



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

EDSON FROTA PESSOA

SOLDAGEM DE REVESTIMENTO COM LIGAS DE NÍQUEL EMPREGANDO O
PROCESSO MIG/MAG COM DUPLO ARAME PARA APLICAÇÕES EM
COMPONENTES DO SETOR DE PETRÓLEO E GÁS NATURAL

FORTALEZA

2014

EDSON FROTA PESSOA

SOLDAGEM DE REVESTIMENTO COM LIGAS DE NÍQUEL EMPREGANDO O
PROCESSO MIG/MAG COM DUPLO ARAME PARA APLICAÇÕES EM
COMPONENTES DO SETOR DE PETRÓLEO E GÁS NATURAL

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

Orientador: Prof. Dr. Marcelo Ferreira Motta.

Co-orientador: Prof. Dr. Cleiton Carvalho Silva.

FORTALEZA

2014

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

-
- P567s Pessoa, Edson Frota.
Soldagem de revestimento com ligas de níquel empregando o processo MIG/MAG com duplo arame para aplicações em componentes do setor de petróleo e gás natural / Edson Frota Pessoa. – 2014.
214 f. : il. color. , enc. ; 30 cm.
- Tese (doutorado) – Universidade Federal do Ceará, Centro de Tecnologia, Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais, Fortaleza, 2014.
Área de Concentração: Propriedades Físicas e Mecânicas dos Materiais.
Orientação: Prof. Dr. Marcelo Ferreira Motta.
Coorientação: Prof. Dr. Cleiton Carvalho Silva.
1. Ciência dos materiais. 2. Ligas. 3. Corrosão. I. Título.



PARECER DA COMISSÃO DE TESE DE DOUTORADO

EDSON FROTA PESSOA

**Soldagem de Revestimento com Ligas de Níquel Empregando o Processo
MIG/MAG com Duplo Arame para Aplicações em Componentes do Setor de
Petróleo e Gás Natural**

A Comissão de Tese composta pelos professores **Marcelo Ferreira Motta**, Presidente e Orientador, da Universidade Federal do Ceará; **Cleiton Carvalho Silva**, co-orientador, da Universidade Federal do Ceará; **Hélio Cordeiro de Miranda**, da Universidade Federal do Ceará; **Carlos Alberto Mendes da Mota**, da Universidade Federal do Pará e **Temístocles de Sousa Luz**, da Universidade Federal do Espírito Santo; considera o candidato:

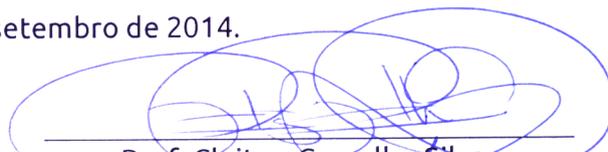
APROVADO

NÃO APROVADO

Secretaria do Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais da Universidade Federal do Ceará, em 25 de setembro de 2014.


Prof. Marcelo Ferreira Motta

Presidente e Orientador


Prof. Cleiton Carvalho Silva

Membro


Prof. Hélio Cordeiro de Miranda

Membro


Prof. Carlos Alberto Mendes da Mota

Membro


Prof. Temístocles de Sousa Luz

Membro

À Deus.

Aos meus pais, Hélio e Constância.

À minha esposa, Julyany.

À minha filha Giovana.

AGRADECIMENTOS

À Deus, pelo dom da vida e por permitir que este trabalho fosse realizado.

Aos meus pais, pela educação recebida.

À minha esposa Julyany por seu apoio e compreensão em todos os momentos ao longo deste trabalho.

Ao Prof. Dr. Marcelo Ferreira Motta, por sua orientação, ensinamentos, paciência, confiança, dedicação e amizade ao longo desses anos.

Ao Professor Dr. Cleiton Carvalho Silva, por sua amizade ao longo dos anos, orientação, dedicação, ensinamentos e contribuições primordiais a este trabalho.

Aos Professores Dr. Wlillys Machado Aguiar, Dr. Hélio Cordeiro de Miranda por suas valorosas contribuições durante a realização desse trabalho e pela amizade ao longo desses anos.

Aos bolsistas Igor Paulino, Jamil Nobre, Assis Filho, Eduvânio Machado, Francisco Nocy, Guilherme Gadelha e Davi Ribeiro pela amizade, contribuições, paciência e dedicação na realização deste trabalho.

Ao doutorando Antônio Rodolfo pelas contribuições na etapa de quantificação de precipitados.

Aos meus amigos e colegas de turma Edvan Cordeiro, George Luiz e Wellison Tavares pela amizade e apoio a realização deste trabalho.

Aos integrantes do ENGESOLDA, aos quais tenho inestimável apreço e consideração ao longo destes anos, desde a época em que fui bolsista de graduação, mestrado e doutorado.

Ao Laboratório de Caracterização de Materiais (LACAM) da universidade Federal do Ceará pela disponibilidade dos equipamentos, em especial ao Prof. Dr. Hamilton Ferreira Gomes de Abreu e ao Dr. Flávio Herculano.

À Central Analítica-UFC/CT-INFRA/MCTI-SISNANO/Pró-Equipamentos CAPES da Universidade Federal do Ceará pela disponibilidade dos equipamentos.

Ao Laboratório de Corrosão da Universidade Federal do Ceará pela disponibilidade dos equipamentos, em especial ao Pro. Dr. Walney Araújo.

Ao Laboratório de Raios-X da Universidade Federal do Ceará pela disponibilidade dos equipamentos, em especial ao Pro. Dr. José Sasaki.

Ao Programa de Pós Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais da Universidade Federal do Ceará, em especial aos Professores do programa, pelos ensinamentos.

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

À Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior pela concessão da bolsa de pesquisa no início do doutorado.

À PETROBRAS / CENPES pelo apoio ao desenvolvimento deste trabalho.

RESUMO

Este trabalho teve como objetivo avaliar as características operacionais (geometria da solda e diluição) e metalúrgicas (microestrutura, composição química, microdureza e resistência à corrosão) de revestimentos compostos pela mistura das ligas de níquel Inconel 625 e Hastelloy C-276 depositadas simultaneamente pelo processo MIG/MAG duplo arame sobre chapas de aço ASTM 516 Gr 60. Inicialmente foi realizado um estudo preliminar para conhecer os parâmetros iniciais de soldagem e os limites operacionais do processo. Em seguida, foram realizados ensaios em simples deposição através da aplicação do Método Taguchi com intuito de selecionar os melhores parâmetros de cada fator de controle avaliado em um número reduzido de experimentos. Posteriormente, foram realizados revestimentos iniciais a partir dos parâmetros selecionados. Em seguida foram realizados revestimentos definitivos nos quais foram feitas análises das características geométricas e diluição, além de uma caracterização metalúrgica com uso de microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura e análise de composição química. Ainda foram realizadas análises do perfil de microdureza dos revestimentos, bem como análise de resistência à corrosão. Os resultados mostraram que os níveis de diluição global mínimos alcançados nos ensaios definitivos foram de aproximadamente 22%. A microestrutura dos revestimentos soldados com a mistura das ligas Inconel 625 e Hastelloy C-276 foi constituída de uma maneira geral por uma matriz γ com precipitação de fases secundárias ricas em nióbio, molibdênio e titânio. A análise de composição química revelou que o percentual de Fe na solda é crescente com o aumento da diluição. O aumento de Mo, W e redução do Fe no metal de solda contribuiu para a formação de fases secundárias. Em relação à microdureza, não houve diferenças significativas entre o primeiro e o último cordão de solda e os valores obtidos foram adequados para revestimento. Já para a resistência à corrosão, algumas amostras atingiram temperatura crítica de pite (TCP) de 80°C e houve uma relação entre os fatores de controle os principais elementos de liga presentes nos revestimentos.

Palavras-chave: MIG/MAG duplo arame, ligas Ni-Cr-Mo, diluição, corrosão.

ABSTRACT

The aim of this work was to evaluate the operational (weld geometry and dilution) and metallurgical characteristics (microstructure, chemical composition, microhardness and corrosion resistance) of Inconel 625 and Hastelloy C-276 nickel-based alloys weld overlay deposited simultaneously by GMAW Double Wire process on steel plate ASTM 516 Gr 60. Initially a previous study was carried out in order to know the early welding parameters and the operational limits of process. Next, single passes welding trials was conducted by applying Taguchi method aiming to select the best parameters of each control factor studied in a reduced numbers of experiments. After, weld overlays were made based on selected parameters. Next, the definitive weld overlays were deposited on steel plates and thus were analysed the geometric features, dilution and metallurgical characterization using optical microscopy and scanning electron microscopy, also a chemical composition analysis was carried out. The profile of microhardness were also performed, as well as analysis of corrosion resistance. The results showed that the minimal global dilution levels measured on definitive weld overlays were 22% approximately. The microstructure of the weld overlays deposited by mixing Inconel 625 and Hastelloy C-276 was constituted generally by a γ matrix and secondaries phases enriched in niobium, molybdenum and titanium. The chemical composition analysis revealed that the the percentage of Fe on weld increases when dilution levels rises. The increase in Mo, W and reduction in Fe content on the weld metal contributed to the formation of secondaries phases. Regarding the microhardness, no significative differences between first and last weld bead and the microhardness values obtained were appropriate for weld overlays. For corrosion resistance, some of the samples supported Critical Pitting Temperature (CPT) of 80 °C and there were a relation between the controled factors and principals alloy elements presents in the weld overlays.

Key-words: Double GMAW, Ni-Cr-Mo alloys, dilution, corrosion.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 3.1. Classificação das ligas de níquel.	15
Figura 3.2. Deformações na rede cristalina impostas por átomos de soluto.	17
Figura 3.3. (A) Micrografia de uma liga de níquel endurecida por precipitação. (B) Desenho esquemático do bloqueio das discordâncias.....	19
Figura 3.4. Ciclo genérico do tratamento térmico de endurecimento por precipitação	20
Figura 3.5. Comportamento geral da resistência a ruptura das superligas.	21
Figura 3.6. Micrografia dos precipitados γ' em diferentes desalinhamentos com a rede	22
Figura 3.7. (a) Micrografia de várias fases formadas na liga 625 após exposição a 1200 °C por 4600 h. Os precipitados pequenos são γ'' , os constituintes em forma de agulhas são δ e os contornos de grão estão cobertos por carbonetos primários. (b) Micrografia da fase γ'' na liga 718.	24
Figura 3.8. Fase γ' com morfologia cuboidal – liga Udimet 700 tratada termicamente. Aumento: 6.800 X.....	31
Figura 3.9. Microestrutura da liga 718 exposta a 815 °C por 100 h. Os precipitados menores são γ'' e os precipitados em forma de agulha são δ	33
Figura 3.10. Precipitação da fase η na morfologia agulhada em uma liga Ni-Co-Cr envelhecida a 1060 °C por 4 h.	34
Figura 3.11. Carboneto do tipo MC e $M_{23}C_6$ na liga Waspaloy tratada termicamente. Aumento: 6.800 X.....	36
Figura 3.12. Carbonetos $M_{23}C_6$ e M_6C precipitados nos contornos de grão da liga Hastelloy X, tratada termicamente a 750 °C durante 26 h.....	36
Figura 3.13. Precipitação da fase σ em forma de plaquetas.	38
Figura 3.14. Morfologia agulhada da fase μ na liga K-465 em 950 °C por 1000 h.	39
Figura 3.15. Precipitação da fase P na zona de fusão de uma liga Ni-Cr-Mo.	40
Figura 3.16. Micrografia mostrando as fases NbC e Laves na zona de fusão de uma liga de níquel contendo Nb.....	41
Figura 3.17. Fase P inter-dendítica e micro-segregação de Ni, Cr e Mo observadas na zona de fusão de uma liga Ni-Cr-Mo.....	44

