido a sua composição química e a presença de diversas impurezas, apresenta um elevado grau de corrosividade. O processo de corrosão, principalmente por corrosão naftênica, que ocorre no interior dos dutos, que transportam óleo ou gás, é um problema de relevância na indústria do petróleo e pode afetar de forma significativa a vida útil dos mesmos, causando aumento de custos de manutenção, produção e até a interrupção da tubulação para a substituição de alguma parte da mesma.

Quando o referido processo não é controlado, ocorre o inevitável vazamento das tubulações, causando danos irreparáveis ao meio ambiente. Este aspecto exige dos diversos tipos de materiais, empregados na fabricação dos dutos uma elevada resistência à corrosão.

A corrosão é influenciada de forma significativa pela velocidade do fluido em contato com a superfície do duto (GOMES, 2003). A prática mostra que o ataque corrosivo se dá preferencialmente na parte inferior do tubo, onde ocorre o contato da água com alto teor de sais minerais e a parede de aço carbono.

Uma das soluções empregadas para a correção dos equipamentos degradados é a recuperação por soldagem e a outra seria a substituição das instalações empregando-se materiais compatíveis com os atuais níveis de agressividade. (MANKINS, 1990)

Em muitas aplicações, a exposição das superfícies metálicas ao meio corrosivo acelera a degradação do equipamento. É possível que a aplicação de revestimentos metálicos por meio de processos de soldagem modernizados aumente a resistência à corrosão, especialmente em condições críticas sujeitas às trincas de corrosão sob tensão. Visando atacar estes problemas, pesquisas sobre as características metalúrgicas e as propriedades mecânicas de novos revestimentos à

base de ligas de Ni resistentes à corrosão naftênica devem ser realizadas. (SMITH,1993)

Como se trata de uma soldagem com duas ligas diferentes, ou seja, a união de dois metais de base de composições químicas significativamente diferentes que é conhecida como soldagem de metais dissimilares e tem como função reduzir custos da manutenção, produção e até a interrupção da tubulação para a substituição de alguma parte da mesma. Os revestimentos contra corrosão devem apresentar uma composição específica para o que se destinam como é o caso da deposição por soldagem de ligas de Níquel sobre um substrato de aço ARBL para trabalhos em meios agressivos. Neste caso a composição química do revestimento deve se aproximar ao máximo da composição do substrato, no entanto deve-se manter o mínimo de diluição do Ferro do substrato. Quanto menor a diluição, menor a probabilidade de formação de microestruturas frágeis e susceptíveis à corrosão. (WAINER, 1992)

Um problema encontrado na soldagem dissimilar é a formação de uma camada na interface devido à elevada diluição do aço ARBL no revestimento austenítico de Ni. Neste caso esta camada pode ficar com uma composição similar a de um aço martensítico de alta temperabilidade que pode causar o destacamento do cordão depositado. Logo, o controle do nível de diluição e conseqüentemente da microestrutura resultante na interface é de fundamental importância com relação à qualidade do revestimento. (KEJELIN ET AL, 2007)

Investimentos também deverão ser feitos para a melhoria dos revestimentos, em particular dos revestimentos internos de dutos e da sua soldabilidade; dos sistemas de detecção de defeitos em dutos empregando emissão acústica; das técnicas de avaliação de corrosão interna em dutos e reservatórios; dos materiais empregados para o revestimento das torres de destilação e sua soldabilidade e para o desenvolvimento de novos materiais resistentes à corrosão naftênica. (GENTIL, 2007, DOS SANTOS, 1992)

Neste contexto, destaca-se a importância de um trabalho voltado para o estudo da compatibilidade metalúrgica de revestimentos a base de superligas de níquel, depositados por soldagem em tubos de aço ARBL.

2 JUSTIFICATIVA

Em se tratando de atividades relacionadas à manutenção das indústrias petrolíferas a soldagem é uma das soluções para recuperação de equipamentos de transporte, de armazenamento e de unidades de refino. Devido à importância da soldagem nessas indústrias existe uma demanda constante de pesquisas voltadas para o desenvolvimento de procedimentos de soldagem que atendam as necessidades de qualidade na aplicação, melhor relação custo/benefício e redução do tempo de parada para atividades de manutenção. Um estudo sistemático dos processos de soldagem e aspectos metalúrgicos dos depósitos representa um investimento muito baixo quando comparado ao retorno associado.

O revestimento de dutos depositado por processos de soldagem se mostra como uma das soluções viáveis contra a corrosão naftênica provocada pelos constituintes e inúmeras impurezas presentes no petróleo.

Antes de se optar pelo uso de revestimentos interno por deposição de solda (*weld overlay*) utilizando superligas de níquel, outros materiais como os aços supermartensíticos, duplex e superduplex, foram considerados. Os supermatensíticos foram descartados por mostrarem-se susceptíveis à corrosão-fadiga em solução salina desaezada contendo CO_2 . Os aços supermatensíticos e duplex estão sujeitos à corrosão por pites caso fiquem em contacto com a água do mar por mais de 10 dias sem proteção catódica. Os aços superduplex, duplex e supermartensíticos, como diversas análises de falhas têm demonstrado, estão sujeitos a fissuração pelo hidrogênio oriundo de um sistema de proteção catódica mal ajustada. Deste modo, o uso combinado de um aço ARBL com esses materiais em uma mesma junta soldada fica impossibilitado, pois o potencial usado para proteger os aços ARBL fragilizaria por hidrogênio os aços de alta liga.

Os aços ARBL revestidos internamente com liga de Ni são imunes aos problemas mencionados acima. A presença do revestimento interno exige que as soldas circunferenciais sejam feitas com material de composição química semelhante para que as características anti-corrosivas sejam preservadas. No caso de revestimentos por deposição de solda utilizando a liga Inconel 625 o consumível

adequado é o de especificação AWS ERNiCrMo-3. O emprego deste consumível, que possui estrutura austenítica (diferente, portanto, do metal de base que é ferrítico), acarreta certas peculiaridades na junta soldada, tanto do ponto de vista da soldagem quanto da inspeção, que precisam ser mais bem analisadas (POPE, 2004). Essas peculiaridades podem ser uma trinca de solidificação devido ao alto nível de diluição de dois materiais com propriedades físicas distintas e também uma restrição na raiz da junta soldada fazendo com que ocorra nessa região maior diluição.

3 OBJETIVOS

3.1 Objetivo geral

Avaliar a compatibilidade metalúrgica e a resistência à corrosão de revestimentos de ligas à base de níquel aplicados por soldagem GMAW em segmentos de tubos de aço ARBL utilizados para transporte de petróleo e gás.

3.2 Objetivos específicos

- Avaliar os níveis de diluição, a microestrutura, o perfil de dureza e os aspectos geométricos (altura e largura) de cordões de solda constituintes de revestimentos de ligas de Ni aplicados em segmentos de tubos de aços ARBL de acordo com a variação dos parâmetros do processo de soldagem GMAW;
- Avaliar o teor de Fe na superfície dos revestimentos em função das variações dos parâmetros de soldagem;
- Relacionar o efeito das variáveis acima citadas sobre a resistência à corrosão dos revestimentos, através do ensaio de polarização potenciodinâmica linear.

4 REVISÃO DA LITERATURA

4.1 Aços alta resistência baixa liga (ARBL)

4.1.1 Definição

Com a necessidade de se transportar economicamente quantidades crescentes de petróleo e gás natural tornou-se comum a utilização de dutos de grandes diâmetros e espessuras de parede grossas, operando sob altas pressões. Isto levou a um aumento na demanda por aços estruturais de alta resistência e baixa liga (ARBL), que apresentam boa tenacidade a baixas temperaturas (RODRIGUES, PERELOMA & SANTOS, 2000); boa conformabilidade (SENUMA, 2000) e boa soldabilidade, em função do baixo índice de carbono equivalente, como afirmado por Meester (1997).

Aços denominados ARBL são aqueles que têm, principalmente, conteúdo de carbono entre 0,05 até 0,25% e conteúdo de manganês até 2,0%. Pequena quantidade de cromo, níquel, molibdênio, cobre, nitrogênio, vanádio, nióbio, titânio e zircônio são usados em várias combinações, raramente excedendo de 0.1% cada, e sem ultrapassar um total de 8% em peso da composição.

Estes aços são classificados, em geral, pelo *American Petroleum Institute* (API). Existem basicamente três classificações ou famílias de aços ARBL. A primeira e mais comum é a dos aços microligados, chamados assim porque contêm os elementos acima citados em quantidades muito pequenas. A segunda é a dos aços ARBL com microestrutura ferrita acircular, os quais contêm menos do que 0,1% de carbono com adições de manganês, molibdênio e boro atuando como elementos de liga principais. A terceira classificação é a dos aços ARBL dupla-fase, cuja microestrutura consiste de pequenas ilhas de martensita com alto conteúdo de carbono e uniformemente distribuídas numa matriz de ferrita (CASTI, 2000).

Esses tipos de aço foram inicialmente projetados para atender às necessidades da indústria de gás e petróleo, embora o bom desempenho industrial

tenha incrementado seu uso em outros tipos de indústria como a automotiva e a de estruturas (MEESTER, 1997).

Uma das vantagens da utilização dos aços ARBL é que eles podem suportar cargas com espessuras mais finas, fornecendo economia em peso e propiciando uma redução do custo de projeto. Além disso, custos mais baixos podem ser realizados se um aço microligado substitui um aço ligado com conteúdos consideráveis de elementos de liga caros como níquel, cromo e molibdênio. Ainda assim, a redução de custo mais significativos fornecida pelos aços microligados é a eliminação dos custos de tratamentos térmicos. Os aços microligados na sua condição de laminados fornecem propriedades comparáveis aos aços normalizados ou revenidos. Os custos associados ao tratamento térmico são evitados com o aproveitamento do efeito dos elementos de microliga nos aços ARBL. (PAULES, 1991)

4.1.2 Especificações para tubos de aço-carbono

A importância da especificação do material para dutos se dá para garantir a sua qualidade. Sendo assim, os materiais de todos os componentes dos dutos devem obedecer às principais especificações de materiais.

A norma ANSI/ASME B.31.4 enfatiza essa exigência para todas as tubulações dentro do âmbito da norma, proibindo o emprego de qualquer material que não obedeça a alguma especificação.

As duas principais especificações de material utilizadas para dutos são de origem norte-americana, são elas: ASTM e API.

Os aços da especificação API são considerados aços ARBL, com características de elevada resistência, aliada à boa soldabilidade, baixo nível de inclusões e boa qualidade superficial. Estes aços são especificados pelo *American Petroleum Institute (API)*, no caso, a norma API 5L (2000), *Specification for Line Pipe*.

Uma grande parte dos dutos utilizados atualmente é fabricada de acordo com as especificações ou normas API. Os tubos para dutos denominados API são designados por seu mínimo esforço de escoamento aceitável, em libras por polegada quadrada (psi).

A composição química dos aços para dutos API é variada para fornecer propriedades específicas. Conteúdos máximos e mínimos são descritos na especificação API 5L para vários graus, principalmente para os elementos de microliga Mn, P, S, Co, V, Ti. Nem todos esses elementos estão presentes em todos os graus. Alguns deles são adicionados a certos graus de aços para dutos para proporcionar características específicas. De forma geral, a quantidade de Mn requerido em tubos para dutos incrementa-se com o incremento de grau (ou resistência).

As Tabela 1 e Tabela 2 apresentam respectivamente a norma para a composição química nominal, o limite de resistência e de escoamento para aços API 5LX e API 5L.

- API 5L – Especificação para tubos de qualidade media, com ou sem costura, de 1/8” a 64” de diâmetro nominal, em dois graus de material, A e B.
- API 5LX – Especificação para tubos com ou sem costura, de aços-carbono de alta resistência, especiais para oleodutos e gasodutos, abrangendo os oito seguintes graus de material, com os respectivos valores mínimos dos limites de resistência e de escoamento:

Tabela 1. Composição química (% em peso) nominal dos aços API 5L.

Grau	C _{Max} ^a	Mn _{Max} ^a	P _{Max}	S _{Max}	Ti _{Max}	Outros
A	0,22	0,90	0,030	0,030	-	-
B	0,28	1,20	0,030	0,030	0,040	b,c,d
X42	0,28	1,30	0,030	0,030	0,040	c,d
X46, X52, X56	0,28	1,40	0,030	0,030	0,040	c,d
X60 ^e	0,28	1,40	0,030	0,030	0,040	c,d
X65 ^e , X70 ^e	0,28	1,40	0,030	0,030	0,060	c,d

Fonte: API SPECIFICATION 5L, 2004

Notas da Tabela 1:

^a Para cada redução de 0,01% abaixo do teor de carbono máximo especificado, um aumento de 0,05% acima do teor máximo especificado de manganês é permitido, até um máximo de 1,50% para os graus X42 por X52, até um máximo de 1,65% para os graus mais elevados do X52, mas inferior a X70, e até 2,00% para os graus X70 e superiores.

^b A soma de colúmbio [nióbio] e vanádio não devem ultrapassar 0,03%, exceto que, por acordo entre o comprador e o fabricante, uma alternativa para o máximo pode ser estabelecida.

^c Colúmbio (nióbio), vanádio, ou suas combinações podem ser utilizados a critério do fabricante.)

^d A soma das porcentagens de colúmbio [nióbio], vanádio e titânio não devem ultrapassar 0,15%.

^e Outras composições químicas podem ser feita por acordo entre o comprador e o fabricante, desde que os limites da nota D, e os limites tabulados de fósforo e enxofre sejam cumpridas.

Tabela 2. Limite de resistência e de escoamento para os aços API 5L.

Grau	Limite mínimo de escoamento		Limite mínimo de resistência à tração	
	kpsi	MPa	psi	MPa
A	30	207	48	331
B	35	241	60	414
X42	42	290	60	414
X46	46	317	63	434
X52	52	359	66	455
X56	56	386	71	490
X60	60	414	75	517
X65	65	448	77	531
X70	70	483	82	565

Fonte: API SPECIFICATION 5L, 2004

De acordo com a norma ANSI/ASME B.31.3. os tubos desta especificação não devem ser empregados para temperaturas acima de 473 K (200 °C). (Telles,1997)

O grau A corresponde a aço de baixo carbono e os graus B e C a aços de médio carbono. Para tubulações com diâmetro nominal ate 2" prefere-se usar os tubos de grau A, que são mais facilmente dobrados a frio; para tubulações com diâmetro nominal de 3" ou maior prefere-se usar os tubos de grau B, que têm maior resistência mecânica.

4.2 Ligas à base de níquel

Níquel em forma de elemento ou ligado com outros metais tem contribuído de forma significativa nos dias atuais da nossa sociedade e promete continuar suprindo demandas de materiais no futuro. Neste trabalho iremos enfatizar as ligas desenvolvidas para aplicações que requerem resistência à corrosão.

As ligas à base de níquel (ou ligas base-níquel) são empregadas principalmente em serviços submetidos a altas temperaturas e à corrosão. As ligas de níquel que contêm cromo apresentam uma boa resistência à oxidação em temperaturas elevadas e também resistem à corrosão. Já aquelas que contêm quantidades apropriadas de alumínio e titânio são endurecíveis por precipitação e apresentam uma alta resistência mecânica à temperaturas elevadas.

4.2.1 Aplicações e sistema de classificação do níquel e das ligas à base de níquel

Níquel e suas ligas são usados em uma ampla variedade de aplicações, onde a maioria envolve resistência à corrosão e/ou resistência ao calor. Algumas delas incluem:

- Indústrias químicas e petroquímicas;
- Turbinas a gás de aviões;
- Turbina a vapor em plantas de geração de energia;

- Processamento de materiais;
- Aplicações médicas;
- Componentes de motores;
- Sistemas de energia nuclear;
- Equipamentos de controle de poluição (MANKINS; LAMB, 1990).

Em relação ao sistema de classificação, o níquel se divide nas seguintes categorias:

- Níquel comercialmente puro;
- Ligas binárias, tais como Ni-Cu e Ni-Mo;
- Ligas ternárias, tais como, Ni-Cr-Fe e Ni-Cr-Mo;
- Ligas complexas, como Ni-Cr-Fe-Mo-Cu (com a possibilidade de outros elementos adicionais);

A Figura 1 também apresenta uma maneira para agrupar as ligas base-níquel em função do conteúdo de níquel. Entretanto, as ligas são melhores reconhecidas pelos seus nomes comerciais, tais como Monel, Hastelloy, Inconel, Incoloy, etc. (INFOMET, 2008)

Dos sistemas que compõem as ligas binárias, o mais comum é o Ni-Cu. As ligas que fazem parte desse sistema também são conhecidas como Monel. Outras ligas binárias comercialmente importantes são as de composição Ni-Mo. Destaca-se entre elas a liga Hastelloy B-2 que oferece uma excelente resistência a ácidos clorídricos e também a qualquer meio redutor. Também possuem alta resistência mecânica em atmosferas de gases inertes em temperaturas elevadas.

Do grupo de ligas ternárias, destacam-se as composições Ni-Cr-Fe e Ni-Cr-Mo. Os principais componentes do sistema Ni-Cr-Fe são conhecidos comercialmente como Inconel 600, e Incoloy 800. O Inconel 600 tem boa resistência tanto em meios oxidantes, quanto em meios redutores e podem ser trabalhados a altas temperaturas.

As ligas Ni-Cr-Mo são altamente resistentes à corrosão alveolar. Elas retêm grande resistência mecânica e à oxidação a elevadas temperaturas. Têm grande aplicação na indústria, principalmente em equipamentos submetidos a meios

aquosos. Neste grupo, as principais ligas são o Hastelloy C-276, Hastelloy C-22 e o Inconel 625. (INFOMET, 2008)

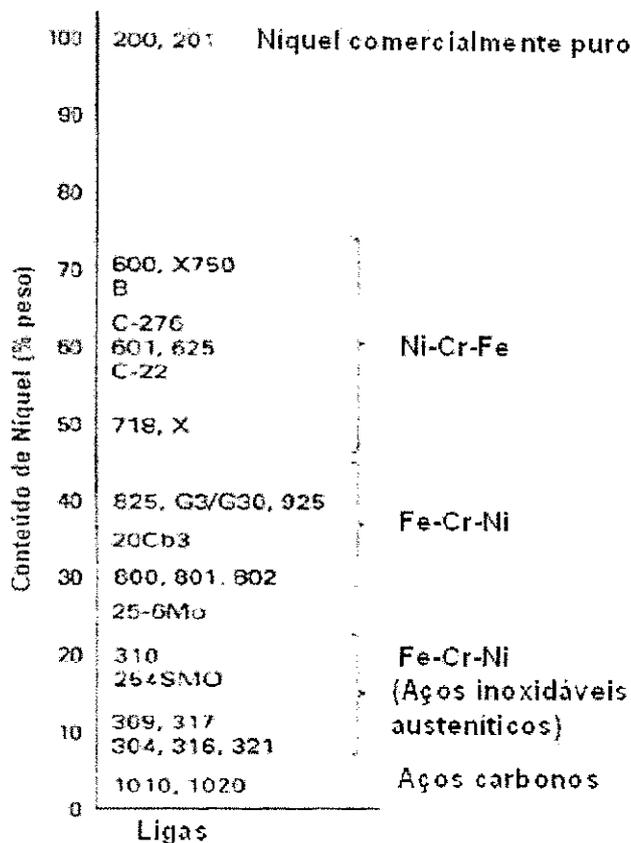


Figura 1. Agrupamento de ligas base-níquel em função do conteúdo de Ni. O conteúdo de Cr varia de 18 a 20%.

Fonte: Mankins e Lamb, 1990

Na categoria das ligas complexas, o sistema Ni-Cr-Fe-Mo-Cu é a composição básica. Elas oferecem boa resistência à corrosão alveolar (*pitting*), à corrosão intergranular, à corrosão sob tensão em meios clorosos e à corrosão uniforme em uma larga escala de meios oxidantes e redutores. Estas ligas são geralmente usadas em aplicações envolvendo ácidos sulfúrico ou fosfórico. As principais ligas desse sistema são: Hastelloy G-3, os Inconel 617, 625, e 718; e o Incolloy 825. (INFOMET, 2008)

A Tabela 3 apresenta as composições químicas nominais de algumas ligas base-níquel comumente empregadas nas indústrias. Já a Tabela 4 mostra algumas propriedades típicas destas ligas base-níquel.

Tabela 3. Composições nominais de algumas ligas base-níquel

Especificações			Composição (% em peso)												
Liga ¹	UNS	Comercial	Ni	C	Cr	Mo	Fe	Co	Cu	Al	Ti	Nb	Mn	Si	W
200	N02200	Monel 200	99,5	0,08	-	-	0,2	-	-	-	-	-	0,2	0,2	
600	N06600	Inconel 600	76	0,08	15,5	-	8	-	0,2	-	-	-	0,5	0,2	
625	N06625	Inconel 625	61	0,05	21,5	9	2,5	-	-	0,2	0,2	3,6	0,2	0,2	
800	N08800	Incoloy 800	32,5	0,05	21	-	45,7	-	-	0,4	0,4	-	-	-	-
B-2	N10665	Hastelloy B-2	69	0,01 ²	1 ²	28	2 ²	1 ²	-	-	-	-	1 ²	0,1 ²	
C-276	N10276	Hastelloy C-276	57	0,01 ²	15,5	16	5	2,5 ²	-	-	0,7 ²	-	1 ²	0,08 ²	4
C-4	N06455	Hastelloy C-4	65	0,01 ²	16	15,5	3 ²	2 ²	-	-	-	-	1 ²	0,08 ²	

¹ Várias dessas designações usam parte de nomes comerciais ou são os próprios nomes comerciais;

² Valor máximo.

FONTE: Hunt et al (1996).

Tabela 4. Propriedades típicas de ligas base-níquel.

Especificações			Densidade	Módulo de	Resistência à	Limite de resistência ao
Liga	UNS	Comercial	(kg/m ³)	elasticidade (GPa) ¹	tração (MPa) ¹	escoamento (MPa) ¹
200	N02200	Monel 200	8885	204	469	172
600	N06600	Inconel 600	8415	207	621	276
625	N06625	Inconel 625	8442	207	896	483
800	N08800	Incoloy 800	7944	196	621	276
B-2	N10665	Hastelloy B-2	9220****	217****	910**	393**
C-276	N10276	Hastelloy C-276	8941	205	834	400
C-4	N06455	Hastelloy C-4	8640***	211***	768***	416***

¹ na temperatura ambiente.

FONTES: Hunt et al (1996), ** Hpalloy (2008), *** Haynes (2008) e **** Alloy Wire (2008).

4.2.2 Metalurgia física do níquel e ligas de níquel.

Níquel é um elemento versátil e combinável com mais metais. Completa solubilidade sólida existe entre o níquel e o cobre. Ampla gama de solubilidade entre ferro, cromo e níquel torna possível muitas combinações de ligas. A matriz de níquel (γ) possui estrutura cúbica de face centrada e pode ser endurecida por solução sólida, precipitação e dispersão de óxido e/ ou endurecimento por carbonetos (AGARWAL & BRILL, 2000a; MANKINS & LAMB, 1990). Dessa forma, de acordo com as características de fabricação das ligas, podem-se classificar as superligas de níquel conforme a descrição a seguir (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 através de solução sólida. Todas as ligas de níquel são endurecidas por solução sólida. Adições de alumínio, cromo, cobalto, cobre, ferro, molibdênio, titânio, tungstênio e vanádio contribuem para endurecimento da solução sólida. Sendo o endurecimento mais acentuado com alumínio, cromo, molibdênio e tungstênio enquanto que os outros elementos possuem um efeito menor. Molibdênio e tungstênio aumentam a resistência em elevadas temperaturas. Essas ligas geralmente não apresentam maiores problemas de soldabilidade, porém dependendo da liga e 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.
- **Endurecidas por dispersão de óxido**: podem ser enrijecidas a níveis elevados através da dispersão de partículas de finos óxidos refratários (ThO_2) pela matriz. Isto é feito pelas técnicas de metalurgia do pó durante a fabricação das ligas. A soldagem por fusão dessas ligas é evitada, sob pena de enfraquecer o metal de solda pela aglomeração das partículas de óxido.

As principais ligas endurecidas por solução sólida são: Níquel-Cobre, Níquel-Cromo, Níquel-Ferro-Cromo, Níquel-Molibdênio, Níquel-Cromo-Molibdênio, Cobalto-Cromo-Níquel-Tungstênio e ligas fundidas. No grupo das ligas Níquel-Cromo-Molibdênio inclui as ligas C-22, C-276, G, S, X, 622, 625 e 686. Elas são projetadas primeiramente para resistência à corrosão em temperatura ambiente, como também para resistência à oxidação em atmosferas redutoras a elevadas temperaturas. Todas estas ligas têm boa soldabilidade e metais de adição para soldagem das mesmas são disponíveis. (WELDING HANDBOOK, 1998)

Devido o níquel ter uma larga solubilidade a outros metais, muitas ligas comerciais estão disponíveis. O Níquel e o cobre possuem completa solubilidade sólida. O ferro e o cobalto são solúveis no níquel a uma percentagem bastante elevada. O limite de solubilidade do cromo em níquel é de 35 a 40% e para o molibidênio o limite é aproximadamente 20%. Adições desses principais elementos de liga, isto é, cobre, cromo, molibdênio, ferro e cobalto, não possuem efeitos adversos na soldabilidade, e na maioria dos casos a presença destes elementos proporciona efeitos benéficos sobre a soldabilidade das ligas base-níquel. Em geral, o níquel comercialmente puro e as ligas cobre-níquel possuem soldabilidade similares e a maioria das outras ligas de níquel se comporta como os aços inoxidáveis.

Semelhante aos aços inoxidáveis austeníticos, as ligas base-níquel possuem uma única estrutura cristalina até o ponto de fusão. Já que as ligas base-níquel não sofrem mudança de fase, o tamanho de grão do metal base ou do metal de solda não pode ser refinado apenas por tratamentos térmicos. No entanto, o tamanho de grão pode ser reduzido através trabalho a quente ou a frio, tais como laminação ou forjamento, seguido de um tratamento de recozimento apropriado. (Hunt et al, 1996)

Em quantidades relativamente pequenas, elementos de liga tais como manganês, silício, nióbio, carbono, alumínio e titânio, não são prejudiciais à soldagem das ligas base-níquel. No entanto, quando elementos tais como alumínio ou titânio são adicionados para facilitar o endurecimento por precipitação da liga, uma boa proteção à zona de fusão da solda deve ser garantida a fim de limitar a formação de óxidos.

4.2.3 Influência dos elementos de liga nas propriedades das ligas a base de níquel.

Os principais elementos de liga e seus respectivos efeitos são:

- **Alumínio:** É solúvel no níquel em altas temperaturas e o resfriamento rápido mantém a solução sólida supersaturada à temperatura ambiente. O aquecimento posterior em temperaturas mais baixas permite a precipitação controlada da fase γ' (Ni_3Al). Esse efeito de endurecimento por precipitação ocorre quando o teor de alumínio é de 5 a 12 %. Então com precipitação da fase γ' , há um aumento da resistência mecânica e favorecimento da manutenção dessa elevada resistência mesmo em altas temperaturas. Além disso, o alumínio favorece ainda a resistência à corrosão, pela formação de óxidos de Al_2O_3 (TANCRET et al., 2003);
- **Carbono:** Precipita nos contornos de grão sob a forma de carbonetos e limita o deslizamento, favorecendo um aumento de resistência, no entanto deve ser mantido em teores baixo para evitar a formação de filmes nos contornos de grão, que são prejudiciais na resistência em temperaturas elevadas. O boro tem efeito similar (TANCRET et al., 2003);
- **Cromo:** Aumenta a resistência à corrosão, porém também melhora as propriedades mecânicas da matriz pelo endurecimento por solução sólida. Teores inferiores a 20 % normalmente não contribuem 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 (TANCRET et al., 2003);
- **Ferro:** Aumenta a solubilidade do Carbono no Níquel, melhorando assim a resistência a altas temperaturas. É utilizado também para reduzir custos, visto que ferro-cromo é uma fonte mais acessível de cromo (TANCRET et al., 2003);
- **Manganês:** Possui afinidade com o enxofre, sendo um importante controlador dos efeitos nocivos da segregação de compostos sulfurados (RAMIREZ & LIPPOLD, 2004);
- **Molibdênio:** Aumenta a resistência às atmosferas ácidas não oxidantes, à corrosão localizada e a resistência à alta temperatura (ASM, 1993b).

- **Nióbio:** Controla a segregação durante as reações finais de solidificação. Forma a fase γ'' , forma alguns tipos de carbonetos e promove mudanças nos contornos de grão. (AWS, 1996; DUPONT et al., 2003; RAMIREZ & LIPPOLD, 2004);
- **Silício:** 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).
- **Titânio:** Efeito similar ao alumínio na formação de precipitados. Quando estes dois elementos estão presentes, é necessário um ajuste em suas composições para melhorar a interface γ/γ' (TANCRET et al., 2003). Também está presente nos metais de adição para se combinar com nitrogênio e evitar formação de porosidade (AWS, 1996).
- **Tungstênio:** Induz aumento de resistência por solução sólida na matriz γ e nos precipitados γ' (TANCRET et al., 2003).

4.3 Corrosão eletroquímica

4.3.1 Técnicas eletroquímicas para o estudo do processo corrosivo

As técnicas eletroquímicas podem ser utilizadas na avaliação, no controle e na investigação da corrosão de metais sofrendo diferentes tipos de ataque corrosivo, além de obter informações sobre a velocidade de corrosão controlada pela transferência de carga (polarização por ativação). Existem vários métodos experimentais de ensaios eletroquímicos, a extrapolação das retas de Tafel e a medida da resistência de polarização, impedância, etc. (WOLYNEC, 2003)

4.3.2 Extrapolação das retas de Tafel

Nas condições de equilíbrio de um eletrodo se estabelece, através da dupla camada elétrica, um potencial de equilíbrio que caracteriza a reação que ocorre na interface eletrodo/eletrólito. No equilíbrio, a velocidade da reação de oxidação é igual à de redução tendo a denominação especial densidade de corrente de troca, sendo este também um parâmetro que caracteriza a reação.

Quando o sistema está em equilíbrio e, por exemplo, é imposto um potencial externo, a diferença de potencial através da dupla camada é alterada, diz-se que o eletrodo sofreu polarização. A extensão da polarização, medida em relação ao potencial de equilíbrio é chamada de sobretensão ou sobrepotencial e é normalmente designada por η (Equação 1). Assim, se o potencial resultante da polarização for E_x e o potencial de equilíbrio for E_e , tem-se então:

$$\eta = E_x - E_e \quad (1)$$

Se η for positivo tem-se polarização anódica e se η for negativa, polarização catódica, sendo as correspondentes sobretensões designadas por sobretensão anódica (η_a) e sobretensão catódica (η_c), respectivamente.

Sendo a corrente anódica igual à corrente de corrosão que circula no metal da resistência de polarização (E_{corr}), não poderá ser medida diretamente, porque na resistência de polarização circula também, pelo metal, uma corrente catódica que, tem valor igual ao da corrente anódica, porém, de sentido oposto. De modo que, se for ligado um amperímetro ao metal, o valor da corrente será sempre zero, embora esteja se corroendo e, portanto, nele circule uma corrente anódica. Neste caso a corrente de corrosão só poderá ser determinada por métodos indiretos. Um método que pode ser aplicado está baseado na extrapolação das curvas de Tafel.

A relação entre corrente e sobretensão de atividade foi deduzida por Butler-Volmer para casos de equilíbrio eletroquímico (WEST, 1970). A equação de Butler-Volmer constitui a equação da cinética de eletrodo, esta é bastante complexa e não permite que η seja expresso em função de i . No entanto, ela pode ser simplificada para valores de sobretensões, em valores absolutos, superiores a 0,03 Volt, situação em que um dos termos exponenciais da equação se torne desprezível com relação ao primeiro, assim à equação de Butler-Volmer reduz-se a Equação 4. Nos casos de corrosão, utiliza-se uma analogia às equações de Butler-Volmer, verificada por Tafel.

$$\eta = a + b \log i \quad (\text{Lei de Tafel}) \quad (2)$$

Para o domínio de Tafel anódico tem-se:

$$\begin{aligned}\eta_a &= a_a + b_a \log i_a \text{ onde;} \\ a_a &= (-2,3RT / \beta nF) \log i_{corr} \\ b_a &= 2,3RT / \beta nF\end{aligned}\tag{3}$$

Para o domínio de Tafel catódico tem-se:

$$\begin{aligned}\eta_c &= a_c + b_c \log i_c \text{ onde;} \\ a_c &= (-2,3RT / (1 - \alpha)nF) \log i_{corr} \\ b_c &= 2,3RT / (1 - \beta)nF\end{aligned}\tag{4}$$

Assim temos que:

- a e b são as constantes de Tafel;
- R é a constante dos gases;
- β é o coeficiente de transferência;
- n é o número de oxidação da espécie eletroativa;
- F é a constante de Faraday;
- i é a densidade de corrente medida;
- i_{cor} é a corrente de corrosão;
- η é o sobre potencial em relação à resistência de polarização ($E - E_{corr}$).

Na Figura 2 pode-se representar graficamente a lei de Tafel em um diagrama E vs. log i.

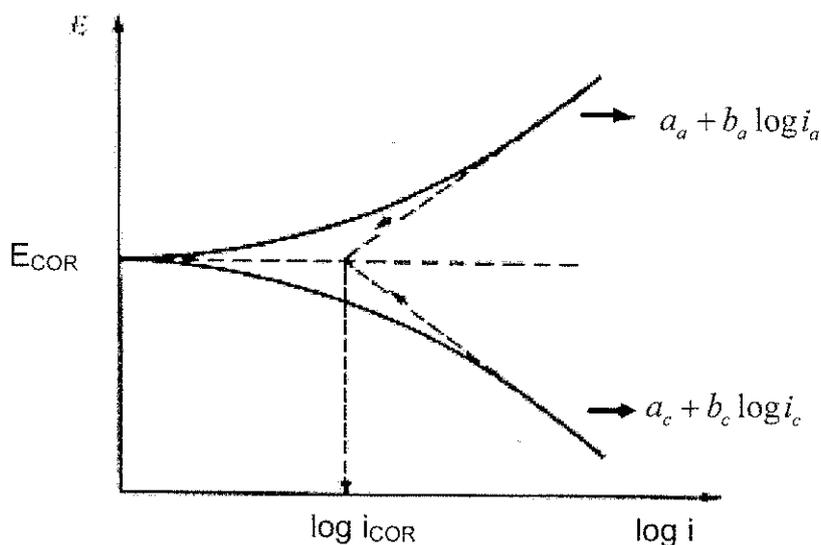


Figura 2. Representação gráfica da lei de Tafel.

Partindo do potencial de corrosão, é iniciada a polarização catódica ou anódica, medindo-se a corrente característica para cada sobrepotencial. Ao avanço da polarização os fenômenos, catódico e anódico tornam-se independentes se aproximando das retas de Tafel. Extrapolando as retas de Tafel à resistência de polarização será obtida a corrente de corrosão.

Uma observação importante é que a maioria dos metais e ligas de importância não exibe o comportamento descrito por Tafel. Portanto, dificilmente este método poderá ser aplicado para a obtenção da velocidade de corrosão.

Os coeficientes a e b são chamados de declives de Tafel. Estes parâmetros podem ser determinados experimentalmente, sendo de grande valia nos estudos fundamentais para elucidação dos mecanismos de corrosão.

A equação de Butler-Volmer e, em conseqüência, a própria equação de Tafel seguem da suposição de que a velocidade de reação que ocorre na interface é determinada por uma barreira energética de ativação situada dentro da dupla camada elétrica, razão pela qual a sobretensão que aparece nessas equações é chamada de sobretensão de ativação. Existem outras formas de polarização, porém, as equações de Butler-Volmer e de Tafel não se aplicam.

4.3.3 Resistência de polarização

Este método possui a vantagem de determinar a velocidade de corrosão através da realização da polarização anódica ou catódica de alguns milivolts em

torno da resistência de polarização do metal ou liga metálica (Lee, 2000). Este método evita algumas dificuldades práticas quando comparado com o método anterior, ou seja, a influência da queda ôhmica e dos fenômenos de transporte pode ser minimizada, uma vez que a densidade de corrente utilizada é baixa.

Esse método foi desenvolvido a partir de duas observações experimentais. Na primeira foi para uma certa corrente imposta, o grau de polarização é maior para a menor velocidade de corrosão e a segunda retrata a existência aparente de uma linearidade na origem da curva de polarização para sobretensões de alguns milivolts.

A Figura 3 mostra de forma esquemática a linearidade nas proximidades da resistência de polarização quando as curvas de polarização são realizadas em escala linear. A resistência de polarização (R_p), é definida como o inverso da inclinação da reta da Figura 3, é independente do grau de linearidade. O método de polarização linear, inicialmente assim chamado, foi popularizado por Stern e Geary em 1957 e recebe ultimamente o nome de método da resistência de polarização, por apresentar unidades de uma resistência (Ωm^2).

A resistência de polarização pode ser medida experimentalmente por um galvanostato ou um potenciostato. Os equipamentos disponíveis funcionam basicamente com um circuito semelhante. O método galvanostático é experimentalmente mais simples e comercialmente mais usado devido à existência de dispositivos de monitoramento da resistência de polarização. O método potenciostático ou potenciodinâmico é mais favorável para uso em laboratório, pois os procedimentos de ensaios podem ser bem controlados.

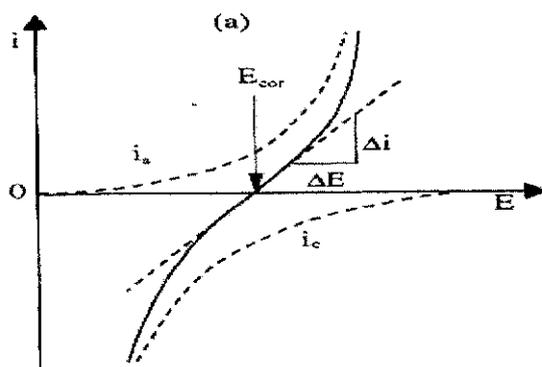


Figura 3. Curva de polarização esquemática em escala linear.

4.3.4 Espectroscopia de impedância eletroquímica

Um sinal alternado de potencial, de pequena amplitude, aplicado num sistema constituído de uma interface eletrodo/solução origina um sinal alternado de corrente como resposta. A razão entre a perturbação e a resposta corresponde à impedância do sistema. A técnica para determinar a impedância de um sistema eletroquímico é a espectroscopia de impedância.