Figura 3.18. Microestruturura próxima à ponta da trinca de solidificação na liga 625.	45
Figura 3.19. Processo MIG/MAG duplo arame com potencial único.	50
Figura 3.20. Representação da pulsação da corrente com os pulsos em fase.	51
Figura 3.21. Processo MIG/MAG-DA com potenciais isolados.	51
Figura 3.22. Pulsos de corrente defasados.	52
Figura 3.23. Disposição da tocha de soldagem.	53
Figura 4.1. Equipamentos utilizados nas soldagens.	56
Figura 4.2. Máquina de banho ultratermostático	57
Figura 4.3. Fluxograma das etapas do trabalho.	61
Figura 4.4. Suporte para as bobinas e alimentadores de arames.	62
Figura 4.5. Representação da DBCP.	63
Figura 4.6. Disposições dos eletrodos em relação à direção de soldagem.	65
Figura 4.7. Tipos de tecimento empregados.	66
Figura 4.8. Ilustração da sobreposição entre os cordões de solda no revestimento.	68
Figura 4.9. Inclinação da tocha em 10° e alteração da DBCP devido à inclinação da tocha para o posicionamento transversal.	68
Figura 4.10. Representação da deposição simultânea das ligas 625 e 276 no revestimento.	69
Figura 4.11. Localização aproximada do corte das seções transversais.	70
Figura 4.12. Localização de extração de amostras para análises posteriores.	71
Figura 4.13. Representação da deposição da liga 625 sobre a liga 276 (nível 1 – M/E) para o posicionamento longitudinal.	72
Figura 4.14. Representação esquemática das características geométricas da seção transversal do cordão de solda.	75
Figura 5.1. Aspecto superficial dos cordões isolados sem tecimento.	80
Figura 5.2. Aspecto superficial dos cordões isolados com tecimento triangular.	81
Figura 5.3. Aspecto superficial dos cordões isolados com tecimento duplo oito.	81
Figura 5.4. Seção transversal dos cordões isolados – energia de 7,56 kJ/cm.	82
Figura 5.5. Seção transversal dos cordões isolados – energia de 10,80 kJ/cm.	82
Figura 5.6. Seção transversal dos cordões isolados – energia de 15,12 kJ/cm.	83
Figura 5.7. Comportamento dos níveis dos fatores de controle sobre a diluição. ...	88

Figura 5.8. Comportamento da diluição para cada técnica de energia nos diferentes níveis de energia.	89
Figura 5.9. Comportamento dos níveis dos fatores de controle sobre o reforço. ...	93
Figura 5.10. Comportamento do reforço para cada técnica de energia nos diferentes níveis de energia.	95
Figura 5.11. Comportamento do reforço para cada técnica de energia nos diferentes níveis de defasagem entre os pulsos de corrente.	96
Figura 5.12. Comportamento dos níveis dos fatores de controle para R/L.....	97
Figura 5.13. Seção transversal do ensaio de confirmação modificado para a diluição.	100
Figura 5.14. Seção transversal do ensaio de confirmação para o reforço.....	101
Figura 5.15. Seção transversal do ensaio de confirmação para R/L.....	101
Figura 5.16. Perfil das medições de microdureza para os 18 ensaios com cordão isolado.	102
Figura 5.17. Perfil das medições de microdureza para os três níveis de energia de soldagem.	103
Figura 5.18. Aspecto superficial dos revestimentos iniciais com os eletrodos dispostos na transversal.	105
Figura 5.19. Aspecto superficial dos revestimentos iniciais com os eletrodos dispostos na longitudinal.	105
Figura 5.20. Aspecto superficial dos revestimentos iniciais com os eletrodos dispostos em 45°.	105
Figura 5.21. Seção transversal dos revestimentos com os eletrodos dispostos: (a) longitudinal; (b) transversal e (c) 45°.	106
Figura 5.22. Processo de medição do reforço em vários pontos do revestimento.	107
Figura 5.23. Comportamento dos níveis dos fatores de controle sobre a diluição dos revestimentos.	112
Figura 5.24. Comportamento da diluição em relação à ordem de deposição das ligas.	113
Figura 5.25. Comportamento da diluição em relação à repartição de energia.	114
Figura 5.26. Comportamento da diluição dos revestimentos.	115
Figura 5.27. Comportamento da diluição em relação à defasagem entre os pulsos de corrente.	115

Figura 5.28. Comportamento dos níveis dos fatores de controle sobre o reforço dos revestimentos.....	116
Figura 5.29. Comportamento do reforço em relação à energia de soldagem.....	117
Figura 5.30. Interface revestimento/substrato (Revestimento ED 05). (a) Presença da Zona Φ e Zona $\tilde{\Gamma}$. (b) Ampliação de (a).....	120
Figura 5.31. Interface revestimento/substrato (Revestimento ED 10). Presença de praia, Zona Φ e Zona $\tilde{\Gamma}$	121
Figura 5.32. Interface revestimento/substrato (Revestimento ED 07). Presença de baía, península e ilha.	121
Figura 5.33. Variação da extensão da Zona Φ no revestimento ED 10. (a) extensão de alguns μm . (b) extensão superior a 200 μm	122
Figura 5.34. Formas de apresentação da zona Φ . (a) região entre passes. (b) região de ação direta do arco.....	123
Figura 5.35.(a) zona Φ de região clara. (b) Surgimento de uma zona escura no interior da zona Φ . Revestimento ED07.....	123
Figura 5.36. Zona Φ clara: durezas semelhantes ao metal de base e de solda.....	124
Figura 5.37. Região escurecida na zona Φ . Revestimento ED01.....	125
Figura 5.38. Região escurecida na zona Φ . Revestimento ED07.	125
Figura 5.39. Zona $\tilde{\Gamma}$ Revestimento ED 13.....	127
Figura 5.40. Zona $\tilde{\Gamma}$ Revestimento ED 15.....	128
Figura 5.41. Interface revestimento/substrato mostrando a presença de zona M, caracterizada por MEV (revestimento ED 02). (b) ampliação da região demarcada em (a).....	129
Figura 5.42. Interface revestimento/substrato mostrando a presença de zona M, caracterizada por MO (revestimento ED 02).	129
Figura 5.43. Microdurezas realizadas na interface do revestimento ED02.....	130
Figura 5.44. Revestimento ED 10: baía, península e ilha.....	131
Figura 5.45. Ilha de metal de base. (a) Trecho da seção longitudinal de um revestimento mostrando a direção de corte A-A. (b) Seção transversal esquemática resultante do corte A-A.....	131
Figura 5.46. Revestimento ED 01: Formação de ilha a partir de península.	132

Figura 5.47. Microestrutura dos Revestimentos. (a) ED 13; (b) ampliação da região de (a). (c) ED 14; (d) ampliação da região de (c); (e) ED 15 e (f) ampliação da região de (e).....	133
Figura 5.48. Fase em forma cúbica (seta) no metal de solda do revestimento.	134
Figura 5.49. Perfil de composição química para o revestimento ED 01 mostrando a segregação de elementos. As setas indicam a região interdendrítica.....	135
Figura 5.50. Mapeamento químico de precipitados. Amostra ED 01.	139
Figura 5.51. Mapeamento químico de precipitados. Amostra ED 17.	140
Figura 5.52. Análises de raios-X do revestimento ED 13	141
Figura 5.53. Análises de raios-X do revestimento ED 14	142
Figura 5.54. Diagrama de fases ternário Ni-Cr-Mo. (a) 1250 °C; (b) 850 °C.....	144
Figura 5.55. Relação entre a diluição global e o teor de Fe medido nos revestimentos.	147
Figura 5.56. Perfil de composição química do revestimento ED 05. (a) Região do revestimento em que foram realizados os perfis de composição química: de A para B; e de C para D. (b) Micrografia da região indicando onde foi realizada a medição. (c) Perfil de composição química.	150
Figura 5.57. Perfil de composição química do revestimento ED 01. (a) Região do revestimento em que foi realizado o perfil de composição química. (b) Micrografia da região indicando onde foi realizada a medição. (c) Perfil de composição química.	151
Figura 5.58. Comportamento dos fatores de controle sobre o percentual de Fe medido no metal de solda.	152
Figura 5.59. Comportamento dos fatores de controle sobre o percentual de Ni medido no metal de solda.	153
Figura 5.60. Comportamento dos fatores de controle sobre o percentual de Cr medido no metal de solda.	155
Figura 5.61. Percentual de Cr medido no metal de solda para os níveis de repartição de energia.	156
Figura 5.62. Comportamento dos fatores de controle sobre o percentual de Mo medido no metal de solda.	157
Figura 5.63. Efeito da repartição de energia sobre o percentual de Mo no metal de solda.....	159
Figura 5.64. Percentual de Mo medido no metal de solda em relação à energia de soldagem.....	159

Figura 5.65. Comportamento dos fatores de controle sobre o percentual de Nb medido no metal de solda.	160
Figura 5.66. Percentual de Nb medido no metal de solda em relação à disposição dos eletrodos.....	161
Figura 5.67. Percentual de Nb medido no metal de solda em relação à energia de soldagem.....	161
Figura 5.68. Comportamento dos fatores de controle sobre o percentual de W medido no metal de solda.	162
Figura 5.69. Percentual de W medido no metal de solda em relação à disposição dos eletrodos.....	163
Figura 5.70. Percentual de W medido no metal de solda em relação à repartição de energia.	164
Figura 5.71. Tratamento de imagem para quantificação de fases secundárias – corpo de prova ED 05. (a) micrografia obtida por MEV. (b) ajuste de brilho e contraste para ressaltar os precipitados. (c) precipitados quantificados na imagem.	166
Figura 5.72. Comportamento dos fatores de controle em relação à precipitação de fases.....	168
Figura 5.73. Perfis de microdureza realizados no início da parte plana do revestimento.....	170
Figura 5.74. Perfis de microdureza realizados no final da parte plana do revestimento.....	171
Figura 5.75. Comportamento dos fatores de controle para a dureza média nos revestimentos.....	172
Figura 5.76. Fotografias de alguns corpos de prova com perda de massa superior à $0,0001 \text{ g/cm}^2$	175
Figura 5.77. Comportamento dos fatores de controle para Temperatura Crítica de Pite.....	176
Figura 5.78. Comportamento dos fatores de controle sobre os principais elementos de liga na resistência à corrosão (pela Equação 8).....	180

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1. Principais ligas de níquel desenvolvidas na primeira geração.....	11
Tabela 3.2. Algumas ligas de níquel desenvolvidas na segunda geração.	12
Tabela 3.3. Algumas ligas de níquel da nova geração.....	13
Tabela 3.4. Desenvolvimento cronológico de várias ligas de níquel.	13
Tabela 3.5. Composição química das ligas 200 e 201.....	16
Tabela 3.6. Diâmetro atômico aproximado e solubilidade de vários elementos no níquel na temperatura de 1000 °C.....	18
Tabela 3.7. Composição química de algumas ligas de níquel endurecidas por solução sólida.....	18
Tabela 3.8. Composição química de algumas ligas de níquel endurecidas por precipitação.....	21
Tabela 3.9. Efeito geral de vários elementos nas ligas de níquel.....	26
Tabela 3.10. Estruturas cristalinas e composições das fases P, σ e μ observadas nas zonas de fusão de algumas ligas de níquel.....	38
Tabela 3.11. Coeficiente de partição de alguns elementos em algumas ligas de níquel.....	43
Tabela 4.1. Composição química das chapas de aço ASTM A 36.....	59
Tabela 4.2. Composição química do aço ASTM A 516 Gr 60.	59
Tabela 4.3. Composição química dos arames eletrodo da liga ERNiCrMo-3.....	59
Tabela 4.4. Composição química dos arames eletrodo da liga ERNiCrMo-4.....	59
Tabela 4.5. Combinação de velocidades e correntes de soldagens.	65
Tabela 4.6. Matriz de experimentos dos ensaios com cordão isolado.	67
Tabela 4.7. Parâmetros de pulso utilizados nos ensaios de revestimentos iniciais.....	69
Tabela 4.8. Parâmetros de pulso para $I_{ef} = 175$ A.....	70
Tabela 4.9. Parâmetros de pulso para $I_{ef} = 206$ A.....	70
Tabela 4.10. Parâmetros de pulso para $I_{ef} = 245$ A.....	71
Tabela 4.11. Matriz de ensaios dos revestimentos definitivos.....	74
Tabela 5.1. Resultados das medições das características geométricas analisadas para os cordões de solda isolados.....	85
Tabela 5.2. Análise de variância da função η para a diluição.....	88
Tabela 5.3. Análise de variância da função η para o reforço.....	94