A impedância de um circuito representa o nível de dificuldade pelo qual um sinal elétrico (potencial ou corrente) enviado a esse circuito encontra ao percorrê-lo. Quando uma tensão elétrica alternada for aplicada a um circuito, a corrente resultante pode ser determinada utilizando a lei de Ohm ($V = IR$) através da substituição da resistência R pela reatância X de cada elemento passivo em questão. Dessa forma é possível representar qualquer reatância, ou a impedância Z de uma combinação de reatâncias, como um vetor em um plano real-imaginário, de acordo com o diagrama de Argand.

Uma forma de representar a variação da impedância com a frequência é o diagrama de Nyquist, como pode ser visto na Figura 4, o qual é uma extensão do diagrama de Argand, utilizando a frequência como uma variável.

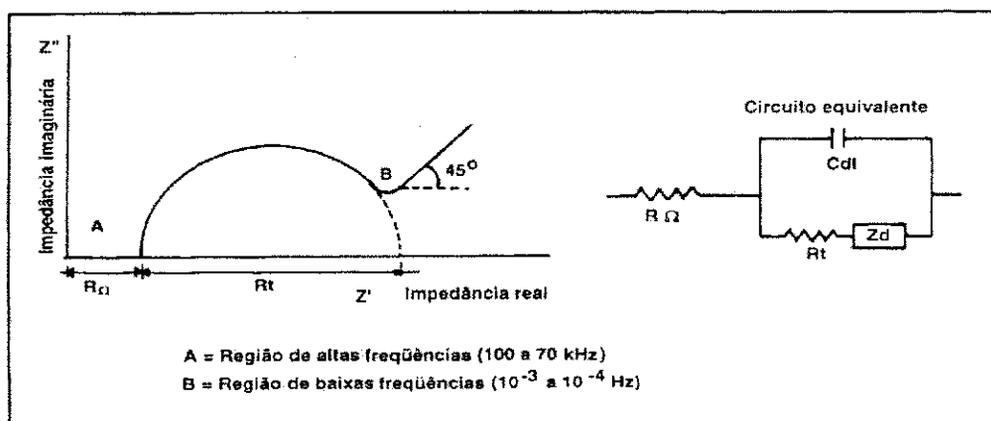


Figura 4. Diagrama de Nyquist, com o seu circuito equivalente.

O diagrama de Nyquist é a forma mais usada para expressar os resultados obtidos através da técnica de impedância. Este consiste de uma série de pontos, cada um representando a grandeza e a direção do vetor de impedância para uma frequência particular. Este diagrama é um plano complexo (real-imaginário) de coordenadas cartesianas, onde se tem nas abscissas a parte real (termos resistivos)

e nas ordenadas a parte imaginária (termos capacitivos ou indutivos).

Tanto a mudança de fase quanto a amplitude são dependentes da frequência e os dados de impedância para uma determinada amostra são, obtidos sob uma larga variação de frequência (100 kHz a 10 mHz) dessa forma produzindo o diagrama de Nyquist. (ALTUBE et al, 2003)

Quanto maior for a impedância do sistema tanto mais passivo será este sistema, ou seja, maior será a restrição do referido sistema à condução de corrente, significando que a taxa de corrosão ou densidade de corrente de corrosão ao longo do sistema de análise, será a mais baixa possível (ES-SALAH et al, 2004). No processo inverso, igualmente, quanto menor a impedância tanto menor será a restrição à passagem corrente, corrente esta que está associada ao processo eletroquímico de corrosão.

4.4 Resistência à corrosão

Ligas a base de níquel oferecem resistência à corrosão a uma ampla gama de meios corrosivos. Entretanto, com todos os tipos de corrosão, muitos fatores influenciam as taxas de ataque. O meio corrosivo torna-se o fator governante mais importante da corrosão de um metal particular. Acidez, temperatura, concentração, movimento relativo da superfície do metal, grau de poder de oxidação e aeração, e presença ou ausência de inibidores ou aceleradores devem sempre ser considerados.

Muitos destes fatores interagem, e frequentemente esta interação é muito complexa. Por exemplo, ácido sulfúrico é geralmente considerado um ácido redutor, mas em altas concentrações o ácido torna-se oxidante e isto normalmente mascara outros fatores no comportamento corrosivo do ácido. (MANKINS; LAMB, 1990)

Apresentaremos aqui brevemente os tipos de corrosão resultantes da exposição das ligas de níquel a ambientes aquosos.

4.4.1 Corrosão por pitting:

Embora *pitting* possa surgir de diversas causas, principalmente haletos de sais e particularmente cloretos são reconhecidos como famosos produtores de *pit*. Os metais passivos são particularmente susceptíveis à *pitting* em meios clorídricos, especialmente cloretos oxidantes, por exemplo, cloreto ferroso, cuproso e mercúrico. Parece que os íons de cloreto acumulam em áreas anódicas e um ou outro penetra ou dissolve um filme passivo nestes pontos.

O efeito do Molibdênio adicionado às ligas contendo níquel oferece altos índices de resistência a estes tipos de ataque devidos aos cloretos. A Figura 5 mostra estes efeitos na resistência à corrosão de várias ligas. (MANKINS; LAMB, 1990)

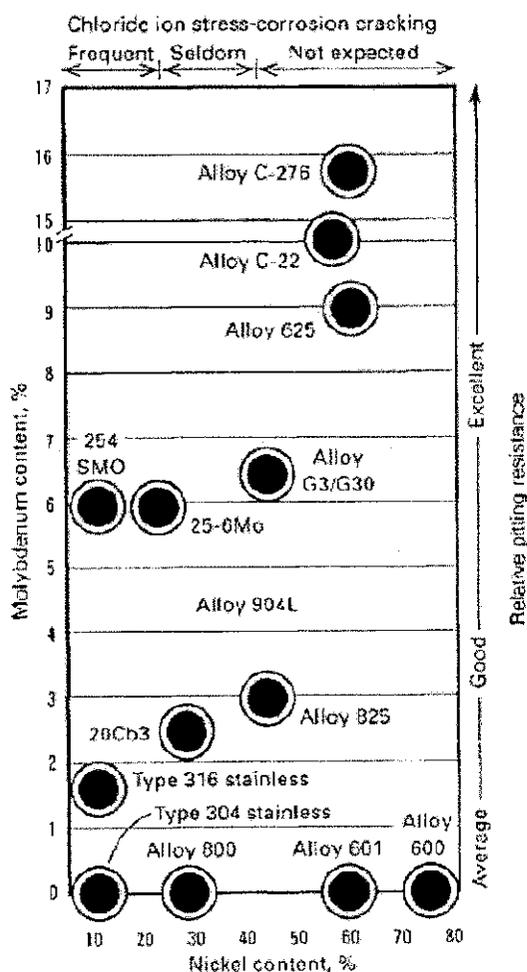


Figura 5. Efeito da porcentagem de molibdênio e níquel na resistência a corrosão de ligas comerciais selecionadas.

Fonte: Mankins e Lamb, 1990.

4.4.2 Corrosão intergranular

Os aços inoxidáveis austeníticos contendo de 8 a 40% de níquel formam uma classe de materiais em que esta forma de ataque é mais comum. É usualmente causada por tratamento térmico impróprio ou calor da soldagem que causa a precipitação de carbonetos de cromo nos contornos de grão. Esta precipitação causa uma redução da resistência à corrosão na área de contorno de grão, e esta área torna-se anódica no restante do grão.

Esta condição ocorre quando estas ligas são submetidas a temperaturas entre 698 K (425 °C) e 1033 K (760 °C). O empobrecimento de cromo na região adjacente aos contornos de grão torna susceptível a meios corrosivos resultando em ataques nestes locais. Este fenômeno é conhecido por sensitização.

Há três métodos de combater a corrosão intergranular em casos onde materiais susceptíveis devem ser aquecidos na faixa de sensitização. O primeiro método é aquecer o metal a uma temperatura alta suficiente para dissolver a fase precipitada e então resfriar rápido o bastante para manter esta fase em solução.

O segundo método, chamado de estabilização, consiste em adicionar certos elementos como nióbio, tântalo e titânio que se combinam mais facilmente com o carbono do que o cromo. Desta forma, o cromo não é reduzido e o metal mantém sua resistência à corrosão. Esta técnica é usada na fabricação de aços inoxidáveis e ligas a base de níquel para resistir devidamente a vários meios aquosos ácidos. Em soldas de vários passes, o metal de solda já depositado pode ser aquecido na faixa de temperatura de sensitização pelos passes seguintes, por isso eletrodos e arames para soldagem devem ser estabilizados.

O terceiro método é restringir uma quantidade de um dos constituintes do precipitado, usualmente o carbono (MANKINS; LAMB, 1990). Por exemplo, o aço inoxidável 316L de baixo carbono não está sujeito à precipitação durante a soldagem. Com o desenvolvimento das técnicas de refino, os aços com baixo teor de carbono têm se tornado cada vez mais usados. (MODENESI, 2001)

4.4.3 Corrosão sob fadiga

Metais que falham como resultado de um carregamento cíclico são ditos que falharam por fadiga. A falha por fratura transgranular pode ser através de uma única trinca, no entanto, a fratura por fadiga a altas temperaturas é intergranular, desde que acima da temperatura equicoesiva, visto que os contornos de grãos são menos resistentes que os grãos. Limite de resistência e resistência à fadiga são medidas da capacidade de um metal resistir a tensões cíclicas.

Dados de fadiga determinados no ar são inúteis como critérios de projeto para que uma peça seja colocada em serviço em um ambiente corrosivo. (MANKINS; LAMB, 1990)

A ação corrosiva superposta à tensão cíclica ocasiona uma redução pronunciada nas propriedades de fadiga dos metais que é maior que a causada pela corrosão isoladamente. Essa redução é devida ao fato de que o ataque químico acelera a velocidade de propagação da trinca de fadiga e a tensão cíclica acelera a corrosão no metal dependendo da frequência da onda cíclica. Um dos tipos de micromecanismos para a formação da trinca se dá quando os pits de corrosão chegam a produzir uma alta concentração localizada de tensões no metal e a sua propagação é rápida. A fratura é também transgranular, mas há múltiplas trincas e elas frequentemente começam na base dos *pits* de corrosão (SOUSA, 1982).

A consideração mais importante na seleção de um material para resistência à corrosão sob fadiga é a resistência do metal ao meio corrosivo. Uma das características principais das ligas a base de níquel é que o alto teor deste elemento proporciona uma boa resistência à corrosão sob fadiga (MANKINS; LAMB, 1990).

4.4.4 Fissuração por corrosão sob tensão

Ao contrário da corrosão sob fadiga, que ocorre em qualquer meio corrosivo, fissuração por corrosão sob tensão requer uma combinação específica da liga e o meio. Este tipo de corrosão se caracteriza pela formação de trincas tipicamente transgranulares e ramificadas que podem aparecer em poucos minutos quando o material é exposto a soluções concentradas e quentes de cloretos ou em muitas horas em soluções mais diluídas e a temperaturas mais baixas (MODENESI, 2001).

A fissuração sob tensão necessita de três fatores simultâneos como tensão de tração na superfície, liga e meio. A alteração ou eliminação de um destes fatores pode prevenir este ataque. Onde é possível, a alteração do meio ou a escolha de uma diferente liga é a melhor solução. Eliminação da tensão residual é geralmente uma tentativa feita por tratamento térmico, mas é frequentemente difícil ou impossível eliminar completamente tensões em equipamentos de fabricação complexa, além de o procedimento ser caro.

A forma mais comum de fissuração por corrosão sob tensão é a que envolve cloretos e íons de haletos, que podem estar presentes em uma ampla variedade de meios aquosos e processos de escoamento. Testes realizados sob normas da *American Society for Testing and Materials* (ASTM) estabeleceram valores à sensibilidade das ligas de níquel a fissuras sob estas condições, usando solução fervente de cloreto de magnésio. Arames de Fe-Cr-Ni contendo mais de 50% de níquel são imunes à fissuração em solução fervente com concentração de 42% de cloreto de magnésio (Figura 6).

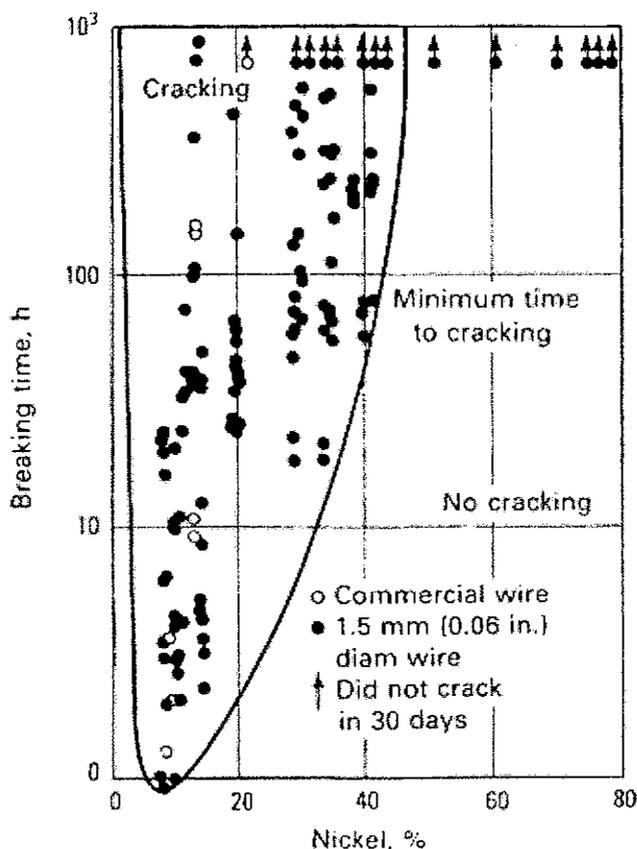


Figura 6. Efeito da adição de níquel em um aço com 17 a 24% de cromo na resistência a fissuração por corrosão sob tensão em solução de 42% de cloreto de magnésio.

Fonte. Mankins e Lamb, 1990.

Na soldagem de revestimento deve-se evitar a formação de reentrâncias e fendas, onde a concentração de cloretos pode ocorrer. As tubulações que transportam petróleo estão sujeitas a este tipo de fissuração, visto que o óleo quando retirado do poço é composto de diferentes fases (gás, óleo e água), fases estas que contém cloretos. (MANKINS; LAMB, 1990)

4.4.5 Corrosão naftênica

A corrosão por ácidos naftênicos é um dos temas de maior interesse na indústria de petróleo. Embora já existam estudos sobre este fenômeno, ele ainda não está completamente compreendido.

Além da acidez, outras variáveis exercem forte influência na característica corrosiva do petróleo, tais como temperatura, velocidade, turbulência, grau de vaporização, teor de enxofre e composição química do aço (BERNARDES, 2005). Recentemente intensificou-se a necessidade de pesquisas nesta área, pois as refinarias estão processando uma grande quantidade de óleos crus nacionais e estrangeiros, muitos dos quais têm elevada concentração de ácidos naftênicos (GOMES, 2003).

4.5 Processos de soldagem

Os processos de soldagem podem ser divididos em dois grupos: processos por fusão e processos por pressão (deformação). Este último consiste em deformar as superfícies de contato permitindo a aproximação dos átomos a distâncias muito pequenas. As peças podem ser aquecidas localmente de modo a facilitar a deformação das superfícies de contato. Já o primeiro grupo se baseia na aplicação localizada de calor na região de união até a fusão do metal base juntamente com o metal de adição (quando este é utilizado), destruindo as superfícies de contato e produzindo a união pela solidificação do metal fundido.

Os processos de soldagem por fusão são largamente utilizados. Como exemplos têm-se: Soldagem a Arco com Eletrodos Revestidos (*Shielded Metal Arc*

Welding - SMAW); Soldagem a Arco Gás-Tungstênio (*Gas Tungsten Arc Welding - GTAW*); Soldagem a Arco Gás-Metal (*Gas Metal Arc Welding - GMAW*); Soldagem a Arco com Eletrodo Tubular (*Flux Cored Arc Welding - FCAW*); Soldagem ao Arco Submerso (*Submerged Arc Welding - SAW*), e outros.

A escolha do processo de soldagem mais adequado para a aplicação de um revestimento depende de diversos fatores tais como versatilidade, custo, fator operacional (tempo de soldagem/ tempo total), habilidade do operador, energia de soldagem, diluição (%), taxa de deposição (kg/h), tamanho da peça, posição de soldagem, tipo de liga para revestimento, dentre outros (WAINER, 1992).

4.5.1 Soldagem a arco gás-metal – GMAW (MIG/MAG)

Na soldagem ao arco elétrico com gás de proteção (GMAW – *Gas Metal Arc Welding*), também conhecida como soldagem MIG/MAG (MIG – *Metal Inert Gas* e MAG – *Metal Active Gas*), um arco elétrico é estabelecido entre a peça e um consumível na forma de arame. O arco funde continuamente o arame à medida que este é alimentado à poça de fusão. O metal de solda é protegido da atmosfera pelo fluxo de um gás (ou mistura de gases) inerte ou ativo. A Figura 7 mostra esquematicamente este processo e uma parte da tocha de soldagem. (FORTES, 2007)

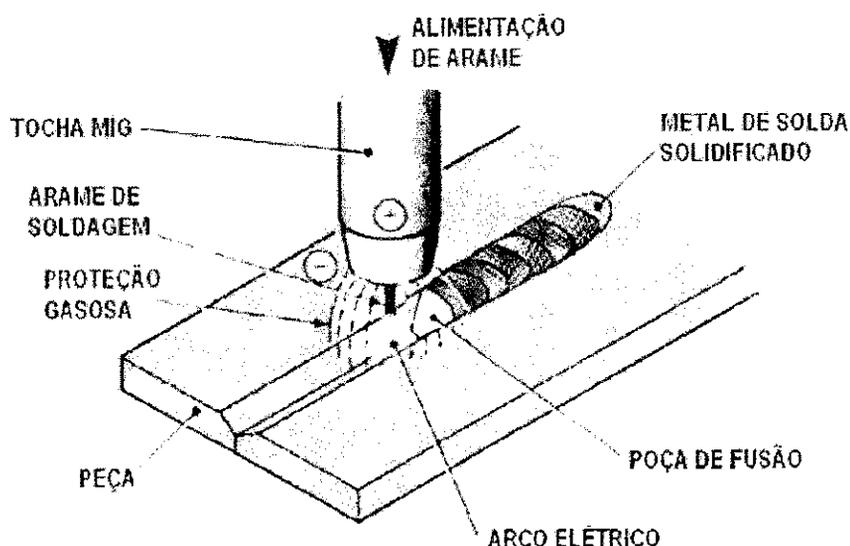


Figura 7. Processo básico de soldagem GMAW.
Fonte. Fortes, 2007

Como foi dito, a proteção do arco e poça de fusão é obtida por um gás ou mistura de gases. Se este gás é inerte (Ar/He), o processo é também chamado MIG (*Metal Inert Gas*). Por outro lado, se o gás for ativo (CO₂ ou misturas Ar/O₂/CO₂), o processo é chamado MAG (*Metal Active Gas*). Gases inertes puros são, em geral, usados na soldagem de metais e ligas não ferrosas, misturas de gases inertes com pequenas quantidades de gases ativos são usadas, em geral, com aços ligados, enquanto que misturas mais ricas em gases ativos ou CO₂ puro são usados na soldagem de aços carbono.

O processo é normalmente operado de forma semi-automática, podendo ser, também, mecanizado ou automatizado. É o processo de soldagem a arco mais usado com robôs industriais. Como trabalha com um arame contínuo (o que permite um alto fator de ocupação do operador) e com elevadas densidades de corrente no eletrodo (elevada taxa de deposição) apresenta uma elevada produtividade. Estes aspectos têm levado a uma utilização crescente deste processo em países desenvolvidos, onde o decréscimo do número de soldadores e a necessidade de maior produtividade provocaram a substituição da soldagem com eletrodos revestidos em várias aplicações. A Tabela 5 apresenta as principais vantagens, limitações e aplicações do processo GMAW. (MODENESI; MARQUES, 2007)

Tabela 5. Vantagens, limitações e aplicações principais do processo GMAW.

Vantagens e limitações	Aplicações
<ul style="list-style-type: none"> • Processo com eletrodo contínuo. • Permite soldagem em qualquer posição. • Elevada taxa de deposição de metal. • Elevada penetração. • Pode soldar diferentes ligas metálicas. • Exige pouca limpeza após soldagem. • Equipamento relativamente caro e complexo. • Pode apresentar dificuldade para soldar juntas de acesso restrito. • Proteção do arco é sensível a correntes de ar. • Pode gerar elevada quantidade de respingos. 	<ul style="list-style-type: none"> • Soldagem de ligas ferrosas e não ferrosas. • Soldagem de carrocerias e estruturas de veículos. • Soldagem de tubulações, etc.

O equipamento básico para a soldagem GMAW consiste de fonte de energia, tocha de soldagem, fonte de gás e alimentador de arame. A fonte de energia tem, em geral, uma saída de tensão constante, regulável entre 15 e 50 Volt, que é usada em conjunto com um alimentador de arame de velocidade regulável entre cerca de 1 e 18 m/min. Este sistema ajusta automaticamente o comprimento do arco através de variações da corrente, sendo mais simples do que sistemas alternativos. Na soldagem GMAW, utiliza-se, em praticamente todas as aplicações, corrente contínua com o eletrodo ligado ao pólo positivo (CC+).

Neste processo de soldagem, mais do que em qualquer outro, a forma como o metal de adição se transfere do eletrodo para a poça de fusão pode ser controlada e determina várias de suas características operacionais. A transferência de metal através do arco se dá, basicamente, por três mecanismos: aerossol (*spray*), globular e curto-circuito, dependendo de parâmetros operacionais, tais como o nível de corrente, sua polaridade, diâmetro e composição do eletrodo e a composição do gás de proteção. Uma quarta forma de transferência (pulsada) é possível com equipamentos especiais. (MODENESI; MARQUES, 2007)

4.5.2 Soldabilidade

O conceito de soldabilidade é bastante abrangente. Ele pode ser definido como “a facilidade com que uma junta soldada é fabricada de tal maneira que preencha os requisitos de um projeto bem executado”. Em outras palavras, a junta soldada deve estar isenta de defeitos que prejudicam a performance da peça ou equipamento. Por esta definição, a soldabilidade envolve não somente os aspectos de fabricação do componente soldado, bem como o seu desempenho em serviço. Para melhor compreensão, o conceito de soldabilidade será dividido em três: soldabilidade operacional, soldabilidade metalúrgica e soldabilidade em serviço. Apesar da subdivisão, deve-se ter em mente que os três conceitos que serão apresentadas fazem parte de uma única propriedade, e estão todas inter-relacionados.

A soldabilidade operacional está associada com a fabricação das juntas do equipamento. Este aspecto da soldabilidade envolve as particularidades de um processo de soldagem, a habilidade do soldador em soldar em diversas posições

diversos materiais, as características do material a ser soldado e a versatilidade do processo de soldagem.

A soldabilidade metalúrgica envolve transformações de fase que ocorrem no material durante o aquecimento, a fusão, a solidificação e o seu resfriamento. Esta subdivisão da soldabilidade é a mais relacionada com a metalurgia da soldagem. Ela está relacionada com a natureza do material e com a transferência de calor na junta soldada e como a combinação deles pode afetar o desempenho da junta soldada. Em outras palavras, este aspecto da soldabilidade determina a durabilidade e o desempenho da peça ou equipamento soldado.

Pela definição de soldabilidade de um material, a aplicação em serviço é o objetivo final da escolha dos materiais e procedimentos corretos para o bem que está sendo projetado e construído. Caso ocorra algum erro ou na especificação dos materiais envolvidos na fabricação ou no procedimento, o equipamento poderá ter uma falha em serviço prematura. Esta divisão da soldabilidade deixa de ter sentido quando todo o processo de projetar, fabricar e a aplicação são bem conhecidos e devidamente controlados.

Resumindo, a soldabilidade envolve desde aspectos relacionados com a habilidade do soldador ou do operador até o controle correto de todas as etapas envolvidas no processo de fabricação.

4.5.3 Efeitos da diluição

A soldagem dissimilar pode favorecer a existência de problemas de elevada diluição, sendo determinante no desempenho do componente, podendo inclusive favorecer a ocorrência de falhas durante a operação do equipamento (ZEEMANN, 2003). A região crítica associada com o início destes eventos é aquela adjacente à linha de fusão (WELDING HANDBOOK, 1998).

Kejelin, Buschinelli e Bohórquez (2007) afirmam que o principal problema metalúrgico encontrado em soldas de metais dissimilares α - γ é a formação, ao longo da interface da linha de fusão, de regiões que podem atingir durezas superiores a 400 HV, o que indicam estarem constituídas de martensita e, portanto, serem frágeis. Estas regiões, com largura de dezenas de micrometros, possuem composições químicas intermediárias entre a do metal de solda e a do metal de

base, as quais não podem ser previstas através de cálculos usuais de diluição. Neste trabalho estas zonas serão referenciadas como ZPD (Zonas Parcialmente Diluídas).

A diluição é a quantidade percentual de metal de base que entra na composição do metal de solda fundido, na soldagem por fusão, podendo variar desde valores muito baixos como 5% até 100% na soldagem autógena (sem metal de adição) (ZEEMANN, 2003). A Figura 8 ilustra o método de determinação da diluição para ensaios de simples deposição.

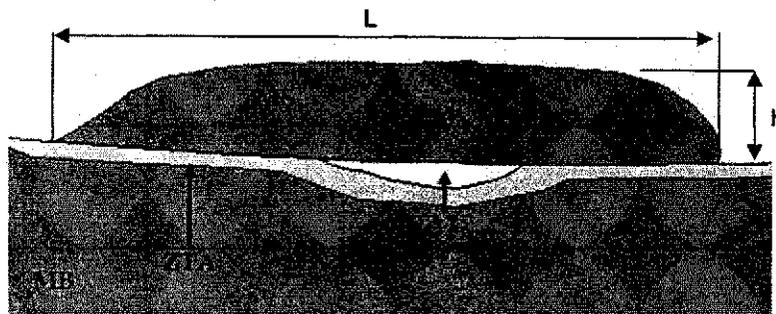


Figura 8. Apresentação esquemática da zona fundida e/ou metal de solda (A1+A2), zona termicamente afetada (ZTA), metal de base (MB), metal de solda (MS), largura do cordão (L) e altura do cordão (h).

$$D (\%) = \frac{\text{área } A1}{\text{área } (A1 + A2)} \times 100 \quad (5)$$

Zeemann (2003) aponta alguns fatores que contribuem para a ocorrência de grandes variações no valor da diluição, tais como: tipo de junta, processo, temperatura de pré-aquecimento, consumíveis e parâmetros elétricos. Sendo, entretanto, que as principais condições de diluição elevada ocorrem para:

- Técnicas de soldagem que favoreçam maior penetração – como apontar o arco elétrico diretamente para o metal de base (ao invés de apontar para a poça de fusão) como no processo GMAW, ou segundo processos manuais onde a fusão do metal de base é independente da adição de consumíveis, como o GTAW (TIG) onde o soldador funde quanto material de base quiser, podendo ser inclusive autógena.
- Utilização de alta temperatura de pré-aquecimento - a fusão do metal de base fica facilitada;
- Parâmetros ou consumíveis de soldagem que favoreçam alta penetração – como, por exemplo, soldagem GMAW com CO₂.

Sendo o metal de base um aço C-Mn (cujo elemento em abundância é o ferro) fica claro que se houver uma diluição elevada do mesmo, o depósito pode não favorecer a resistência à corrosão necessária.

4.5.4 Considerações gerais sobre revestimentos depositados por soldagem

Falhas prematuras em peças e/ou equipamentos por fenômenos de desgaste têm onerado as indústrias em todo o mundo em centenas de bilhões de dólares anualmente, seja por investimento na aquisição de novos equipamentos ou na recuperação da peça desgastada. O desgaste pode ser mantido dentro de certos limites aceitáveis, desde que tenhamos pleno conhecimento dos esforços a que a peça ou equipamento estarão submetido e principalmente dos mecanismos de desgaste atuantes. (CLARA, 2002)

Atualmente, devido à evolução tecnológica, é possível proteger com alta eficiência, determinado componente ou superfície que eventualmente esteja exposta a qualquer tipo de desgaste, aplicando-se um revestimento. O revestimento pode ser executado por várias técnicas/processos tais como soldagem, eletrodeposição, ou ainda, pintura. Entre as finalidades do revestimento soldado, podemos citar: melhorar a eficiência do equipamento; contribuir para a redução do custo de máquinas e novas instalações possibilitando peças revestidas de baixo custo; permitir a recuperação de peças desgastadas sem necessidade de substituição; aumentar a vida útil das instalações, peças e ferramentas; diminuição do tempo de parada de equipamentos e possibilitar melhorar soluções nos projetos de máquinas com aplicação de materiais muito duros sobre um núcleo tenaz.

O desgaste pode ser definido como a perda progressiva de material da superfície considerada. Nessa definição ampla, podem-se incluir diversos fenômenos como corrosão, oxidação, fluência, fadiga, efeitos devido ao atrito e ao impacto e a ação de deformação e corte por microusinagem promovida por partículas abrasivas. (CLARA, 2002)

Os depósitos de revestimento efetuados por soldagem são caracterizados pela composição variável e uma cinética de solidificação que influenciam na

microestrutura do depósito. Assim, as propriedades e a qualidade do revestimento soldado dependem do processo e da técnica de soldagem.

As variações na composição química derivam da diluição com o metal de base durante a soldagem. A diluição expressa à porcentagem do metal de base no depósito. A resistência ao desgaste e outras propriedades desejáveis da liga de revestimento, geralmente se degradam com o aumento da diluição. A máxima porcentagem de diluição depende dos requerimentos específicos de serviço. (CLARA, 2002)

Revestimentos aplicados por soldagem consistem na deposição de um material de adição sobre um metal de base (substrato) para dar à superfície algumas propriedades que não são intrínsecas ao metal base. Há vários tipos de revestimentos aplicados por soldagem: hardfacing (revestimento duro), buildup, weld cladding e amanteigamento (ASM, 1993b).

Hardfacing é uma técnica de revestimento, que é aplicada com a finalidade de reduzir o desgaste, a abrasão, o impacto, a erosão, a escoriação ou a cavitação. As ligas para revestimento duro podem ser depositadas por soldagem oxiacetilênica, inúmeros processos de soldagem a arco elétrico, soldagem a laser e por processos de aspersão térmica (ASM, 1993b).

O termo buildup (reconstrução) refere-se à adição de metal de solda sobre a superfície do metal de base para a recuperação das dimensões exigidas para o componente. Neste processo, geralmente não são utilizadas ligas para resistir ao desgaste, mas sim para devolver a parte desgastada, dimensões próximas ou iguais às dimensões originais ou ainda fornecer suporte adequado para camadas subsequentes de verdadeiros materiais para revestimento duro (ASM, 1993b).

Weld cladding consiste numa camada relativamente grossa de metal de adição aplicada sobre um aço carbono ou baixa liga (material de base) com a finalidade de obter-se uma superfície resistente à corrosão. Esta técnica de revestimento normalmente é realizada por processos a arco elétrico (ASM, 1993b).

O amanteigamento envolve a deposição de uma ou mais camadas de metal de solda na face da junta ou da superfície a ser soldada. Difere do buildup, pois a finalidade principal do amanteigamento é satisfazer alguma consideração de caráter metalúrgico. Esta técnica é usada principalmente quando há uma união entre materiais de base dissimilares (ASM, 1993b).

O Hardfacing e o Weld Cladding são bastante utilizados nas operações de revestimento por soldagem, por isso serão descritos de forma mais detalhada a seguir:

a) Hardfacing

Hardfacing é a aplicação de um material duro e resistente ao desgaste sobre a superfície de um componente por soldagem, por aspersão térmica, ou por um conjunto de processos de soldagem com o intuito de reduzir o desgaste ou a perda de material ocasionada por abrasão, impacto, erosão, escoriação e cavitação (ASM, 1993b).

A hipótese de que a superfície seja modificada por soldagem, por aspersão térmica, ou por processos de soldagem em conjunto excluem o uso de tratamentos térmicos ou processos de modificação da superfície como endurecimento por chama, nitretação ou implantação de íon. A hipótese de que a superfície aplicada tenha o propósito principal de reduzir o desgaste exclui a aplicação de materiais usados principalmente para prevenção ou controle de corrosão e oxidação superficial em alta temperatura. Porém, a corrosão e/ou oxidação superficial em alta temperatura pode(m) ter um efeito fundamental na taxa de desgaste e, conseqüentemente, pode se tornar um fator significativo na seleção de materiais para operações de hardfacing (ASM, 1993b).

Existe uma grande variedade de aplicações para controle de desgaste exercido pelo hardfacing, que vão desde serviços em que o desgaste abrasivo é muito severo, como em operações de esmagar e pulverizar rochas até aplicações para minimizar o desgaste de metal contra metal, como em válvulas de controle onde o desgaste de alguns milésimos de polegada é intolerável. (ASM, 1993b)

O hardfacing é usado para controlar desgaste abrasivo, como os encontrado em martelos de britadeiras, ferramentas de cavar, parafusos de extrusão, tesouras de corte, partes de equipamento de transporte de terra e partes de britadeira. Também é usado para controlar o desgaste em que há contatos deslizantes de metal contra metal, os quais não são lubrificados ou existe uma lubrificação insuficiente, como em válvulas de controle, chassis de tratores e pás escavadeiras ou ainda em mancais de grande desempenho. O hardfacing também pode ser usado para controlar combinações de desgaste e corrosão, como encontrado em selos de

lama, arados, facas nas indústrias de processamento de alimentos, válvulas e bombas que controlam líquidos corrosivos. (ASM, 1993b)

A seleção do processo de deposição e da liga a ser depositada depende de vários fatores como as condições de operação, as características do metal de base, a relação custo/benefício do componente a ser revestido, o custo de processamento, etc. Os processos de soldagem utilizados para aplicar os materiais no hardfacing vão desde os tradicionais (soldagem oxiacetilênica, SMAW, GMAW, GTAW, SAW) aos processos sofisticados e novos (PTA e soldagem a laser). Com relação à liga a ser depositada, existe uma grande variedade de materiais que podem ser utilizados como revestimentos, dentre os mais importantes estão as superligas à base de Níquel e as superligas à base de Cobalto. Os substratos mais comumente utilizados são os aços de baixo ou médio carbono e os aços inoxidáveis (ASM, 1993b).

b) Weld Cladding

O termo Weld Cladding normalmente significa a aplicação de uma camada relativamente grossa (≈ 3 mm ou $1/8$ in) de metal de solda com a finalidade de obter-se uma superfície resistente à corrosão. Hardfacing, como descrito anteriormente produz uma camada superficial menos espessa que no Weld Cladding e normalmente é aplicada para restauração dimensional ou resistência ao desgaste. Os materiais de base tipicamente soldados com esta técnica são superfícies internas constituídas por aço carbono e baixa liga em vasos de pressão, digestores de papel, reatores de uréia, trocadores de calor, tanques de contenção em reatores nucleares e hidrocraqueadores (ASM, 1993b).

Os materiais normalmente utilizados para aplicação do revestimento são os aços inoxidáveis ou ligas à base de níquel, embora também sejam usadas algumas vezes ligas à base de cobre. Em alguns casos específicos, utiliza-se um metal de adição contendo prata.

Esta técnica de revestimento normalmente é executada através do processo a arco submerso. Porém, os processos de soldagem arame tubular (autoprotégido ou com proteção gasosa), soldagem a plasma e eletroescória também podem produzir este tipo de revestimento. Os metais de adição disponíveis são: eletrodos com revestimento, bobinas de arame-eletrodo e eletrodos em fitas (ASM, 1993b).

Esta técnica de revestimento é um excelente método para conferir à superfície de um substrato propriedades que não estão disponíveis naquele metal de base ou ainda preservar materiais caros ou de difícil obtenção, pois se utiliza apenas uma camada superficial relativamente fina destes materiais sobre um material de base mais barato ou abundante. Esta técnica tem várias limitações inerentes ou possíveis problemas que devem ser considerados durante o planejamento da aplicação do revestimento (ASM, 1993b).

A posição de soldagem também deve ser considerada ao selecionar o processo e o material da camada, pois certos processos estão limitados ao uso de apenas algumas posições de soldagem, como o caso do arco submerso que só pode ser usado na posição plana. (ASM, 1993b)

Além disso, quando se emprega um processo com alta taxa de deposição, tem-se uma poça de fusão líquida grande, tornado difícil ou mesmo impossível a soldagem na posição vertical ou sobrecabeça. (ASM, 1993b)

Algumas ligas exibem uma solidificação eutética que conduz a grandes poças fundidas, as quais solidificam imediatamente apresentando uma consistência pastosa (líquido mais sólido). Tais materiais também são difíceis de soldar em posições diferentes da posição plana. (ASM, 1993b)

4.5.5 Soldagem de materiais dissimilares

É cada vez mais frequente a soldagem, em que a composição química do metal de adição é diferente do metal de base, processo conhecido por soldagem dissimilar. Isto pode causar macrosegregação ao longo da linha de fusão e degradação na qualidade da solda. Entretanto, informações sobre tal segregação ainda não é bem entendida. (KOU; YANG, 2007). Houve vários estudos sobre soldagem de material dissimilar, devido à ocorrência de falha antes do término da vida útil esperada do componente.

Os estudos mostraram que grandes tensões térmicas podem ocorrer na junta dissimilar devido à diferença de expansão térmica durante as variações de temperatura. As tensões internas são causadas por transformação metalúrgicas, incluindo migração de carbono e precipitação de carbonetos nos contornos de grão.

As variações de microestrutura são dependentes do teor de carbono, da taxa de resfriamento e da segregação de elementos de liga.

Há um interesse por soldagem de metal dissimilar em ambientes sulfurosos, pois estas juntas exibem pequenas zonas localizadas ao longo da linha de fusão que podem ter microdureza acima de 400 HV, ou seja, na faixa de dureza característica das microestruturas martensíticas (acima de 340 HV). Estas zonas podem ser susceptíveis à fissuração por corrosão sob tensão. (DOODY, 1992).