Tabela 5.4. Análise de variância da função η para R/L.....	98
Tabela 5.5. Ensaio de confirmação para a diluição.....	99
Tabela 5.6. Ensaio de confirmação modificado para a diluição.....	100
Tabela 5.7. Ensaio de confirmação para o reforço.....	101
Tabela 5.8. Ensaio de confirmação para R/L.	101
Tabela 5.9. Resultado das medições do reforço e diluição para os revestimentos iniciais.....	107
Tabela 5.10. Análise de variância da disposição dos eletrodos no reforço e diluição.	107
Tabela 5.11. Resultado das medições do reforço em vários pontos do revestimento.....	108
Tabela 5.12. Ensaio dos revestimentos definitivos.....	109
Tabela 5.13. Resultado das medições das características geométricas das seções transversais dos revestimentos.	111
Tabela 5.14. Análise de variância da função η para a diluição dos revestimentos.....	112
Tabela 5.15. Análise de variância da função η para o reforço dos revestimentos.	117
Tabela 5.16. Níveis dos fatores de controle para os revestimentos ED 13, ED 14 e ED 15.	134
Tabela 5.17. Medições de composição química no centro das dendritas. Amostra ED 01.	137
Tabela 5.18. Medições de composição química no metal de solda. Amostra ED 01.	137
Tabela 5.19. Distribuição de elementos químicos nas regiões dendríticas e interdendríticas e coeficiente de distribuição k . Amostra ED 01.....	137
Tabela 5.20. Composição química de precipitado no metal de solda do revestimento ED 13.	143
Tabela 5.21. Composição química de precipitado no metal de solda do revestimento ED 14.	144
Tabela 5.22. Composição química média dos revestimentos (% em peso).	149
Tabela 5.23. Análise de variância da função η em relação a quantidade de Fe no metal de solda.	153
Tabela 5.24. Análise de variância da função η em relação para a quantidade de Fe no metal de solda.....	153

Tabela 5.25. Análise de variância da função η em relação a quantidade de Cr no metal de solda.....	155
Tabela 5.26. Análise de variância da função η em relação para a quantidade de Mo no metal de solda.....	158
Tabela 5.27. Análise de variância da função η em relação para a quantidade de Nb no metal de solda.....	160
Tabela 5.28. Análise de variância da função η em relação para a quantidade de W no metal de solda.....	163
Tabela 5.29. Resultados da análise de quantificação das fases secundárias.....	167
Tabela 5.30. Análise de variância da função em relação à precipitação de fases.....	168
Tabela 5.31. Análise de variância da função para a dureza média dos revestimentos.....	172
Tabela 5.32. Temperatura crítica de pite para os revestimentos.....	174
Tabela 5.33. Análise de variância da função η para a TCP.....	176
Tabela 5.34. Índices calculados a partir da Equação 8 para os revestimentos.....	179
Tabela 5.35. Análise de variância da função η para a Equação 8.....	180

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	1
2 OBJETIVOS GERAL E ESPECÍFICOS.....	5
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	6
3.1 Ligas de Níquel	6
3.2 Desenvolvimento histórico das ligas de níquel.....	9
3.3 Classificação das ligas de níquel	14
3.3.1 Ligas de níquel comercialmente puras.....	15
3.3.2 Ligas de níquel com aumento de resistência por solução sólida.....	16
3.3.3 Ligas de níquel com aumento de resistência por precipitação	19
3.3.4 Ligas especiais.....	25
3.4 Influência dos elementos de liga	26
3.5 Principais fases presentes nas ligas de níquel.....	29
3.5.1 Fase γ	30
3.5.2 Fase γ'	30
3.5.3 Fase δ	32
3.5.4 Fase η	33
3.5.5 Carbonetos.....	34
3.5.6 Fases TCP	37
3.6 Soldabilidade das ligas de níquel com aumento de resistência por solução sólida	41
3.6.1 Segregação de elementos químicos durante a solidificação.....	42
3.6.2 Trincas de solidificação	45
3.6.3 Trincas de liquação na zona afetada pelo calor	47
3.7 Soldagem MIG/MAG duplo arame.....	48
3.7.1 Classificação	49
3.7.2 Alinhamento dos eletrodos em relação à direção de soldagem.	53
4 Materiais e métodos	55
4.1 Equipamentos	55
4.1.1 Equipamentos utilizados nas soldagens.....	55
4.1.2 Equipamentos empregados na caracterização microestrutural.....	56

4.1.3 Equipamento para ensaio de dureza.....	57
4.1.4 Equipamento e materiais utilizados no ensaio de corrosão segundo a norma ASTM G-48	57
4.2 Materiais de consumo	58
4.2.1 Materiais empregados nos ensaios preliminares	58
4.2.2 Materiais empregados nos ensaios exploratórios	59
4.2.3 Materiais empregados nos ensaios de revestimento.....	60
4.3 Metodologia.....	60
4.3.1 Etapa 1 – Metodologia dos ensaios preliminares.	62
4.3.2 Etapa 2 – Metodologia dos ensaios com cordões de solda isolados.....	63
4.3.3 Metodologia dos ensaios de revestimentos iniciais.....	67
4.3.4 Metodologia dos ensaios de revestimentos definitivos.....	70
4.3.5 Procedimento para caracterização metalúrgica	75
4.3.6 Procedimento para realização de microdureza	76
4.3.7 Procedimento para difração re raios-X.....	77
4.3.8 Procedimento para ensaio de resistência à corrosão.....	78
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	79
5.1 Ensaio com cordões de solda isolados.....	79
5.1.1 Aspectos visuais dos cordões de solda.....	80
5.1.2 Características geométricas dos cordões de solda.	84
5.1.3 Influência dos fatores de controle sobre a diluição.....	87
5.1.4 Influência dos fatores de controle sobre o reforço.....	93
5.1.5 Influência dos fatores de controle sobre a razão R/L.	97
5.1.6 Testes de confirmação.	98
5.1.7 Avaliação do perfil de microdureza dos ensaios com cordão isolado.....	102
5.2 Ensaio iniciais de revestimento	104
5.2.1 Aspectos visuais dos revestimentos iniciais	104
5.2.2 Características geométricas dos revestimentos iniciais	106
5.3 Ensaio de revestimento definitivos	108
5.3.1 Influência dos fatores de controle sobre a diluição e o reforço.....	110
5.4 Caracterização microestrutural dos revestimentos.....	118
5.4.1 Caracterização da interface revestimento/substrato.....	119
5.5 Caracterização do metal de solda dos revestimentos	132
5.5.1 Avaliação da composição química dos revestimentos.	146

5.5.2 Quantificação de fases secundárias.....	164
5.6 Perfil de microdureza.....	170
5.7 Avaliação da resistência a corrosão dos revestimentos.....	172
6 CONSIDERAÇÕES FINAIS	183
7 CONCLUSÕES	186
8 SUJESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	186
REFERÊNCIAS.....	187

CAPÍTULO I

1 INTRODUÇÃO

Degradação e corrosão de materiais são atualmente alguns dos principais problemas para as indústrias do setor de petróleo e gás natural. O processamento de óleos, compostos por hidrocarbonetos de grande peso molecular, tem influência bastante significativa no processo de corrosão.

A indústria de petróleo e gás apresenta um dos ambientes mais agressivos, o que exige de seus componentes um elevado desempenho em resistência mecânica e à corrosão.

A descoberta de reservas abundantes de petróleo e gás na camada do pré-sal trouxe um grande desafio tecnológico para viabilizar a exploração de poços situados em alto mar, sob uma camada de até três mil metros de água e quatro mil metros de sal e sedimentos

Dentre os vários desafios encontrados para explorar o petróleo contido na camada do pré-sal, destaca-se a aplicação de materiais resistentes à corrosão, causada principalmente pelo alto teor de dióxido de carbono dissolvido na água.

Os custos envolvidos com procedimentos de reparo e recuperação dos equipamentos do setor de petróleo e gás natural são bastante elevados, sendo de fundamental importância o conhecimento nas áreas de materiais e processos de recuperação destes equipamentos.

O conhecimento sobre novas tecnologias de reparo, bem como o comportamento quanto a resistência à corrosão dos materiais aplicados como revestimento dos equipamentos do setor de petróleo e gás natural, podem contribuir para o aumento de sua vida útil, maior disponibilidade do equipamento e aumento da segurança operacional, resultando principalmente na redução dos custos, no aumento da confiabilidade e na preservação do meio ambiente.

Neste sentido, a utilização de materiais com elevada resistência à corrosão tem importância primordial. As ligas a base de níquel são conhecidas pela sua excelente combinação de resistência mecânica, à corrosão, ao desgaste e às

altas temperaturas. O fator limitante que restringe a aplicação destas ligas em larga escala é o seu alto custo. Entretanto, ao serem considerados fatores como vida útil dos equipamentos, produtividade, segurança operacional e outros, a utilização das ligas de níquel de uma forma racional, como em operações de revestimento, permite uma melhor relação custo-benefício.

Com o objetivo de evitar a fabricação de componentes maciços, o revestimento por soldagem tem se mostrado uma excelente alternativa quando se deseja conferir à superfície características específicas que não são intrínsecas ao metal de base. Existe uma grande variedade de materiais que podem ser utilizados como revestimentos resistentes à corrosão, dentre os mais importantes pode-se destacar as ligas a base de níquel.

A seleção do processo de deposição e da liga a ser depositada depende de vários fatores, tais 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.

Entre os processos de soldagem utilizados em revestimento, o MIG/MAG se destaca por obter elevada produtividade e boa estabilidade. O MIG/MAG com duplo arame, uma variação do MIG/MAG com um arame, diferencia-se basicamente por empregar dois eletrodos consumíveis que se fundem sobre uma única poça fundida, sendo capaz de intensificar características como elevar a taxa de deposição de material, proporcionando maior velocidade de deslocamento à soldagem.

Na literatura, a quantidade de trabalhos envolvendo aplicações do MIG/MAG duplo arame em união de juntas é relativamente abundante. Contudo, trabalhos que apliquem este processo em revestimento não são tão frequentes, sobretudo aplicado no revestimento de ligas de níquel.

A elevada taxa de deposição proporcionada pelo processo MIG/MAG com duplo arame tem grande potencial na aplicação de revestimento por soldagem de ligas de níquel, pois pode contribuir para redução de tempos de paradas e aumento de produtividade em revestimentos de equipamentos e chapas.

Dentre as ligas de níquel que se destacam neste contexto estão as do tipo Ni-Cr-Mo. As ligas AWS ERNiCrMo-3 (625), AWS ERNiCrMo-4 (C-276) e AWS ERNiCrMo-3 (686) foram recentemente objeto de estudo na aplicação de revestimento por soldagem sobre chapas de aço C-Mn. Embora as três ligas

possuam considerável resistência à corrosão, a liga 686 destacou-se por apresentar melhores resultados. O excelente resultado obtido pela liga 686 pode ser, em parte, atribuído à significativa quantidade de elementos de liga presentes, principalmente as quantidades de cromo, molibdênio e tungstênio.

Contudo, o preço do consumível da liga 686 é aproximadamente do dobro da liga 625 e da liga C-276.

A liga 625 contém quantidades de cromo similar à liga 686, enquanto que a liga C-276 possui percentuais de molibdênio e tungstênio similar à liga 686. A utilização simultânea das ligas 625 e C-276 através do processo MIG/MAG com duplo arame pode resultar em uma zona fundida com características semelhantes às obtidas com a liga 686, a um custo inferior. Adicionalmente, a alta produtividade do processo MIG/MAG com duplo arame contribui para a redução dos custos envolvidos no revestimento.

Além disso, ao se realizar um revestimento por soldagem composto pela mistura de ligas de níquel distintas levanta algumas questões ainda não exploradas na literatura como a homogeneidade de características mecânicas, metalúrgicas e químicas ao longo do revestimento.

Este trabalho é resultado de uma parceria entre a Centro de Pesquisas e Desenvolvimento Leopoldo Américo Miguez de Mello (CENPES) e o Laboratório de Engenharia de Soldagem (ENGESOLDA) da Universidade Federal do Ceará e faz parte de um grande estudo sobre a soldagem de revestimentos com ligas de níquel. Dentre os estudos produzidos desta parceria destacam-se as seguintes teses de doutorado:

- Revestimentos de ligas de níquel depositados pelo processo TIG com alimentação de arame frio – aspectos operacionais e metalúrgicos (Silva, 2010);
- Revestimento por soldagem MIG/MAG empregando ligas de níquel para aplicações em componentes do setor de petróleo e gás natural (Aguiar, 2010).
- Revestimentos de ligas de níquel depositados pelo processo plasma pó para aplicações na indústria do petróleo e gás (Miranda, 2014).

Destaca-se a escassez de resultados sistemáticos em nível nacional e internacional sobre o emprego de revestimentos de ligas de níquel empregando o processo MIG/MAG com duplo arame, sobretudo considerando a aplicação simultânea da liga 625 e C-276. Adicionalmente, não há informações disponíveis na literatura sobre aplicações semelhantes, principalmente a respeito das implicações metalúrgicas de duas ligas de níquel distintas em uma poça de fusão

Portanto, este trabalho pretende contribuir com informações essenciais que permitam a obtenção de um revestimento composto pela mistura das ligas 625 e C-276 aplicadas em componentes da indústria do petróleo e gás natural, através do processo MIG/MAG com duplo arame.