Lundin citado por Doody (1992) descreve as zonas duras como zonas enriquecidas de carbono que podem conter muitos constituintes tais como martensita e predominância de carbonetos. Na literatura, diversos artigos referem-se indistintamente as zonas parcialmente diluídas (ZPD) como zonas não misturadas (UMZs), zonas de transição ou zonas intermediárias misturadas (IMZs). Essas zonas são muito finas, de camadas descontínuas, tipicamente de 0,025 mm.

As zonas parcialmente diluídas podem tornar uma solda dissimilar susceptível ao ataque localizado de corrosão por pitting, fragilização por hidrogênio, trincas de corrosão sob tensão em meios ácidos e ruptura por fadiga, as quais ocorrem com mais frequência na microestrutura da ZAC-GG dos aços estruturais utilizados.

As Zonas Parcialmente Diluídas estão presentes numa variedade de formas e tamanhos e ocorrem numa frequência bastante irregular. DOODY (1992), classificou tais estruturas como:

- 1) Estruturas de Praias : faixas finas e estreitas ao longo da linha de fusão.
- 2) Estruturas de Penínsulas : áreas parcialmente circundadas pelo metal de base.
- 3) Estruturas de Ilhas : regiões inteiramente envolvidas pelo metal de solda, desprendidas, grandes e abauladas.

As estruturas tipo praias são descontínuas, abrangendo por vezes partes internas ou externas da linha de fusão. Suas dimensões típicas ficam entre 10-60 μm de espessura e 500-1000 μm de comprimento. Alguma evidência de sensível descarburização nos grãos adjacentes da ZAC do metal de base é ocasionalmente observada. A dureza de uma estrutura do tipo Praia pode variar e pode se tornar muito difícil a sua medição devido à espessura muito fina. (KEJELIN, 2006)

As estruturas do tipo penínsulas tendem a ser ligeiramente mais largas que as do tipo praias. As penínsulas geralmente são acompanhadas de praias estendendo-se para um ou ambos os lados. Embora os valores de dureza possam também variar, são comumente observados maiores valores de dureza nas penínsulas em relação às praias, devido também ao seu maior tamanho que facilita as medições de microdureza. (KEJELIN, 2006)

Estruturas do tipo ilhas são muito maiores e menos comuns que os outros dois tipos de estruturas, e ocorrem principalmente nos passes de raiz. (KEJELIN, 2006)

O incremento de metal de base fundido comumente reportado no passe de raiz (maior diluição), seguido do rápido resfriamento da solda resulta numa mistura insuficiente da massa metálica fundida, resultando assim na estrutura do tipo ilhas. Cabe ressaltar, que essas estruturas podem tanto serem parcialmente diluídas como também pedaços não misturados do metal de base. (KEJELIN, 2006)

A composição e microestrutura do metal de solda em juntas dissimilares podem ser simplesmente e suficientemente estimadas pelo uso do cálculo da diluição e do diagrama de Schaeffler, exceto as regiões do metal de solda adjacente a linha de fusão, isto é, as zonas de dureza elevada. Os consumíveis de soldagem devem ser selecionados para produzir um metal de solda com microestrutura austenita e austenita mais ferrita mesmo depois da diluição do aço carbono. Consumíveis que podem produzir a estrutura martensítica depois da diluição devem ser evitados. Isto é geralmente feito usando consumíveis de aço inoxidável austenítico ou consumíveis a base de níquel (DOODY, 1992).

Portanto, este tipo de solda dissimilar encontra requisitos na norma NACE (*National Association of Corrosion Engineers*) MR0175 (2003) que recomenda uma dureza máxima de 22 HRC (250 HV), mas não há limites de dureza definidos com relação às zonas duras, devido sua microestrutura e elevada dureza (OMAR, 1998).

4.5.5.1 Soldabilidade das ligas de níquel

Em geral, a soldabilidade das ligas base-níquel é sensível a elementos residuais, por exemplo: enxofre, chumbo, zircônio, boro, fósforo e bismuto. Estes elementos são praticamente insolúveis nas ligas base-níquel e podem proporcionar reações eutéticas que por sua vez podem causar trincamento a quente durante a solidificação da solda. Todas as ligas comercialmente importantes possuem especificações limites para todos estes elementos que são difíceis de controlar. (Hunt et al, 1996)

Durante a soldagem das ligas níquel-cromo-molibdênio, a precipitação nos contornos de grão na ZTA ainda é na realidade um potencial, apesar de uma porcentagem relativamente baixa de carbono presentes nestas ligas. A quantidade e severidade de precipitados dependerão da taxa de resfriamento através da faixa de temperatura entre 1273 K (1000 °C) e 873 K (600 °C). Os efeitos adversos de precipitação secundária nos contornos de grão dependem da severidade corrosiva do meio. Entretanto, a maior parte das ligas níquel-cromo-molibdênio têm sido colocadas em serviços sob corrosão nas condições como soldadas com bons resultados. Ocasionalmente, resultados adversos são encontrados.

A zona fundida das ligas níquel-cromo-molibdênio é importante, porque os metais de base são usualmente soldados com eletrodos de mesma composição química e porque estas ligas podem ser soldadas autogenicamente, isto é, sem metal de adição, como no caso de produtos tubulares soldados. Três fatores devem ser considerados em termos da zona fundida.

- Efeito da segregação do metal de solda na resistência à corrosão;
- Propensão à formação de porosidade;
- Sensitividade às trincas de solidificação a quente (MATTHEWS; HAYNES, 1993).

Devido às similaridades na capacidade calorífica, densidade e outras propriedades físicas, as características da soldagem de ligas de níquel são bastante similares as dos aços inoxidáveis austeníticos. As principais diferenças entre estas ligas e os aços inoxidáveis austeníticos são: a menor expansão térmica, menor condutividade térmica e maior resistividade elétrica. Geralmente, as temperaturas

solidus são aproximadamente 328 K (55 °C) menor que os tipos de aço inoxidáveis 304 (MANKINS; LAMB, 1990).

4.5.5.2 Microestrutura das ligas a base de níquel

Além da matriz de níquel (fase γ), quando os compostos tornam-se insolúveis em função de algum ciclo térmico ou excesso na fração dos elementos químicos, diversas fases novas podem precipitar. A fase γ' , com a mesma estrutura da matriz e bastante coerente, é a principal fase necessária para o aumento de resistência das ligas modernas, é gerada a partir de alumínio e titânio.

Nas ligas que contém nióbio, forma-se outra fase, com estrutura tetragonal de corpo centrado, conhecida como γ'' , que também é responsável pelo endurecimento por precipitação. É comum a precipitação de diversos tipos de carbonetos e boretos, com diversas composições possíveis. Esses carbonetos podem precipitar tanto no contorno de grão, como internamente à matriz, agindo beneficemente ou maleficamente para as propriedades mecânicas. Nitreto também podem ser encontrados, devido a funções metalúrgicas de alguns elementos químicos.

Existem fases que são normalmente indesejadas do ponto de vista metalúrgico, pois agem como concentradores de tensão, devido a serem bastante duras e possuírem formatos de placas finas ou agulhas. Incluídas neste grupo estão às fases delta (δ), fase heta (η) e as de arranjo topologicamente compacto, conhecidas como fases TCP ("Topologically Close-Packed Phases"). As principais fases TCP encontradas nas ligas de níquel são: a fase sigma (σ), a fase mu (μ) e a fase Laves.

Estas fases indesejáveis são formadas dependendo da liga e de ciclos térmicos específicos. A Tabela 6 mostra um resumo das estruturas e elementos químicos que formam cada uma das fases citadas.

Tabela 6. Fases que podem se formar nas ligas de níquel e suas estrutura e fórmula respectivas.

Fase	Estrutura	Fórmula
Y'	CFC	Ni ₃ (Al, Ti)
Y''	TCC	Ni ₃ Nb
MC	Cúbica	(Ti, Ta, Nb, Hf, Th ou Zr) C
M ₆ C	CFC	Fe ₃ (Mo, W, Nb) ₃ C, Fe ₄ W ₂ C, Nb ₃ Co ₃ C, Ta ₃ Co ₃ C
M ₇ C ₃	Hexagonal	Cr ₇ C ₃
M ₂₃ C ₆	CFC	(Cr, Fe, W, Mo) ₂₃ C ₆
M ₃ B ₂	Tetragonal	(Nb, Mo, Ti, Cr, Ni, Fe, Ta, V) ₃ B ₂
MN	Cúbica	(Ti, Nb, Zr)N
η	HC	Ni ₃ Ti
δ	Ortorrômbica	Ni ₃ Nb
μ	Romboédrica	(Fe, Co) ₇ (Mo, W) ₆
Laves	Hexagonal	Fe ₂ (Nb, Ti, Mo), CO ₂ (Ti, Ta)
σ	Tetragonal	FeCr, FeCrMo, CrFeMoNi, CrCo, CrNiMo

Fonte: ASM (1997)

4.5.5.3 Inconel 625

Superliga de níquel, Inconel 625 é muito utilizada na indústria petroquímica, química, aeroespacial, aeronáutica e marinha. A liga 625 tem adições de 9% de molibdênio e 4% de nióbio que aumentam sua resistência em altas e à temperatura ambiente, assim como resistência à corrosão.

A escolha desta liga é baseada na boa resistência em elevadas temperaturas e à corrosão devido à exposição prolongada em ambientes agressivos, como também na combinação do limite de escoamento, limite de resistência à tração, tensão de fluência, excelente fabricabilidade e soldabilidade. Embora a liga fosse inicialmente projetada para ser usada em condição de endurecida por solução sólida, observou-se que fases de precipitados intermetálicos e carbonetos ocorrem na liga sujeita a tratamento de envelhecimento na faixa de 823 a 1023 K (RAI et al, 2004).

Tubos de Inconel 625 são extensivamente utilizados nas unidades de craqueamento de amônia em usinas de água. Durante o serviço, a liga é exposta à

temperatura próxima de 873 K por um período prolongado de aproximadamente 60000 horas conduzindo a uma redução substancial na ductilidade e tenacidade da liga, resultando na falha. A degradação nas propriedades mecânicas tem sido atribuída à densa precipitação de fases intermetálicos γ'' e $\text{Ni}_2(\text{Cr}, \text{Mo})$. Depois de exposição em serviço, os contornos de grão têm sido preenchidos com redes contínuas de carbonetos.

As propriedades mecânicas degradadas de tal componente podem ser recuperadas de forma significativa ao realizar tratamento térmico de solubilização no mesmo. A maior parte das propriedades podem até ser recuperada aplicando tratamento térmico em faixas intermediárias de temperaturas (RAI et al, 2004).

A classificação do consumível de soldagem à base da liga Inconel 625 de acordo com a *American Welding Society* (AWS) é ERNiCrMo-3 cujas principais aplicações são na soldagem da liga 625, ligas resistentes a corrosão por *pit*, soldagem dissimilar de aços e ligas de níquel e revestimento de substratos de aços (MANKINS; LAMB, 1990).

5 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo são descritos os materiais pesquisados, os métodos experimentais e técnicas par a caracterização dos revestimentos e análises dos resultados de acordo com o fluxograma de atividades apresentado na Figura 9.

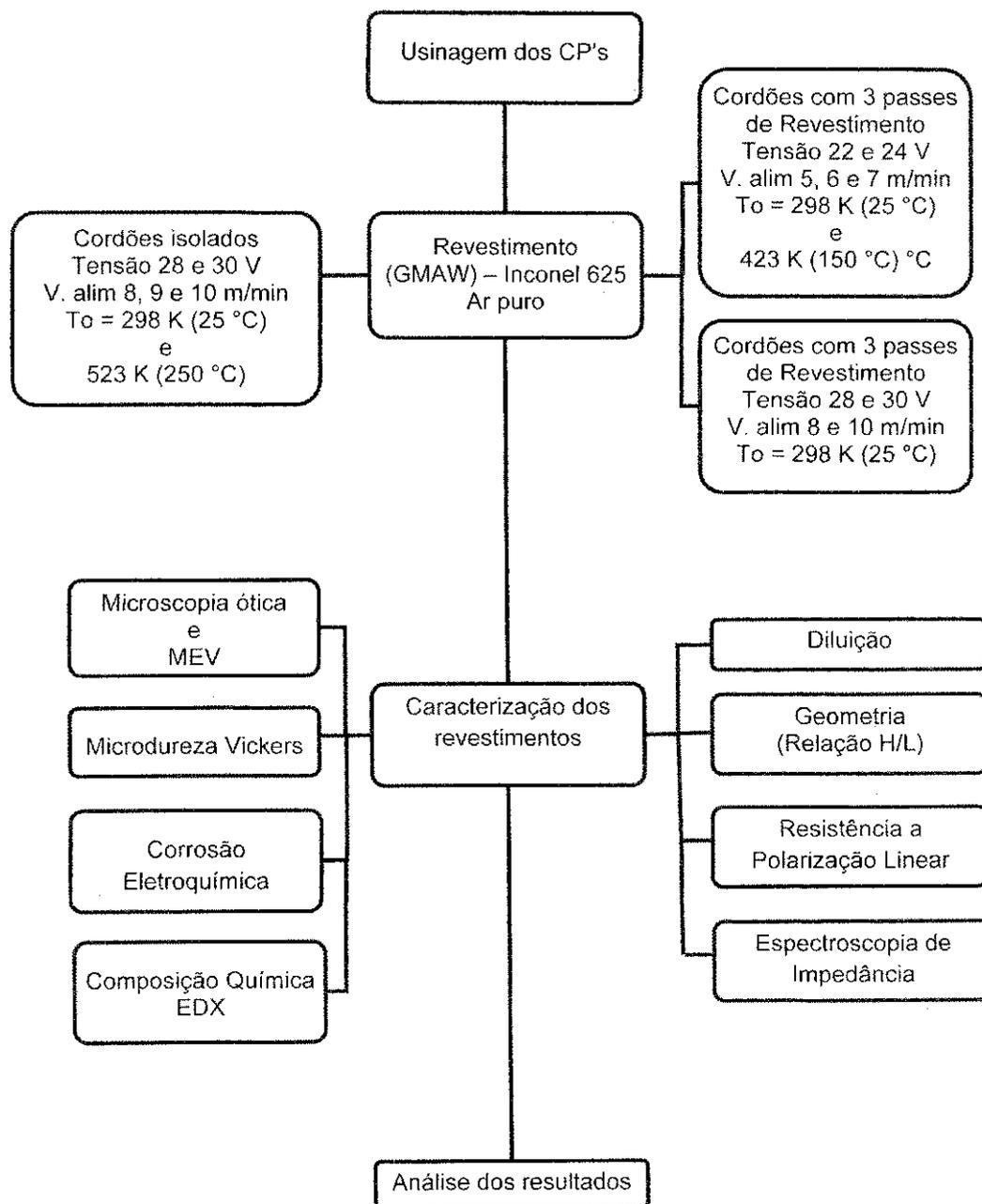


Figura 9. Fluxograma das atividades

Foi realizado inicialmente um estudo preliminar com cordões de revestimento isolados para se observar os efeitos dos parâmetros de soldagem na condição 28 e 30 V com velocidade de alimentação do arame de 8 e 10 m/min sem e com pré-aquecimento. Em seguida foram confeccionados corpos de prova para a deposição dos três cordões de revestimento na condição 22 e 24 V com velocidades de alimentação do arame de 5 a 7 m/min sem e com pré-aquecimento, e também na condição 28 e 30 V com velocidade do arame de 8 e 10 m/min.

Neste trabalho foi utilizado um tubo de aço ARBL de especificação API 5L Gr.B enviado pelo CENPES. As dimensões do tubo são: 323 mm de diâmetro interno e 18,0 mm de espessura da parede. A Figura 10 apresenta o tubo de aço ARBL na condição como recebida e na Tabela 7, a sua composição química (% em peso).

Tabela 7: Composição química (% em peso) do metal de base utilizado.

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni
API 5L GR B	0,19	0,24	0,7	0,018	0,018	0,064	0,008	0,07

Fonte: CENPES (PETROBRAS).



Figura 10. Tubo de aço API 5L Gr B na condição como-recebida.

O processo de soldagem para a aplicação do revestimento foi o processo GMAW com gás de Argônio (Ar 100%) a uma de vazão de 20 l/min como proteção utilizando-se como consumível o arame ERNiCrMo-3 com 1,2 mm de diâmetro como metal de adição. A Tabela 8 mostra a composição química (% em peso) do metal de adição que está sendo utilizada como revestimento do tubo ARBL.

Tabela 8. Composição química (% em peso) nominal do metal de adição empregado.

AWS Classificação ERNiCrMo-3 ^c	
UNS Número ^a N06625	
%C	0,1
%Mn	0,5
%Fe	5,0
%P	0,02
%S	0,015
%Si	0,5
%Cu	0,5
%Ni ^b	58,00
%Al	0,4
%Ti	0,4
%Cr	20,0 -23,0
% (Nb + Ta)	3,15 – 4,15
%Mo	8,00 – 10,0
% (Outros Elementos)	0,5
TOTAL	

Notas da Tabela 8:

- (a) SAE/ ASTM - Sistema de numeração unificado para metais e ligas
 - (b) Inclusão acidental de cobalto
 - (c) Mil – E – Type; Pb <0.010. "Total de outros elementos" incluirá o Pb, Sn, Zn
- Fonte: SFA-5.14 Idêntico com a especificação AWS A5.14/A5.14M-97

Os corpos de prova foram confeccionados através de cortes dos segmentos dos tubos por meio do processo oxi-acetileno com largura 100 mm cada e em seguida foi realizado a usinagem do chanfro nos segmentos cortados. A

Figura 11 ilustra o segmento do tubo de aço API 5L Gr. B com suas dimensões e geometria após a usinagem. Tendo assim, ângulo de bisel igual a 45° e altura da face da raiz de 1,6 – 2 mm.

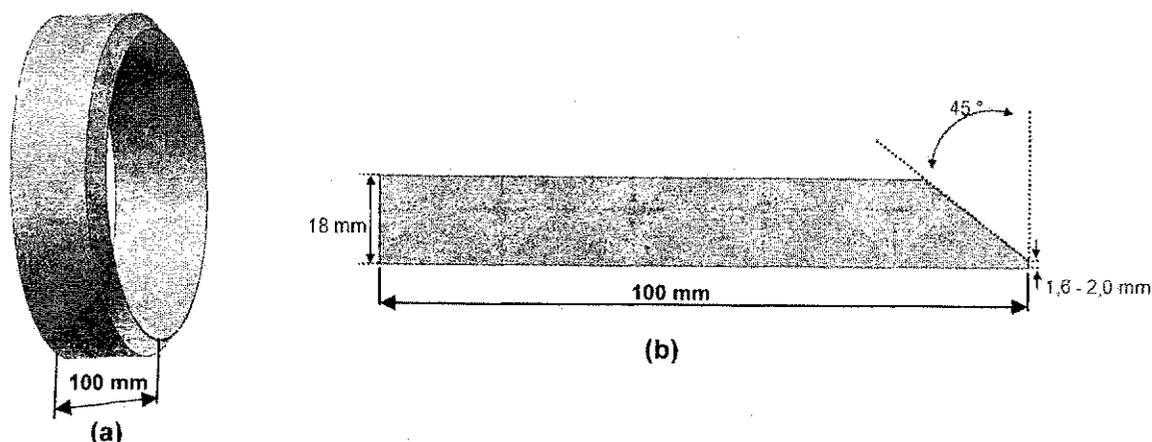


Figura 11. Esquema da geometria da junta com as dimensões. (a) Segmento cortado e (b) detalhes para a preparação do chanfro.

Em seguida, os corpos de prova foram confeccionados cortando o segmento do tubo com uma largura e comprimento de 100 mm. O primeiro passe do revestimento foi depositado a uma distância de aproximadamente 4 mm do chanfro, como se observa na Figura 12. Para o depósito dos três cordões de revestimento nos corpos de prova sem pré-aquecimento esperou-se chegar até temperatura ambiente para se fazer o próximo passe de revestimento, analogamente se fez para os corpos de prova com pré-aquecimento de 423 K (150 °C).

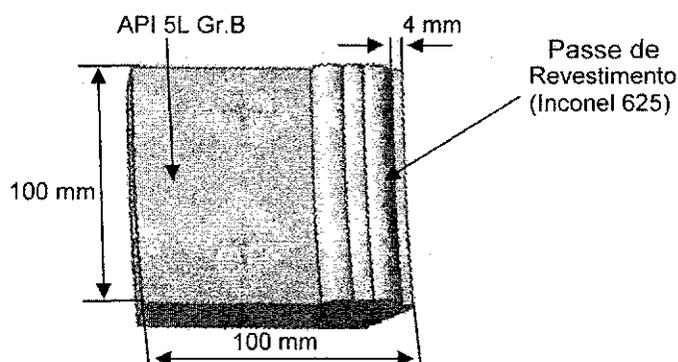


Figura 12. Corpo de prova com passes de revestimento com liga Ni (Inconel 625).

Antes da soldagem, quaisquer camadas de óxido da superfície do substrato foram removidas com disco abrasivo e escova de arame rotativa. Em seguida os corpos de prova foram limpos com acetona P.A ($\text{CH}_3)_2\text{CO}$ e depois seco com trapos.

A temperatura de pré-aquecimento e a temperatura de interpasse foram medidas com um termômetro infravermelho ICEL – TD-971.

Foi realizada uma análise metalográfica convencional do aço ARBL na condição como-recebido para verificar o tipo de microconstituente presente no aço ARBL. O procedimento convencional de metalografia consiste de corte, embutimento, lixamento, polimento, ataque (Nital 1,5%), análise e registro das microestruturas.

A Figura 13 mostra a foto do microscópio óptico acoplado a um computador utilizado para o registro das microestruturas, cuja marca é Olympus, modelo BX51M.

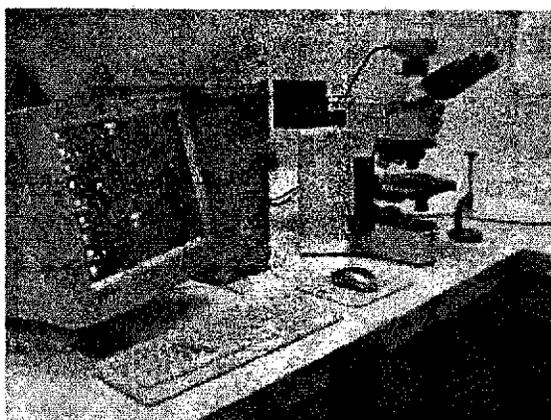


Figura 13. Microscópio óptico acoplado a um computador – LABSOL – UFCG.

A Figura 14 mostra o *software* de análises de imagens MSQ™ Express, versão 6.51, que foi utilizado neste trabalho para capturar as microestruturas do material.

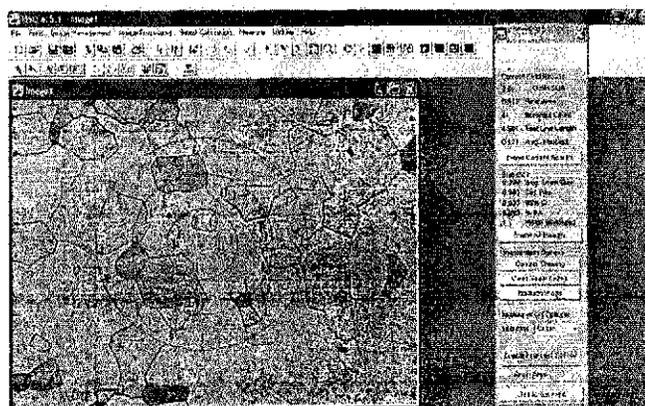


Figura 14. Analisador de imagem MSQ™ Express – LABSOL – UFCG.

Em seguida, as características metalúrgicas do revestimento e da Zona Termicamente Afetada (ZTA), bem como as interfaces dessas regiões, foram

estudadas através de análises metalográficas, de dureza. Para isso foi retirada a amostra do corpo de prova na seção transversal para ser embutida, como pode se observar na Figura 15.

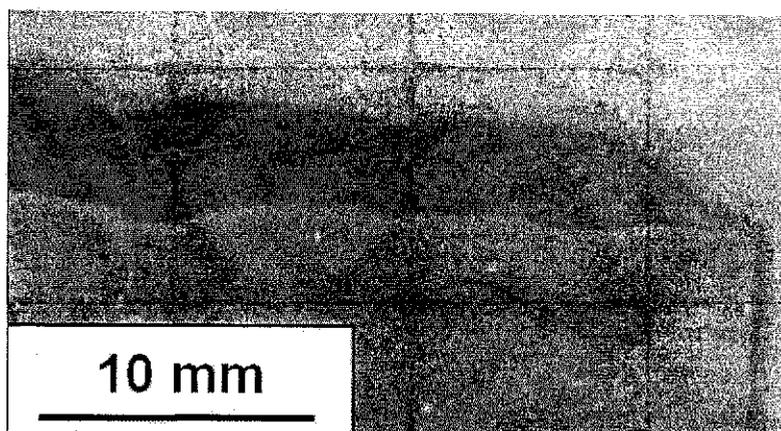


Figura 15. Amostra embutida para análise metalográfica e de dureza.

Após o ensaio metalográfico, o ensaio de microdureza Vickers foi realizado com um microdurômetro digital FM-700 Future Tech apresentado na Figura 16. Utilizou-se uma carga aplicada de 0,1 kgf por um tempo de 15 segundos.

As distâncias entre as identações nas regiões da ZTA, MS e da região próxima superfície do revestimento foram de 0,2 mm, 0,4 mm e 0,4 mm, respectivamente, obedecendo a uma distância da indentação próxima a linha de fusão de 0,04 mm e 0,1 mm para a região da ZTA e do MS, respectivamente.

Para o ensaio de microdureza próximo a superfície do revestimento foi adotada uma distância de 0,2 mm. e da região próxima a superfície do revestimento (MS_{SR}) foram de 0,2 mm. Também foi realizado um ensaio com uma carga de 0,025 kgf durante um tempo de 15 s para medir a dureza das Zonas Parcialmente Diluídas (ZPD's), devido às suas reduzidas dimensões.

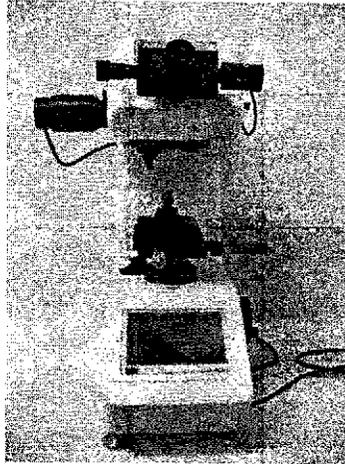


Figura 16. Microdurômetro digital FM-700 Future Tech.

A Figura 17 ilustra a metodologia utilizada neste estudo para o ensaio de dureza HV. Primeiro as medidas foram realizadas na seção transversal em 3 (três) linhas verticais em pontos do metal de solda (MS), Zona termicamente afetada (ZTA) e metal de base (MB).

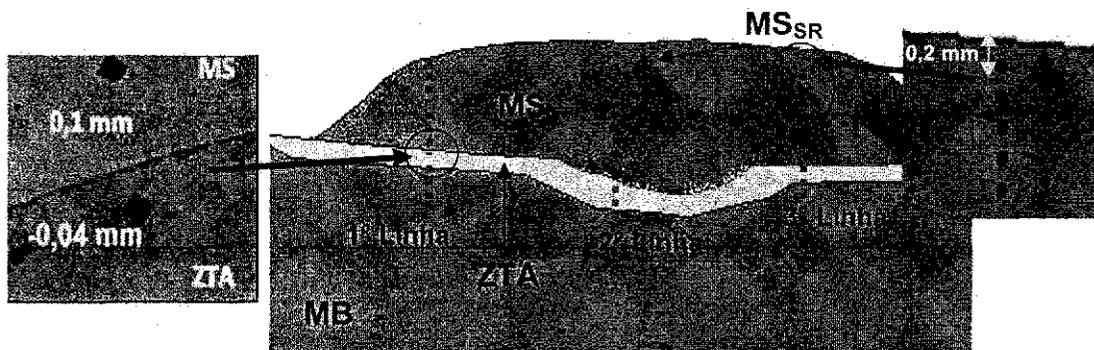


Figura 17. Desenho esquemático para o ensaio de microdureza na seção transversal.

Em seguida realizou-se medições na seção longitudinal, Figura 18, com a mesma metodologia da seção transversal (com 4 linhas verticais).

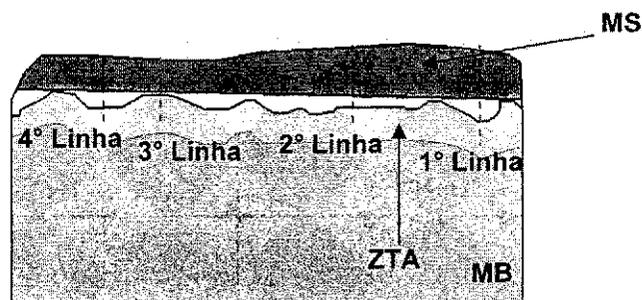


Figura 18. Desenho esquemático para o ensaio de microdureza na seção longitudinal.

O cálculo da diluição foi realizado para cada seção da amostra conforme a Equação (5), ou seja, na seção transversal e longitudinal para podermos ver a variação da diluição ao decorrer do processo de soldagem, conforme ilustra a Figura 19.

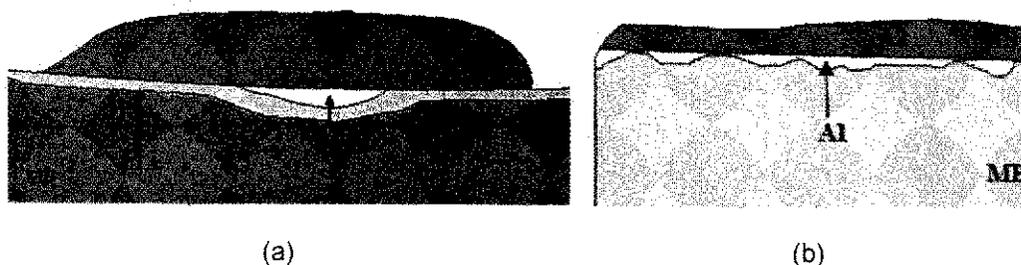


Figura 19. Desenhos esquemáticos das áreas para o cálculo da diluição. (a) Seção transversal e (b) seção longitudinal

O ensaio de microdureza para o corpo de prova com três cordões de revestimento foi realizado ao longo de seis linhas no revestimento (Figura 20), ponto médio de cada cordão (identações 1, 3 e 5) e na região de interseção de dois passes (identações 2, 4 e 6). As distâncias entre as identações foram de 0,2 mm na ZTA e 0,25 mm para o Metal de Solda do Revestimento (MS_{SR}).

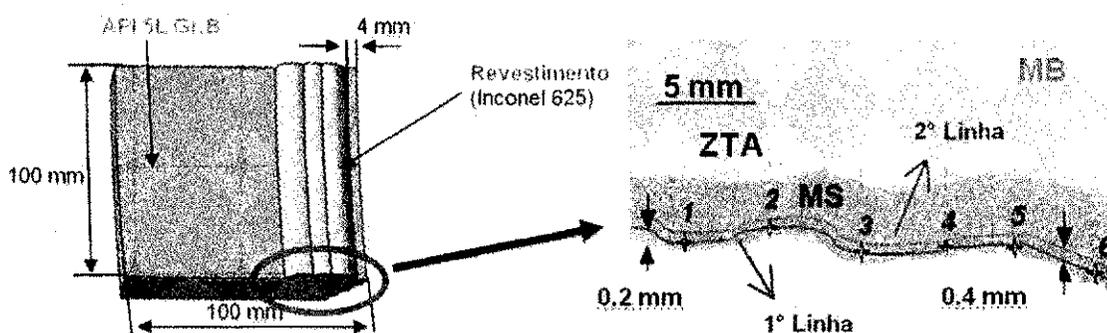


Figura 20. Ilustração das linhas de microdureza no revestimento na seção transversal.

Para a realização dos ensaios de corrosão, as amostras foram primeiro cortadas e retirado um seguimento da seção transversal de cada corpo de prova com largura superior ou igual a 10 mm, na qual cada uma foi "saneada" para possibilitar posteriormente o cálculo das diluições (Figura 21).

Após o corte, a superfície do revestimento da amostra foi planificada para garantir uma área de contato constante entre as amostras assim como não proporcionar pontos de preferência para a corrosão.

Com o objetivo de planificar a amostra e deixá-las com o mesmo volume e mesmas características geométricas, amostras foram usinadas com dimensões indicadas na Figura 22.

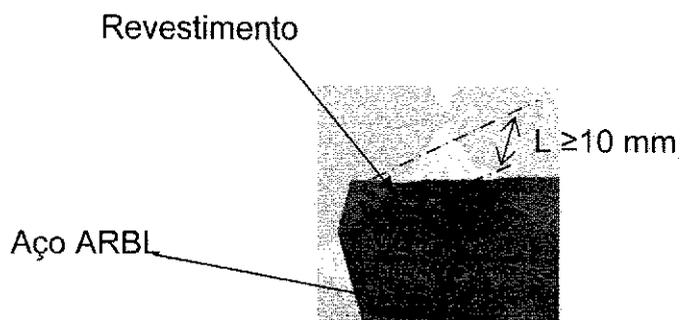


Figura 21. Corte de uma seção transversal do corpo de prova da região da solda.

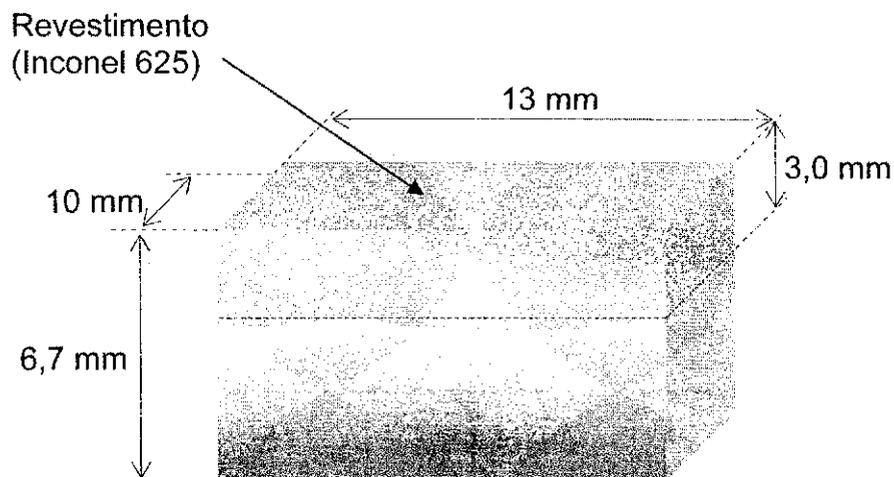


Figura 22. Desenho em perspectiva da amostra após o processo de usinagem.

Após a usinagem, se fez uma pequena cavidade na região lateral da amostra (Figura 23-a) com uma serra manual para conectar um fio elétrico rígido de 1,5 mm de diâmetro (Figura 23-b), com um comprimento constante de fio para cada amostra.

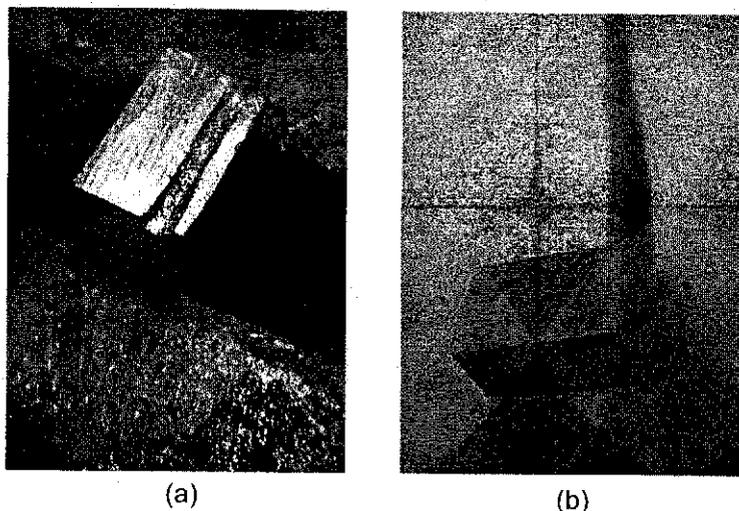


Figura 23- (a) Fenda na lateral da amostra; (b) Conexão da amostra com o fio rígido Ø1,5 mm

Na Figura 24 mostra-se a amostra após o embutimento, após lixamento (#1200) e limpeza da amostra como preparação para os ensaios eletroquímicos.

No embutimento deve-se recobrir todo o material com uma resina que restringirá apenas a área da superfície plana do revestimento da amostra para análise.

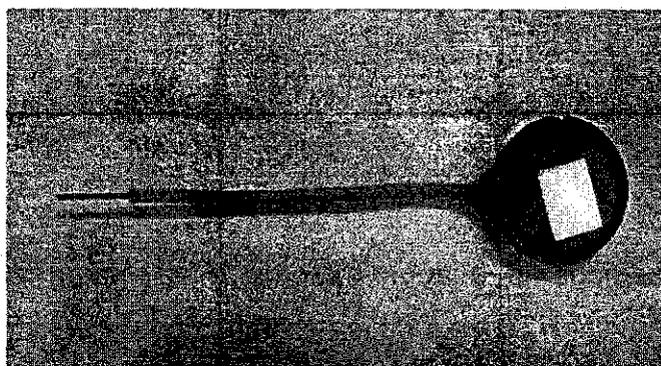


Figura 24. Amostra embutida e lixada com uma lixa (#1200).

A limpeza das amostras consistiu em mergulhar a amostra em solução de 10 % NaOH para desengraxe e em seguida lavada com água destilada. Depois a amostra foi mergulhada em uma solução de 1% H_2SO_4 para ativar a superfície.

As medidas eletroquímicas de corrosão foram executadas em uma célula eletroquímica convencional de três eletrodos (Figura 25). Foram utilizadas duas técnicas eletroquímicas: Polarização Potenciodinâmica Linear (PPL) e Espectroscopia de Impedância Eletroquímica (EIE).

Para realizar as medidas foi utilizado um potenciostato/galvanostato PG STATE30 da Autolab (Figura 26) conectado aos softwares GPES e FRA2.

O eletrodo de referência utilizado foi prata cloreto de prata (Ag/AgCl) e todos os potenciais foram referidos a este eletrodo. O contra eletrodo utilizado foi uma placa de platina com área superficial de $2,5 \text{ cm}^2$. Os eletrodos de trabalho foram às ligas de níquel. O meio corrosivo utilizado foi o NaCl 1M.

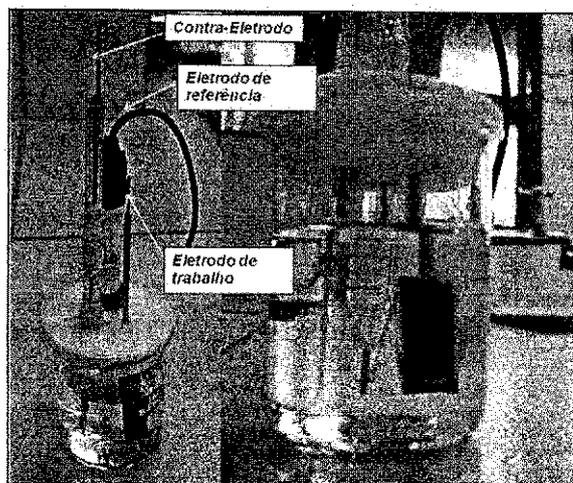


Figura 25. Célula eletroquímica de três eletrodos utilizada

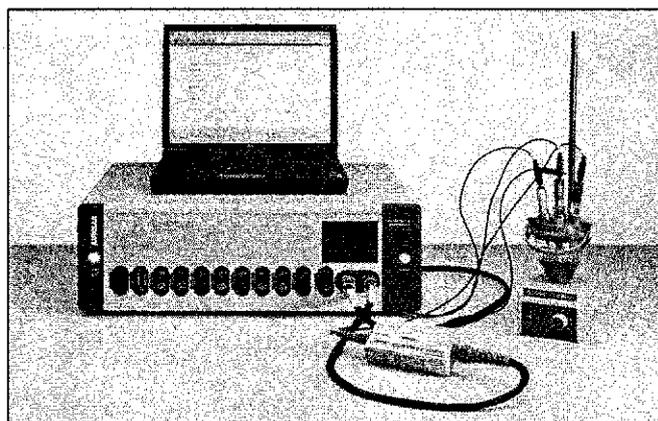


Figura 26. Potenciostato/Galvanostato PG STATE30 da Autolab

Na montagem da célula utilizou-se 60 ml de solução de NaCl 1M para cada amostra. A célula, dentro de uma gaiola de Faraday (Figura 27), foi conectada ao equipamento (Potenciostato/Galvanostato) para a realização dos ensaios. Os ensaios foram realizados à temperatura ambiente.

A função da Gaiola de Faraday é isolar a célula de influências eletromagnéticas do ambiente externo e, portanto, o corpo de prova que estiver em seu interior. Já o Potenciostato/Galvanostato atua como catalisador ou inibidor de reações eletroquímicas, controla a corrente que passa pela célula e mede a diferença de potencial entre o eletrodo de trabalho e o de referência, ou ainda,

controla a diferença de potencial e mede o valor da corrente entre os mesmos eletrodos.

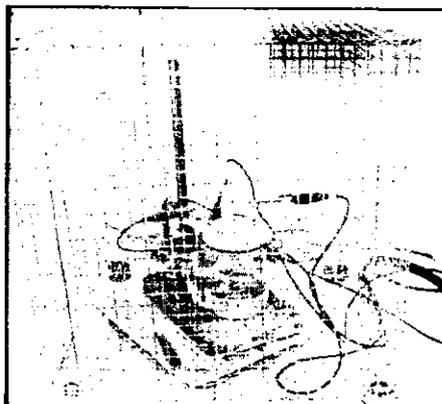


Figura 27. Gaiola de Faraday

Foi utilizado um planejamento fatorial experimental (2^2) com o objetivo de otimizar os resultados e minimizar a quantidade de experimentos para o presente estudo, reduzindo assim os custos experimentais. No Apêndice A pode-se observar com mais detalhes esse planejamento.

Os fatores (variáveis) foram tensão e velocidade de alimentação do arame. Este planejamento teve um total de 8 experimentos, sendo 4 para a condição sem pré-aquecimento e 4 com pré-aquecimento de 423 K (150 °C).

Todos os experimentos foram realizados em ordem aleatórios para evitar erros sistemáticos. Usando esta sistemática, as duas variáveis foram testadas a 2 níveis diferentes. A Tabela 9 mostra os valores reais e codificados para os fatores estudados.

Tabela 9. Níveis reais e codificados das variáveis do planejamento fatorial 2^2 .

		Níveis	
		-1	+1
Variáveis	Tensão (V)	22 V	24 V
	Val (Val.)	5 m/min	7 m/min

O tratamento dos dados do planejamento experimental foi feito com o auxílio do software STATISTICA 5.0. Desta forma foi avaliada quantitativamente a influência das variáveis de entrada sobre o comportamento corrosivo, tendo como respostas:

- Potencial de corrosão (E_{Corr});
- Resistência de polarização (R_p);

Foram realizados 4 ensaios de corrosão com as amostras de mesmos parâmetros com o objetivo de confirmar os resultados. Após os ensaios de corrosão, foram realizados ensaios de composição química utilizando o EDX (Energy Dispersive X-ray) por pontos nas seções planificadas dos revestimentos, ou seja, na área que foi submetida à corrosão para avaliar o teor de Fe nas superfícies das amostras (Figura 28).



Figura 28. Superfície do revestimento na qual foi realizada análise por EDX pontual.

6 RESULTADOS E DISCUSÃO

6.1 Resultados obtidos em cordões isolados

Inicialmente foi realizada a deposição dos revestimentos em um único passe sobre o substrato de aço API 5L Gr. B. A deposição foi realizada com tensões de 28 e 30 V, e velocidade de alimentação de 8 e 10 m/min para observar o comportamento destes parâmetros em relação a diluição, microdureza e geometria do cordão de solda.

Todos estes parâmetros foram utilizados para soldagem na condição sem pré-aquecimento e com pré-aquecimento de 523 K (250 °C). A nomenclatura dos corpos de prova e a especificação do procedimento de soldagem são mostradas na Tabela 10.

Tabela 10. Nomenclatura dos corpos de prova e parâmetros de soldagem utilizados.

CP	To (K)	Corrente (A)	Tensão (V)	Val. (m/min)	E (kJ/cm) $\eta=80\%$ ⁽¹⁾	Vs (cm/min)
1-25	300	223	30	8	10,70	30,0
2-25	300	230	30	10	11,04	30,0
3-25	300	204	28	10	9,14	30,0
4-25	300	213	28	8	9,54	30,0
1-250	523	232	30	8	8,35	40,0
2-250	523	233	30	10	8,39	40,0
3-250	523	203	28	10	6,82	40,0
4-250	523	187	28	8	8,38	30,0

(1) Fonte: GRONG, (1994)

A Figura 29 apresenta as macrografias na seção transversal das soldas depositadas mediante as condições de soldagem especificadas na Tabela 10.

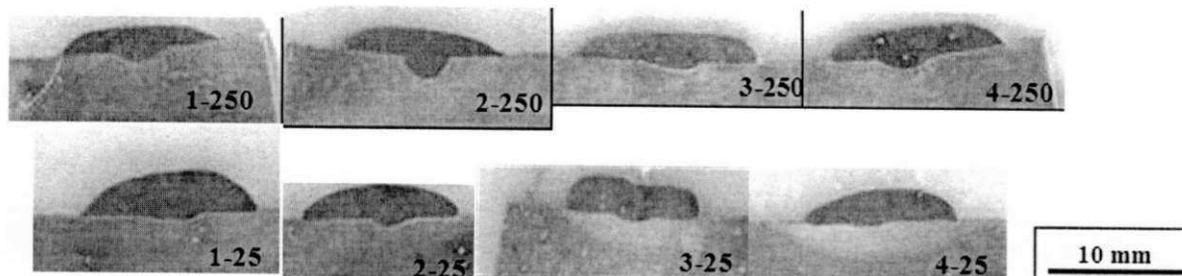


Figura 29. Macrografias transversal das soldas depositadas em um único passe.

A macrografia da seção longitudinal apresentada na Figura 30 mostra que o revestimento não possui uma diluição uniforme ao longo do comprimento de todo o cordão, devido às oscilações no arco. Os valores da diluição, da altura do cordão (H) são apresentados na Tabela 11.

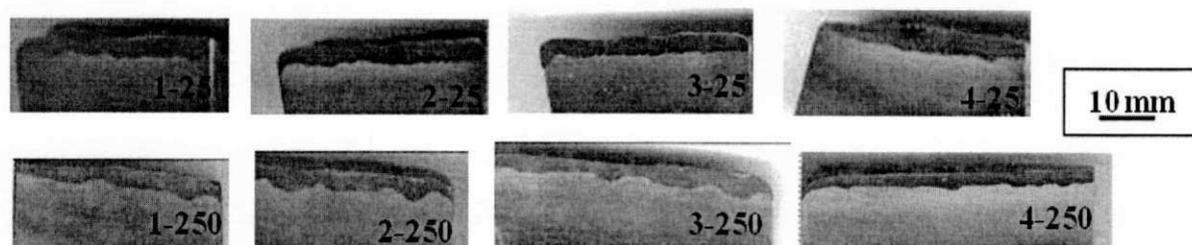


Figura 30. Macrografias longitudinal das soldas depositadas em um único passe.

Tabela 11 - Valores da diluição e dimensões dos cordões de solda na seção transversal e longitudinal da amostra.

CP	Tensão (V)	Corrente (A)	Vs (cm/min)	Val. (m/min)	E (kJ/cm) $\eta=80\%$ ⁽¹⁾	D(%) Seção Transversal	D(%) Seção Longitudinal	h (mm)	h/L (mm)
1-25	30,0	223,0	30,0	8,0	10,70	4,37	22,70	$2,72 \pm 0,25$	0,20
2-25	30,0	230,0	30,0	10,0	11,04	8,70	21,20	$2,60 \pm 0,31$	0,20
3-25	28,0	204,0	30,0	10,0	9,14	7,58	13,80	$2,80 \pm 0,26$	0,24
4-25	28,0	213,0	30,0	8,0	9,54	6,10	20,34	$3,25 \pm 0,41$	0,27
1-250	30,0	232,0	40,0	8,0	8,35	18,45	28,00	$1,63 \pm 0,12$	0,11
2-250	30,0	233,0	40,0	10,0	8,39	24,00	35,00	$1,99 \pm 0,16$	0,14
3-250	28,0	203,0	40,0	10,0	6,82	12,60	23,00	$2,10 \pm 0,16$	0,15
4-250	28,0	187,0	30,0	8,0	8,38	5,10	13,00	$2,23 \pm 0,11$	0,15

(1) Fonte: GRONG, (1994)

Tendo em vista a grande variação na diluição ao longo da seção longitudinal (Figura 30 e Tabela 11) as análises dos resultados foram realizadas levando-se em consideração os valores no sentido longitudinal.

Entre os CP's soldados sem pré-aquecimento verifica-se que a alteração dos parâmetros nos níveis aplicados não foi suficiente para provocar alterações significativas na diluição, à exceção do corpo de prova 3-25 que apresentou um valor bastante inferior. Este resultado pode ser atribuído a um valor menor de corrente utilizado.

Analisando-se os valores das diluições nas soldagens com pré-aquecimento observa-se que mesmo utilizando-se velocidades de soldagem superiores àquelas empregadas nas soldagens sem pré-aquecimento houve um aumento nos valores das diluições, à exceção do CP 4-250 que apresentou um valor muito baixo. Isto pode ser atribuído também a alguma variação excessiva do arco durante a soldagem e de ser utilizado o menor valor de corrente.

Na Figura 31 à Figura 33 apresenta-se os resultados da Tabela 11 em forma de gráfico e pode-se observar claramente o efeito da corrente e do pré-aquecimento na diluição.

Os valores da geometria do cordão foi medido na seção transversal para verificar o efeito da variação dos parâmetros de soldagem utilizados sobre a altura do cordão (H) e sobre a relação altura (H) / largura (L) verifica-se também que estes não foram suficientes para alterar significativamente estes valores para os corpos de prova sem pré-aquecimento. Por outro lado a aplicação de pré-aquecimento teve influência nestes valores. Pode-se verificar que a aplicação do pré-aquecimento reduziu a altura do cordão e a relação H/L.

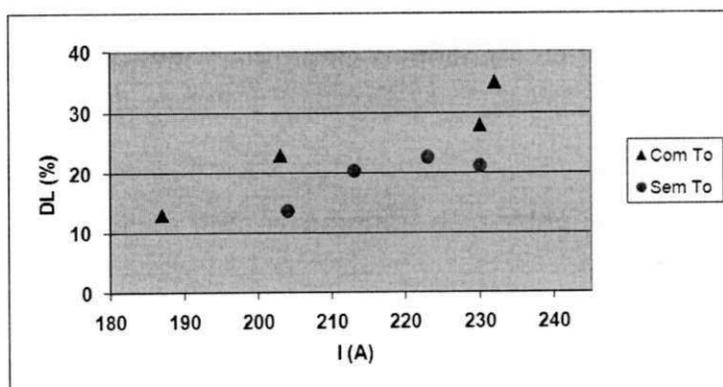


Figura 31. Relação entre a diluição longitudinal (DL), corrente de soldagem (I) e temperatura de pré-aquecimento.

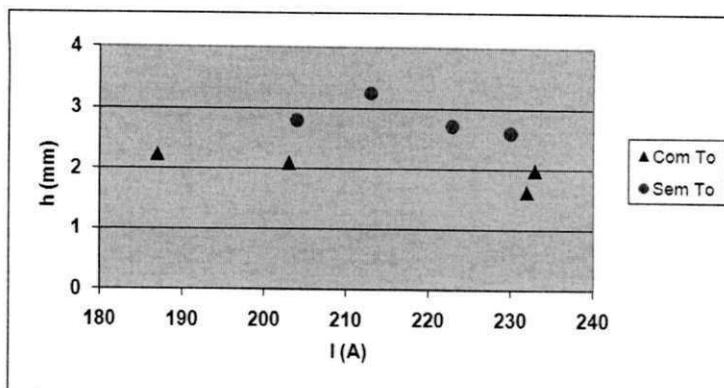


Figura 32. Relação entre a altura do cordão de solda (h), corrente de soldagem (I) e temperatura de pré-aquecimento.

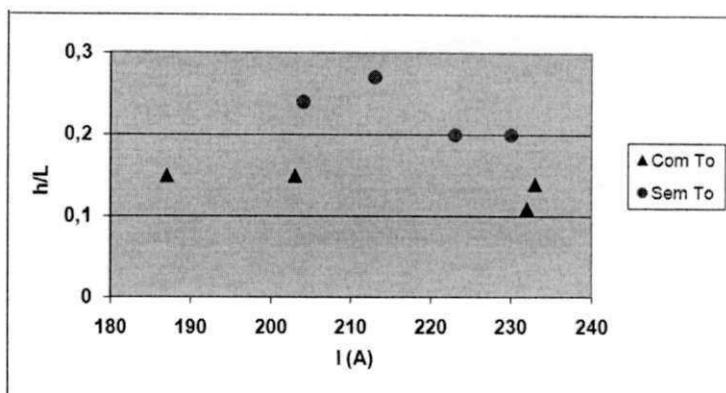


Figura 33. Relação entre altura (H) e largura (L) do cordão de solda, corrente de soldagem e temperatura de pré-aquecimento.

Os revestimentos internos empregados em tubulações para o setor de petróleo e gás natural exigem um reforço líquido de 3 mm, por isso deve-se obter um reforço bruto o mais próximo possível de 5 mm a fim de permitir uma usinagem posterior que resulte neste valor estipulado para o reforço líquido (PETROBRAS N - 1707, 1999).

Os revestimentos precisam ter uma relação H/L quanto menor melhor, essa relação representa o grau de convexidade do cordão de solda. Para este segundo caso a aplicação do pré-aquecimento atingiu valores pequenos, entretanto a altura do cordão ficou em aproximadamente 2,0 mm.

6.1.1 Perfil de microdureza

A Figura 34 apresenta a variação da microdureza Vickers ao longo da seção longitudinal das regiões do MS e ZTA para a condição sem pré-aquecimento 298 K (25 °C) e com pré-aquecimento de 523 K (250 °C).

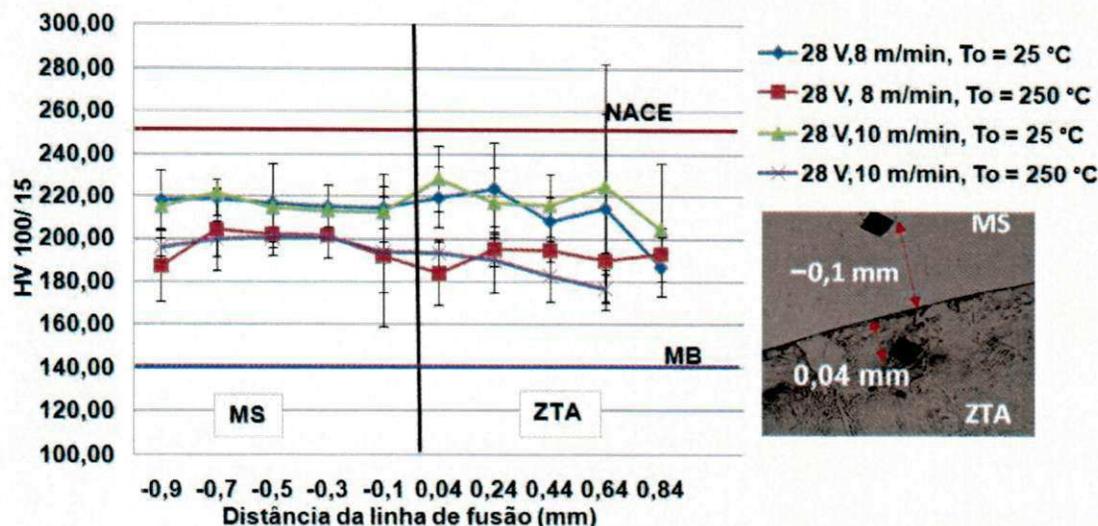


Figura 34. Perfil de microdureza ao longo do MS e ZTA na seção longitudinal.

Pode-se observar no gráfico da Figura 34 que o perfil de dureza para a condição sem pré-aquecimento mostrou um comportamento similar para os dois parâmetros de soldagem com a tensão de 28 V constante e velocidade do arame de 8 e 10 m/min.

Os maiores valores médios de dureza foram na região da ZTA com 228,3 HV para a condição sem pré-aquecimento e de 195,1 HV para a condição com pré-aquecimento. Assim, verifica-se que o pré-aquecimento proporcionou uma redução de 14,54% no valor da dureza. No revestimento se obteve valores máximos em média de 221,57 e 204,2 HV sem pré-aquecimento e com pré-aquecimento de 523 K (250 °C), respectivamente.

As microestruturas nas regiões onde foram realizadas algumas das medidas de dureza apresentadas estão mostradas na Figura 35. Verifica-se que houve uma variação significativa dos valores de dureza nas proximidades da interface para a condição sem pré-aquecimento.

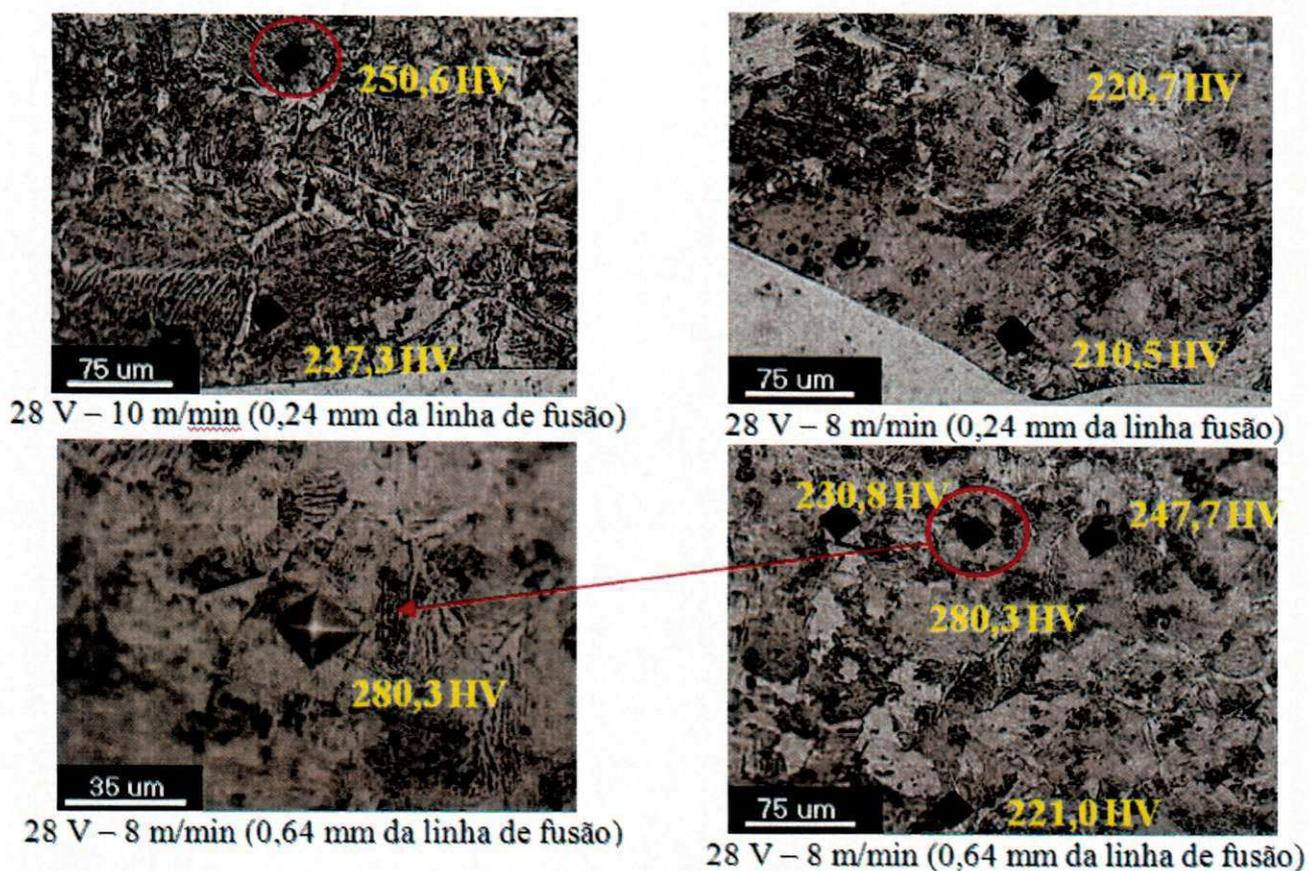


Figura 35. Microestrutura da ZTA com valores de dureza máxima para a condição sem pré-aquecimento.

A Figura 36 apresenta os valores médios de dureza máxima a partir de 0,2 mm da superfície do revestimento na seção longitudinal. Observando o perfil de dureza no gráfico, verifica-se que houve uma diminuição de aproximadamente 20,0 HV com o uso do pré-aquecimento.

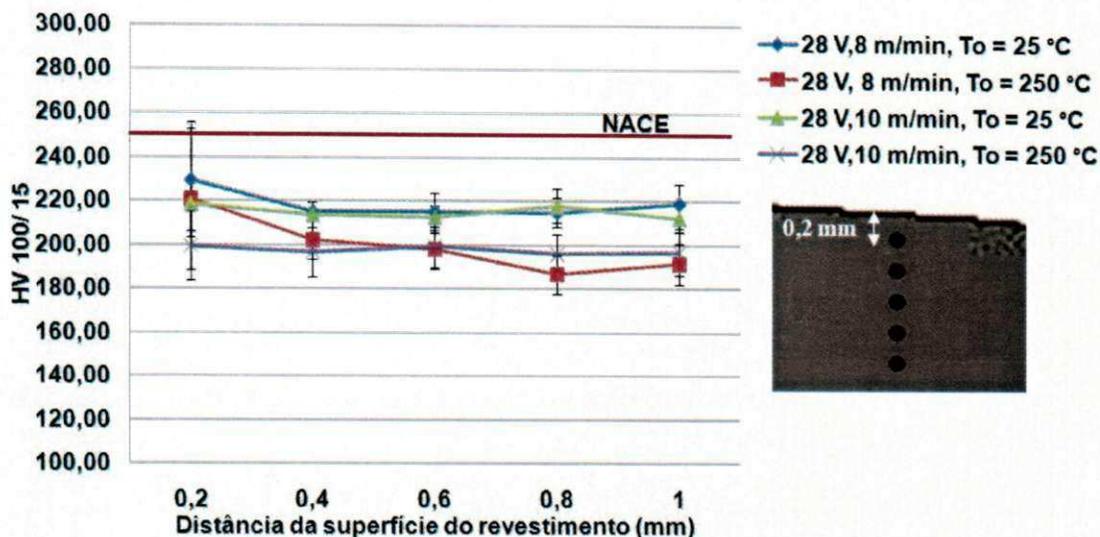


Figura 36. Perfil de microdureza próximo a superfície do revestimento soldado com tensão de 28 V na seção longitudinal.

Verifica-se na Figura 36 que o efeito do pré-aquecimento foi predominante com relação a velocidade de alimentação do arame. A soldagem sem pré-aquecimento apresentou valores médios 218,0 HV enquanto que o processo com pré-aquecimento apresentou 200,0 HV.

Observa-se no gráfico da Figura 37 da seção longitudinal que ao aumentar a tensão de 28 para 30 V há uma diminuição de dureza na ZTA. Pode-se considerar que este fenômeno ocorreu devido à diminuição da taxa de resfriamento. Verifica-se também que a dureza média do MS para a condição 30 V e 10 m/min sem pré-aquecimento reduziu em aproximadamente 10,0% em comparação a condição 28 V e 10 m/min sem pré-aquecimento (Figura 34).

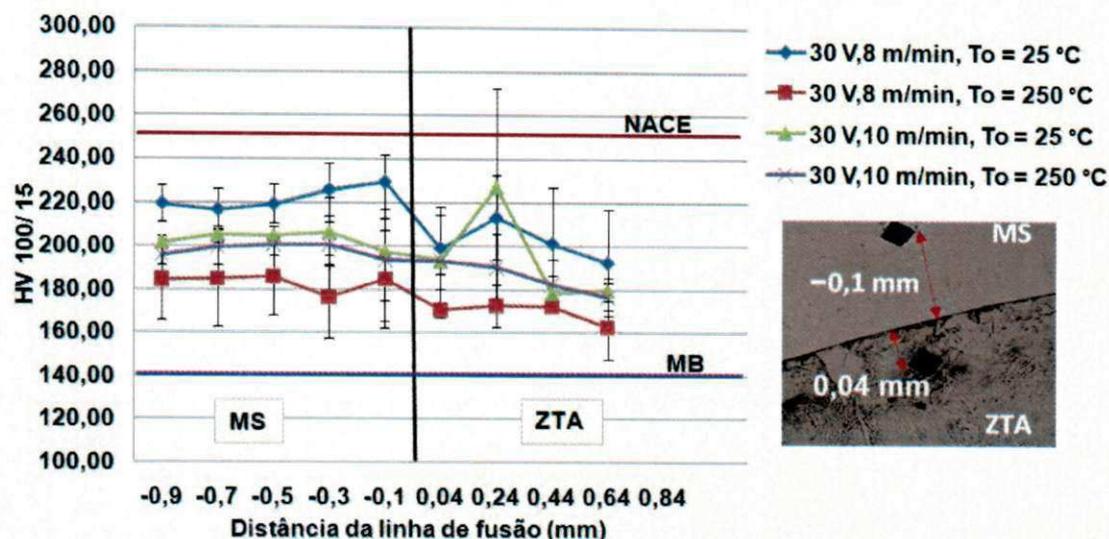
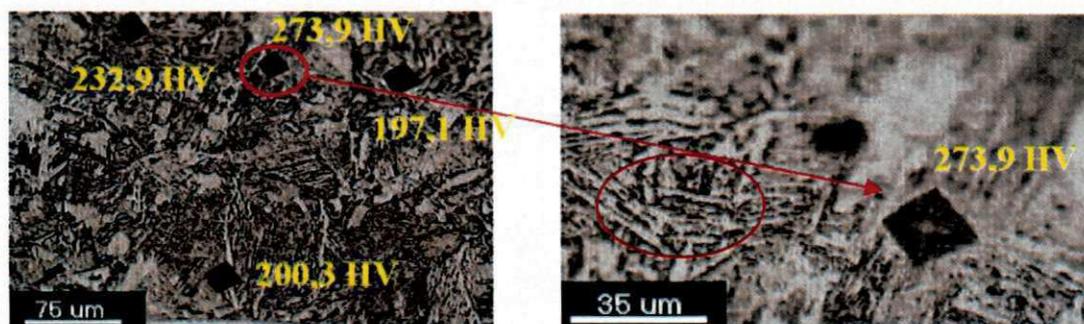


Figura 37. Perfil de microdureza ao longo do MS e ZTA para uma tensão de 30 V na seção longitudinal.

A Figura 38 apresenta a microestrutura com as identações da medida de dureza na região da ZTA a 0,24 mm da interface (linha de fusão) do corpo de prova na condição 30 V e 10 m/min sem pré-aquecimento (Figura 37). Pode-se observar o aspecto acicular da microestrutura bainítica.



30 V – 10 m/min (0,24 mm da linha de fusão) 30 V – 10 m/min (0,24 mm da linha de fusão)

Figura 38. Microestrutura da ZTA com valores de dureza máximos na seção longitudinal sem pré-aquecimento.

No gráfico da Figura 39 verifica-se que o perfil de dureza na seção longitudinal com pré-aquecimento e velocidade de alimentação de 8 e 10 m/min apresentam valores de dureza similar e também apresentam os menores valores de dureza.

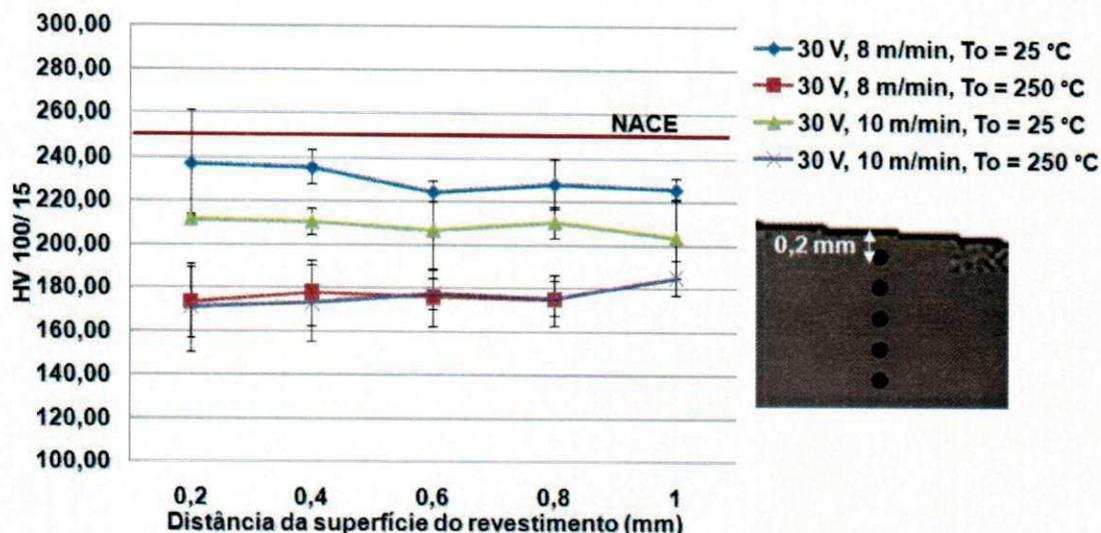


Figura 39. Perfil de microdureza próximo a superfície do revestimento soldado com tensão de 30 V na seção longitudinal.

A performance do perfil de dureza no gráfico da Figura 39 também se manteve abaixo do que a norma NACE MR0175/ 2003 estabelece, ou seja, apresenta um valor médio máximo de 237,13 HV para a condição sem pré-aquecimento.

Este fato pode ser explicado com base na taxa de resfriamento ocorrida no processo com pré-aquecimento e valor obtido da energia de soldagem igual a 8,39 e 8,35 kJ/cm, ambos com corrente média no valor de aproximadamente 233 A tende a apresentar uma pequena redução na taxa de resfriamento proporcionando assim uma microestrutura com valores de dureza menor.

Para as amostras sem pré-aquecimento e velocidade do arame de 8 e 10 m/min obtiveram-se os maiores valores de dureza mesmo que apresentando uma energia de soldagem de 10,70 e 11,04 kJ/cm com uma corrente média de 223 e 230 A, respectivamente.

Pode-se perceber então que o pré-aquecimento é um fator importante neste processo. Ao comparar as amostras na condição 30 V sem pré-aquecimento verifica-se que a pequena diferença de energia de soldagem com valor igual a 0,34 kJ/cm entre a soldagem com velocidade de alimentação de 8 e 10 m/min apresentou um aumento de dureza em torno de 20,0 HV em relação ao parâmetro com velocidade de alimentação de 10 m/min.

Verifica-se pelos gráficos que todos os valores médios de dureza ficaram abaixo do valor estabelecido pela NACE (National Association of Corrosion

Engineers) MR0175 que estabelece um valor máximo de 250 HV para equipamentos submetidos a meios corrosivos.

6.1.2 Microestrutura das soldas dissimilares

A Figura 40 e Figura 41 apresentam a microestrutura e os valores de dureza em diferentes regiões da interface para soldagem do revestimento variando o pré-aquecimento e a energia de soldagem.

Verifica-se que houve a formação de zonas parcialmente diluídas (ZPD) de elevada dureza. Estas ZPD's são constituídas de um acúmulo de carbono em pequenas regiões localizadas ao longo da interface, a qual ocorre com mais frequência quando utilizadas correntes de soldagem mais elevadas, o que proporciona uma maior energia de soldagem. (KEJELIN et al, 2007)

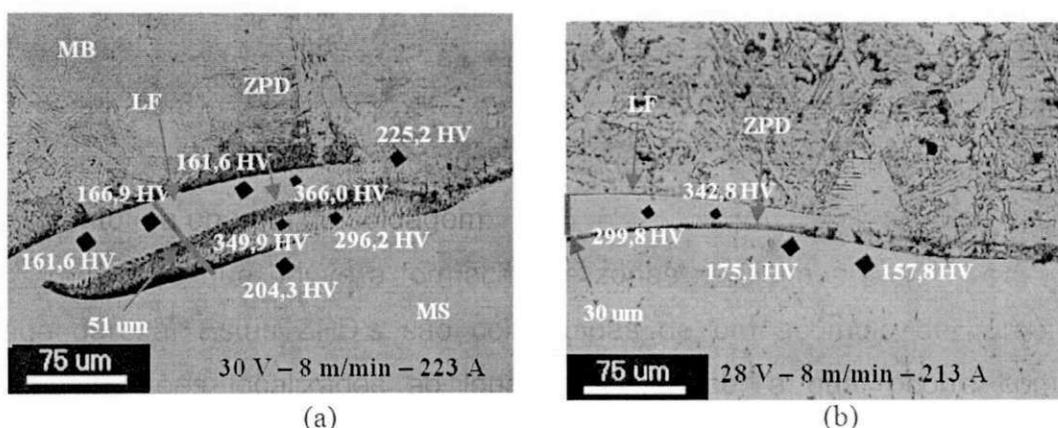


Figura 40. Interface da linha de fusão de soldas dissimilares depositadas em diferentes condições de tensão e velocidade de alimentação e sem pré-aquecimento para (a) $E = 10,70$ kJ/cm e (b) $E = 9,54$ kJ/cm.

Nas Figura 41 (a) e (b) pode ser notada uma “península”, isto é, uma porção do MS parcialmente cercada pelo metal de base (MB). Estas regiões, também verificadas por Doody (1992) em soldagens dissimilares, foram destacadas aqui porque são nos contornos delas (dentro do MS) que há maior probabilidade de ocorrência das ZPD.

Doody (1992) descreve estas regiões como muito finas, de camadas descontínuas, tipicamente de 0,025 mm. Quando se utilizou correntes de soldagem em torno de 233 A, a transição entre o metal de base e o metal de solda se fez através de uma ZPD com significativa espessura de 0,076 mm (Figura 41-a).

A utilização de pré-aquecimento neste trabalho não se apresentou como uma alternativa satisfatória no que diz respeito à obtenção de uma interface livre de ZPD, embora colabore para redução dos níveis de dureza obtidos na ZTA e MS do revestimento. Este fato foi verificado também por Kejelin et al (2007).

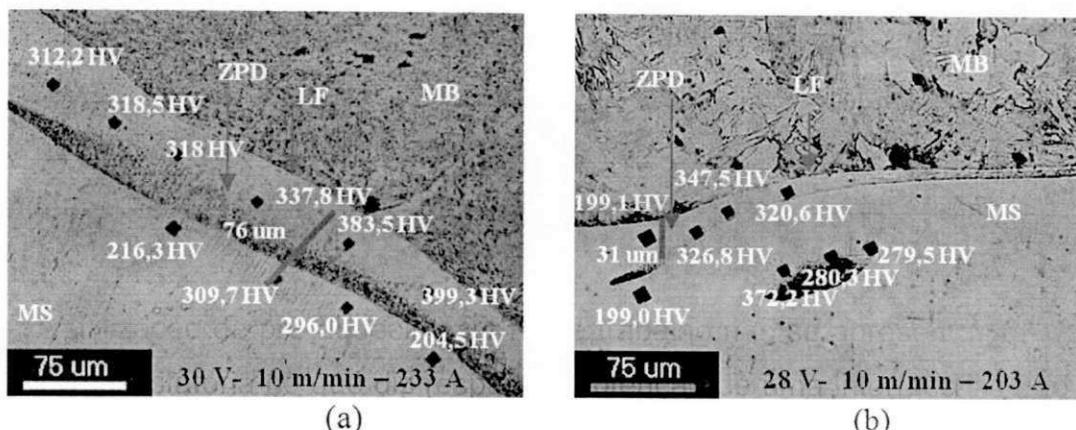


Figura 41. Interface da linha de fusão de soldas dissimilares depositadas em diferentes condições de tensão, velocidade de alimentação e pré-aquecimento $T_0 = 523\text{ K}$ ($250\text{ }^\circ\text{C}$) para (a) $E = 8,39\text{ kJ/cm}$, (b) $E = 6,82\text{ kJ/cm}$.