CAPÍTULO II

2 OBJETIVOS GERAL E ESPECÍFICOS

De uma forma geral, este trabalho tem como objetivo a obtenção de revestimentos compostos pela mistura das ligas 625 e C-276 depositadas simultaneamente através do processo MIG/MAG com duplo arame.

São objetivos específicos deste trabalho:

- avaliação das características geométricas e da diluição dos revestimentos produzidos pela mistura das ligas AWS ERNiCrMo-3 (Inconel 625) e AWS ERNiCrMo-4 (Hastelloy C 276) através do processo MIG/MAG com duplo arame sobre os aços C-Mn;
- avaliação da compatibilidade metalúrgica dos revestimentos compostos das ligas Inconel 625 e Hastelloy C 276 aplicados simultaneamente através do processo MIG/MAG com duplo arame sobre os aços C-Mn;
- determinação das propriedades mecânicas dos revestimentos resultantes da mistura das ligas de níquel depositados pelo processo MIG/MAG duplo arame;
- avaliação da composição química resultante dos revestimentos;
- quantificação das fases precipitadas nos revestimentos;
- avaliação da resistência à corrosão dos revestimentos resultantes da mistura das ligas de níquel aplicados sobre chapas de aço C-Mn.

CAPÍTULO III

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Ligas de Níquel

As ligas de níquel constituem-se como umas das mais importantes classes de materiais empregados em engenharia, uma vez que podem ser utilizadas em uma vasta faixa de aplicações que aliem propriedades como resistência mecânica e à corrosão em vários meios agressivos. Estas ligas possuem um elevado custo, devido aos seus elementos de liga, principalmente o níquel, cujo preço no ano de 2010 atingiu U\$S 25 mil por tonelada (Katzumata, 2010).

As ligas a base de níquel são selecionadas para aplicações onde se exige resistência à corrosão em meio aquoso e em altas temperaturas, alta resistência mecânica em temperatura ambiente e também em altas temperaturas. Algumas delas podem operar em cerca de 80 % do seu ponto de fusão. Possuem também apreciável ductilidade e tenacidade em baixas temperaturas (ASM, 1993 a; Dupont *et al.*, 2009). Em várias ocasiões, as condições muito severas dos meios corrosivos tornam inviável a aplicação de outras ligas comercialmente disponíveis, incluindo os aços inoxidáveis (Agarwal e Kloewer, 2001).

Muitas vezes as ligas de níquel são referenciadas como superligas. De acordo com Sims *et al.* (1987) superligas é uma classe de material em torno da qual é difícil de se estabelecer uma fronteira exata. Entretanto, o autor sugere a seguinte definição: “Superligas são ligas desenvolvidas para serviços em altas temperaturas, geralmente baseadas em elementos do grupo VIII A, onde é encontrado relativo tensionamento mecânico e a alta estabilidade superficial é geralmente requerida”.

Segundo Dupont *et al.* (2009) várias ligas complexas que possuem superior resistência mecânica têm sido classificadas como superligas. Todavia, o termo superligas é usado para descrever as ligas de níquel endurecidas por precipitação, com sua superior propriedade de resistência mecânica proporcionada pelas fases gama linha (γ') e gama duas linhas (γ'').

As superligas podem ser utilizadas em temperaturas superiores a 540 °C. Sua aplicação nos modernos motores de aeronaves varia de 35% a 50% em peso (Smith, 2006). Podem ser divididas em três classes: superligas a base de níquel, de ferro e de cobalto (ASM, 2000). Com o passar do tempo, as ligas de níquel foram as que mais se destacaram por suas propriedades, tanto em baixa como em altas temperaturas (Coutinho, 1992).

As superligas de níquel tiveram seu desenvolvimento nos Estados Unidos na década de 1930. Inicialmente aplicadas em turbinas a gás, plantas de conversão de carvão, equipamentos para processos químicos e outras aplicações onde se necessitava de resistência ao calor e à corrosão/oxidação. Posteriormente, passaram a ser empregadas em quantidade cada vez maior em turbinas de aviões a jato. Atualmente, 90% das superligas produzidas são usadas em turbinas a gás (McLean, 1995).

O desenvolvimento das superligas de níquel tem sido motivado, em sua maior parte, pela necessidade de aumento de eficiência, confiabilidade e ciclo de vida de turbinas a gás (McLean, 1995; Reed, 2006). A participação em peso das superligas de níquel em turbinas de aeronaves a jato em 1950 era em torno de 10%. Em 1985 essa quantidade passou a ser cerca de 50% (Donachie, 2002).

Níquel e ferro possuem propriedades semelhantes, dada suas proximidades na tabela periódica. Entretanto, níquel e ferro possuem estruturas cristalinas diferentes. Assim, a metalurgia do níquel e suas ligas é bastante diferente das ligas a base de ferro. O níquel possui estrutura cúbica de corpo centrado (CFC), não sofrendo transformações alotrópicas de fase até seu ponto de fusão. Essa estrutura cristalina compacta tem a capacidade de manter em um nível alto propriedades como resistência à tração, à ruptura e fadiga térmica em temperaturas homólogas muito mais altas do que as ligas de matriz cúbica de corpo centrado (CCC) (Sims *et al.*, 1987).

O níquel possui propriedades únicas que o fazem uma base ideal para ligas resistentes à corrosão. É relativamente abundante, tem propriedades eletroquímicas únicas, habilidade de formar um filme passivo e é um material dúctil e tenaz (Hodge, 2006). De todo níquel consumido, 65% é usado na manufatura de aços inoxidáveis, 12% na produção das ligas de níquel, 10% em outros aços e 5% em outros produtos (ASM, 2005).

O extenso desenvolvimento das ligas de níquel pode ser atribuído em grande parte a duas características muito importantes do níquel. Primeiro, o níquel é capaz de dissolver altas concentrações de elementos de ligas comparados com outros metais. O grande número de ligas de níquel disponíveis comercialmente se deve pelo fato do níquel possuir apreciável solubilidade com vários elementos. Cobre e níquel possuem solubilidade completa. Elementos como ferro, cromo molibdênio têm alta solubilidade com o níquel (Sims *et al.*, 1987; AWS, 1997; Dupont *et al.*, 2009).

Na segunda característica, a adição de cromo (e/ou alumínio) ao níquel promove excelente resistência à corrosão, através da formação de uma camada de óxido protetora Cr_2O_3 (ou Al_2O_3). Esta característica favorece a aplicação das ligas de níquel em uma vasta faixa de aplicação que requeiram proteção a várias formas de degradação como corrosão aquosa, oxidação e sulfidação (Sims *et al.*, 1987; Dupont *et al.*, 2009). Adicionalmente a formação de uma camada de óxido protetora permite também a utilização das ligas de níquel em elevadas temperaturas. Cr_2O_3 é efetiva na proteção contra oxidação até em torno de 950 °C, pois nesta temperatura tem-se a formação do óxido volátil CrO_3 (Agarwal e Brill, 2000).

As ligas de níquel possuem expansão térmica intermediária entre os aços carbono e inoxidáveis e menor que as ligas ferrosas austeníticas (ASM, 1993 b). A relativa baixa expansão térmica tem importância na aplicação em componentes com tolerâncias dimensionais mais estreitas, possibilitando maior eficiência, como no caso de turbinas a jato. Em aplicações de revestimento por soldagem de ligas de níquel sobre substratos de aços, esta configuração merece análise criteriosa, pois é possível que se configure um elevado gradiente de expansão térmica, ocasionando um elevado nível de tensões.

Outra característica marcante das ligas de níquel é sua versatilidade. Por exemplo, os metais de adição da família Ni-Cr-Mo são usados largamente na soldagem dos aços 9%Ni, produzindo excelentes propriedades, na condição como soldado, de resistência mecânica e tenacidade ao impacto em temperaturas na faixa de nitrogênio líquido. As ligas de Ni e Ni-Fe são usadas para soldagem de ferro fundido, pois são capazes de diluir o ferro e o carbono permanecendo ainda dúctil e proporcionando boa usinabilidade. Adicionalmente, as ligas de níquel são amplamente empregadas na indústria de geração de energia e petroquímica em

soldagem dissimilar entre aços carbono e aços inoxidáveis austeníticos com intuito de promover uma transição mais gradual do coeficiente de expansão térmica em elevadas temperaturas (Rowe *et al.*, 1999, Dupont *et al.*, 2009).

Em relação aos aços, as ligas de níquel podem ser usadas em tanto em temperaturas criogênicas como em temperaturas próximas de 1200 °C, pois a matriz permanece austenítica desde a solidificação até o zero absoluto (Dupont *et al.*, 2009). Através da adição apropriada dos diversos elementos, estas ligas promovem eficiente proteção contra corrosão e tem aplicação em uma vasta quantidade de indústrias, incluindo geração de energia, petroquímica, processamento químico, aeroespacial, alimentícia, farmacêutica, (ASM, 1993 c; ASM, 2000; Agarwal e Kloewer, 2001; Dupont *et al.*, 2009).

3.2 Desenvolvimento histórico das ligas de níquel

O níquel, devido à sua ocorrência na natureza em associação com o cobre, foi extraído pelo homem na forma de minério em combinação com cobre durante o período pré-histórico. Alguns indícios de uso deste metal há alguns milênios têm sido reportados. Na região da Síria foi encontrado bronze (com 2% Ni) cuja utilização tenha sido aproximadamente 3500 AC. Alguns manuscritos chineses datados por volta de 1400 – 1700 AC fazem referência a um metal conhecido como “cobre branco” (que nos dias atuais seria o níquel). Entretanto, esses exemplos não indicam a aplicação consciente do níquel, bem como seu uso de forma isolada, sendo mencionado na forma de minério em combinação com cobre (Chatterjee, 2007).

Por volta de 1754, após cinco anos de dedicação, o mineralogista sueco Axel Frederick Cronstedt promoveu a separação, identificação e nomeou o elemento níquel. Entretanto, o uso comercial das ligas de níquel se deu inicialmente no final do século dezanove (Dupont *et al.*, 2009).

Em 1902 Ambrose Monell requisitou a patente de umas das primeiras ligas de níquel a se tornar comercialmente significante. Esta liga continha 70% de níquel e 30% de cobre, a qual foi a precursora da liga Monel. Atualmente ainda em uso, a liga Monel (Liga 400) destaca-se por apresentar alta resistência à tração, também é

altamente resistente à corrosão atmosférica, água do mar e várias outras soluções ácidas e alcalinas. A partir de 1912 Elwood Haynes iniciou o desenvolvimento de ligas de cobalto e níquel com adição de cromo. (Dupont *et al.*, 2009; ASM, 1993 c).

Na década de 1920 o desenvolvimento das ligas de níquel-molibidênio deu início a uma série de ligas denominadas Hastelloy, iniciada pela Hastelloy B em 1921. Ainda durante esta década, foi concebida outra série de ligas denominadas Inconel, as quais foram o resultado da adição de ferro-cromo (70Cr-30Fe) ao níquel. As ligas Inconel destacam-se por alta resistência mecânica em elevadas temperaturas, resistência à oxidação e carburização (ASM, 1993, c).

Durante as décadas de 1920 e 1930, a demanda das indústrias naval, óleo e gás por ligas de níquel com maior resistência mecânica e a corrosão impulsionou a criação e desenvolvimento das ligas de níquel endurecidas por precipitação. O físico P. D. Merica descobriu que a adição de Alumínio e Titânio promovia a formação de uma segunda fase (na forma de precipitados) após tratamento térmico adequado. Esta segunda fase recebeu o nome de gama linha (γ').

A capacidade de aumentar significativamente a resistência mecânica das ligas de níquel através de endurecimento por precipitação tornou-se uma das mais importantes descobertas técnicas industrial das ligas de níquel no século vinte (Dupont *et al.*, 2009).

A liga K-Monel (posteriormente K-500) foi uma das ligas desenvolvidas a partir de da liga Ni-Cu com adição de Alumínio (Patel, 2006; Dupont *et al.*, 2009). Em comparação com a liga padrão (K-400), a liga K-500, após tratamento térmico apropriado para promover a formação de γ' , obtém aumento de limite de escoamento de aproximadamente o dobro.

Durante as décadas de 1940, 1950 e 1960, a necessidade de ligas mais resistentes ao calor, impulsionada pelo advento e início do desenvolvimento de motores de turbina a gás, deu origem a várias ligas de níquel: Nimonic 80 (1941), Nimonic 90 (1945), Nimonic 100 (1955), Nimonic 105 (1960) e Nimonic 115 (1964). No final da década de 1940, descobriu-se que a adição de molibidênio (inicialmente na liga M-252) promovia significativo aumento de resistência por solução sólida. Logo em seguida, outros elementos refratários como Tungstênio, Cobalto, Tântalo e Rênio foram utilizados para este fim. Durante essas décadas, o desenvolvimento

das ligas de níquel se deu principalmente através da adição otimizada de elementos de ligas como alumínio, titânio e molibidênio (Sims *et al.*, 1987; Patel, 2006).

A primeira geração das ligas de níquel chega ao fim através da liga 625, desenvolvida no final da década de 1950 e introduzida no mercado em 1964. Esta liga foi inicialmente planejada para operar em altas temperaturas. Entretanto, quando da sua aplicação no setor petróleo e gás, descobriu-se que a liga 625 também apresentava excelente resistência à corrosão em vários meios agressivos, sendo satisfatória tanto em aplicações em altas temperaturas como também onde a resistência a corrosão era requerida. A Tabela 3.1 mostra uma lista com as principais ligas desenvolvidas na primeira geração das ligas de níquel (Farrar, 2004; Wessel, 2004; Hodge, 2006).

Tabela 3.1. Principais ligas de níquel desenvolvidas na primeira geração.

Liga	Composição	Ano
Monel	Ni-Cu	1906
Hastelloy B	Ni-26,5Mo-5Fe	1921
A-Níquel	Ni	1924
Hastelloy A	Ni-20Mo-20Fe	1929
Hastelloy D	Ni-10,5Si-2,5Cu	1930
Hastelloy C	Ni-16Cr-16Mo-4W-7Fe	1931
Inconel 600	Ni-15Cr-8Fe	1931
Incoloy 800*	Fe-32Ni-20Cr	1949
Hastelloy F	Ni-22Cr-18Fe-6Mo-2Nb	1950
Incoloy 825	Ni-22Cr-32Fe-2Cu-2Mo	1952
Hastelloy G	Ni-22Cr-18Fe-6,5Mo-2Nb-2Cu	1952
Inconel 625	Ni-21,5Cr-9Mo-3,6Nb	1964

Fonte: Farrar, 2004; Wessel, 2004; Hodge, 2006.

A partir de 1966, através de melhoramentos nas técnicas de fusão, foi possível a redução da quantidade de carbono e silício a níveis muito baixos da liga Hastelloy C, hoje em dia obsoleta. Essas melhorias proporcionaram o advento da liga C-276, a qual possui excelente resistência a corrosão em meios oxidantes e redutores e ainda pode ser usada na condição como soldada com elevada resistência a corrosão intergranular (Agarwal e Kloewer, 2001; Hodge, 2006).

O processo de descarburização argônio-oxigênio (AOD: *argon-oxygen decarburization*) tornou possível a produção da liga C-276 comercialmente atrativa. Através deste processo de refinamento, o teor de carbono atingido por esta liga é de 0,01 % e de silício da ordem de 0,005 %. O advento da liga C-276 deu início a segunda geração das ligas de níquel.

Em 1973, também a partir da liga C, a liga C-4 foi desenvolvida com o intuito de melhorar a estabilidade térmica para se evitar a precipitação de fases intermetálicas decorrentes dos tratamentos térmicos em altas temperaturas.

As ligas de níquel tiveram grande aplicação na indústria nuclear para a geração de eletricidade. A liga 600 foi umas das que mais se destacou durante as décadas de 1950, 1960 e 1970, pois foi selecionada por possuir excelente resistência a corrosão em meio aquoso. Posteriormente, descobriu-se que a liga 600 é susceptível a corrosão sob tensão. Esta descoberta gerou o desenvolvimento de ligas e consumíveis para soldagem contendo 30 % de cromo para resistirem à corrosão sob tensão (Dupont *et al.*, 2009).

Em 1985, outra modificação baseada na liga C gerou a liga C-22. Esta versão possui maior quantidade de cromo em comparação com a liga C-276 e verificou-se que possuía melhor resistência em meio oxidantes. A Tabela 3.2 apresenta algumas ligas importantes desenvolvidas durante a segunda geração das ligas de níquel.

Tabela 3.2. Algumas ligas de níquel desenvolvidas na segunda geração.

Liga	Composição	Ano
Hastelloy C-276	Ni-16Cr-16Mo-4W-5Fe	1966
Inconel 690	Ni-29Cr-8Fe	1967
Hastelloy C-4	Ni-16Cr-16Mo	1973
Hastelloy B-2	Ni-27Mo-1Fe-1Cr	1976
Hastelloy G-3	Ni-22Cr-18Fe-7Mo-0,5Nb-2Cu	1977
Hastelloy G-30	Ni-30Cr-15Fe-5,5Mo-0,8Nb-2,5W	1983
Hastelloy C-22	Ni-22Cr-13Mo-3W	1985

Fonte: Farrar, 2004;Wessel, 2004; Hodge, 2006.

Embora as ligas desenvolvidas durante a segunda geração das ligas de níquel possuíssem composição química mais elaborada para atender as diversas necessidades industriais de resistência mecânica em alta temperatura e a corrosão, a necessidade de alguns setores industriais de ligas ainda mais resistentes a corrosão impulsionou o surgimento da nova geração das ligas de níquel. Esta baseada em modificações das ligas já existentes (Hodje, 2006).

Em 1990 foi desenvolvida uma das primeiras ligas da nova geração, a liga 59. A liga 686 foi lançada no mercado em 1992 e em 1995 a liga MAT 21. No ano de 2001 a liga C-2000 foi lançada no mercado. As ligas da nova geração destacam-se por possuírem superiores quantidades de cromo e molibdênio em suas

composições, garantindo assim maior resistência a corrosão em meios oxidantes e redutores. A Tabela 3.3 cita algumas ligas da nova geração.

Tabela 3.3. Algumas ligas de níquel da nova geração.

Liga	Composição	Ano
Liga 59	Ni-23Cr-16Mo	1990
Inconel 686	Ni-21Cr-16Mo-4W	1992
MAT 21	Ni-19Cr-19Mo-1,8Ta	1995
Hastelloy C2000	Ni-23Cr-16Mo-1,6Cu	2001

Fonte: Farrar, 2004; Wessel, 2004; Hodge, 2006.

Desde a nomeação do elemento Níquel por Cronstedt no século dezoito até a presente data, várias utilizações e desenvolvimento de ligas têm possibilitado enorme progresso em várias indústrias. Na última metade do século vinte houve um crescimento muito grande das ligas a base de níquel resistentes à oxidação devido principalmente a compatibilidade metalúrgica do níquel com vários elementos como Cr, Mo, Co, Fe, Cu, W, Ta. A Tabela 3.4 mostra o desenvolvimento cronológico de várias ligas de níquel Dupont *et al.*, 2009).

Tabela 3.4. Desenvolvimento cronológico de várias ligas de níquel.

Período	Ligas
1900 – 1909	MONEL ¹ 400, Ligas Ni-Cu.
1910 – 1919	HAYNES ² 6B.
1920 – 1929	MONEL K-500, HASTELLOY A, HASTELLOY B.
1930 – 1939	INCONEL 600, MONEL R-405, PERMANICKEL 300, HASTELLOY C, e HASTELLOY D.
1940 – 1949	INCONEL X-750, INCOLOY 800, INCOLOY 801, DURANICKEL 301, HAYNES STELLITE 21, HAYNES STELLITE 31, NI-SPAN-C 902, NIMONIC 75, NIMONIC 80, NIMONIC 80A, NIMONIC 90 e HAYNES 25.
1950 – 1959	INCONEL 751, INCOLOY 825, HASTELLOY X, NIMONIC 105, NIMONIC 108, PE 11, e PE 16.
1960 – 1969	INCONEL 718, INCONEL 690, INCONEL 625, INCOLOY 840, NIMONIC 81, HASTELLOY C-276, e HAYNES 188.
1970 – 1979	INCONEL 601, INCONEL 617, INCONEL MA 754, INCONEL 706, INCOLOY 800H, INCOLOY 903, INCOLOY MA 956, UDIMET 720, NIMONIC 101, NIMONIC 86, HASTELLOY B-2, w HASTELLOY C - 4.
1980 – 1989	INCONEL 601GC, INCONEL 625 LCF, INCONEL 725, INCOLOY 925, INCOLOY 800HT, INCOLOY 907, INCOLOY 908, INCOLOY 909, ALLCOR 3, HASTELLOY C-22, HASTELLOY G-30, e HASTELLOY C-2000.
1990 – 1999	INCONEL 622, INCONEL 686, INCONEL 783, INCONEL alloy 718 SPF, INCOLOY 890, NILO alloy 365, metal de adição NILO CF36, INCOLOY 864, INCOLOY alloy 832, Metal de adição NI - ROD 44HT, VDM ⁴ 59, VDM B-4, e HASTELLOY B3.
2000 +	HASTELLOY G-35, HAYNES 282, INCONEL 693, HASTELLOY C-2000, metal de adição INCONEL 52M, INCONEL 740, INCONEL TD, e INCOLOY 27-7Mo.

Fonte: Dupont *et al.*, 2009.

¹ Marcas registradas pertencentes à Special Metals: MONEL, INCONEL, PERMANICKEL, INCOLOY, DURANICKEL, NI-SPAN, NIMONIC, UDIMET, NILO e NI-ROD.

² Marcas registradas pertencentes à Haynes International: HAYNES, HASTELLOY, HAYNES STELLITE.

³ ALLCOR é uma marca registrada de Allegheny Ludlum-ATI.

⁴ VDM é uma marca registrada de VDM Alloys of Germany.

Adicionalmente, melhoramentos nas técnicas de fusão, inovações nos processos termomecânicos e melhor entendimento do papel dos elementos de liga foram fatores determinantes no desenvolvimento das ligas de níquel (Agarwal e Kloewer, 2001).

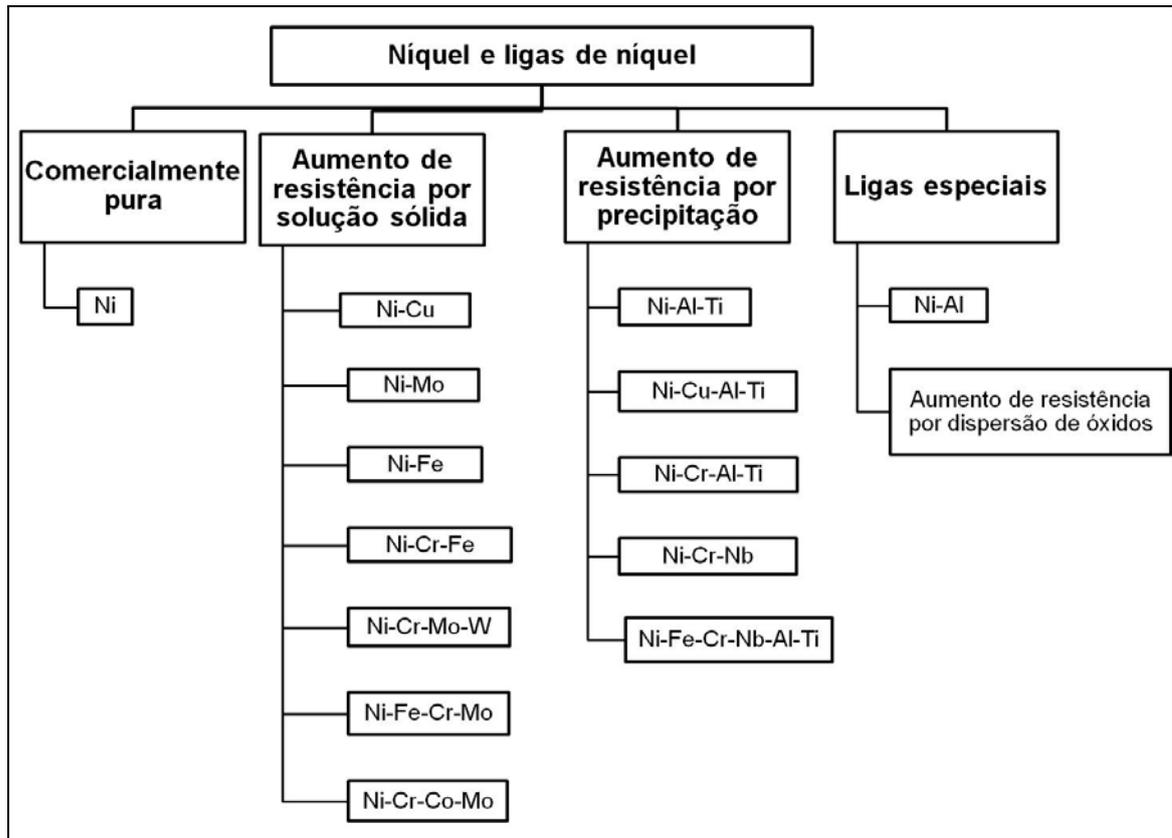
3.3 Classificação das ligas de níquel

Diferente das ligas de aços e de alumínio, as ligas de níquel não seguem uma classificação sistemática. De uma forma geral, as ligas de níquel são conhecidas por seu nome comercial, o qual é originalmente determinado pelo fabricante da liga.