Observando as macroscopias da seção transversal e longitudinal podemos constatar que houve uma variação significativa em seus valores de diluição e geometria para esses parâmetros de soldagem utilizados e também para o pré-aquecimento de 523 K ($250\text{ }^\circ\text{C}$), evidenciando assim claramente a forte influência deste pré-aquecimento.

Devido a essas variações optou-se por fazer um perfil de dureza na seção longitudinal já que apresentou resultados mais coerentes. Observou-se também neste estudo preliminar que os menores valores de corrente de soldagem ocasionam menos regiões parcialmente diluídas (ZPD).

Os melhores resultados da geometria e diluição do cordão de solda isolado foram obtidos com os menores valores de corrente de soldagem na condição de 28 V , sem pré-aquecimento e velocidade de alimentação do arame de 8 m/min .

Com isso foi estabelecido um nível de pré-aquecimento menor no valor de 423 K ($150\text{ }^\circ\text{C}$) e também diminuiu os valores das tensões e velocidades do arame para melhor controle dos cordões do revestimento para se obter a menor diluição e altura do cordão de $3,0\text{ mm}$. Para isso foram confeccionados corpos de prova com três cordões utilizando-se tensões de 22 e 24 V , sem e com pré-aquecimento de 423

K (150 °C) variando a velocidade de alimentação do arame de 5 a 7 m/min, cujos resultados são mostrados a seguir.

6.2 Resultados obtidos com 3 passes de revestimento

Na Tabela 12 e Tabela 13 é apresentado os valores obtidos de diluição e altura do cordão em revestimentos obtidos sem pré-aquecimento (Tabela 12) e com pré-aquecimento (Tabela 13) utilizando-se tensões de 22 e 24 V e velocidade de alimentação do arame de 5, 6 e 7 m/min. Neste estudo foi considerado a seção transversal para os cálculos das diluições e para medir a altura dos cordões do revestimento.

Tabela 12. Valores de diluição e altura do cordão para revestimentos aplicados com pré-aquecimento de 423 K (150 °C).

CP	Pré-aquecimento (K)	Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade de alimentação (m/min)	E (kJ/cm) $\eta=80\%$ ⁽¹⁾	Diluição (%)	h (mm)
22-5-C	423	123,00	22	5	5,6	10,56	3,26 ± 0,6
22-6-C	423	135	22	6	6,0	10,00	3,31 ± 0,3
22-7-C	423	150	22	7	5,8	12,28	3,96 ± 0,8
24-5-C	423	123	24	5	6,0	12,24	2,8 ± 0,2
24-6-C	423	145	24	6	5,84	15,50	2,55 ± 0,3
24-7-C	423	150,96	24	7	6,0	10,11	2,6 ± 0,4

(1) Fonte: Grong (1994)

Tabela 13. Valores de diluição e altura do cordão para revestimentos aplicados sem pré-aquecimento.

CP	Pré-aquecimento (K)	Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade de alimentação (m/min)	E (kJ/cm) $\eta=80\%$ ⁽¹⁾	Diluição (%)	Altura (h) (mm)
22-5-S	300	123	22	5	6,3	5,20	3,4 ± 0,1
22-6-S	300	132	22	6	6,5	5,60	3,42 ± 0,20
22-7-S	300	145	22	7	6,4	7,52	4,0 ± 0,3
24-5-S	300	123	24	5	7,2	7,40	2,8 ± 0,26
24-6-S	300	138	24	6	7,5	4,19	4,17 ± 0,74
24-7-S	300	150	24	7	6,5	7,35	3,2 ± 0,27

(2) Fonte: GRONG, (1994)

Verifica-se que os valores de diluição variam de 10,0 a 15,5% na aplicação do revestimento com pré-aquecimento e de 5,2 a 7,52% para a aplicação sem pré-aquecimento, evidenciando assim o efeito deste parâmetro sobre esta variável. Com relação à altura do cordão não se identificou uma influencia direta deste pré-aquecimento em seus valores.

6.2.1 Diluição

A Figura 42 apresenta o efeito do pré-aquecimento e dos valores extremos da velocidade do arame sobre a diluição. Nota-se que na condição de soldagem com tensão de 22 V e velocidade de alimentação do arame de 5 m/min houve um aumento de diluição em aproximadamente 50,75% com o uso do pré-aquecimento de 423 K (150 °C), já na condição 22 V e 7 m/min o aumento foi de 38,76%.

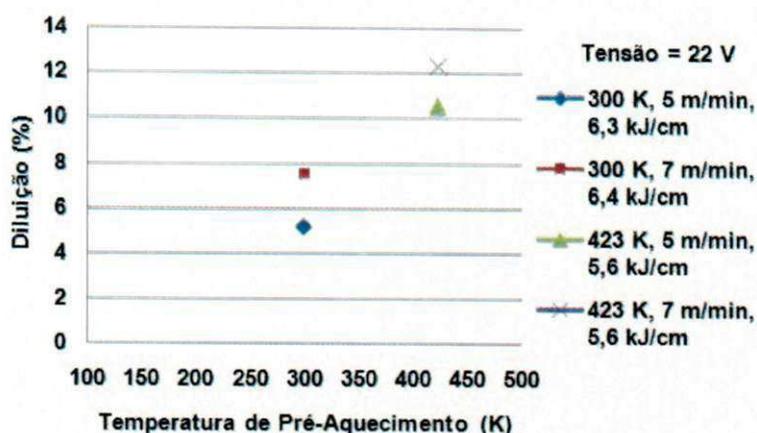


Figura 42 - Efeito do pré-aquecimento e da velocidade do arame para a condição 22 V.

Verifica-se também que mesmo os corpos de prova com energia de soldagem menor apresentaram maior diluição devido ao pré-aquecimento, verificando-se assim que o pré-aquecimento de 423 K (150 °C) prevalece como uma variável significativa para a diluição.

Para a condição sem pré-aquecimento e com pré-aquecimento, percebe-se que ao se alterar a velocidade do arame de 5 m/min para 7 m/min mostrou-se uma tendência para o aumento da diluição devido ao aumento da corrente de soldagem, ou seja, devido ao fato de que ao aumentar a velocidade de alimentação do arame conseqüentemente tem-se um valor maior de corrente, ou seja, para velocidades de 5 e 7 m/min obteve-se correntes de soldagem de 123 e 150 A, respectivamente.

Para o corpo de prova na condição 24 V verifica-se também o aumento da diluição com o uso do pré-aquecimento no gráfico da Figura 43.

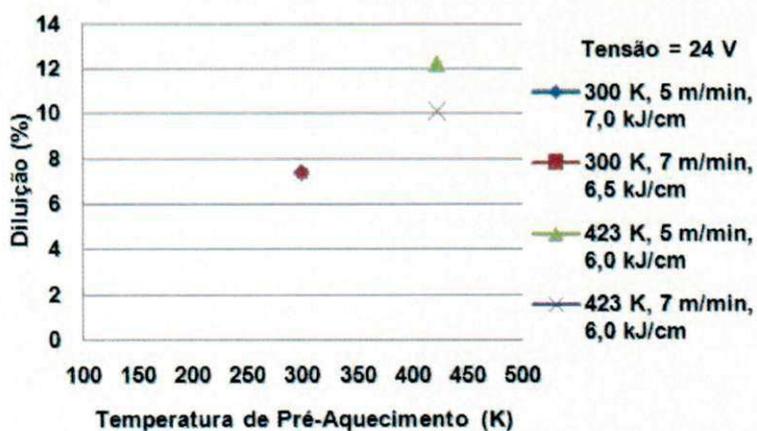


Figura 43 - Efeito do pré-aquecimento e da velocidade do arame para a condição 24 V.

Ao analisar o gráfico da Figura 43 para a condição sem pré-aquecimento percebe-se que ao alterar a velocidade do arame de 5 m/min para 7 m/min não houve alteração na diluição e para a condição com pré-aquecimento e 5 m/min obteve-se maior diluição devido a alguma variação do stickout e consequentemente no arco da soldagem, isto devido ao processo de soldagem GMAW ser semi-automático.

6.2.2 Perfil de microdureza

No gráfico da Figura 44(a) e (b) e Figura 45(a) e (b) são apresentados os perfis de dureza próxima a superfície e ao longo do revestimento com e sem pré-aquecimento, levantados de acordo com a metodologia já descrita. Verificou-se que não houve um efeito significativo do pré-aquecimento em relação à redução da dureza na região próxima a superfície do revestimento.

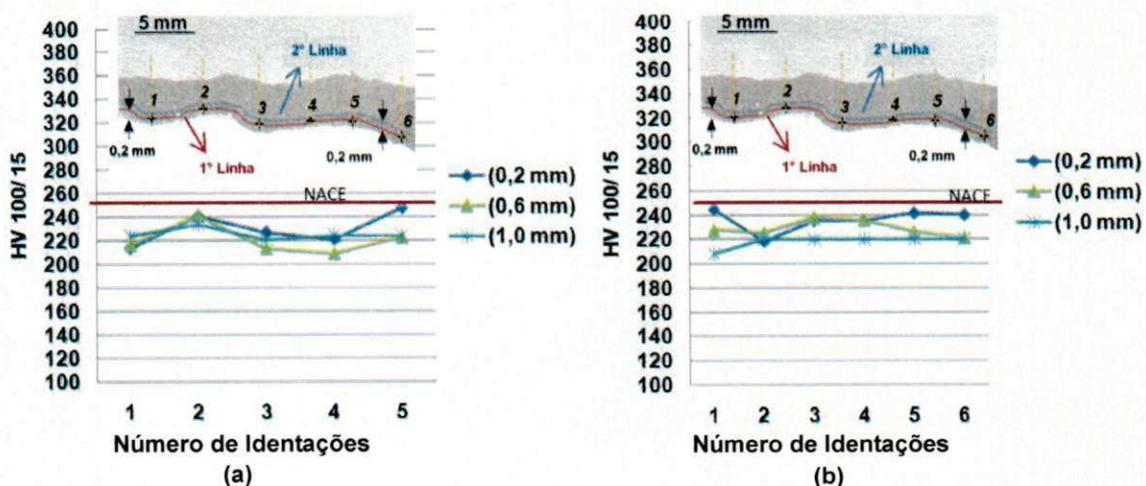


Figura 44: Perfil de microdureza próximo a superfície do revestimento com tensão de 22 V, velocidade de alimentação de 5 m/min. (a) com pré-aquecimento 423 K (150 °C) e (b) sem pré-aquecimento.

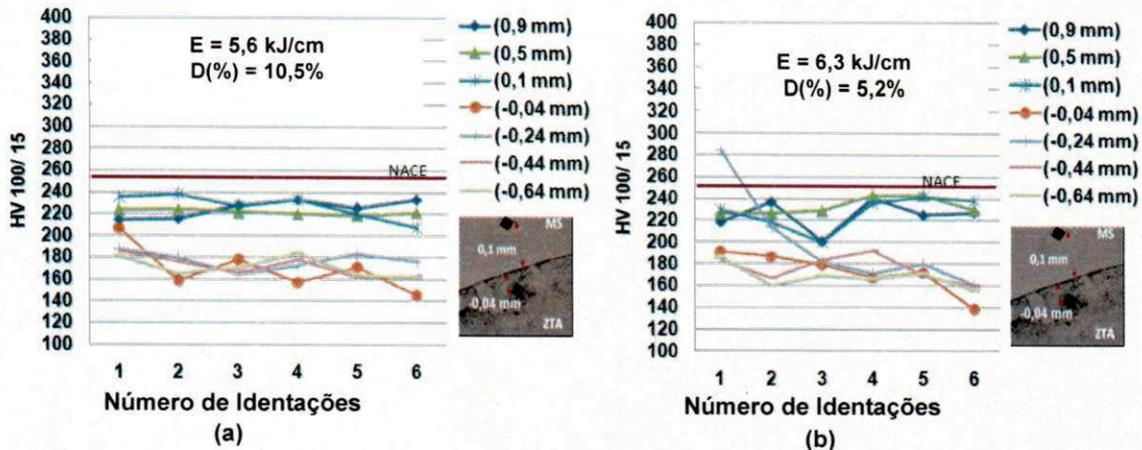


Figura 45: Perfil de microdureza ao longo do revestimento próximo a linha de fusão (interface) com tensão de 22 V, velocidade de alimentação de 5 m/mim. (a) com pré-aquecimento 423 K (150 °C) e (b) sem pré-aquecimento.

Com relação as medidas de dureza máxima à interface verifica-se uma maior uniformidade nos seus valores para a soldagem com pré-aquecimento (Figura 45a). Observa-se também que todas as medidas de dureza ficaram abaixo da norma NACE MR0175/ 2003.

Da Figura 46 à Figura 48 são apresentadas as microestruturas obtidas nos valores máximos de dureza para essas condições sem e com pré-aquecimento de 423 K (150 °C).

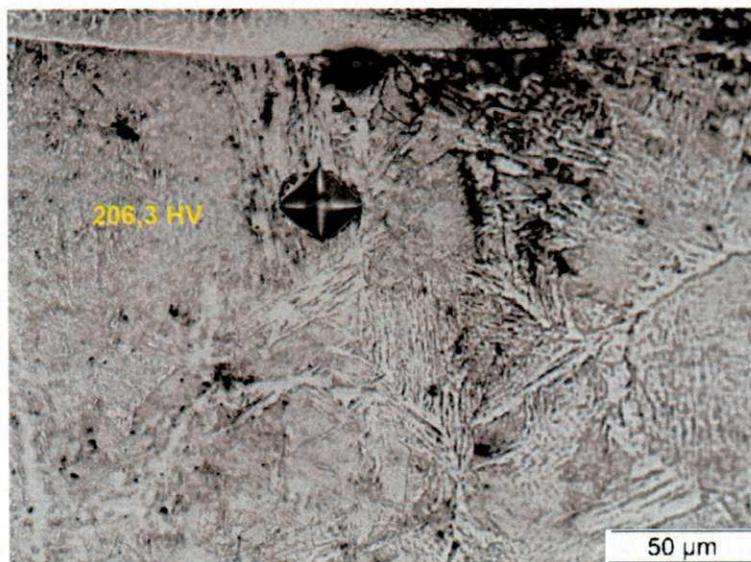


Figura 46. Microestrutura da ZTA com valores de dureza máximos. Identação número 1 a 0,04 mm da linha de fusão com pré-aquecimento na condição 22 V e 5 m/min, E = 5,6 kJ/cm.

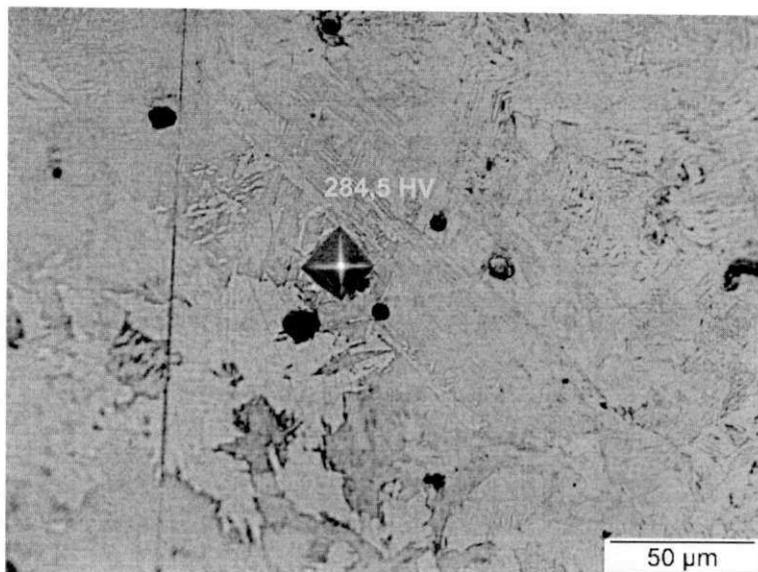


Figura 47. Microestrutura da ZTA com valores de dureza máximos. Identação número 1 com 0,24 mm da linha de fusão sem pré-aquecimento na condição 22 V e 5 m/min, E = 6,3 kJ/cm.

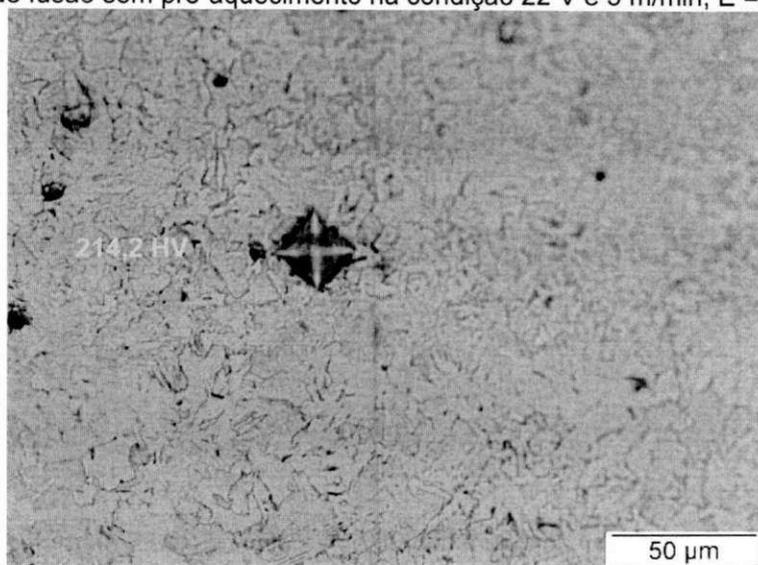


Figura 48. Microestrutura da ZTA com valores de dureza máximos. Identação número 2 com 0,24 mm da linha de fusão sem pré-aquecimento na condição 22 V e 5 m/min, E = 6,3 kJ/cm.

A Figura 49(a) e (b) e Figura 50(a) e (b) apresentam os perfis de dureza próximos à superfície e ao longo dos revestimentos aplicados com e sem pré-aquecimento com velocidades de alimentação do arame de 7 m/min.

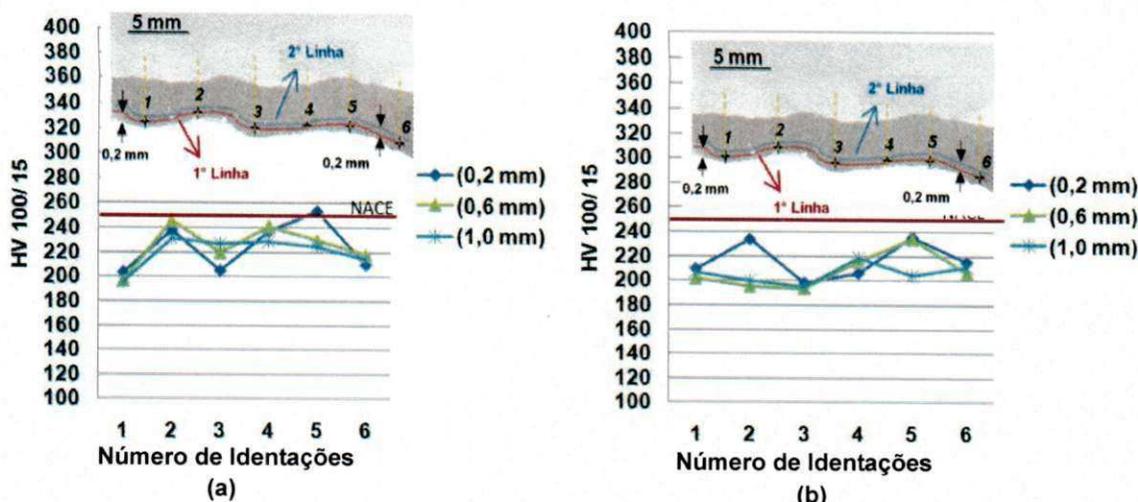


Figura 49: Perfil de microdureza próximo a superfície do revestimento com tensão de 22 V, velocidade de alimentação de 7 m/mim. (a) sem pré-aquecimento e (b) com pré-aquecimento 423 K (150 °C).

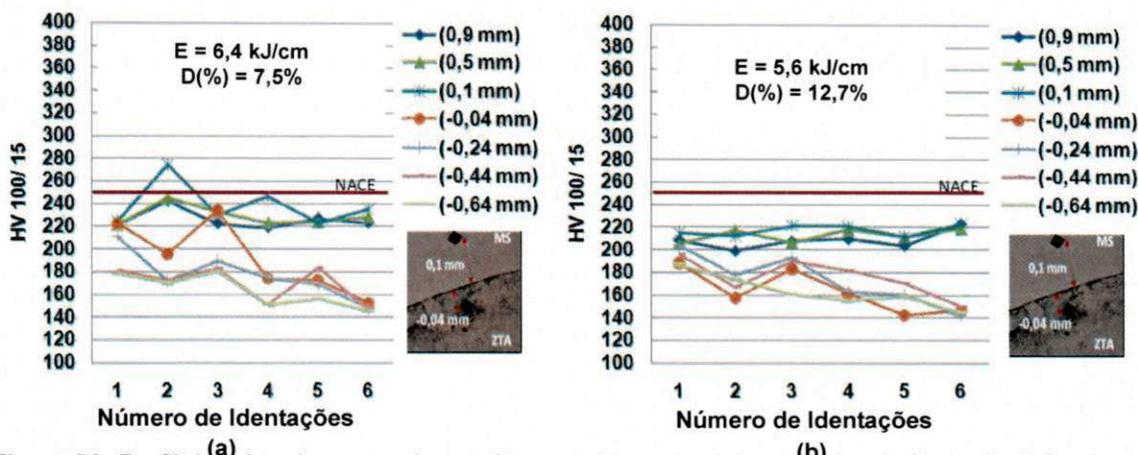


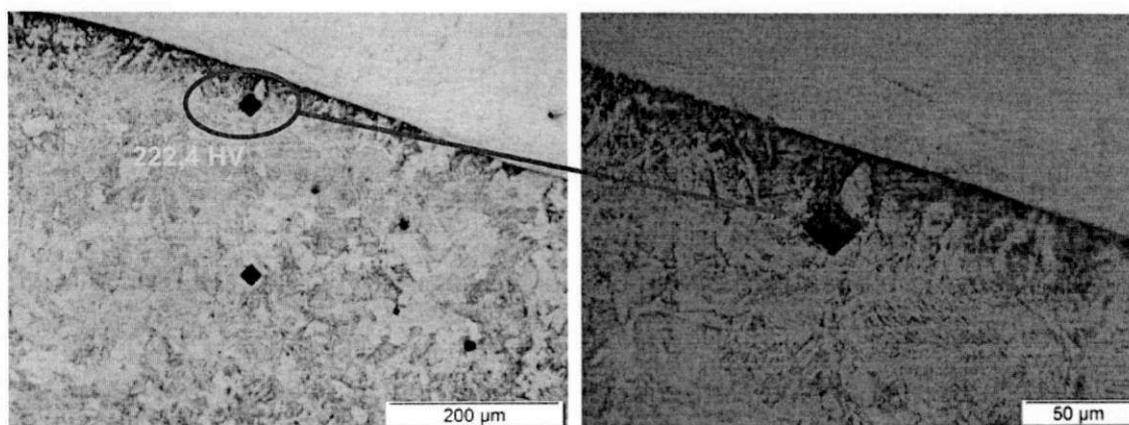
Figura 50: Perfil de microdureza ao longo do revestimento próximo a linha de fusão (interface) com tensão de 22 V, velocidade de alimentação de 7 m/mim. (a) Sem pré-aquecimento e (b) Com pré-aquecimento 423 K (150 °C).

Verificou-se que o pré-aquecimento no gráfico da Figura 49 apresentou uma pequena redução da dureza em aproximadamente 7,92% na região próxima a superfície do revestimento e no gráfico da Figura 50 obteve-se com o pré-aquecimento de 423 K (150 °C) uma redução no valor da dureza média máxima de 10,48 e 9,03% na ZTA e no metal de solda, respectivamente, e seu perfil de dureza também apresentou um comportamento mais uniforme ao longo do revestimento.

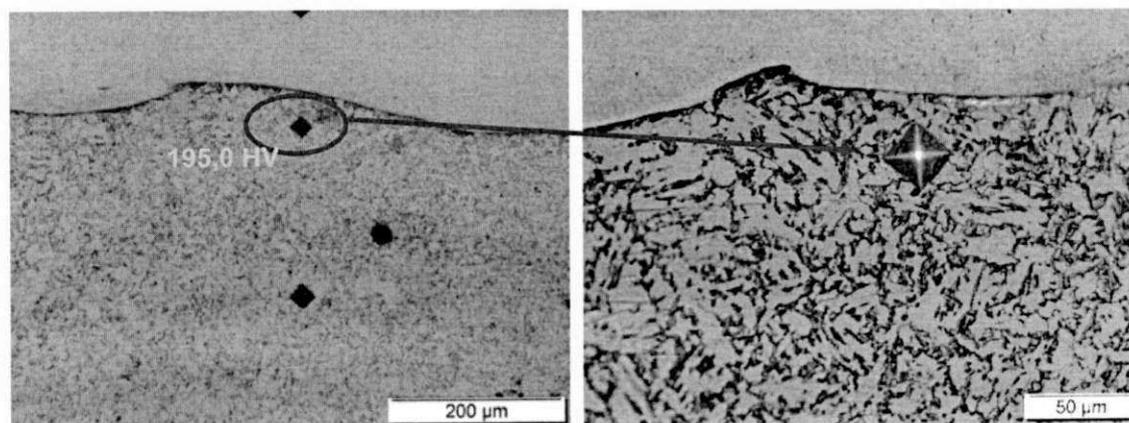
A Figura 51(a-c) e Figura 52 são apresentadas as microestruturas obtidas para a condição com 22 V e 7 m/min, sem e com pré-aquecimento de 423 K (150 °C), respectivamente. Na Figura 51a pode-se observar a região do 3° e último passe do revestimento e na Figura 51b observa-se a influência do 3° passe sobre o 2° passe do revestimento de forma que a região entre os passes de revestimento

(interseção) se apresentou refinada e conseqüentemente obteve-se um valor de dureza menor, mas na região mostrada na Figura 51c que fica fora dessa interseção uma microestrutura semelhante a do último passe (3° passe do revestimento).

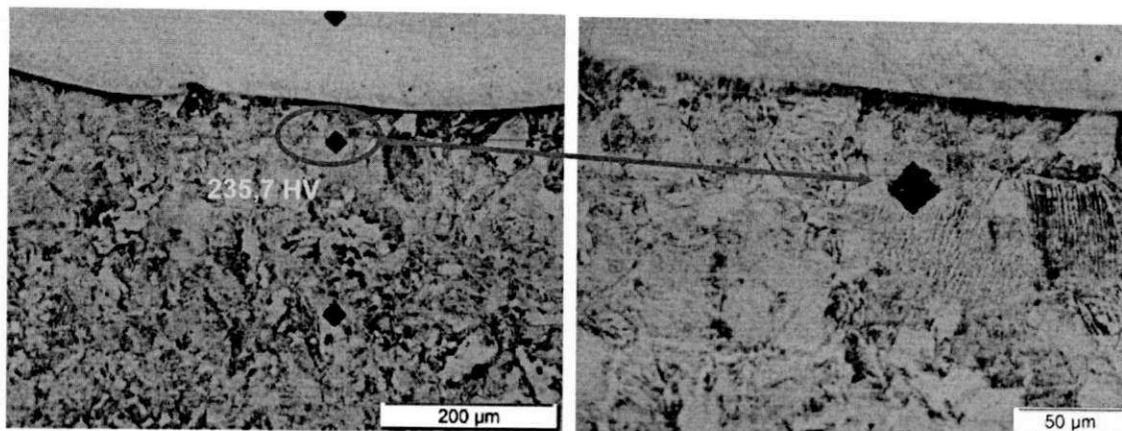
Os corpos de prova sem pré-aquecimento na condição 22 V e 7 m/min por apresentarem o valor da energia de soldagem mais elevado em torno de 0,75 kJ/cm em relação aos corpos de prova com pré-aquecimento de 423 K (150 °C) não apresentaram efeito tão significativo na redução dos valores de dureza.



(a)



(b)



(c)

Figura 51. Microestrutura da ZTA na condição 22 V, 7 m/min e sem pré-aquecimento com indentação a 0,04 mm da linha de fusão com 6,4 kJ/cm. (a) Região do 3° passe do revestimento; (b) Interseção entre o 2° e 3° passe; (c) Região do 2° passe do revestimento.

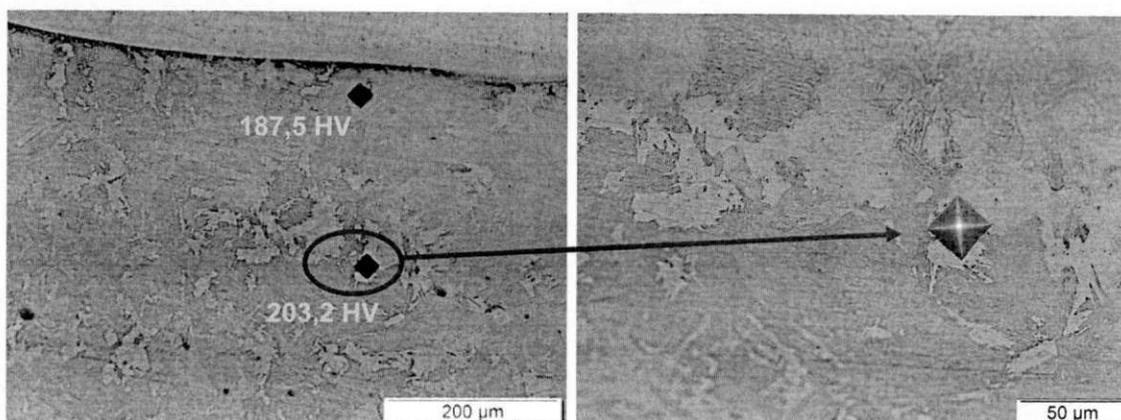


Figura 52. Microestrutura da ZTA próxima a região do 3° passe do revestimento na condição 22 V, 7 m/min e com pré-aquecimento com indentação a 0,24 mm da linha de fusão com 5,6 kJ/cm. (a).

Ao comparar a variação da velocidade de alimentação do arame de 5 para 7 m/min na condição 22 V sem e com pré-aquecimento, verificou-se que os corpos de prova sem pré-aquecimento e com pré-aquecimento não obteve alteração no perfil de dureza na região do metal de solda e da ZTA.

O gráfico da Figura 53 e Figura 54 apresenta o perfil de dureza do corpo de prova na condição de 24 V, velocidade do arame de 5 m/min e com pré-aquecimento de 423 K (150 °C). Observou-se também um perfil uniforme com uma dureza máxima de 204,5 HV na ZTA a uma distância de 0,24 mm da linha de fusão. Percebe-se também mais claramente o aumento da dureza ao se aproximar da interface do substrato.

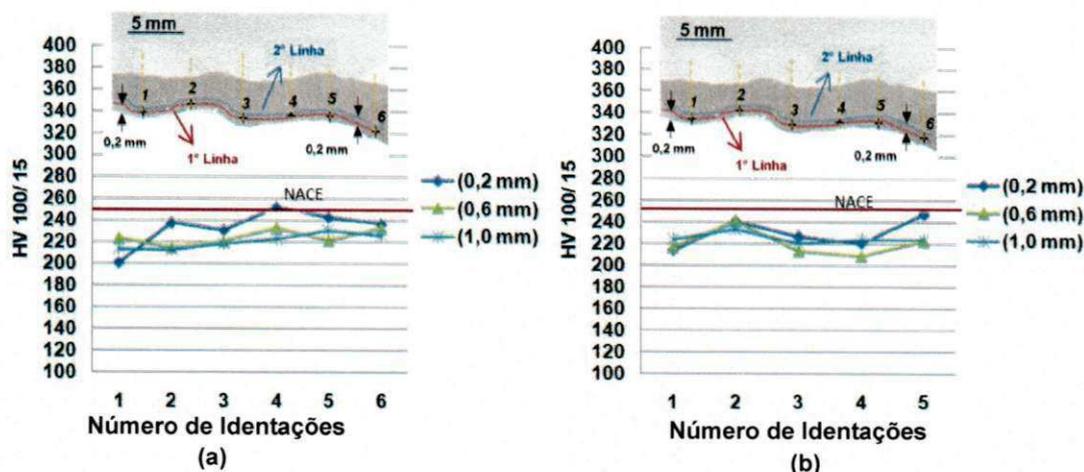


Figura 53: Perfil de microdureza próximo à superfície do revestimento com pré-aquecimento 423 K (150 °C). (a) condição 24 V, 5 m/min. (b) condição 22 V, 5 m/min.

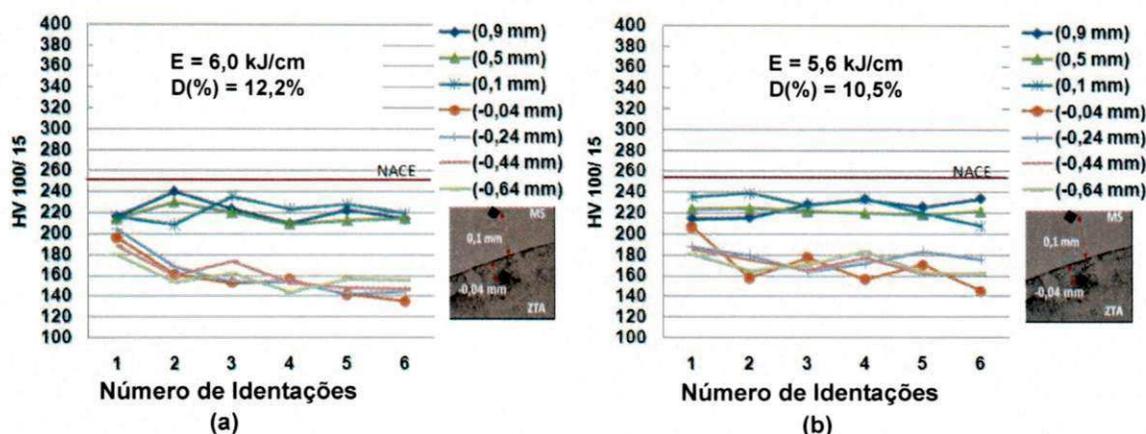


Figura 54: Perfil de microdureza ao longo do revestimento próximo a linha de fusão (interface) com pré-aquecimento 423 K (150 °C). (a) condição 24 V, 5 m/min. (b) condição 22 V, 5 m/min.

Ao se fazer uma comparação entre os corpos de prova com pré-aquecimento na condição 22 e 24 V com 5 m/min não se verificou alteração na dureza da região da ZTA no 3° passe do revestimento (identação 1-3) como pode se observar nas microestruturas da Figura 55. No entanto, ao observar a dureza nos dois primeiros passes (identações 4-6) verificou-se uma redução de 14,32% para a condição 24 V. Na região próxima a superfície do revestimento não foi verificada alteração de dureza entre os corpos de prova com pré-aquecimento na condição 22 e 24 V com 5 m/min.

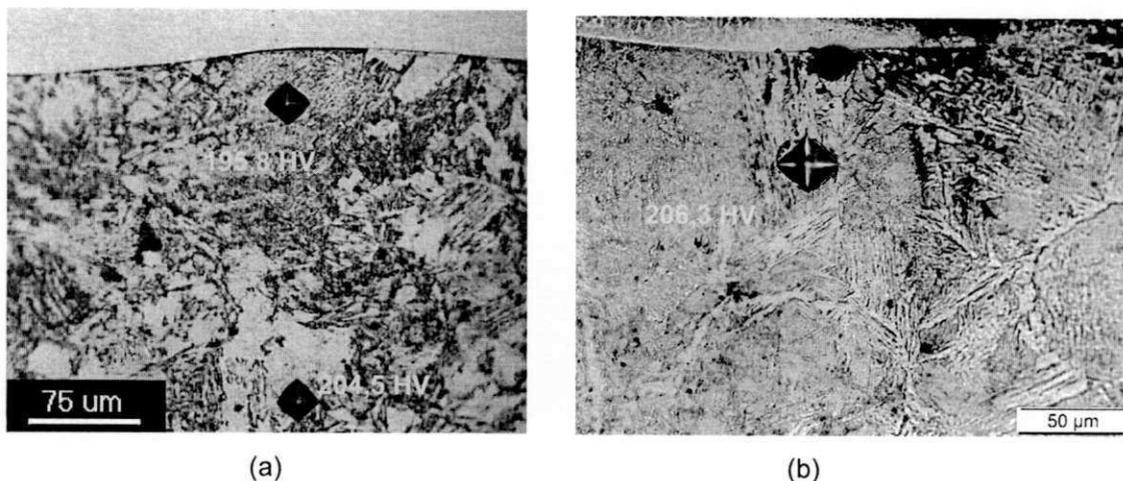


Figura 55. Microestruturas a 0,04 mm de distância da linha de fusão com pré-aquecimento de 423 K (150 °C). (a) na condição 24 V, 5 m/min, E = 6,0 kJ/cm e (b) 22 V, 5 m/min, E = 5,6 kJ/cm.

No gráfico da Figura 56 e Figura 57 observa-se o efeito do pré-aquecimento entre os corpos de prova com parâmetros de 24 V e velocidade do arame de 5 m/min. O uso do pré-aquecimento propiciou uma redução de 17,85% no valor médio de dureza na região da ZTA. Observa-se também que os corpos de prova com pré-aquecimento possuem aproximadamente 1,0 kJ/cm a menos do que o processo sem pré-aquecimento. O corpo de prova com pré-aquecimento de 423 K (150 °C) apresentou uma pequena redução da dureza em aproximadamente 4,18% na região próxima a superfície do revestimento.