Sob o ponto de vista de aplicação, existem dois grandes grupos de ligas de níquel: as ligas de níquel aplicadas em altas temperaturas e resistentes à corrosão a seco, e as aplicadas em baixas temperaturas, para resistência à corrosão aquosa. As ligas de níquel usadas em altas temperaturas são comumente referenciadas como ligas resistentes ao calor ou ligas para altas temperaturas. Enquanto que as usadas em baixas temperaturas e resistentes à corrosão aquosa são conhecidas como resistentes a corrosão. Industrialmente, o limite entre baixa e alta temperatura situa-se em torno de 500 °C. A maioria das ligas de níquel possui uso bem definido em alta ou baixa temperatura. Entretanto, algumas delas podem ser usadas em ambas aplicações, como a liga 625 (Rebak, 2004; ASM, 2006).

As ligas de níquel possuem uma matriz gama (γ) com estrutura cristalina CFC, a qual pode ter sua resistência aumentada por vários mecanismos: por solução sólida; por precipitação e por dispersão (ASM, 1993 c; Sims, 1987; Dupont *et al.*, 2009). Adicionalmente, de acordo com a aplicação, essas ligas podem incorporar uma grande quantidade de elementos químicos. Assim, um sistema de classificação das ligas de níquel que aborde o mecanismo de aumento de resistência da liga e a composição química da mesma se constitui uma forma coerente de abordagem. A Figura 3.1 mostra esquematicamente a classificação das ligas de níquel (Dupont *et al.*, 2009).

Figura 3.1. Classificação das ligas de níquel.



3.3.1 Ligas de níquel comercialmente puras

As ligas deste grupo contêm essencialmente níquel, geralmente na faixa de 99 % em peso. As ligas de níquel comercialmente puras são caracterizadas por possuírem boa resistência a corrosão e também boas propriedades mecânicas. A combinação de boa ductilidade, baixas dureza e taxa de encruamento, bem como boa soldabilidade, confere a estas ligas relativa facilidade de fabricação (ASM, 2005; Dupont *et al.*, 2009).

São utilizadas geralmente em aplicações que necessitam de resistência a corrosão em meios cáusticos. Podem ainda serem utilizadas em temperaturas criogênicas, pois possuem boas ductilidade e resistência em baixas temperaturas. Encontram-se aplicações também na indústria de processamento de alimentos, em componentes elétricos e eletrônicos (AWS, 1996; ASM, 2005; Dupont *et al.*, 2009).

Existem várias ligas de níquel comercialmente puras. Dentre estas, as mais comumente aplicadas em soldagem são a liga 200 e sua versão com baixo carbono, a liga 201 (AWS, 1996). A Tabela 3.5 mostra a composição química destas ligas. As ligas 200 e 201 possuem boa resistência em baixas e moderadas temperaturas. Em aplicações envolvendo exposição a temperaturas superiores a 315 °C, a liga 201 é preferível, pois tem maior resistência a grafitação em temperaturas elevadas (AWS, 1996; Agarwal e Kloewer, 2001).

Tabela 3.5. Composição química das ligas 200 e 201.

Liga	Ni	Cu	Fe	Mn	C
200	99 min	0,25	0,40	0,35	0,15
201	99 min	0,25	0,40	0,35	0,02

Fonte: AWS, 1996.

Os consumíveis para soldagem das ligas de níquel comercialmente puras contêm adições de até 1,5% de Al e 2,0 a 5,0% de Ti para suprimir os efeitos dos contaminantes atmosféricos. Tanto o Al como o Ti combinam-se com oxigênio e nitrogênio, controlando assim a porosidade na solda (Dupont *et al.*, 2009).

3.3.2 Ligas de níquel com aumento de resistência por solução sólida

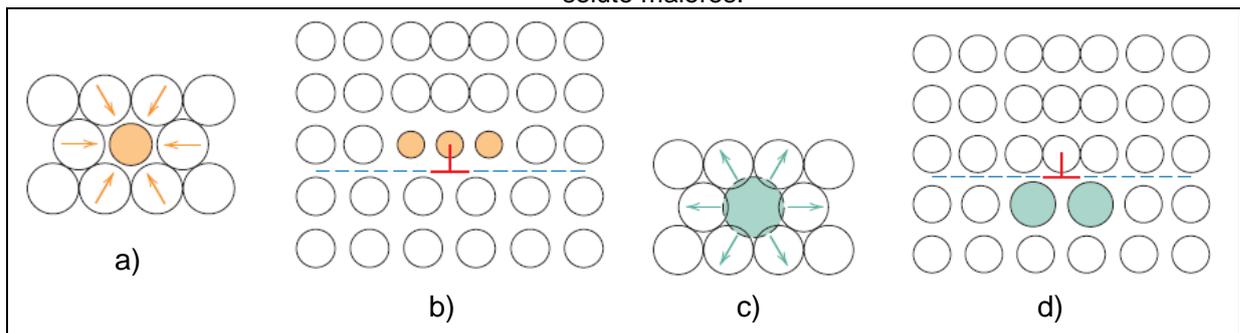
O aumento da resistência mecânica promovido por solução sólida baseia-se na introdução de átomos de soluto na rede cristalina que promovem uma barreira à movimentação das discordâncias.

Os átomos de soluto normalmente conferem deformações na rede através dos átomos vizinhos devido à diferença nos raios atômicos do soluto e do solvente. Esta configuração resulta em um campo de deformação da rede cristalina entre as discordâncias e os átomos de soluto e, conseqüentemente, há restrição no movimento das discordâncias. A Figura 3.2 mostra esquematicamente o efeito da deformação na rede cristalina promovida pela introdução de átomos de soluto (Callister, 2008).

Os átomos de soluto tendem a se distribuir de forma a minimizar a deformação da rede cristalina e, assim, reduzindo a energia livre da rede. Por exemplo, um átomo de soluto com o diâmetro menor que o do solvente tende a se localizar no campo de compressão da discordância (Figura 3.2 (a) e (b)), ao passo

que o soluto de diâmetro maior que o do solvente se localiza no campo de tração, como ilustrado na Figura 3.2 (c) e (d). Desta forma, com uma rede cristalina mais equilibrada, as discordâncias necessitam de uma maior energia para se movimentarem (Reed-Hill, 1982; Callister, 2008).

Figura 3.2. Deformações na rede cristalina impostas por átomos de soluto. (a) Deformação trativa promovida por um átomo menor. (b) Possível localização dos átomos de soluto menores. (c) Deformação compressiva promovida por um átomo maior. (d) Possível localização dos átomos de soluto maiores.



Fonte: Callister, 2008.

Os elementos Co, Cr, Fe, Mo e Ta são geralmente usados para proporcionar aumento de resistência mecânica por solução sólida nas ligas de níquel. Elementos que exibem raio atômico, estrutura eletrônica e rede cristalina similares ao níquel têm maior probabilidade de permanecerem em solução sólida (Dupont *et al.*, 2009).

A capacidade de um elemento químico aumentar a resistência por solução sólida pode ser atribuída à diferença no raio atômico comparado com o níquel. A Tabela 3.6 mostra o aproximadamente a diferença do diâmetro atômico e da solubilidade de vários elementos em relação ao níquel na temperatura de 1000 °C (Dupont *et al.*, 2009).

O limite de solubilidade corresponde à máxima quantidade de soluto que pode ser absorvida pelo solvente. Destaca-se o papel importante que o níquel desempenha como elemento solvente para vários elementos de liga. De fato, a possibilidade de formação de várias ligas de níquel contendo quantidades relativamente grandes de elementos como Cr, Mo, W, Co, Mn, Al e Ti contribui para o desenvolvimento acentuado destas ligas nas últimas décadas.

As ligas de níquel endurecidas por solução sólida são amplamente utilizadas em aplicações que exigem combinação de resistência mecânica moderada e excelente resistência a corrosão em temperaturas até 800 °C e em alguns casos

podendo ser aplicadas até 1200 °C (Dupont *et al.*, 2009). Estas ligas são aplicadas em várias indústrias como petroquímica, processamento químico, geração de energia, papel, etc. A Tabela 3.7 relaciona algumas ligas de níquel endurecidas por solução sólida.

Tabela 3.6. Diâmetro atômico aproximado e solubilidade de vários elementos no níquel na temperatura de 1000 °C.

Soluto	Diferença aproximada do raio atômico do Ni em relação aos solutos, %	Solubilidade aproximada no Ni em 1000 °C, % em peso
C	+43	0,2
Al	-15	7
Si	+6	8
Ti	-17	10
V	-6	20
Cr	-0,3	40
Mn	+10	20
Fe	+0,3	100
Co	-0,2	100
Cu	-3	100
Nb	-15	6
Mo	-9	34
Ta	-15	14
W	-10	38

Fonte: Dupont *et al.*, 2009.

Tabela 3.7. Composição química de algumas ligas de níquel endurecidas por solução sólida.

Liga	C	Cr	Fe	Mn	Ni	Mo	Si	Al	Outros
600	0,15	14-17	6-10	1,0	72,0 min	-	0,5	-	
625	0,10	20-23	5,0	0,5	Bal.	8-10	0,5	0,40	Nb 3,15-4,15
C-4	0,015	14-18	3,0	1,0	Bal.	14-17	0,08	-	
C-22	0,01	20-24	3,0	0,5	Bal.	12-14	0,08	-	Co 2,5, W 3
C-276	0,02	14,5-16,5	4-7	1,0	Bal.	15-17	0,08	-	Co 2,5
C-2000	0,1	22-24	3,0	0,5	Bal.	15-17	0,08	0,5	
59	0,10	22-24	1,5	0,50	Bal.	15-16,5	0,1	0,4	
686	0,01	19-53	2,0	0,75	Bal.	15-17	0,08	-	W 3,0-4,4

Fonte: Dupont *et al.*, 2009.

A maioria das ligas deste grupo é fornecida na condição solubilizada, assegurando que os elementos de liga adicionados estejam dissolvidos na matriz austenítica e que o material esteja livre de fases fragilizantes. A maioria das ligas é solubilizada na faixa de temperatura de 1000 a 1200 °C. O tempo e temperatura do tratamento térmico de solubilização são usados para controlar o tamanho de grão do metal de base. O resfriamento rápido da temperatura de solubilização é requerido em alguns casos para evitar a formação de carbonetos e/ou fases fragilizantes (Dupont *et al.*, 2009).

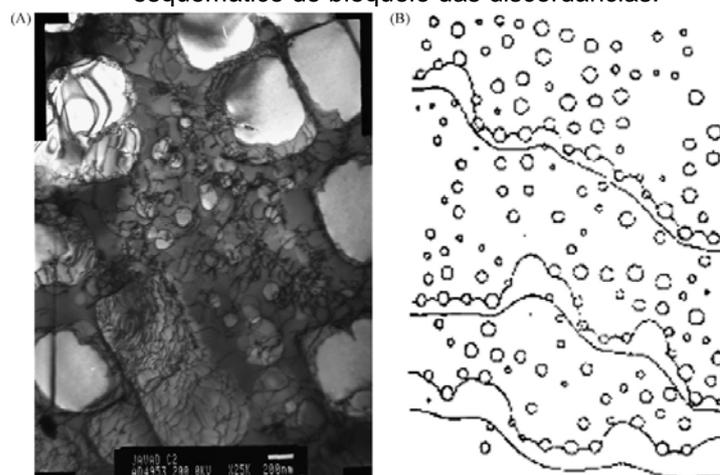
De uma forma geral, as ligas endurecidas essencialmente por solução sólida possuem boa soldabilidade. Podem, inclusive, serem colocadas em serviço após a realização da soldagem, mantendo em níveis satisfatórios as propriedades mecânicas na condição como soldado (ASM, 1993 b).

3.3.3 Ligas de níquel com aumento de resistência por precipitação

O mecanismo de aumento de resistência por precipitação baseia-se no bloqueio da movimentação das discordâncias através da precipitação de uma segunda fase a partir da matriz. Desta forma, após um tratamento térmico adequado, átomos de soluto presentes na rede cristalina irão precipitar, formando uma nova fase.

Dentre as principais fases precipitadas nas ligas de níquel através deste mecanismo estão γ' e γ'' . A Figura 3.3 (A) mostra a micrografia de uma liga endurecida por precipitação onde é possível identificar várias discordâncias localizadas em torno dos precipitados (fase γ'). O desenho esquemático mostrado na Figura 3.3 (B) ilustra o bloqueio das discordâncias promovido pelos precipitados.

Figura 3.3. (A) Micrografia de uma liga de níquel endurecida por precipitação. (B) Desenho esquemático do bloqueio das discordâncias.

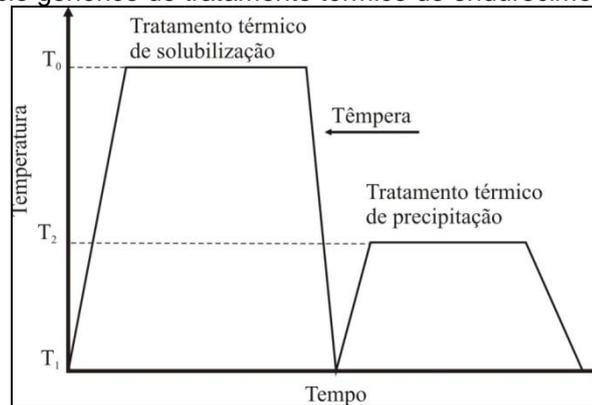


Fonte: Safari e Nategh, 2009.

Em geral, o tratamento térmico das ligas de níquel endurecidas por precipitação consiste na solubilização acima da linha *solvus*, seguida de resfriamento rápido e, posteriormente, na manutenção da liga em uma faixa de

temperatura na qual ocorre a precipitação. A Figura 3.4 mostra um ciclo genérico deste tratamento térmico. Nesta figura, T_0 é uma temperatura acima da linha *solvus*, onde a liga se encontra no campo monofásico. T_2 é a temperatura de precipitação. Esse efeito é também conhecido como envelhecimento por precipitação.

Figura 3.4. Ciclo genérico do tratamento térmico de endurecimento por precipitação.



Fonte: autoria própria.

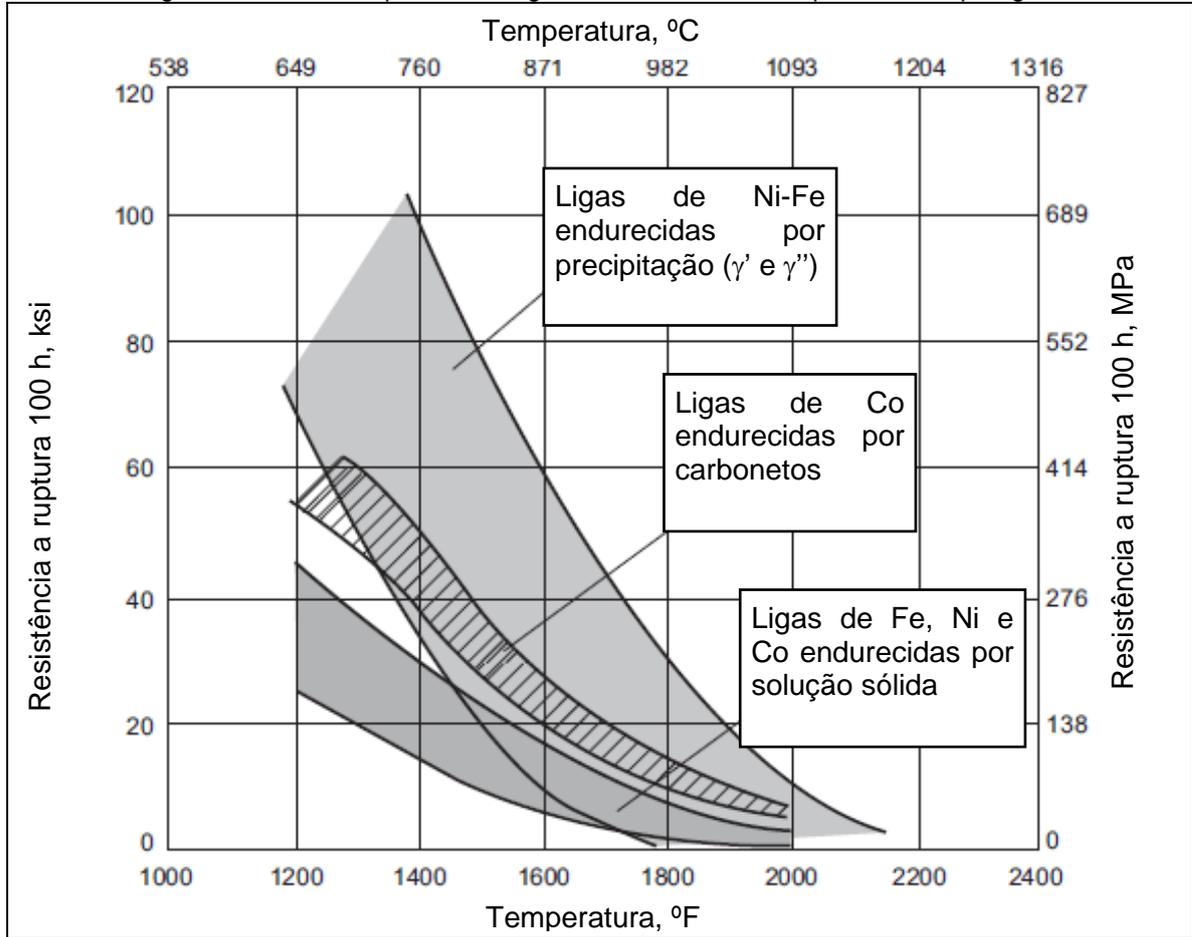
Na prática, no entanto, o procedimento seguido consiste de resfriamento ao ar, a partir da temperatura de solubilização (em geral na faixa de 1040 – 1180 °C) até uma temperatura intermediária de precipitação e mantida nesta temperatura por algumas horas, antes de ser resfriada ao ar até uma temperatura de precipitação final em torno de 760 °C. Depois de mantida nesta temperatura final por um tempo em torno de 16 horas, a liga pode ser resfriada ao ar até a temperatura ambiente (Kou, 2003).

As ligas de níquel endurecidas por precipitação destacam-se por oferecer uma combinação de alta resistência mecânica e excelente resistência a corrosão. Outro fator de destaque das ligas deste grupo é a capacidade de manter uma alta fração de sua resistência mecânica em altas temperaturas. Através da otimização da adição dos elementos de liga e do tratamento térmico, essas ligas podem apresentar limite de escoamento de 1035 MPa (Dupont *et al.*, 2009). A Tabela 3.8 lista algumas ligas de níquel endurecidas por precipitação.

A Figura 3.5 mostra que as ligas de níquel endurecidas por precipitação apresentam resistência mecânica consideravelmente maior, quando comparadas com as ligas de níquel endurecidas por solução sólida.

Nas ligas de níquel a precipitação intencional de fases é proporcionada pela adição de alumínio, titânio e/ou nióbio. A fase γ' – Ni₃ (Al, Ti) possui elevada coerência com a matriz, em geral menor que 1 % (ASM, 1993 c).

Figura 3.5. Comportamento geral da resistência a ruptura das superligas.



Fonte: ASM, 2000.

Tabela 3.8. Composição química de algumas ligas de níquel endurecidas por precipitação.

Liga	C	Cr	Fe	Mn	Ni	Mo	Ti	Al	Outros
K500	0,25	-	2,00	1,50	63,0-70,0	-	0,35-0,85	2,3-3,15	Cu Bal.
80A	0,10	18,0-21,0	3,0	1,0	Bal.	-	1,8-2,7	1,0-1,8	Co 2,0
X-750	0,08	14,0-17,0	5,0-9,0	1,0	70 min.	-	2,25-2,75	0,4-1,0	Nb 0,7-1,2
718	0,08	17,0-21,0	Bal.	0,35	50,0-55,0	2,8-3,3	0,65-1,15	0,2-0,8	Nb 4,75-5,50
Rene 41	0,12	18,0-22,0	5,00	0,10	Bal.	9,0-10,5	3,0-3,3	1,4-1,8	Co 10,0-12,0
U720	0,03	15,0-17,0	-	-	Bal.	2,5-3,5	4,5-5,5	2,0-3,0	Co 14,0-16,0
725	0,03	19,0-22,5	Bal.	0,35	55,0-59,0	7,0-9,5	1,0-1,7	0,35	Nb 2,75-4,0

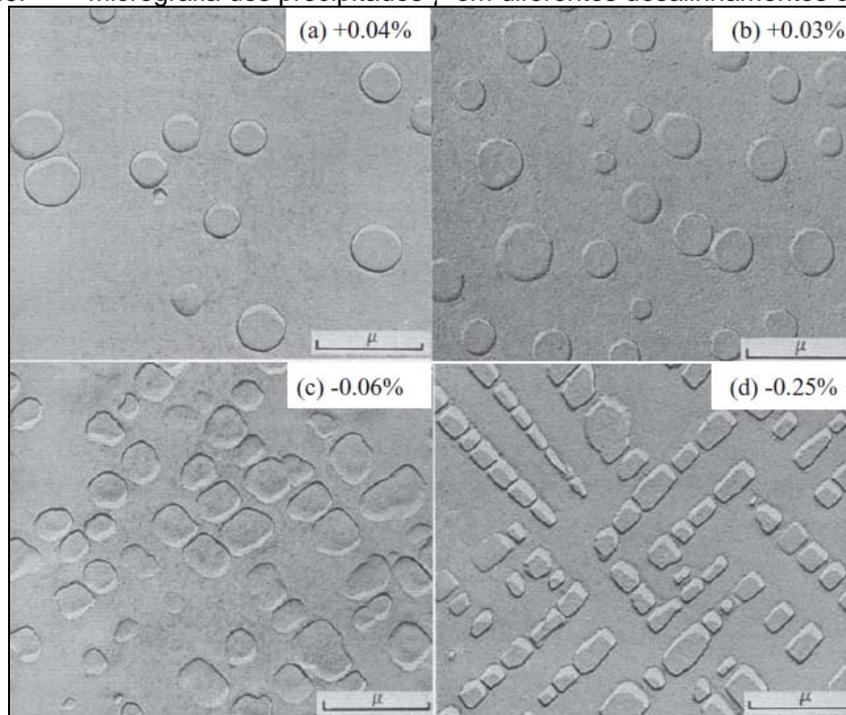
Fonte: Dupont *et al.*, 2009.

De uma forma geral, o aumento de resistência mecânica provocado pela precipitação de γ' depende de vários fatores, incluindo a capacidade de aumento de

resistência por solução sólida de γ e γ' ; quantidade de γ' ; energia de superfície na interface γ/γ' e o desalinhamento da rede (Dupont *et al.*, 2009).

Quando a deformação da rede é pequena, a forma do precipitado que minimiza tanto a energia de superfície quanto a energia de deformação por volume de precipitado é esferoidal. Entretanto, caso a deformação da estrutura cristalina seja alta, a morfologia que será formada é cúbica. A Figura 3.6 mostra a influência do desalinhamento na morfologia do precipitado γ' . Outros fatores que influenciam a morfologia dos precipitados são a energia de superfície da interface γ/γ' , fração volumétrica, anisotropia, deformação plástica, tensões aplicadas e orientação cristalográfica (Brooks, 1984; Baldan, 2002. Xia *et al.*, 2007).

Figura 3.6. Micrografia dos precipitados γ' em diferentes desalinhamentos com a rede



Fonte: Dupont *et al.*, 2009.