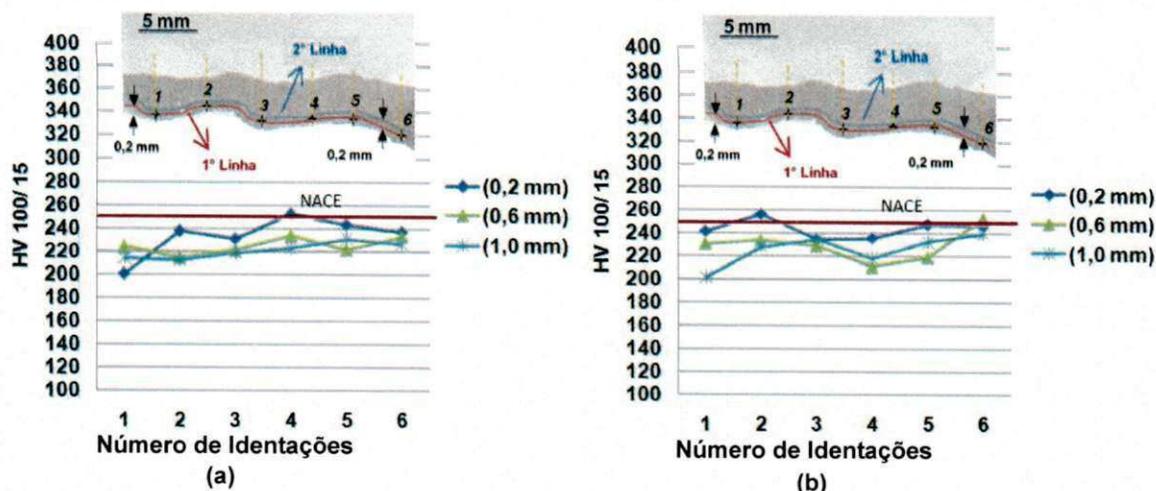


Figura 56: Perfil de microdureza próximo à superfície do revestimento com tensão de 24 V, velocidade de alimentação de 5 m/mim. (a) com pré-aquecimento 423 K (150 °C) e (b) sem pré-aquecimento.

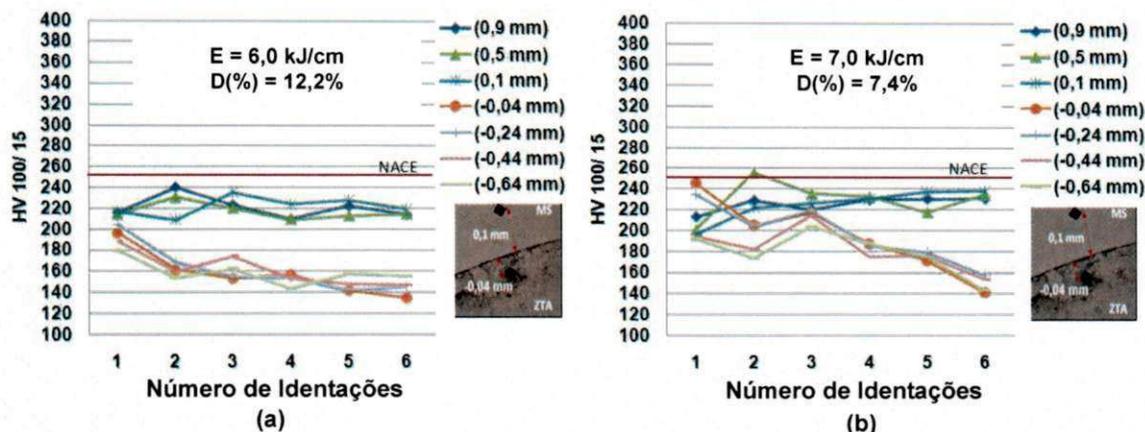
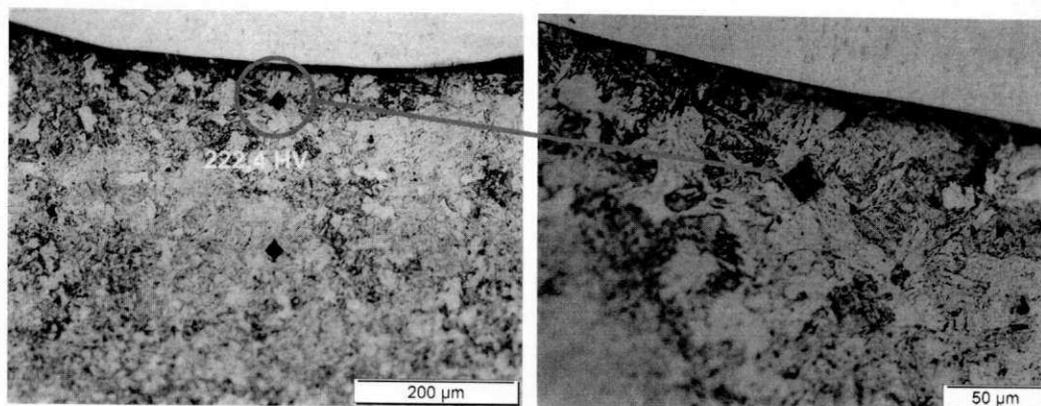
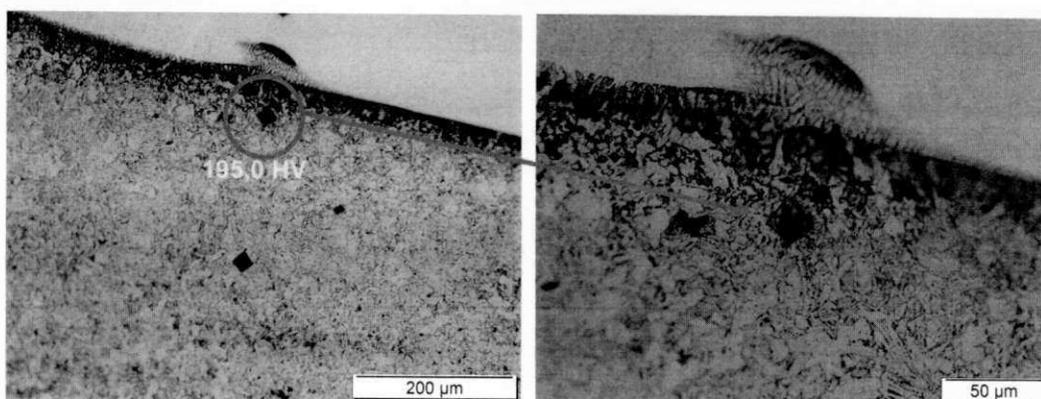


Figura 57: Perfil de microdureza ao longo do revestimento próximo a linha de fusão (interface) com tensão de 24 V, velocidade de alimentação de 5 m/mim. (a) com pré-aquecimento 423 K (150 °C) e (b) sem pré-aquecimento.

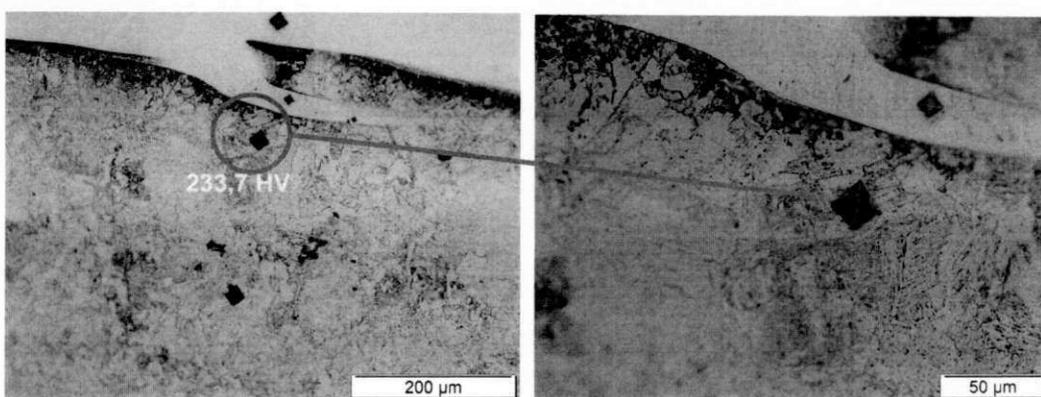
A Figura 58 apresenta a microestrutura obtida próxima a linha de fusão a uma distância de 0,04 mm com dureza variando de 245,2 HV à 140,0 HV. Na microestrutura da Figura 58a pode-se observar a região do 3º passe do revestimento como também a influência do passe anterior de forma que a região entre os passes de revestimento (interseção) na Figura 58b fica refinada obtendo assim uma dureza menor, mas na região mostrada na Figura 58c que fica fora dessa interseção desse 2º passe mostra uma microestrutura semelhante a do último passe (3º passe do revestimento).



(a)



(b)



(c)

Figura 58. Microestrutura da ZTA na condição 22 V, 7 m/min e sem pré-aquecimento com indentação a 0,04 mm da linha de fusão com 7,0 kJ/cm. (a) Região do 3° passe do revestimento; (b) Interseção entre o 2° e 3° passe; (c) Região do 2° passe do revestimento.

O gráfico da Figura 59 e da Figura 60 apresenta o efeito do pré-aquecimento na região próxima à superfície do revestimento e ao longo do revestimento próximo

a linha de fusão (interface), respectivamente, para os corpos de prova na condição 24 V e velocidade de alimentação do arame de 7 m/min.

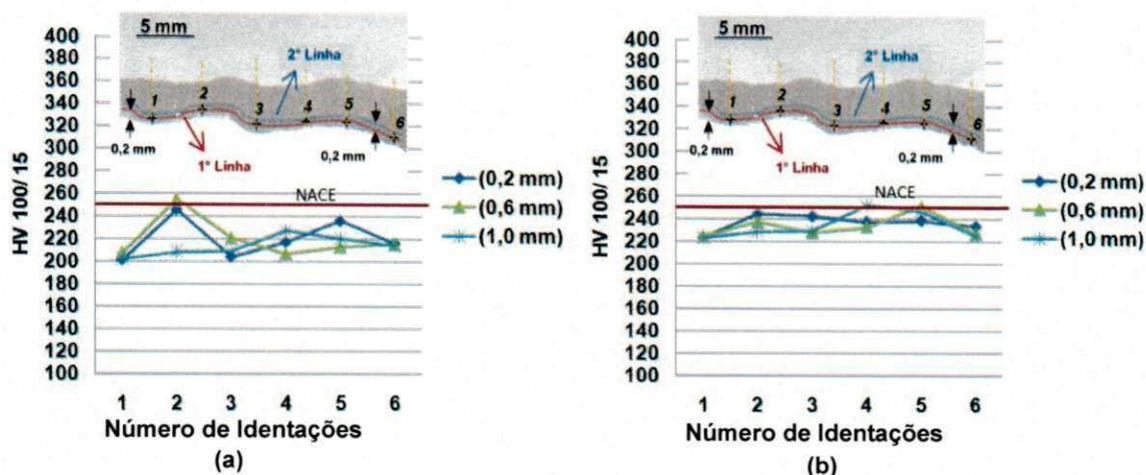


Figura 59: Perfil de microdureza próximo a superfície do revestimento com tensão de 22 V, velocidade de alimentação de 7 m/mim. (a) sem pré-aquecimento e (b) com pré-aquecimento 423 K (150 °C).

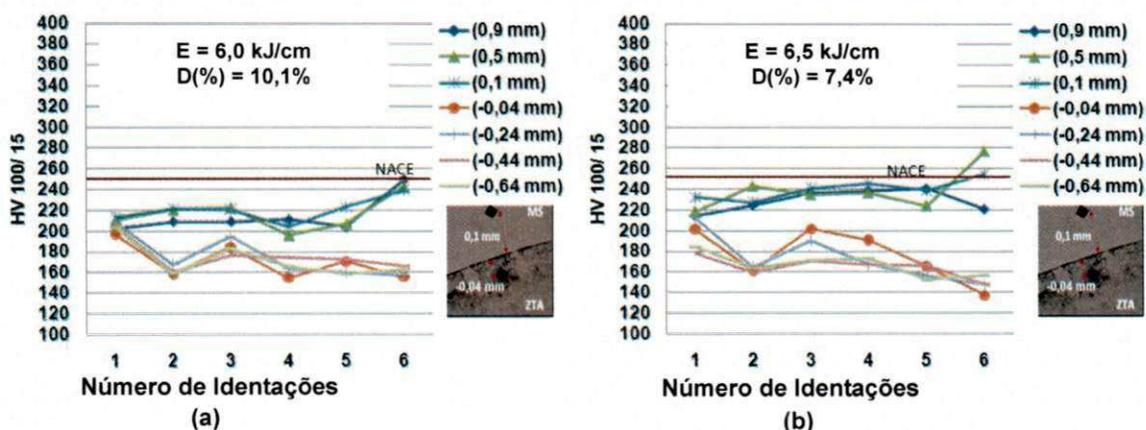


Figura 60: Perfil de microdureza ao longo do revestimento próximo a linha de fusão (interface) com tensão de 22 V, velocidade de alimentação de 7 m/mim. (a) Com pré-aquecimento 423 K (150 °C) e (b) Sem pré-aquecimento.

O corpo de prova com pré-aquecimento de 423 K (150 °C) apresentou uma pequena redução da dureza em aproximadamente 6,91% na região próxima a superfície do revestimento. Próximo a linha fusão (interface) verificou-se uma redução no valor da dureza média máxima de 8,0% no metal de solda e apenas uma pequena redução de aproximadamente em 6,1% na ZTA próximo as regiões entre os passes 1 e 2 do revestimento (identações de número 3 a 5) para a condição com pré-aquecimento de 423 K (150 °C).

Pode ser observado nas Figura 61 e Figura 62 as microestruturas obtidas para as condições 24 V e 7 m/min sem e com pré-aquecimento de 423 K (150 °C),

respectivamente, mostrando assim morfologia acicular para elevados valores de dureza.

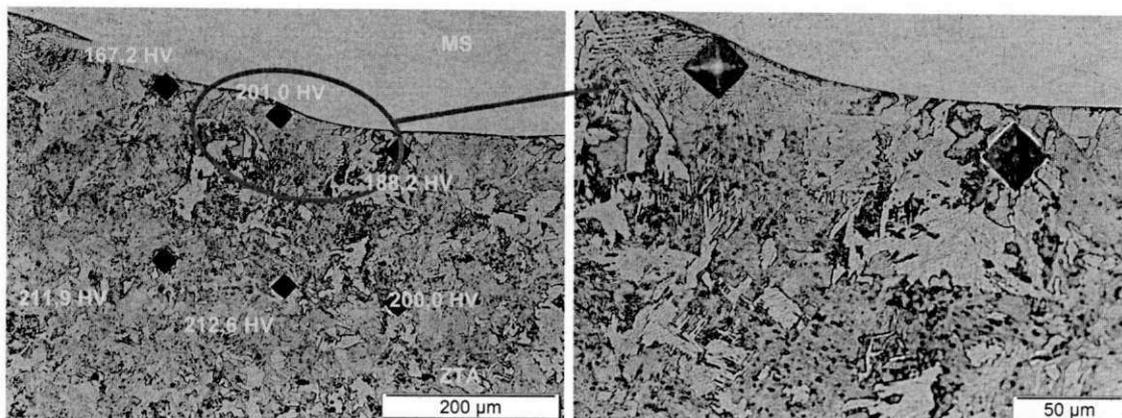


Figura 61. Microestrutura da ZTA próximo a região do 3º passe do revestimento na condição 24 V, 7 m/min, sem pré-aquecimento com $E = 6,5$ kJ/cm.

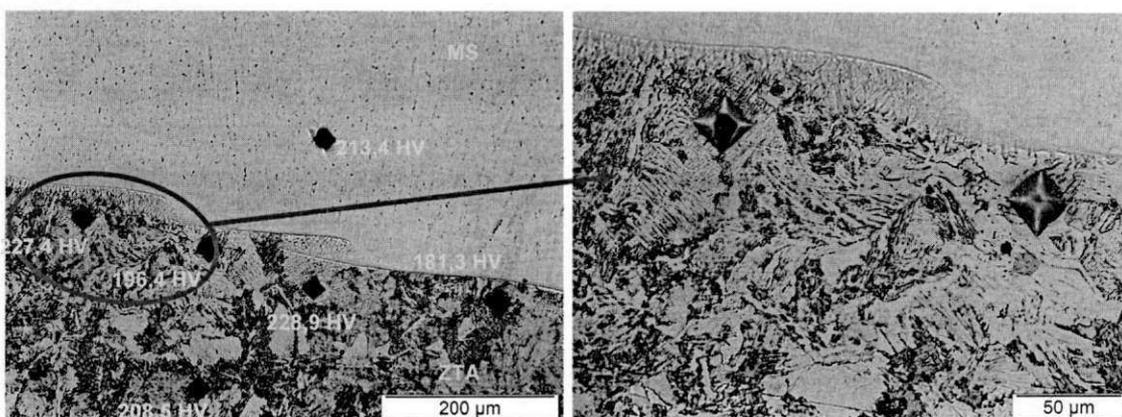


Figura 62. Microestrutura da ZTA próximo a região do 3º passe do revestimento na condição 24 V, 7 m/min, com pré-aquecimento de 423 K (150 °C) e $E = 6,0$ kJ/cm.

A Tabela 14 apresenta os valores médios de dureza HV, energia de soldagem e de diluição para os corpos de prova na condição 22 e 24 V, com velocidades de alimentação do arame de 5 e 7 m/min utilizados para os cálculos das reduções sofridas no metal de solda (MS) e na zona termicamente afetada (ZTA).

Tabela 14. Valores médios de dureza HV máxima, energia de soldagem e de diluição dos corpos de prova com suas respectivas nomenclaturas.

CP's	22-5-C	22-5-S	22-7-S	22-7-C	24-5-C	24-5-S	24-7-S	24-7-C
MS _{SR} (HV)	230,20	244,48	235,47	216,83	234,1	244,3	236,6	220,25
MS (HV)	227,42	233,0	239,0	217,42	222,22	229,38	240,	220,5
ZTA (HV)	177,55	198,68	196,03	175,48	161,5	196,6	175,8	175,63
E (kJ/cm)	5,60	6,30	6,40	5,60	6,00	7,00	6,50	6,00
D(%)	10,56	5,20	7,52	12,28	12,24	7,40	7,35	10,11

Como se pode observar na Tabela 14 os valores da diluição não influenciaram nos valores de dureza. Já que os corpos de prova com valores de diluição menor e na mesma condição apresentaram valores de dureza maior. Isto pode ser explicado devido ao fato das menores diluições terem sido obtidas sem pré-aquecimento e mesmo apresentando um valor de energia de soldagem mais elevado não foi suficiente para evitar uma taxa de resfriamento menor, conseqüentemente obteve-se como resultado uma microestrutura mais dura próxima linha de fusão (interface).

Ao aumentar a tensão de 22 V para 24 V na condição 5 m/min com pré-aquecimento foi obtido uma redução de dureza na região da ZTA devido ao aumento da energia de soldagem que conseqüentemente diminuiu a taxa de resfriamento resultando assim em uma microestrutura menos dura. Este mesmo fato foi observado na condição 7 m/min sem pré-aquecimento.

Para a condição 22 V não houve influência nos valores de dureza ao alterar a velocidade de alimentação do arame. No entanto, ao analisar os corpos de prova na condição de 24 V verificou-se a influência nos corpos de prova sem e com pré-aquecimento de 423 K (150 °C) ao alterar a velocidade do arame de 5 para 7 m/min, reduzindo assim os valores da dureza em 10,58 e 8,04 % na ZTA para os corpos de prova sem e com pré-aquecimento, respectivamente, mantendo suas energias de soldagem aproximadamente iguais.

Ao se fazer as comparações dos perfis de dureza dos corpos de prova nas condições 22 e 24 V com 7 m/min, respectivamente, observou-se que foram influenciados com o pré-aquecimento, reduzindo assim sua dureza no metal de solda em 9,0 e 8,1%, respectivamente. Além disso, com o parâmetro de 22 V e velocidade do arame de 7 m/min com pré-aquecimento conseguiu-se também uma

redução no valor da dureza na ZTA de 10,5% em relação ao processo sem pré-aquecimento na mesma condição.

As Figura 63 e Figura 64 apresentam as microestruturas ao longo da linha de fusão (interface) para diferentes condições de soldagem. Ao longo da interface foi encontrado valores muito elevados de dureza (até 498 HV) indicando a formação de zonas parcialmente diluída (ZPD's).

A largura da ZPD poderá ter uma influencia significativa sobre o inicio de defeitos na interface, pois a ZPD pode tornar uma solda dissimilar susceptível ao ataque localizado de corrosão por pitting, fragilização por hidrogênio, trincas de corrosão sob tensão em meios ácidos e ruptura por fadiga (KEJELIN, 2006).

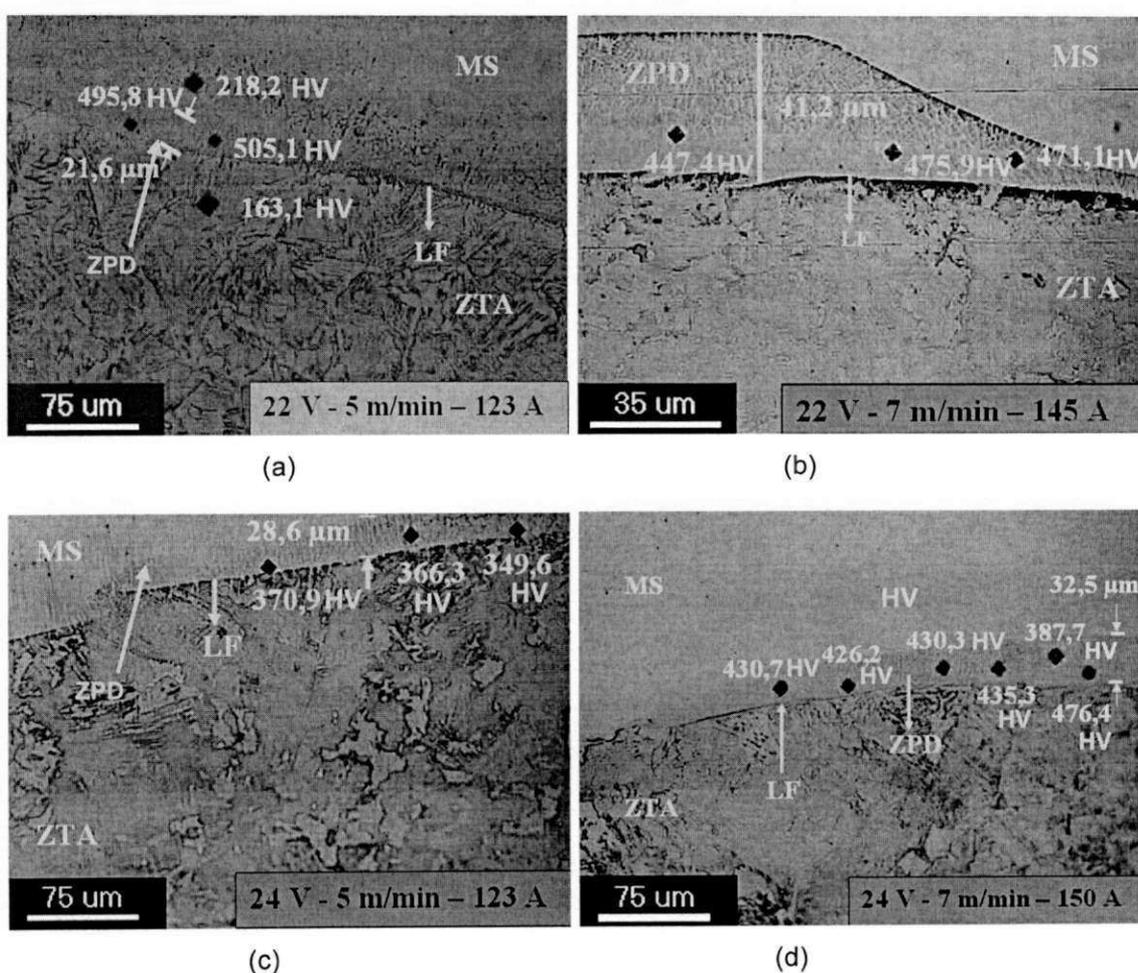


Figura 63. Interface da linha de fusão de soldas dissimilares depositadas em diferentes condições de tensão e velocidade de alimentação e sem pré-aquecimento para (a) $E = 6,52$ kJ/cm, (b) $E = 6,37$ kJ/cm, (c) $E = 7,18$ kJ/cm e (d) $E = 6,43$ kJ/cm.

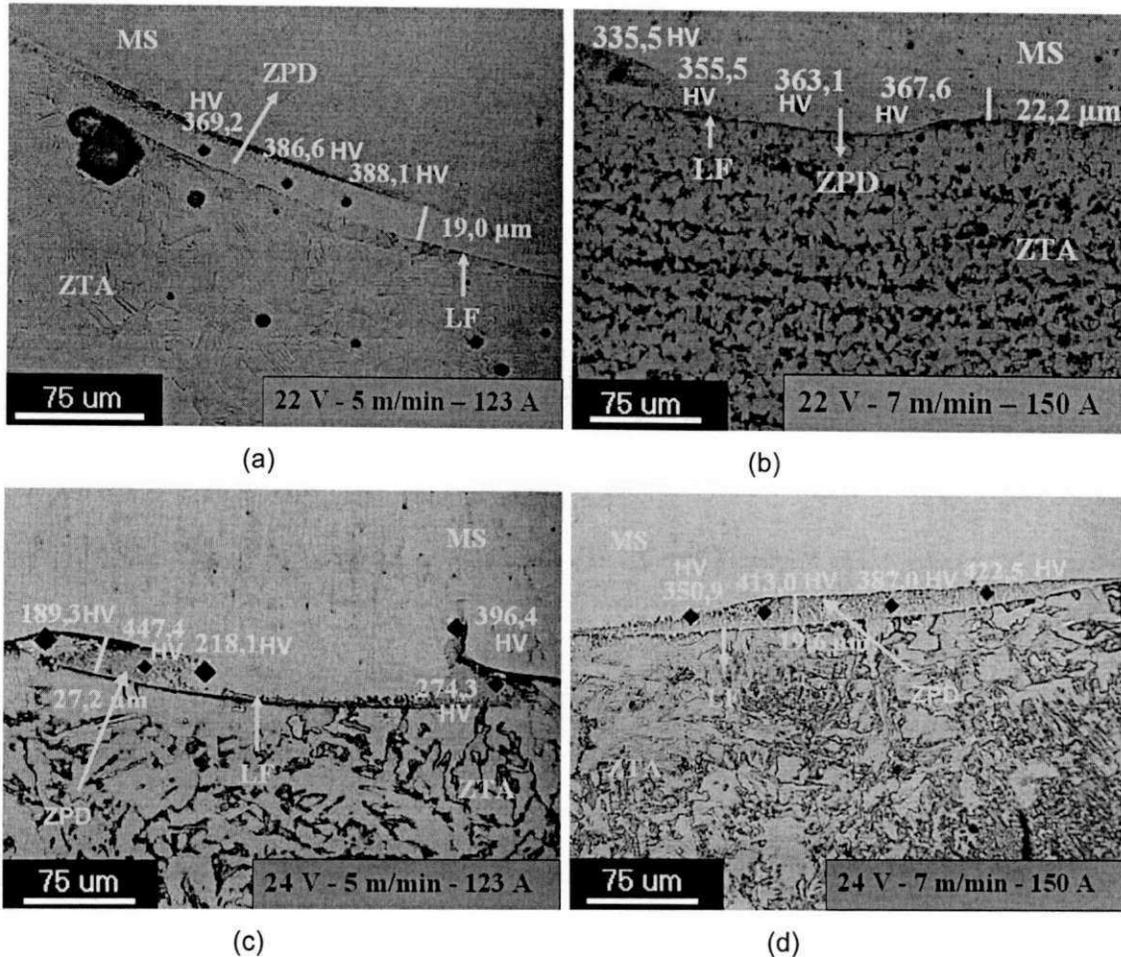


Figura 64. Interface da linha de fusão de soldas dissimilares depositadas em diferentes condições de tensão, velocidade de alimentação e pré-aquecimento $T_0 = 150\text{ }^\circ\text{C}$ para (a) $E = 5,59\text{ kJ/cm}$, (b) $E = 5,56\text{ kJ/cm}$, (c) $E = 6,09\text{ kJ/cm}$ e (d) $E = 5,97\text{ kJ/cm}$.

A variação da largura da ZPD é atribuída ao fluxo de convecção do metal fundido na parte superior e inferior, resultando em uma melhor mistura dos materiais de adição e base para formar o metal de solda. No entanto, o fluxo do líquido ou a convecção no metal de solda não é suficiente para eliminar estas regiões, pois há sempre uma camada limite laminar na frente se solidificando. Nesta camada laminar limite a mistura dos metais é controlada pela difusão no líquido. (Dehmlaeib R, Shamaniana M, Kermanpura A, 2008).

Por outro lado, para as soldagens com corrente de 123 A, o pré-aquecimento não se mostrou eficaz na redução do tamanho das zonas de elevada dureza. Quando se obteve um decréscimo de 12 % (Figura 63a e Figura 64a).

Pode-se observar também que na condição sem pré-aquecimento, para uma tensão de 22 V, ao variar a velocidade de alimentação de 5 para 7 m/min resultou em corrente de soldagem de 123 e 145 A, respectivamente. Logo, a extensão das

“praias” aumentou praticamente o dobro ao se elevar a corrente de soldagem. (Figura 63a e Figura 63b).

Na condição sem pré-aquecimento, para uma tensão de 24 V, ao variar a velocidade de alimentação de 5 para 7 m/min resultou em corrente de soldagem de 123 e 150 A, respectivamente. Assim, com aumento da corrente, verificou-se que um aumento na dimensão da ZPD foi de 12 %. Este pequeno aumento ocorreu devido à menor energia de soldagem na condição com 150 A que contribuiu para uma menor espessura de ZPD. Todavia, com este parâmetro, os valores da dureza foram bem mais elevados do que na condição com 123 A. (Figura 63c e Figura 63d)

Observou-se que as ZPD's são formadas em regiões individuais ao longo do revestimento, enquanto que a maior parte da interface entre o metal de solda e metal de base não apresenta qualquer heterogeneidade. Este fato também foi relatado por KEJELIN, BUSCHINELLI e POPE, 2005. A microestrutura típica destas regiões é a martensita, consequência da taxa de resfriamento.

Observou-se que a corrente de soldagem e o pré-aquecimento influenciaram tanto na extensão quanto na quantidade de ZPD's. Para uma mesma tensão, velocidade de alimentação e corrente próximo de 150 A, ao utilizar pré-aquecimento houve uma redução na espessura da ZPD de 54 %, como pode ser verificado nas Figura 63b e Figura 64b.

Para este estudo foi determinado para cada soldagem, o máximo valor da espessura das “praias”, a quantidade de “baías ou península”, a quantidade de “ilhas” e os valores máximos de dureza para cada corpo de prova. Todos estes dados são apresentados na Tabela 15.

Tabela 15. Dimensão, quantidade e dureza das ZPD's na seção transversal.

CP	Corrente (A)	Espessura (μm)	N° Praias	N° Penínsulas	N° Ilhas	Total de ZPD's	HV _{Max}
22-5-S	123	21,6	3	5	0	8	505,1
24-5-S	123	28,6	1	5	1	7	464,5
24-7-S	150	32,5	2	3	2	7	476,4
22-7-S	145	41,2	1	3	1	5	490,2
22-5-C	123	19,0	3	1	1	5	409,5
24-5-C	123	27,2	2	2	1	5	447,4
24-7-C	150	19,6	1	5	0	6	440,8
22-7-C	150	22,2	2	6	0	8	498,9

Observa-se pela tabela acima que ao comparar todos os corpos de prova com mesma tensão, velocidade de alimentação e corrente de soldagem, obteve-se os melhores resultados ao utilizar pré-aquecimento, visto que houve uma redução nos valores da dureza, na dimensão e na quantidade de ZPD's, fato este verificado por Kejelin e Buschinelli, (2005); Pope, (2005) e Omar,(1998). Isto também pode ser verificado na Figura 64, onde há formação discreta de ZPD's em regiões específicas da linha de fusão, estando à maior parte do revestimento livre de zonas de elevada dureza.

6.2.3 Avaliação da resistência à corrosão

Neste estudo procurou-se avaliar a influência das variáveis de entrada com relação à resistência a corrosão (potencial de corrosão e resistência de polarização).

A Tabela 16 mostra os resultados obtidos através dos parâmetros de soldagem utilizados nos corpos de prova selecionados na condição de 28 e 30 V com velocidade de alimentação do arame de 8 e 10 m/min sem pré-aquecimento e com valor de tensão de soldagem de 22 e 24 V, velocidade do arame de 5 e 7 m/min sem e com pré-aquecimento de 423 K (150 °C).

Tabela 16: Nomenclatura e efeito dos parâmetros utilizados para confeccionar os corpos de prova.

AMOSTRAS	22-5-C	22-7-C	24-5-C	24-7-C	22-5-S	22-7-S	24-5-S	24-7-S	28-10-S	28-8-S	30-8-S	30-10-S
Tensão de soldagem (V)	22	22	24	24	22	22	24	24	28	28	30	30
Velocidade de alimentação do arame (m/min)	5	7	5	7	5	7	5	7	10	8	8	10
Temperatura de pré-aquecimento (°C)	150	150	150	150	30	30	30	30	30	30	30	30
Corrente elétrica de soldagem (A)	123	149	124	146	121	140	121	154	201	210	207	206
Energia de soldagem (kJ/cm) $\eta=80\%^{(1)}$	5,71	6,03	6,71	6,06	6,44	7,56	7,06	6,41	7,12	8,15	10,95	8,52
Altura do revestimento após usinada (mm)	2,18	3,1	3,0	2,95	3	2,95	3	2,9	3,0	3,06	3,0	2,99
Diluição (%)	10,56 \pm 0,8	12,68 \pm 0,6	6,0 \pm 2,2	10,11 \pm 0,33	5,02 \pm 0,04	6,86 \pm 0,66	6,0 \pm 0,65	7,35 \pm 0,14	11,79 \pm 3,13	6,14 \pm 0,47	4,57 \pm 0,49	8,32 \pm 2,29

(3) Fonte: GRONG, (1994)

A Tabela 17 mostra as variáveis reais e codificadas da matriz do planejamento. O modelo linear proposto para cada variável de resposta (Y_i) é:

$$Y_i = \beta_0 + \beta_1x + \beta_2y + \beta_{1,2}xy \quad (6)$$

Onde β_0 é o termo constante, β_1 e β_2 os coeficientes lineares e $\beta_{1,2}$ o coeficiente de interação. Os parâmetros do modelo foram obtidos por regressão linear múltipla.

Tabela 17: Variáveis reais e codificadas da matriz do planejamento experimental 2^2 .

Fatores	Níveis	
	-1	+1
(1) Tensão de soldagem (V)	22	24
(2) Val. (m/min)	5	7

A Tabela 18 e a Tabela 19 apresentam o projeto da matriz do planejamento fatorial com e sem pré-aquecimento, respectivamente, com os níveis experimentais das variáveis independentes do potencial de corrosão (E_{Corr}), resistência de polarização (R_p) e os valores obtidos para cada uma delas.

Tabela 18: Matriz do planejamento fatorial 2^2 com pré-aquecimento de 423 K (150 °C).

Experimento	Tensão de soldagem (V)	Val. (m/min)	E_{Corr} (V)	R_p (Ohm)
01	-1	-1	-0,704	313967
02	-1	1	-0,770	351300
03	1	-1	-0,807	299100
04	1	1	-0,824	423190
05	-1	-1	-0,707	297300
06	-1	1	-0,766	328850
07	1	-1	-0,824	302500
08	1	1	-0,847	393000

Tabela 19: Matriz do planejamento fatorial 2^2 sem pré-aquecimento 303 K (30 °C).

Experimento	Tensão de soldagem (V)	Val. (m/min)	E_{Corr} (V)	R_p (Ohm)
01	-1	-1	-0,773	733366
02	1	-1	-0,672	596200
03	-1	1	-0,784	405000
04	1	1	-0,772	403200
05	-1	-1	-0,774	876900
06	1	-1	-0,701	611020
07	-1	1	-0,777	425000
08	1	1	-0,801	370700

6.2.3.1 Efeito da tensão de soldagem e da velocidade de alimentação do arame com pré-aquecimento de 423 K (150 °C).

Os resultados foram submetidos à análise de regressão não-linear múltipla para obter os coeficientes para cada um dos parâmetros. Estimativas dos coeficientes com níveis mais alto que 95% ($P < 0,05$) foram incluídos no modelo final. Com a utilização do software STATISTICA 5.0, o potencial de corrosão ($E_{Corr.}$) e resistência de polarização (R_p) podem ser expressos na forma de uma função dos fatores independentes por um modelo matemático de 1º ordem representados pelas Equações 8 e 9, onde (X) é **tensão de soldagem**, (Y) **velocidade de alimentação do arame** e (X Y) interação entre a **tensão de soldagem e velocidade de alimentação do arame**. Os valores em negrito nestas equações correspondem aos valores significativos e são mostrados a seguir:

$$E_{Corr} = -0,781125 - 0,044375*X - 0,020625*Y + 0,010625*X*Y \quad (7)$$

$$R_p = 338651 + 15797*X + 35434*Y + 18213*X*Y \quad (8)$$

A análise de variância (ANOVA) para o modelo foi realizada com um nível de confiança de 95% para $P < 0,05$. O ajuste do modelo também foi expresso pelo coeficiente de regressão (R^2), que foi igual a 0,98 e 0,95 para o potencial de corrosão e resistência de polarização respectivamente. Segundo Barros Neto et al (1995), os valores de R^2 devem ser próximos da unidade. A análise de variância e de regressão dos dados demonstrou a significância estatística do modelo, justificando desta forma o uso do modelo de 1º ordem para o estudo estatístico.

A Tabela 20 mostra o percentual dos elementos químicos presentes com maior abundância na superfície do revestimento nas amostras com altura do revestimento de 3,0 mm e os valores de diluição

Tabela 20 – Composição Química (%at.) da superfície do revestimento analisado com pré-aquecimento de 423 K (150 °C).

Tensão de soldagem (V)	Vel (m/min)	E (kJ/cm)	Diluição (%)	% Cr	% Fe	% Ni	%Mo
22	5	5,6	10,56 + 0,80	20,06	15,21	53,55	11,18
22	7	5,6	12,68 + 0,60	21,02	10,49	57,80	10,69
24	7	6,0	10,11 + 0,33	22,42	5,45	62,33	9,80
24	5	6,0	6,00 + 2,28	21,95	5,71	61,87	10,48

A Figura 65(a-d) mostram os efeitos da tensão de soldagem com a velocidade do arame tendo como resposta o percentual dos elementos químicos presentes na superfície dos revestimentos das amostras. Em relação ao percentual da composição química dos elementos Cr, Fe, Ni e Mo obtido com este parâmetro de soldagem pode-se associá-los com os resultados de corrosão eletroquímica (E_{Corr} e R_p).

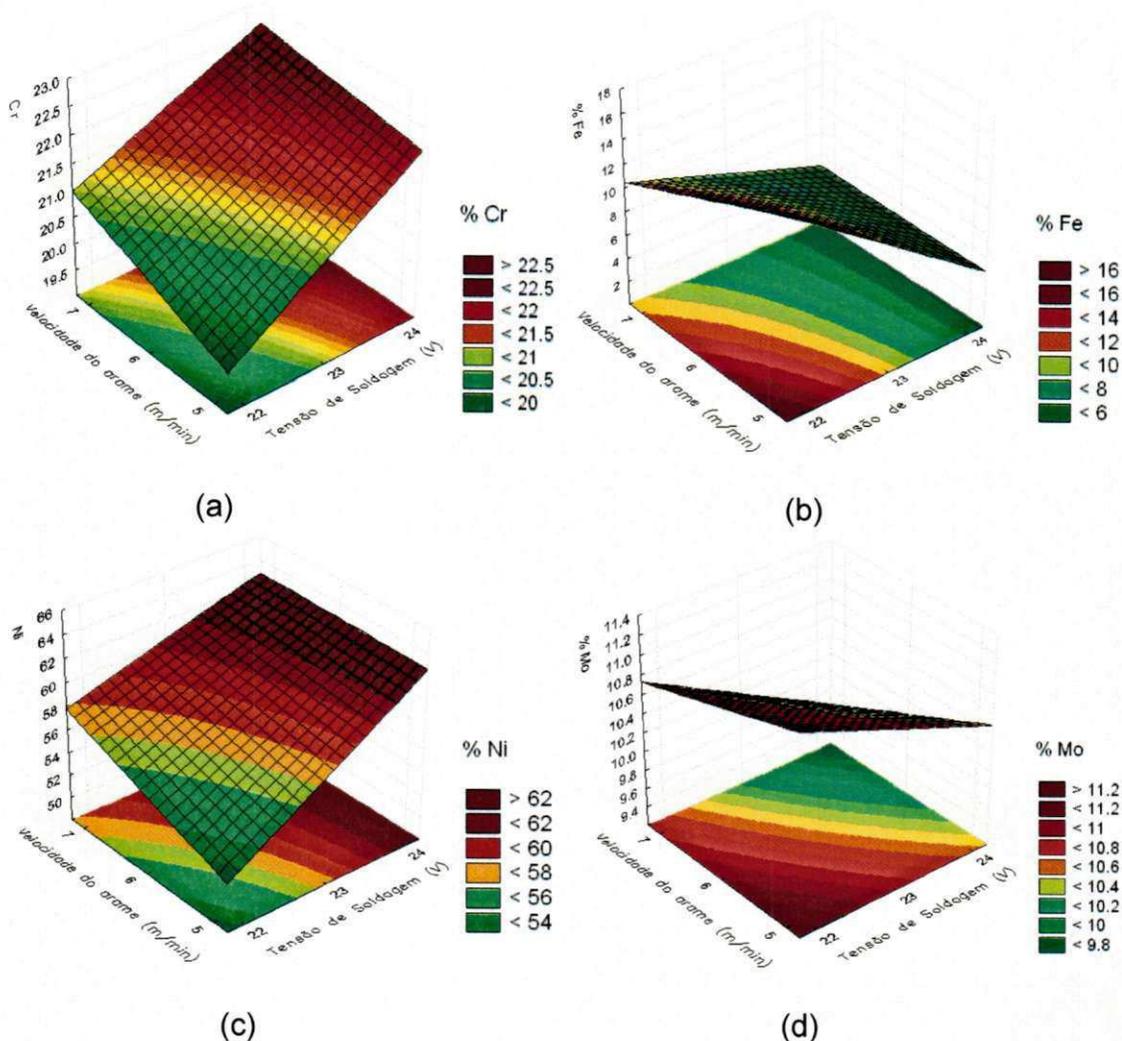


Figura 65 - Superfícies de resposta da tensão de soldagem vs. velocidade de alimentação do arame nas amostras soldadas com pré-aquecimento de 150 °C. Tendo como respostas os teores de: (a) Cr (b) Fe (c) Ni (d) Mo.

Em relação ao comportamento do percentual dos elementos químicos referentes ao parâmetro de soldagem, observa-se que o Ni e Cr apresentam comportamentos semelhantes, ou seja, quanto maior os valores de Val. e Tensão, maior será o percentual dos elementos Cr, Ni. O mesmo acontece com os elementos Fe e Mo, sendo que esses dois últimos apresentam comportamento contrário ao do Cr e Ni.

A Figura 66 mostra a superfície de resposta da tensão de soldagem vs. velocidade de alimentação do arame tendo como resposta o potencial de corrosão. Observando-se que quanto menor a Velocidade do Arame e menor Tensão de soldagem melhores os resultados quanto ao início da corrosão, obtendo a otimização dos resultados nos parâmetros de 22 V e 5 m/min.

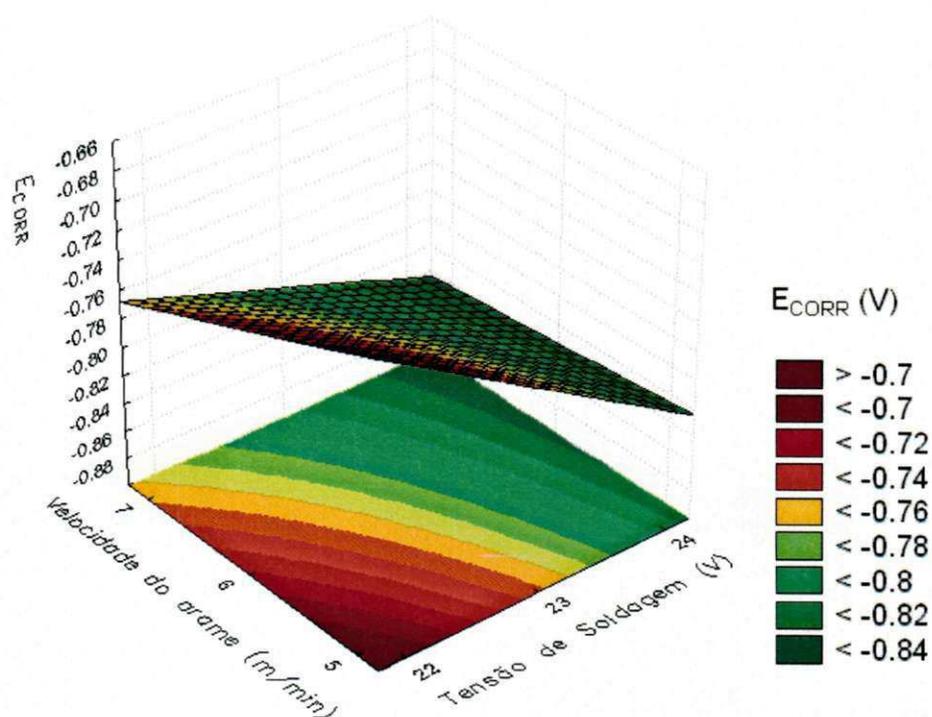


Figura 66: Superfície de resposta da tensão de soldagem vs. velocidade de alimentação do arame tendo como resposta o potencial de corrosão.

A Figura 67 mostra a superfície de resposta da tensão de soldagem vs. velocidade de alimentação do arame tendo como resposta a resistência de polarização. Foi observado que o valor ótimo encontrado foi obtido com os maiores valores de tensão e velocidade do arame, no intervalo estudado.

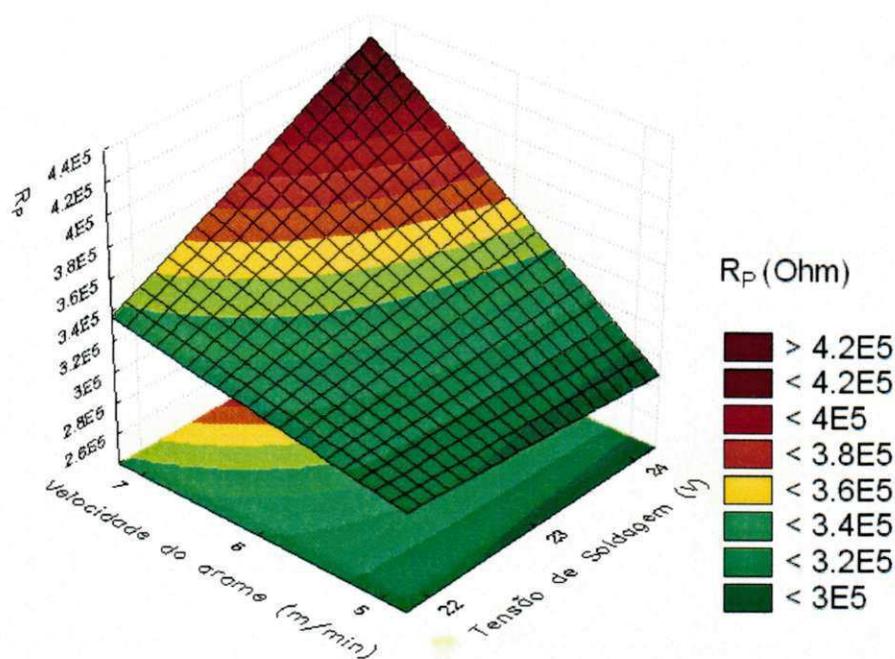


Figura 67: Superfície de resposta da tensão de soldagem vs. velocidade de alimentação do arame tendo como resposta a resistência de polarização.

Com a diminuição da tensão de soldagem (Figura 66) se obteve o melhor potencial de corrosão assim como os maiores percentuais de Ferro e Molibdênio (Figura 65b e Figura 65d). Observa-se que quanto menor o percentual do Molibdênio na amostra maior o deslocamento do potencial de corrosão (E_{Corr}) para valores menos positivos (Figura 66), isso é a corrosão inicia-se primeiro quando comparados com os outros revestimento que possui uma maior percentual de Molibdênio porém, verifica-se que no revestimento com menor percentual de ferro possui uma cinética corrosiva menor, ou seja, maior resistência de polarização (R_p) como pode ser observada na Figura 67.

6.2.3.2 Resultados do MEV para as amostras soldadas com pré-aquecimento de 423 K (150°C)

Da Figura 68 à Figura 71 podem-se observar as superfícies analisadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV) obtida após os ensaios de corrosão.

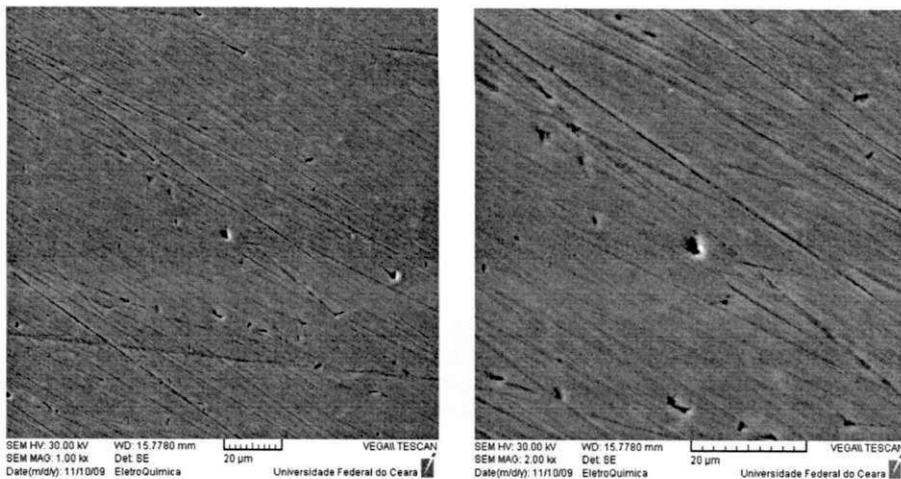


Figura 68 – Superfície de análise da amostra 22-5-C.

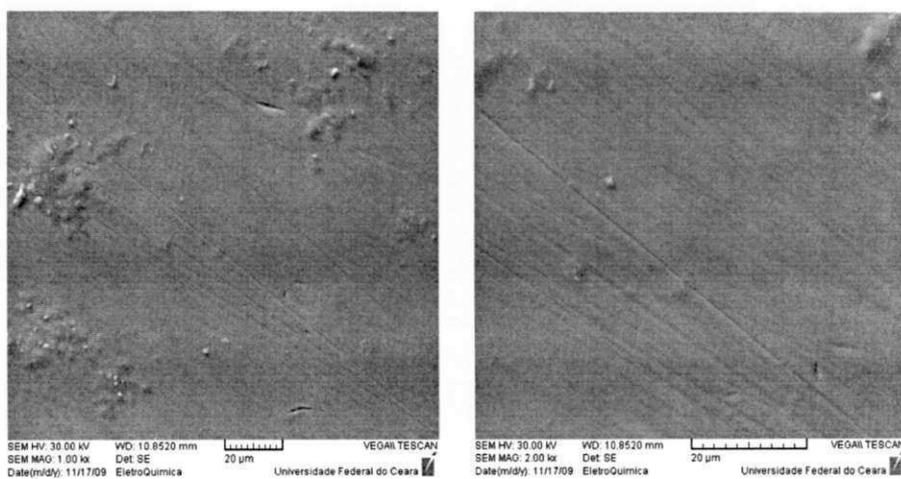


Figura 69 – Superfície de análise da amostra 24-5-C.

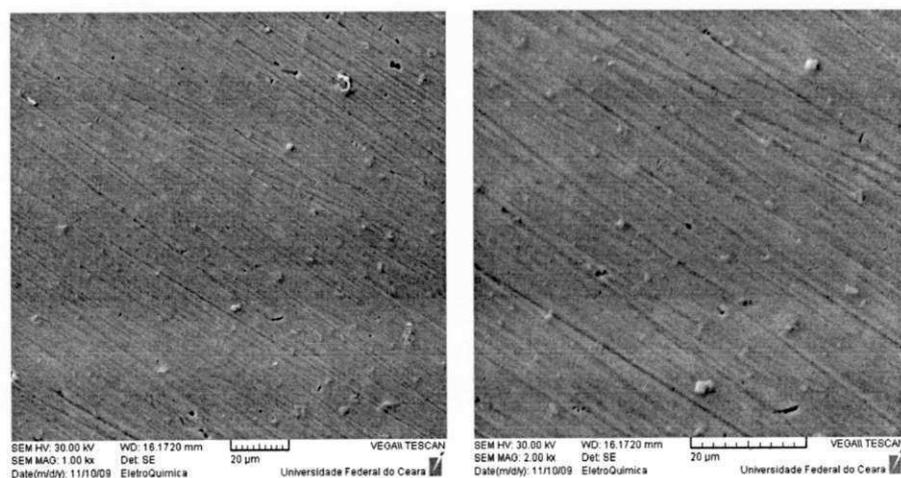


Figura 70 – Superfície de análise da amostra 22-7-C.

Tanto na amostra 22-7-C, quanto na 24-5-C, observa-se uma provável presença de precipitados o que fará com que a mostra endureça e prejudique resistência a corrosão. Na Figura 70 pode-se observar a evidência da presença dos possíveis precipitados e até as fendas originadas pelo arrancamento dos precipitados no momento do lixamento da superfície da amostra.

Os efeitos da soldagem na resistência à corrosão de ligas a base de Níquel são semelhantes aos efeitos na resistência à corrosão de aços inoxidáveis austeníticos. Porém, no caso da liga a base de Níquel, a alta concentração de tais elementos de liga como o cromo, molibdênio, tungstênio, e nióbio podem resultar na precipitação de outras fases intermetálicas, como μ , σ , e η . (ASM, 1987)

As superligas de níquel Inconel 625 e Hastelloy G contêm concentrações mais altas de nióbio, até um máximo de cerca de 4% no caso de liga 625. Em geral, estabilizando ligas aquecidas à temperatura de sensitização, não ocorrendo a precipitação de cromo, porque os elementos estabilizantes têm maior afinidade pelo carbono do que o cromo. (ASM, 1987)

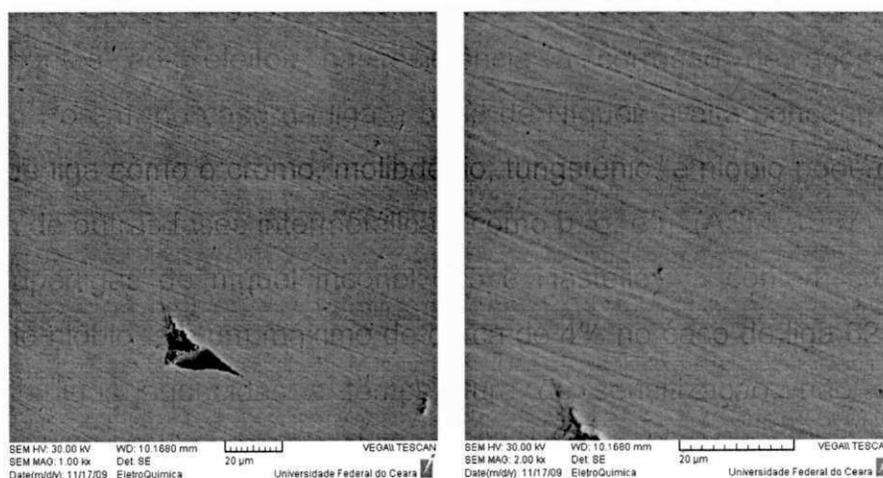


Figura 71 – Superfície de análise da amostra 24-7-C.

Apesar de um vazio observado na amostra 24-7-C, possivelmente pelo “arrancamento” de alguma inclusão, ela não apresentou nenhuma possível precipitação.

Dos gráficos das Figuras 65 a 71 e do resultado do MEV, constata-se que:

- Quanto menor a Velocidade do Arame e menor Tensão de soldagem obtêm melhores resultados quanto ao início da corrosão (E_{Corr}), obtendo assim a otimização nos parâmetros de 22 V e 5 m/min. Já a resistência a polarização (R_p) aumenta com

o aumento da velocidade de alimentação e da tensão, obtendo melhor resultado nos parâmetros de 24 V e 7 m/min.

- Foi observado que quanto maior a presença de Ferro (Fe), Cromo (Cr) e Níquel (Ni) mais antecipado será o início da corrosão, enquanto o molibdênio (Mo) retarda o início da corrosão. O Ni, Cr e o Mo são diretamente proporcionais a resistência à polarização, enquanto o Fe é inversamente proporcional.

De acordo com GENTIL, 2007, a passivação melhora a resistência à corrosão e é conseguida por oxidação usando-se substâncias convenientes (ácido nítrico concentrado, dicromato de potássio, oxigênio do ar) ou por polarização anódica. Dessa forma são passivados metais como **Fe, Ni, Cr, Co, Mo, W, Al**, e suas ligas. Assim, o HNO₃ concentrado oxida superficialmente o ferro, formando uma película que confere ao metal características de passivação.

O ferro passivo tem potencial de eletrodo mais nobre e apresenta uma acentuada resistência a corrosão, em meio na qual ele normalmente se dissolveria rapidamente. Alguns filmes de óxidos formado pode ser facilmente destruído, bastando um leve choque para destruir a película. Entretanto, alguns filmes passivos não são tão sujeitos a destruição mesmo quando fraturados, pois os filmes podem formar-se novamente desde que o meio seja propício.

Assim, o aço inoxidável contendo 18Cr-8Ni é um bom exemplo desse fato; ele forma um filme altamente protetor na superfície metálica e o material resiste ao ataque em meios extremamente corrosivos, desde que haja uma pequena quantidade de oxigênio dissolvido na solução, para reparar possíveis fraturas no filme protetor.

Assim, os elementos Fe, Ni e o Cr fizeram com que o E_{Corr} seja mais negativo e os elementos Ni e Cr formasse mais facilmente os filmes de corrosão, sendo estes muito resistentes a corrosão

A resistência à corrosão das ligas de Ni - Cr é o resultado do equilíbrio da composição do cromo com os elementos de passividade: molibdênio, manganês, e silício. Ligas que contém altas quantidades de molibdênio e manganês exibem passividade aumentada. Aumentando o percentual de Cr mais de 20 % poderá precipitar uma fase adicional e pode alterar a resistência a corrosão. (ASM, 1987)

- Na Figura 66 observa-se que a amostra com parâmetros 22 V – 5 m/min apresentou o melhor resultado quanto ao início da corrosão (E_{Corr}), o qual é

explicado pela menor porcentagem de Ni, Cr e maior Mo, mesmo apresentando-se como o maior % Fe dentre as quatro amostras analisadas e também se obteve o terceiro melhor da resistência a polarização.

- Amostra com parâmetros 22 V – 7 m/min foi à segunda amostra a começar a corroer devido o alto nível de Mo e baixo Ni, ou seja, apresentou o segundo melhor resultado do E_{Corr} . Possivelmente houve a formação de carbeto de cromo ($Cr_{23}C_6$) o que explica o melhor desempenho quanto ao E_{Corr} mesmo com a alta quantidade de Cr. A redução da resistência a polarização (R_P) pode ser explicada pela possível presença da precipitação de carbeto ocasionando assim o empobrecimento de Cr na região intergranular proporcionando corrosão nessa região.
- A amostra com parâmetros 24 V – 7 m/min, entre os quatros, apresentou o resultado menos satisfatório quanto ao início da corrosão (E_{Corr}), ou seja, começa a corroer primeiro do que as outras amostras, o qual é explicado pela maior porcentagem de todas em Ni e Cr, menor porcentagem de Mo e uma pequena porcentagem de Fe. Apesar de ter o menor percentual de Mo este parâmetro obteve a melhor Resistência à polarização (R_P) no intervalo dos parâmetros estudado.
- Amostra com parâmetros 24 V – 5 m/min apresentou o terceiro melhor resultado de E_{Corr} dos quatro corpos de prova estudados. Esse resultado é explicado pelo fato da amostra possuir maior porcentagem de Ni e menor % Fe e quantidade razoável de Mo. A alta taxa de Cr não interferiu tanto, pois se percebe a presença de precipitações, possivelmente carbeto de cromo.

A presença de precipitação de carbeto gerou o empobrecimento de Cr na região intergranular proporcionando corrosão nessa região. Além da corrosão intergranular pode ter ocorrido também o arrancamento dos carbeto na preparação da superfície das amostras para análise o qual foi gerado microfendas onde ocorre a corrosão mais acentuada.

6.2.3.3 Efeito da tensão de soldagem e da velocidade de alimentação do arame sem pré-aquecimento.

Os resultados foram também submetidos à análise de regressão não-linear múltipla para obter os coeficientes para cada um dos parâmetros. As Equações 9 e 10 mostram esses coeficientes, onde (X) é **tensão de soldagem**, (Y) **velocidade de alimentação do arame** e (X Y) interação entre a **tensão de soldagem e velocidade de alimentação do arame**. Os valores em negrito nestas equações correspondem aos valores significativos e são mostrados a seguir:

$$E_{\text{Corr.}} = -0,75675 + 0,02025 X - 0,02675 Y - 0,02325 X \cdot Y \quad (9)$$

$$R_p = 8768825 - 31765 X - 1149325 Y + 43375 X \cdot Y \quad (10)$$

O ajuste do modelo também foi expresso pelo coeficiente de regressão (R^2), que foi igual a 0,94 e 0,95 para o potencial de corrosão e resistência de polarização, respectivamente.

A Tabela 21 mostra o percentual dos elementos químicos presentes com maior abundância na superfície do revestimento nas amostras com altura do revestimento de 3,0 mm.

Tabela 21 – Composição Química (%at.) da superfície do revestimento analisado sem pré-aquecimento com tensão de 22 e 24 V

Tensão de soldagem (V)	Val (m/min)	E (kJ/cm)	Diluição (%)	% Cr	% Fe	% Ni	% Mo
22	5	6,3	5,02 + 0,04	23,38	1,56	64,42	10,64
22	7	6,4	6,86 + 0,66	21,83	6,96	60,76	10,44
24	7	6,5	7,35 + 0,14	21,64	7,82	60,18	10,35
24	5	7,0	6,0 + 0,65	22,29	1,89	62,02	13,80

O gráfico da Figura 72(a-d) mostram os efeitos da tensão de soldagem com a velocidade do arame tendo como resposta o percentual dos elementos químicos presente na superfície das amostras. Em relação ao percentual da composição química dos elementos Cr, Fe, Ni e Mo obtido com tal parâmetro de soldagem poderemos associar com os resultados de corrosão eletroquímica (E_{Corr} e R_p) com esses parâmetros.

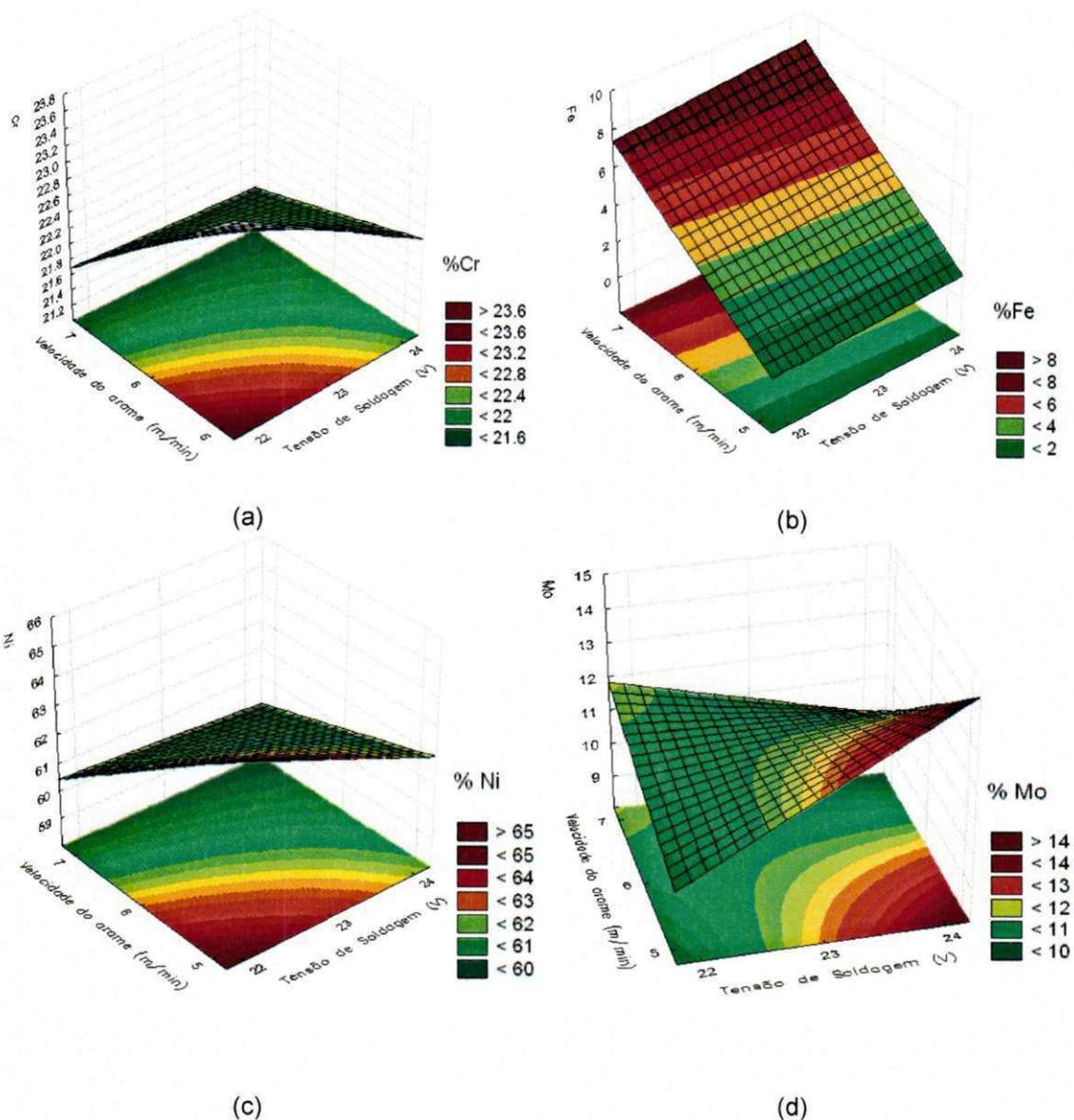


Figura 72 - Superfícies de resposta da tensão de soldagem vs. velocidade de alimentação do arame nas amostras soldadas sem pré-aquecimento. Tendo como respostas os teores de: (a) Cr (b) Fe (c) Ni (d) Mo.

Observa-se no gráfico da Figura 72 que o comportamento dos elementos químicos nesse intervalo dos parâmetros de soldagem, mostra-se que o Ni e Cr, apresentam comportamentos semelhantes e contrários ao Fe, quanto à porcentagem dos mesmos em relação aos parâmetros. Quanto menor os valores de Val e Tensão, maiores serão a quantidades de %Cr e %Ni, e menor a %Fe (não variando muito com a tensão de soldagem). Em relação ao percentual das composições químicas obtidas com os parâmetros de soldagem poderemos associar com os melhores resultados de corrosão química (E_{Corr} e R_p).

A Figura 73 mostra a superfície de resposta da tensão de soldagem vs. velocidade de alimentação do arame tendo como resposta o potencial de corrosão. Observa-se que o valor ótimo encontrado foi obtido com a maior tensão e menor velocidade do arame.

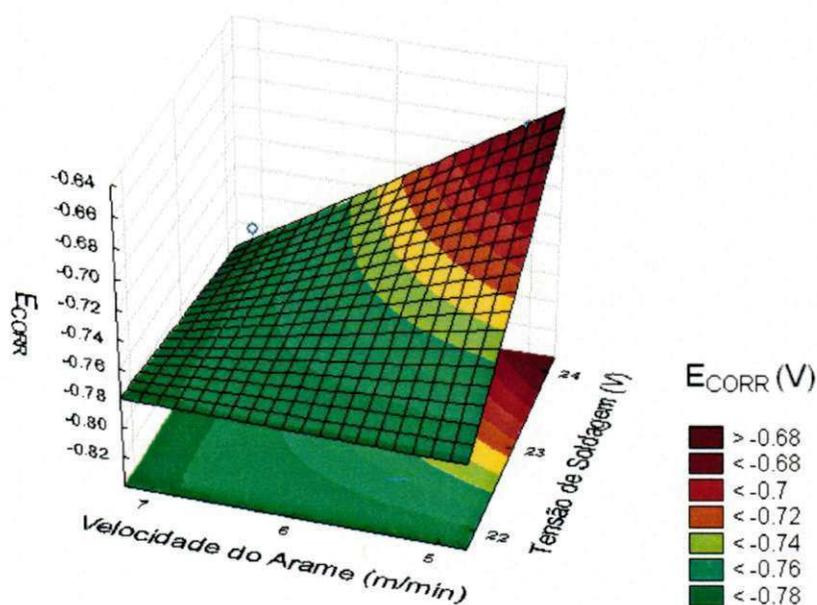


Figura 73: Superfície de resposta da tensão de soldagem vs. velocidade de alimentação do arame tendo como resposta o potencial de corrosão.

A Figura 74 mostra a superfície de resposta da tensão de soldagem vs. velocidade de alimentação do arame tendo como resposta a resistência de polarização. Com a diminuição da tensão e diminuição da velocidade foi obtido os melhores valores de resistência de polarização, obtendo o valor ótimo nas condições de menores valores para as duas variáveis estudadas, ou seja, 22 V e 5 m/min.

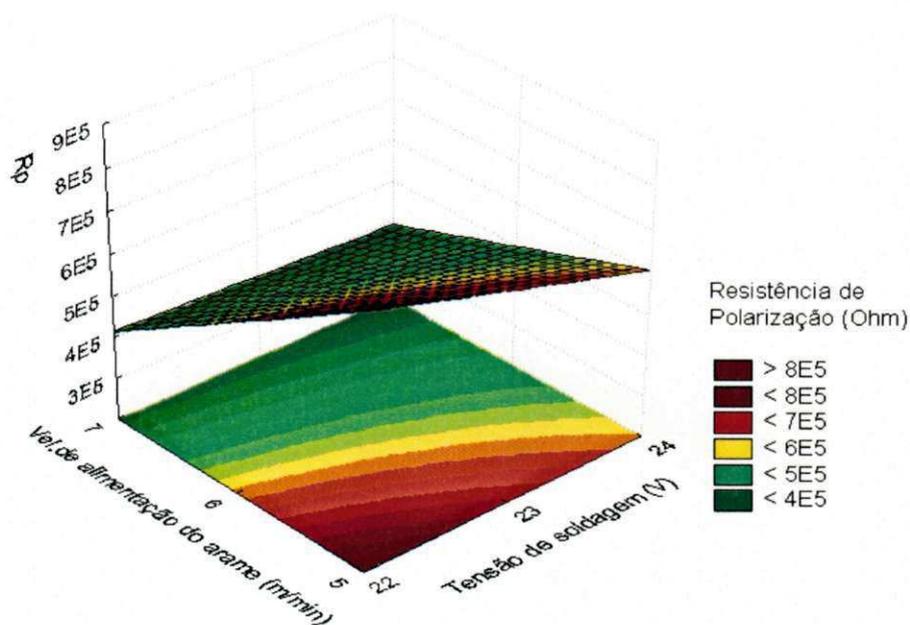


Figura 74: Superfície de resposta da tensão de soldagem vs. velocidade de alimentação do arame tendo como resposta a resistência de polarização.

6.2.3.4 Resultados do MEV para as amostras soldadas sem pré-aquecimento

Da Figura 75 à Figura 78 apresentam-se as superfícies analisadas por microscopia eletrônica de varredura (MEV) obtida após os ensaios de corrosão.

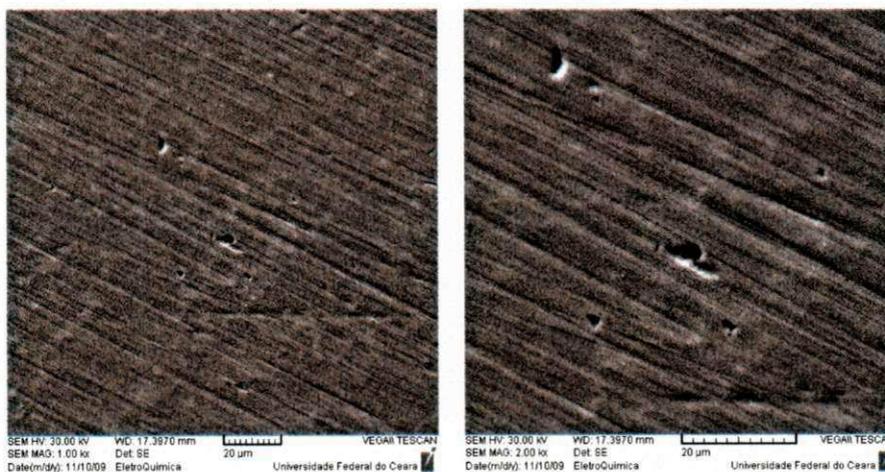


Figura 75 – Superfície de análise da amostra 22-7-S

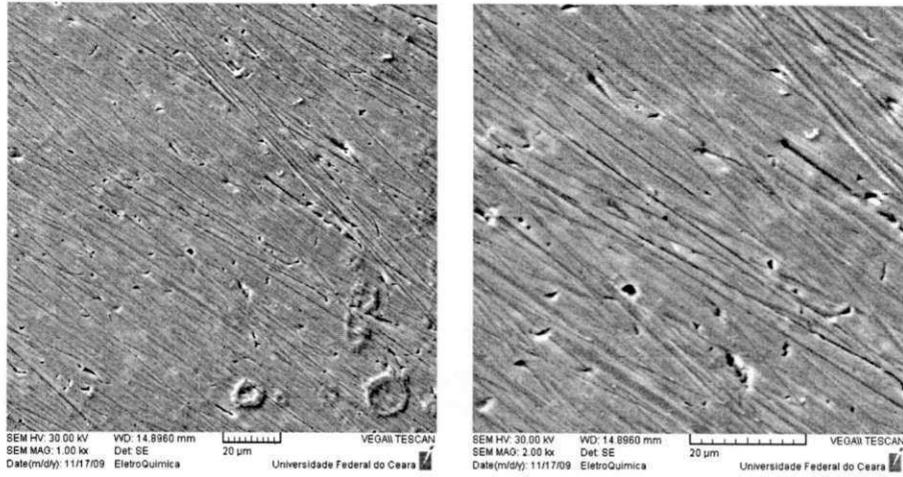


Figura 76 – Superfície de análise da amostra 24-7-S

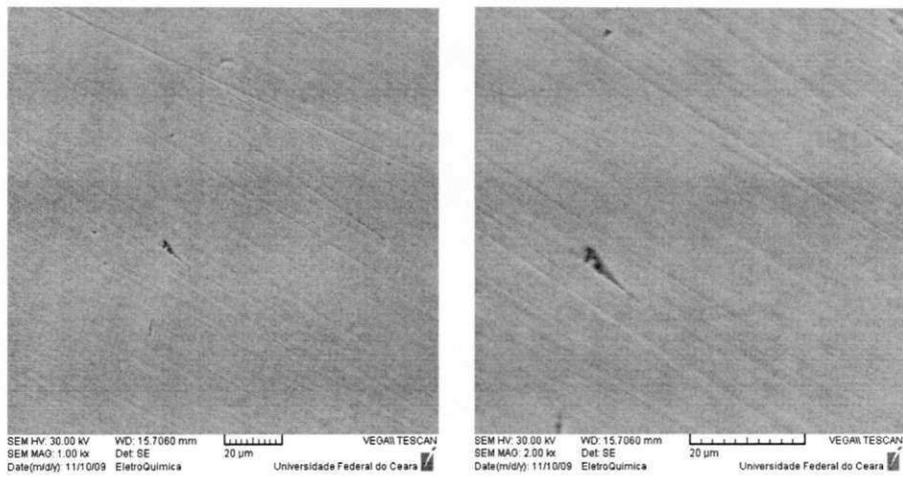


Figura 77 – Superfície de análise da amostra 24-5-S

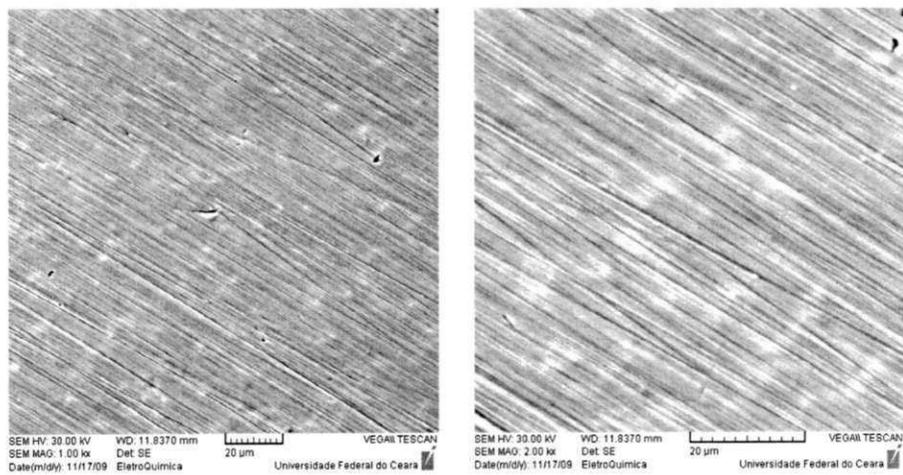


Figura 78 – Superfície de análise da amostra 22-5-S

Com o tratamento estatístico feito para analisar o comportamento da composição química variando as duas variáveis estudadas (Val e Tensão) sem pré-aquecimento, pode-se verificar que:

- Observa-se que a tendência de quanto maior a Tensão de soldagem e menor a Val melhor será o resultado quanto ao E_{Corr} . Obtendo o resultado ótimo para amostra com parâmetros 24 V e 5 m/min. Quanto menor a velocidade de alimentação do arame e a Tensão de soldagem, maior será o resultado de R_p . Conseguindo a otimização dos resultados na condição 22 V e 5 m/min.
- A amostra com parâmetros 24V e 7 m/min apresentou dentre as amostras estudadas, o resultado menos satisfatório de resistência a polarização devido as menores %Cr, %Ni e %Mo e maior %Fe. Sendo uma das primeiras a começar o processo de corrosão.
- Amostra com parâmetros 24 V e 5 m/min apresentou o melhor resultado de E_{Corr} , ou seja, dentre o intervalo estudado de parâmetros ela é a ultima a ter início à corrosão, explicado pela baixa quantidade de %Cr, %Ni, menor %Fe e maior %Mo, condições perfeitas para adiar o início à corrosão. E devido principalmente as %Fe e %Mo, obteve o segundo melhor resultado de Resistência a polarização.
- A amostra de parâmetros 22 V e 7 m/min apresentou comportamento muito semelhante, quanto ao R_p e E_{Corr} , a amostra de parâmetros 24V e 7 m/min. Apresentou um dos menos satisfatórios resultados de R_p devido possuir maiores quantidades de %Fe, pouco %Cr e %Ni comparados com as outras amostras. E um dos piores resultados de E_{Corr} pelo fato de possuir maior %Fe.
- A amostra com parâmetros 22 V e 5 m/min apesar de ter apresentado o segundo melhor resultado de E_{Corr} dentre as quatro amostras, mesmo com o valor do resultado não muito diferente das demais, este fato pode ser explicado pelas menores %Fe, maiores %Ni e %Cr. Fato que explica também como a amostra apresentou melhor resultado da resistência da polarização (R_p).

A Tabela 22 mostra as variáveis de resposta (tensão de soldagem e velocidade de alimentação do arame selecionadas na condição de 28 e 30 V, velocidade do arame de 8 e 10 m/min sem pré-aquecimento. A Tabela 23 mostra o projeto da matriz experimental sem pré-aquecimento com os níveis experimentais

das variáveis independentes (fatores), junto com os resultados dos fatores estudados.

Tabela 22: Variáveis reais e codificadas da matriz do planejamento experimental 2².

Fatores	Níveis	
	-1	+1
(1) Tensão de soldagem (V)	28	30
(2) Val (m/min)	8	10

Tabela 23: Matriz do planejamento fatorial 2² da liga de Ni sem pré-aquecimento.

Experimento	Tensão de soldagem (V)	Vel. de alimentação do arame (m/min)	E _{Corr} (V)	R _p (Ohm)
01	-1	-1	-0,845	279300
02	1	-1	-0,838	586700
03	-1	1	-0,800	86440
04	1	1	-0,808	69490
05	-1	-1	-0,840	267300
06	1	-1	-0,857	537989
07	-1	1	-0,819	113100
08	1	1	-0,808	83890

Os resultados foram também submetidos à análise de regressão não-linear múltipla para obter os coeficientes para cada um dos parâmetros. As Equações 11 e 12 mostram esses coeficientes, onde (X) é **tensão de soldagem**, (Y) **velocidade de alimentação do arame** e (X Y) interação entre a **tensão de soldagem e velocidade de alimentação do arame**. Os valores em negrito nestas equações correspondem aos valores significativos e são mostrados a seguir:

$$E_{\text{Corr}} = -0,8258 - 0,002X - 0,017Y + 0,00275XY \quad (11)$$

$$R_p = 253026,125 + 66491,125 X - 164796,125 Y - 78031,125 XY \quad (12)$$

O ajuste do modelo também foi expresso pelo coeficiente de regressão (R^2), que foi igual a 0,84 e 0,99 para o potencial de corrosão e resistência de polarização respectivamente. A análise de variância e de regressão dos dados demonstrou a significância estatística do modelo, justificando também desta forma o uso do modelo de 1º ordem para o estudo estatístico.

A Tabela 24 mostra o percentual dos elementos químicos presentes com maior abundância na superfície do revestimento nas amostras com altura do revestimento de 3,0 mm.

Tabela 24 – Composição Química (%at.) da superfície do revestimento analisado sem pré-aquecimento com tensão de 28 e 30 V.

Tensão de soldagem (V)	Val (m/min)	E (kJ/cm)	Diluição (%)	% Cr	% Fe	% Ni	%Mo
28	8	8,15	6,14 ± 0,47	22,08	4,07	61,67	12,18
28	10	7,12	11,79 ± 3,13	21,17	5,33	57,18	16,32
30	10	8,52	8,32 ± 2,29	22,48	2,79	61,40	13,33
30	8	10,95	4,57 ± 0,49	22,95	3,06	64,73	9,27

O gráfico da Figura 79(a-d) mostram os efeitos da tensão de soldagem com a velocidade do arame tendo como resposta o percentual dos elementos químicos presente nas amostras. Em relação ao percentual da composição química dos elementos Cr, Fe, Ni e Mo obtido com tal parâmetro de soldagem poderemos associar com os resultados de corrosão eletroquímica (E_{Corr} e R_p) com esses parâmetros.

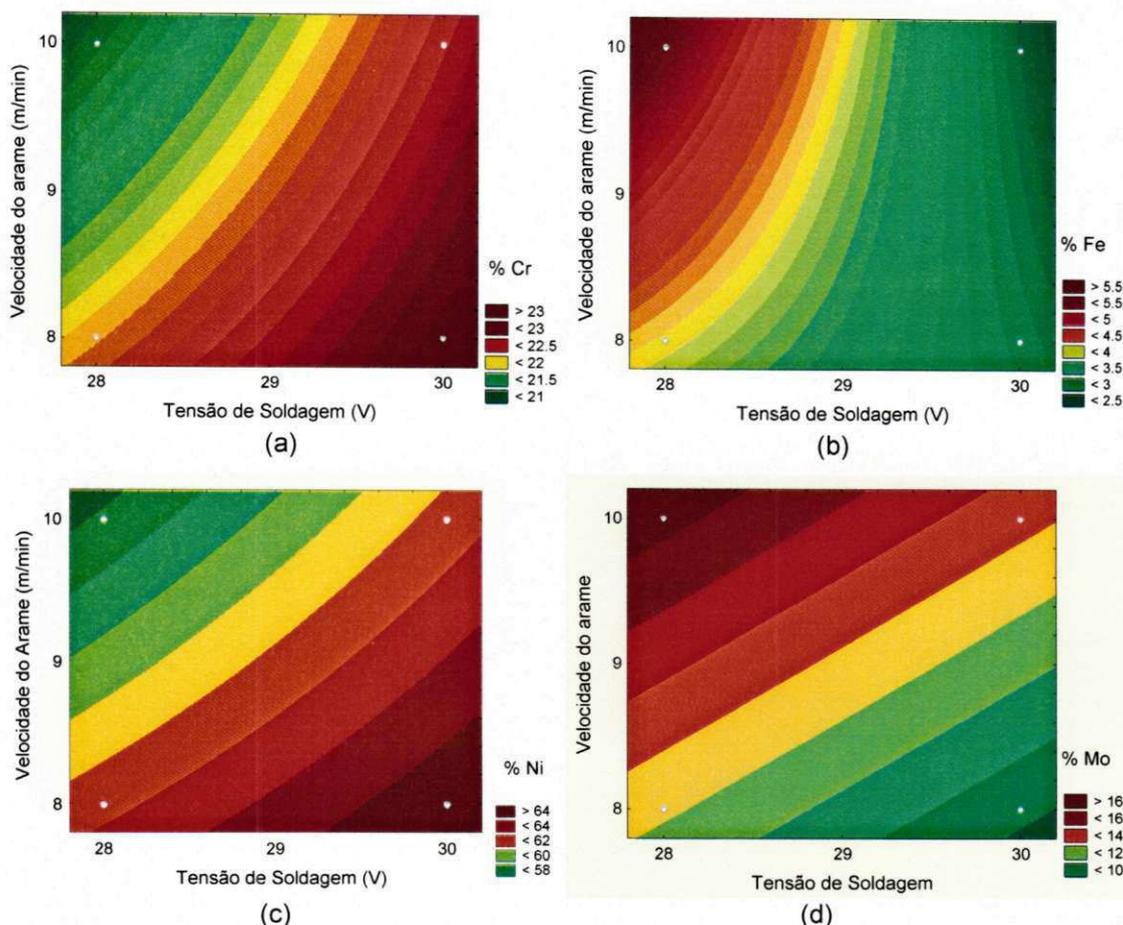


Figura 79 - Superfícies de resposta da tensão de soldagem vs. velocidade de alimentação do arame nas amostras soldadas sem pré-aquecimento. Tendo como respostas os teores de: (a) Cr (b) Fe (c) Ni (d) Mo.

Quanto menor a Velocidade de alimentação e maior a Tensão de soldagem maior foi a porcentagem de Cr, Ni e menor as porcentagens do Mo e do Fe.

A Figura 80 mostra a superfície de resposta da tensão de soldagem vs. velocidade de alimentação do arame tendo como resposta o potencial de corrosão. Foi observado que os melhores valores encontrados foram obtidos com a maior velocidade do arame.



Figura 80: Superfície de resposta da tensão de soldagem vs. velocidade de alimentação do arame tendo como resposta o potencial de corrosão.

Como pode se observar no gráfico da Figura 80, a alteração no valor da tensão não foi significativa nos resultados do potencial de corrosão. No entanto, os valores de energia de soldagem (Tabela 24) influenciaram no resultado de potencial de corrosão E_{Corr} . Ao se observar os resultados verificou-se que os parâmetros com os menores valores de energia de soldagem foram os que apresentaram os valores maiores de diluição e com melhores valores do E_{Corr} .

A Figura 81 mostra a superfície de resposta da tensão de soldagem vs. velocidade de alimentação do arame tendo como resposta a resistência de polarização. Observando que com a diminuição da velocidade do arame foram obtidos os melhores valores de resistência de polarização, com melhor resultado na amostra de parâmetro 30 V – 8 m/min.



Figura 81: Superfície de resposta da tensão de soldagem vs. velocidade de alimentação do arame tendo como resposta a resistência de polarização.

Na matriz das amostras sem pré-aquecimento, tensões variando de 28 a 30 V e Velocidade do arame de 8 a 10 m/min, obteve-se o melhor resultado de R_p na amostra 30 V e 8 m/min mostrando também uma tendência de quanto menor Val e maior a tensão melhor será o R_p .

Quanto maior a Velocidade de alimentação melhor foi o resultado de E_{Corr} , para as condições 28 e 30 V com Val de 10 m/min para ambas as condições.

A amostra com parâmetros 30 V e 10 m/min foi a quarta amostra das quatro a começar a corroer devido o alto nível de %Mo, baixo %Fe e %Ni. Possivelmente houve a formação de carbeto de cromo ($Cr_{23}C_6$) o que explica o melhor desempenho quanto ao E_{Corr} dentre as amostras, mesmo com a alta quantidade de Cr.

A amostra com parâmetros 28 V – 10 m/min apresentou o segundo melhor resultado quanto ao início da corrosão (E_{Corr}), o qual é explicado pelo fato de apresentar maior porcentagem de Mo e Fe e as menores taxas de Ni e Cr entre as demais amostras. Apresentou o terceiro melhor, dentre quatro, resultado de R_p , devido possuir as menores taxas de Ni e Cr, e maior %Fe entre as demais amostras, mesmo tendo a maior porcentagem de Mo.

A amostra de parâmetros 30 V – 8 m/min apresentou o pior resultado quanto ao início da corrosão (E_{Corr}), o qual é explicado pelo fato de apresenta menos Mo, e as maiores quantidades de Ni e Cr. Apresentou melhor resistência a polarização apesar de ter menor %Mo, menores quantidades de %Fe e a maior quantidade de %Ni e %Cr dentre o intervalo dessa matriz.

A amostra de parâmetros 28 V – 8 m/min teve considerado como o terceiro, dentre quatro, melhor resultado quanto ao início da corrosão (E_{Corr}), o qual é explicado pelo fato de apresentar valores intermediários de ambos os elementos, principalmente do Ni, Cr e Mo. Mesmo motivo o qual foi determinado como o segundo melhor resultado de R_p .

6.2.3.5 Estudo comparativo dos revestimentos obtidos com e sem pré-aquecimento

Com os resultados obtidos pela otimização dos parâmetros de soldagem realizados com e sem pré-aquecimento foi comparado suas resistências à corrosão. A Figura 82 mostra as curvas de polarização potenciodinâmicas linear (PPL) dos melhores valores obtidos dos revestimentos aplicados com e sem pré-aquecimento.

Foi observado que os revestimentos de níquel obtidos por soldagem deslocam o potencial de corrosão para potenciais mais positivos. Onde o melhor resultado do potencial de corrosão esta deslocado para a direita do gráfico, ou seja, quanto mais positivo for o potencial de corrosão mais será retardado o início do processo de corrosão.

Os revestimentos obtidos com os parâmetros de soldagem de 22 V com velocidade do arame de 5 e 7 m/min com pré-aquecimento de 423 K (150 °C) apresentou melhor potencial de corrosão (E_{Corr}) do que os revestimentos obtidos sem pré-aquecimento com os mesmos parâmetros. No entanto, as amostras na condição 24 V com Val de 5 e 7 m/min sem pré-aquecimento, obteve-se os melhores valores de E_{Corr} aos com pré-aquecimento de 423 K (150 C) na mesma condição e o comportamento de dissolução do revestimento para as amostras sem pré-aquecimento na condição 22 e 24 V com Val de 5 e 7 m/min apresentou melhores resultados.

Este é observado quando é comparado as correntes do eixo Y

Figura 82 referente aos dois revestimentos. Quanto menor a corrente menor será a dissolução do material. Como se pode perceber a tensão de soldagem 28 V com maior velocidade de alimentação apresentou o melhor resultado de sua matriz, no entanto ao comparar com o valor de menor tensão verifica-se que o início de corrosão será antecipado.

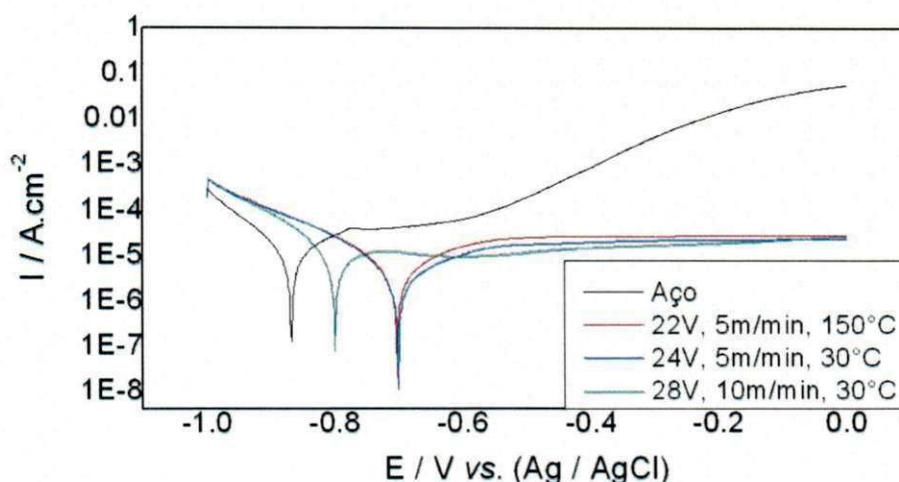


Figura 82: Curva de polarização relacionadas aos revestimentos otimizados obtidos sem e com pré-aquecimento de 423 K (150 °C), comparados com o substrato de aço API 5L Gr.B.

Para confirmar os resultados obtidos com PPL foram realizadas medidas de impedância eletroquímica para avaliar a resistência de polarização da liga Inconel 625 e do aço API 5L Gr.B. A resistência de polarização mede realmente a resistência a corrosão do material. Foi observado na Figura 83 que o revestimento obtido sem pré-aquecimento possuem maiores valores de R_p do que o obtido com pré-aquecimento e também do aço, confirmando dessa forma a resistência a corrosão da liga Inconel 625.

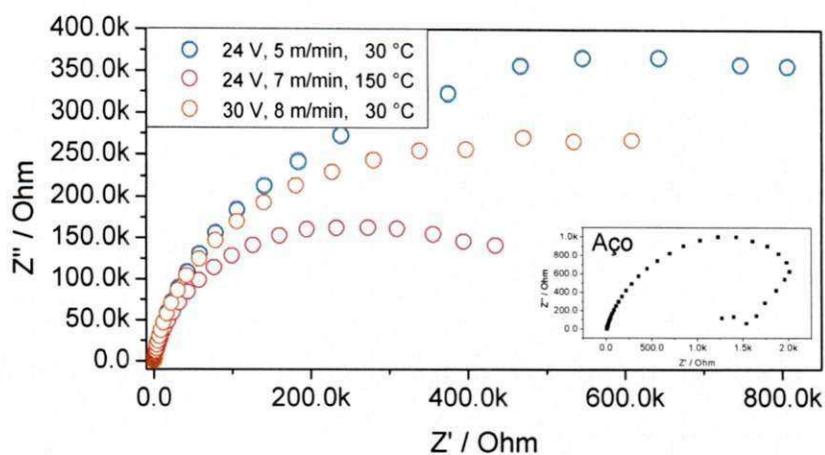


Figura 83: Diagrama de impedância relacionado aos revestimentos otimizados obtidos sem e com pré-aquecimento de 423 K (150 °C), comparados com o substrato de aço carbono.

De acordo com o diagrama de impedância podemos verificar que o molibdênio foi o elemento significativo para a determinação da melhor resistência a polarização, já que foi obtido 13,8% e 11,18% de molibdênio para as amostras 24-5-S e 22-5-C, respectivamente.

7 CONCLUSÕES

Com base nos resultados experimentais apresentados neste trabalho foi possível fazer as seguintes considerações finais:

- As variações nos parâmetros de soldagem utilizados (28 e 30 V, 8 e 10 m/min) não foram suficientes para proporcionar alterações significativas nos valores de diluição e na geometria do cordão. Entretanto o pré-aquecimento de 523 K (250 °C) mostrou ser uma variável significativa na alteração destes valores.
- Os valores de dureza na ZTA e ao longo do revestimento foram inferiores ao valor de 250 HV estabelecido pela NACE MR0175/ 2003 utilizando os parâmetros de tensão 28 e 30 V e velocidade de alimentação do arame de 8 e 10 m/min sem e com pré-aquecimento de 523 K (250 °C).
- A aplicação do pré-aquecimento de 523 K (250 °C) apresentou uma influência significativa sobre os valores de dureza no revestimento e ao longo da zona termicamente afetada;
- Foram identificadas zonas parcialmente diluídas ao longo da interface do revestimento com valores de dureza acima de 370 HV;
- No estudo com cordões isolados o nível de pré-aquecimento de 523 K (250 °C) utilizado não alterou a presença do número de ZPD na interface.
- Utilizando os parâmetros de soldagem com 22 e 24 V e velocidade de alimentação do arame de 5 e 7 m/min com pré-aquecimento obteve-se também os resultados de dureza abaixo do limite da norma NACE MR0175/ 2003 e altura dos revestimentos variando de $3,96 \pm 0,8$ a $2,55 \pm 0,3$ mm.
- Com a utilização do pré-aquecimento de 423 K (150°C) observou-se a redução do tamanho das ZPD's e dos seus valores de dureza.
- Tanto para aplicação do revestimento sem e com pré-aquecimento de 423 K (150 °C) o valor ótimo encontrado para o potencial de corrosão (E_{Corr}) foi na condição de menor velocidade de alimentação do arame.

- O menor valor de diluição com pré-aquecimento de 423 K (150 °C) obtido foi de 10,6% e para a aplicação do revestimento sem pré-aquecimento obteve 5,2%, ambas com altura do reforço do revestimento de 3,0 mm depois de usinada.
- Sem a aplicação do pré-aquecimento, obtêm-se os melhores comportamentos à corrosão para a maioria das amostras comparando-as com as amostras na condição com pré-aquecimento de 423 K (150 °C).
- As amostras na condição 28 e 30 V com velocidade de alimentação 8 e 10 m/min apresentaram os piores resultados para a resistência a corrosão.
- Os percentuais de elemento de liga na superfície do revestimento variaram com a alteração dos parâmetros de soldagem. As amostras com maior teor de Molibdênio apresentaram melhores resultados de resistência à corrosão.

8 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Avaliar a resistência à corrosão de revestimentos com outras ligas de níquel utilizando processos de soldagem automatizados;
- Avaliar as propriedades mecânicas e a resistência à corrosão de juntas soldadas de tubos revestidos com liga de níquel.
- Realizar uma caracterização metalúrgica na superfície do revestimento para identificar a precipitação de fases intermetálicas.

9 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AGARWAL, D. C. & BRILL, U. High-temperature-strength Nickel Alloy. **Advanced Materials & Process**. 158: pp. 31-34 p. 2000a.

ALLOY WIRE. **Hastelloy B-2**. Disponível em:
<http://www.alloywire.com/portuguese/hastelloy_alloy_b2.html>. Acesso em: 27 out. 2008.

Altube, A.; Takenouti, H.; Beaunier, L.; Keddani, M.; JOiret, S.; BOrenszajn, S.; Pillier, F.; Pierna, A.R. **Corrosion Scienc**. 2003. (p.45, 685).

AMERICAN NATIONAL STANDARD INSTITUTE (ANSI). **American National Standard Code for Pressure Piping**. ANSI.B.31, 1990.

AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE. **API 5 L: Specification for Line Pipe**. Washington, 42nd ed. January 2004. 153p.

ASM. **Welding Brazing and Soldering**. 11.ed. Ohio: ASM International, v.6. 1993b.

ASM. **Metals Handbook - Corrosion - 9**. Ed. ASM International, v.13. 1987. (p.728, 819, 3394).

ASM. **Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Specials-purposed Materials**. Ohio: ASM International, v.2. 1997.

AWS. **Welding Handbook - Materials and Applications - Part 1**. 8.ed. Miami: American Welding Society, v.3. 1996

Barros Neto, B.; Scarminio, J.S.; Bruns, R.E.. **Planejamento e otimização de experimentos**. São Paulo: Editora Unicamp, 1995.

BERNARDES, Renato. **Comportamento de Aços Inoxidáveis Comerciais e Inconel na Resistência à Corrosão Naftênica de Petróleos Nacionais: Uma Análise Fenomenológica**. 2005. Dissertação (Mestre em Engenharia Metalúrgica de Materiais) - Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro.

Calado, V; Montgomery, D.C. **Planejamento de experimentos usando estatística**. Rio de Janeiro: Editora E-papers, Serviços Editoriais, 2003, 260p.

CASTI metals black book – North American Ferrous Data. Edmonton: CASTI Pub. 2000. 4th ed. Chapter 2 – **Wrought carbon & alloy steel metallurgy**, (p. 50-51).

CLARA, Manuel Saraiva. **Soldagem de Revestimento**. Núcleo Tecnológico de Soldagem e Qualidade. São Paulo-SP, 2002.

DEHMOLAEIB R, SHAMANIANA M, KERMANPURA A. **Effect of electromagnetic vibration on the unmixed zone formation in 25Cr–35Ni heat resistant steel/Alloy 800 dissimilar welds**. Materials characterization, 2008; 59: 1814-1817.

DOODY, Thomas. Intermediate Mixed Zones in Dissimilar Metal Welds for Sour Service. **Welding Journal**, March 1992.

DOS SANTOS, I. **Corrosão por ácidos naftênicos em unidades de destilação atmosférica e a vácuo**. Relatório Interno Petrobrás/REPLAN. 1992.

DUPONT, J. N.; BANOVIC, S. W.; MARDER, A. R. Microstructural Evolution and Weldability of Dissimilar Welds between a Super Austenitic Stainless Steel and Nickel-Based Alloys. **Welding Journal**, v.82, n.6, p.125-135, June, 2003.

Es-Salah, K.; Keddamb, M.; Rahmounia, K.; Srhiri, A.; Takenouti, H. *Electrochimica Acta*, 2004. (p.49, 2771).

FORTES, Cleber. **Soldagem MIG/MAG**. Disponível em:
<http://www.esab.com.br/br/por/Instrucao/biblioteca/upload/1901104rev0_ApostilaSoldagemMIGMAG.pdf>. Acesso em: 20 nov. 2007.

GENTIL, Vicente. **Corrosão**. Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos Editora S.A., p.121, 135 – 153, 2007. ISBN 978-85-216-1556-9

GOMES, Ana Carolina Tedeschi. **Estudo do comportamento corrosivo de ácidos naftênicos em escoamento**. 2003. Proposta de projeto para tese de mestrado na área de concentração de Ciência e Engenharia de Materiais. Universidade Federal do Paraná, Curitiba.

GRONG, O., **Metallurgical modeling of welding**, The Institute of Materials, 1994.

GRUM, J.; SLABE, J.M. J. **Mater. Processing Technology**. 2004. p. 155–156, 2026.
HAYNES. **HASTELLOY® C-4 Alloy**. Disponível em:
<<http://www.haynesintl.com/pdf/h2007.pdf>>. Acesso em: 27 out. 2008.

HPALLOY. **ALLOYS: HASTELLOY® alloy B-2 (UNS N10665)**. Disponível em:
<http://www.hpalloy.com/alloys/descriptions/HASTELLOYB_2.html>. Acesso em: 27 out. 2008

Hunt et al. Nickel and Cobalt alloys. In: AWS (Usa) (Comp.). **Welding Handbook**. 3. ed. Miami: AWS, Cap. 4, 1996. (p. 217-288).

INFOMET. **Níquel e suas ligas (Ni)**. Disponível em:
<http://www.infomet.com.br/h_niquel.php>. Acesso em: 25 out. 2008.

KEJELIN, N.Z, **INFLUÊNCIA DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM NA FORMAÇÃO DE ZONAS PARCIALMENTE DILUÍDAS EM SOLDAS DEMETAIS DISSIMILARES**, Florianópolis, Universidade Federal de Santa Catarina, 2006. 127 p. Dissertação (Mestrado)

KEJELIN, Norton Zanette.; BUSCHINELLI, Augusto José de Almeida; POPE, Alexandre Meireles. **Effect of Welding Parameters on the Partially Diluted Zones Formation at Dissimilar Metal Welds**. 18th International Congress of Mechanical Engineering, November, 2005, Ouro Preto, MG.

KEJELIN, Norton Zanette.; BUSCHINELLI, Augusto José de Almeida.; BOHÓRQUEZ, Carlos Enrique Niño. **Soldagem Dissimilar do Aço X-60 com Inconel 625**. 2007. Disponível em:
http://www.labsolda.ufsc.br/noticias/2007/soldagem_dissimilar.pdf. Acesso em: 02 de Maio de 2008.

KOU, S.; YANG Y. K. Fusion-Boundary Macroseggregation in Dissimilar-Filler Welds. Fundamental solidification and macroseggregation in welds made with filler metals different in composition from the workpiece are presented. **Welding journal**, v. 86. Oct. 2007. (p. 303-312).

Lee, C.R.; Kang, S.G. J. **Power Sources**, 2000. p. 87.

MANKINS, W.L; LAMB, S. Nickel and nickel alloys, **ASM Handbook**. vol 2; Properties and selection: Nonferrous alloys and special purpose materials, 1990.

MATTHEWS, S.J., HAYNES. International Inc. **ASM Handbook**. vol 6 Selection of Nickel-Base Corrosion-Resistant Alloys Containing Molybdenum. 1993. (p. 1470-1479).

MEESTER, B. The weldability of modern structural TMCP steels. **ISIJ International**, v. 37, n. 6. 1997. (p. 537-551).

MODENESI, Paulo J. **Soldabilidade dos Aços Inoxidáveis**. Escola SENAI "Nadir Dias Figueiredo". Centro Nacional de Tecnologia em Metalurgia. Osasco – SP, 2001.

MODENESI, Paulo J.; MARQUES, Paulo Villani. **Introdução aos Processos de Soldagem**. Disponível em: <www.demet.ufmg.br/grad/disciplinas/emt019/processo.pdf>. Acesso em: 20 out. 2007.

NACE MR0175/ ISO 15156, Sulfide **Stress Cracking Resistant Metallic Materials for oilfield equipment**, 2003.

OMAR, A. A. Effects of Welding Parameters on Hard Zone Formation at Dissimilar Metal Welds. **Welding Journal**, February 1998.

PAULES, JOHN R.. Developments in HSLA Steel products. **JOM-The journal of the minerals, metals & materials society**. January 1991. (p. 41-44).

PETROBRAS N -1707. **Projeto de vaso de pressão com revestimento**. Rio de Janeiro - RJ: PETRÓLEO BRASILEIRO S.A. 1999.

POPE, Alexandre M. **Tenacidade à Fratura de Juntas Soldadas de Aços Dissimilares**. I IENSOLD_ Encontro Técnico de Soldagem. Rio de Janeiro, 2004.

Rai, Sanjay K. *et al.* **Characterization of microstructures in Inconel 625 using X-ray diffraction peak broadening and lattice parameter measurements**. Scripta Materialia, Índia, v. 51.p.59-63, Mar. 2004.

RAMIREZ, A. J. & LIPPOLD, J. C. High temperature behavior of Ni-base weld metal: Part II - Insight into the mechanism for ductility dip cracking. **Materials Science and Engineering A**, v.380, n.1-2, p.245-258, 2004.

RODRIGUES, P.C. M; PERELOMA, E.V.; SANTOS, D. B. Mechanical properties of na HSLA bainitic steel subjected to controlled rolling with accelerated cooling. **Materials Science & Engineering**, A283, p. 136-143, 2000.

RODRIGUES, K. J.; LOCHHEAD, J. C. Self-shielded flux cored arc welding – the route to good fracture toughness. **Welding Journal**, v. 66, n. 7. July 1987. (p. 49-59).

SIMS, C. T. & HAGEL, W. C. **The Superalloys II**. New York: John Wiley & Sons. 1987. 609 p.

SENUMA, T. Physical metallurgy of modern high strength steel sheets. **ISIJ Intenational**, v. 41, n. 6. 2001. (p. 520-532).

SMITH.W.F. Nickel and cobalt alloys. Structure and properties of engineering alloy, ed Mc Graw Hill, 2 ed, **Series Materials Science and Engeneering Series**,1993.

SOUSA, Sérgio Augusto de. **Ensaio mecânicos de materiais metálicos**. Fundamentos teóricos e práticos. 5. ed. São Paulo: Edgard Blücher, 1982.

TANCRET, F.; BHADESHIA, H. K. D. H.; MACKAY, D. J. C. Design Of A Creep Resistant Nickel Base Superalloy For Power Plant Applications Part 1 - **Mechanical Properties Modeling**. *Materials Science and Technology*, v.19, n.3, p.283 - 290, 2003.

TELLES, Pedro Carlos da Silva. **Tubulações Industriais: Materiais, Projetos e Montagem**. 9.^a ed. Rio de Janeiro: LTC, 1997.

WAINER, Emílio; BRANDI, Sérgio Duarte; MELLO, Fábio Décourt Homem de. **SOLDAGEM: Processos e Metalurgia**. São Paulo: Edgard Blücher Ltda, 1992.

WELDING HANDBOOK – MATERIALS AND APLICATIONS – PART 1. v.3 – 8th edition. American Welding Society. Miami, Fl. 1998. (p. 218-288).

WEST, J. M. **Electrodeposition and corrosion processes**. 2 ed. New York, 1970, 206p.

WOLYNEC S. **Técnicas eletroquímicas em corrosão**. São Paulo: Editora da Universidade de São Paulo, 2003.

ZEEMANN, Annelise. **Diluição**. Rio de Janeiro, 2003. Disponível em: <<http://www.infosolda.com.br/artigos/metsol06.pdf>>. Acesso em: 12 fev. 2009.

APÊNDICE A

Planejamento experimental

O planejamento experimental é uma técnica, que atualmente vem sendo usada em grande escala. Através dele, pesquisadores podem determinar as variáveis que exercem maior influência no desempenho de um determinado processo, tendo como resultado:

1. redução da variação do processo e melhor concordância entre os valores nominais obtidos e os valores pretendidos;
2. redução no tempo do processo;
3. redução do custo operacional;
4. melhoria no rendimento do processo.

Esta técnica permite eficiência e economia no processo experimental e o uso de métodos estatísticos na análise dos dados obtidos resultando em objetividade científica nas conclusões. Desta forma, é obtido um modelo matemático apropriado para descrever um certo fenômeno, utilizando o mínimo possível de experimentos (Barros Neto; Scarminio; Bruns, 1995).

O planejamento fatorial é uma técnica bastante utilizada quando se tem duas ou mais variáveis independentes (fatores). Ele permite uma combinação de todas as variáveis, sujeita a todas as combinações das demais.

Planejamentos fatoriais são extremamente úteis para medir os efeitos (ou influências) de uma ou mais variáveis na resposta de um processo. O usual é realizar um planejamento com dois níveis, no máximo três. O uso de mais níveis aumentaria sobremaneira o número de pontos experimentais, fato esse que se quer evitar quando se propõem um planejamento. Segundo Calado e Montgomery (Calado; Montgomery, 2003) o planejamento fatorial é a única maneira de prever interação entre os fatores.

A representação de um planejamento fatorial em dois níveis é 2^k , onde 2 significa o número de níveis e k o número de fatores (variáveis). Esses níveis são chamados de baixo e alto, sendo representados, por convenção, como (-) e (+),

respectivamente. O planejamento fatorial com dois níveis supõem uma linearidade nos efeitos dos fatores. De modo a estimar todos os parâmetros fornecidos pelo modelo matemático, mais pontos devem ser adicionados ao planejamento fatorial de dois níveis. Esses pontos correspondem a pontos centrais, uma vez que eles não afetam as estimativas usais dos efeitos. Devem-se considerar fatores quantitativos.

O planejamento fatorial apresenta muitas vantagens sobre os métodos univariantes. Neste método os fatores são simultaneamente variados ao mesmo tempo e não um-a-um como nos métodos clássicos, permitindo observar as interações antagônicas e a sinergia envolvida nos fatores analisados. Métodos univariantes são incapazes de medir estas interações e por esta razão não são efetivos como técnicas de otimização.

A Metodologia de Superfície de Resposta (MSR) é uma coleção de técnicas matemáticas e estatísticas usada para desenvolvimento, melhoramento e otimização de processos, e pode ser usada para avaliar a significância relativa de muitos fatores que são afetados por interações complexas. O objetivo principal da MSR é determinar as condições ótimas de operação para um sistema ou determinar uma região que satisfaça as especificações operacionais (Grum; Slabe, 2004).

As variáveis de resposta que serão selecionadas são: tensão de soldagem e velocidade de alimentação do arame (Tabela 25 e Tabela 26). A Tabela 27 mostra o projeto da matriz experimental utilizado no processo de revestimento por soldagem da liga Ni, com os níveis experimentais das variáveis independentes (fatores), junto com os resultados dos fatores estudados. O modelo linear proposto para cada variável de resposta (Y_i) é:

$$Y_i = \beta_0 + \beta_1x + \beta_2y + \beta_{1,2}xy \quad (6)$$

Onde β_0 é o termo constante, β_1 e β_2 os coeficientes lineares e $\beta_{1,2}$ o coeficiente de interação. Os parâmetros do modelo serão obtidos por regressão linear múltipla.

Tabela 25: Variáveis reais e codificadas da matriz do planejamento experimental 2².

Fatores	Níveis	
	-1	+1
(1) Tensão de soldagem (V)	22	24
(2) Val (m/min)	5	7

Tabela 26: Variáveis reais e codificadas da matriz do planejamento experimental 2².

Fatores	Níveis	
	-1	+1
(1) Tensão de soldagem (V)	28	30
(2) Val (m/min)	8	10

Tabela 27: Matriz do planejamento fatorial 2² da liga de Ni.

Experimento	Tensão de soldagem (V)	Val (m/min)
01	-1	-1
02	1	-1
03	-1	1
04	1	1
05	-1	-1
06	1	-1
07	-1	1
08	1	1

Os resultados serão submetidos à análise de regressão não-linear múltipla para obter os coeficientes para cada um dos parâmetros. Estimativas dos coeficientes com níveis mais alto que 95% ($P < 0,05$) serão incluídos no modelo final. O potencial de corrosão ($E_{Corr.}$) e resistência de polarização (R_p) podem ser expressos na forma de uma função dos fatores independentes por um modelo matemático de 1º ordem representados pela Equação 5, onde (A) é tensão de soldagem, (B) velocidade de alimentação do arame e (A·B) interação entre a tensão

de soldagem e velocidade de alimentação do arame. Os valores em negrito nestas equações correspondem aos valores significativos e são mostrados a seguir:

$$Y_i = \beta_0 + \beta_1 x + \beta_2 y + \beta_{1,2} xy \quad (6)$$

A análise de variância (ANOVA) para o modelo será realizada com um nível de confiança de 95% para $P < 0,5$. Segundo Barros Neto et al (1995), os valores de R^2 devem ser próximos da unidade. A análise de variância e de regressão dos dados tem que demonstrar a significância estatística do modelo para justificar o uso do modelo de 1º ordem para o estudo estatístico.

Com os resultados obtidos deste planejamento será plotado um gráfico para mostrar à superfície de resposta da tensão de soldagem vs. velocidade de alimentação do arame tendo como resposta o potencial de corrosão. Como também será plotado outro gráfico para mostrar à superfície de resposta da tensão de soldagem vs. velocidade de alimentação do arame tendo como resposta a resistência de polarização.