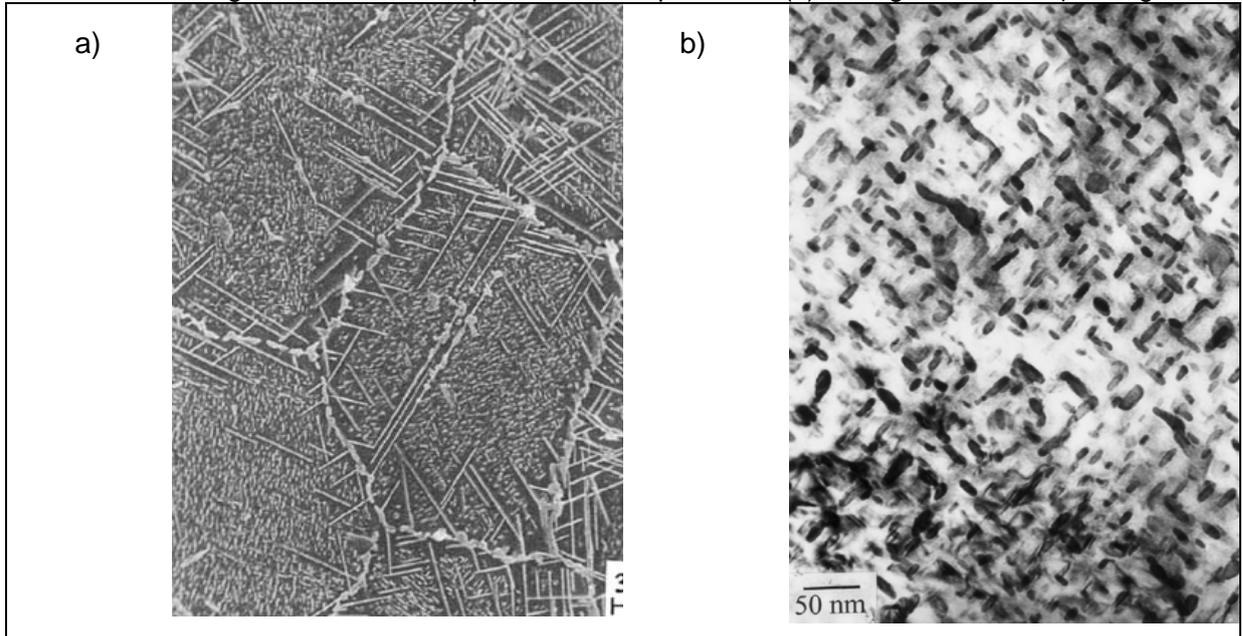
Em ligas de níquel contendo quantidades suficientes de Nb, a fase γ'' (Ni_3Nb) pode se formar. Esta fase possui estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado, a qual é coerente com a matriz austenítica. Sua morfologia característica é em forma de discos elipsoidais muito finos (ASM, 1993 c; Hong *et al.*, 2001), como mostrado na Figura 3.7b.

O aumento de resistência mecânica promovido pela precipitação de γ'' nas ligas de níquel é atribuído à deformação na rede cristalina da ordem de 3 % (Dupont *et al.*, 2009). Entretanto, γ'' é uma fase meta-estável, podendo ser decomposta na fase δ , com a mesma composição química (Ni_3Nb), mas, com a estrutura cristalina ortorrômbica.

Esta decomposição pode ocorrer devido à exposição do material em determinadas faixas de temperaturas durante as etapas de fabricação ou operação. A formação da fase altera a relação de concentração de Al e Ti em relação ao Nb na matriz γ , o que irá afetar a sequência de precipitação de γ' e γ'' (Nalawade, *et al.*, 2010). A morfologia da fase δ é caracterizada em geral pelo formato de agulhas, como mostrado na Figura 3.7. Podendo, em alguns casos, também ser encontrada na forma de plaquetas (Deleume *et al.*, 2008).

Embora a fase δ possua ação benéfica de restringir crescimento excessivo do tamanho de grão nas ligas de níquel (Muralidharan e Thompson, 1996; Slama e Abdellaoui, 2000; Azadian *et al.*, 2004), sua formação é considerada prejudicial, pois a mesma não possui coerência com a matriz, restringindo o efeito de aumento de resistência. Adicionalmente, a presença de fase δ pode levar à fragilização associada com a perda de ductilidade, prejudicando a soldabilidade (Dupont *et al.*, 2009).

Figura 3.7. a) Micrografia de várias fases formadas na liga 625 após exposição a 1200 °C por 4600 h. Os precipitados pequenos são γ'' , os constituintes em forma de agulhas são δ e os contornos de grão estão cobertos por carbonetos primários. (b) Micrografia da fase γ'' na liga 718.



Fontes: (a) Dupont *et al.*, 2009; (b) Hong *et al.*, 2001.

A metalurgia física das ligas de níquel endurecidas por precipitação é considerada relativamente complexa, uma vez que essas ligas contêm uma mistura intencional de adição de elementos de ligas necessários para aumento de resistência por solução sólida (Cr, Co, Fe, Mo, W e Ta), formação dos precipitados (Ti, Al e Nb), resistência a oxidação (Cr, Al e Ta), resistência à corrosão a quente (Cr, La e Th), resistência a fluência (B e Zr) (Dupont *et al.*, 2009).

A metalurgia da soldagem destas ligas é igualmente complexa, pois a partição dos vários elementos de liga durante a solidificação da zona de fusão pode levar à formação de constituintes eutéticos e formação de fases secundárias, os quais não são normalmente observados no metal de base. Ressalta-se que estes efeitos também são observados nas ligas endurecidas por solução sólida, porém estas possuem geralmente melhor soldabilidade.

A necessidade de tratamentos térmicos após a soldagem das ligas de níquel endurecidas por precipitação constitui-se um fator importante a se considerar, pois o custo adicional e a aplicabilidade em campo podem afetar restringir sua utilização.

3.3.4 Ligas especiais

Nesta categoria estão as ligas de níquel com aumento de resistência por dispersão de óxido e as ligas intermetálicas Ni-Al. As ligas deste grupo destacam-se por apresentar boa resistência à fluência aliada à boa resistência à corrosão. Em geral essas ligas possuem melhores propriedades de resistência mecânica em temperaturas acima de 1000 °C quando comparadas aos outros grupos de ligas de níquel (ASM 1993 c; Mason e Grant, 1995; Lee *et al.*, 1999).

As ligas com aumento de resistência por dispersão de óxidos são produzidas pelo processo de ligação mecânica (*mechanical alloying – MA*), o qual utiliza moinho de bolas para misturar mecanicamente os pós metálicos e os óxidos. A mistura realizada no moinho de bolas promove a deformação, fratura e soldagem a frio dos pós metálicos e óxidos, resultando na formação de partículas muito finas, na ordem de 0,025 – 0,050 µm e com espaçamento entre as partículas em torno de 0,5µm (ASM 1993 c; Bhadeshia, 2000).

As partículas de óxido são insolúveis na matriz, justificando o uso de técnicas de ligação mecânica e metalurgia do pó para obtenção das ligas. Dentre os dispersóides utilizados em ligas de níquel, emprega-se mais comumente o óxido de ítrio (Y₂O₃) na proporção em torno 2 % em volume. O óxido de ítrio caracteriza-se por ser mais efetivo que γ' no bloqueio à movimentação das discordâncias em temperaturas acima de 1000 °C (Molian *et al.*, 1992).

A união por soldagem das ligas de níquel com aumento de resistência por dispersão de óxido é considerada ainda um desafio devido à dificuldade de se manter uma distribuição favorável dos óxidos, os quais deixam de ficar dispersos durante a fusão na região da solda. Isto implica em redução significativa da resistência à fluência, atingindo, na região da solda de 10 a 50 % das propriedades do metal de base (ASM, 1993 b).

Processos de soldagens que empregam alta densidade de energia como soldagem a laser e feixe de elétrons promovem melhores propriedades do metal de solda quando comparados aos processos de soldagem a arco (Molian *et al.*, 1992), uma vez que nos processos com mais alta densidade de energia o tempo em que o material se solidifica é menor, minimizando efeitos da distribuição dos óxidos.

As ligas intermetálicas Ni-Al possuem excelentes propriedades em elevadas temperaturas, incluindo alta resistência mecânica e à corrosão. São de difícil processamento e são muito difíceis de soldar de uma maneira geral devido sua baixa ductilidade e tenacidade (Dupont *et al.*, 2009).

3.4 Influência dos elementos de liga

As ligas de níquel são consideradas complexas, uma vez que podem incorporar vários elementos de liga. A rede cristalina do tipo CFC do níquel e suas ligas permitem altas concentrações de elementos de ligas, em comparação com outras classes de materiais, como por exemplo, os aços inoxidáveis.

A adição de elementos de liga específicos nas ligas de níquel tem como propósito a combinação adequada de resistência mecânica e a corrosão, dependendo das exigências de projeto para cada situação. A Tabela 3.9 mostra sumariamente o efeito geral da adição de vários elementos nas ligas de níquel.

Tabela 3.9. Efeito geral de vários elementos nas ligas de níquel.

Efeito	Elementos de liga
Aumento de resistência por solução sólida	Co, Cr, Fe, Mo, W, Ta
Formador de γ' – Ni₃(Al,Ti)	Al, Ti
Aumento de resistência por solução sólida de γ'	Cr, Mo, Ti, Si, Nb
Formador de γ'' – Ni₃Nb	Nb
Formadores de Carbonetos	
MC e M(C,N)	W, Ta, Ti, Mo, Nb
M₇C₃	Cr
M₂₃C₆	Cr, Mo, W
M₆C	Mo, W
Fases TCP (σ, μ, P, Laves)	Ti, V, Zr, Nb, Ta, Al, Si
Formadores de camadas de óxido (Cr₂O₃/Al₂O₃)	Cr, Al

Fonte: ASM, 1993 c.

A seguir, é descrita brevemente a influência dos elementos de liga comumente adicionados nas ligas de níquel e seus efeitos.

- Alumínio: atua aumentando a resistência mecânica por solução sólida e por precipitação (na formação da fase γ'). Auxilia a resistência a corrosão em elevadas temperaturas (ASM, 2000; Special Metals Co., 2000; Tancret *et al.*, 2003).
- Carbono: em geral é mantido em baixas quantidades (0,01 – 0,2 %) e tem como função principal a precipitação de carbonetos. A precipitação de

carbonetos nos contornos de grão pode ter o efeito benéfico de dificultar o deslizamento desses contornos, contribuindo para a resistência mecânica em altas temperaturas. Em algumas ligas de Ni, como a 686, a quantidade de carbono alcança níveis muito baixos (menor que 0,008 %), objetivando a estabilidade da liga e melhor aproveitamento de elementos como Cr, Mo e W na matriz, melhorando também a soldabilidade. Adicionalmente o carbono exerce efeito prejudicial na resistência à corrosão (ASM, 1993 b; Maguire e Michael, 1994; ASM, 2000; Tancret *et al.*, 2003; Shoemaker e Crum, 2007, Stephen *et al.*, 2007).

- Cromo: é um elemento de liga chave em muitas ligas de níquel, pois promove proteção contra a corrosão através da formação de uma camada de óxido passivadora (Cr_2O_3). Esta camada protege contra a entrada de compostos nocivos contendo enxofre e oxigênio, bem como a saída elementos de liga por difusão. De uma forma geral, o cromo melhora a resistência em meios corrosivos oxidantes, bem como contra oxidação e sulfidação em altas temperaturas. Adicionalmente, atua na melhoria das propriedades mecânicas nas ligas de níquel através do mecanismo de endurecimento por solução sólida. A alta solubilidade do cromo no níquel permite a utilização de teores acima de 20 %, importante para obtenção de resistência a corrosão em altas temperaturas. Entretanto, o cromo pode degradar a resistência mecânica em altas temperaturas da fase γ' das superligas de níquel. O cromo possui forte tendência de combinar-se com carbono, promovendo a ocorrência da formação de carbonetos na microestrutura das ligas de níquel (ASM, 1993 a, b; ASM, 2000; Special Metals Co., 2000; Tancret *et al.*, 2003, Dupont *et al.*, 2009).
- Ferro: atua aumentando a resistência mecânica por solução sólida. Pelo fato do cromo ser um elemento caro, a adição de ferro na forma de ferro-cromo nas ligas de níquel tem o objetivo de reduzir o custo. O ferro promove a melhoria da resistência à meio carburizantes em altas temperaturas. Porém o ferro pode ter efeito prejudicial de aumentar a susceptibilidade da liga a trincas de solidificação. Além disso, a presença de ferro nas ligas de níquel contribui para a redução da quantidade de níquel, podendo diminuir a

estabilidade da liga. Reduz a resistência à corrosão intergranular na faixa de temperatura de 760 a 980 °C (ASM, 1993 b, c; ASM, 2000; Special Metals Co., 2000; Tancret *et al.*, 2003; Maroef *et al.*, 2005; Shoemaker e Crum, 2007, Stephen *et al.*, 2007).

- Manganês: possui afinidade com o enxofre, constituindo-se um elemento importante no controle da segregação de compostos sulfurados, prejudiciais à soldabilidade das ligas de níquel. Nas ligas Ni-Cu e Ni-Cr, o manganês possui efeito benéfico de minimizar a tendência de fissuração a quente em soldas de grande espessuras (ASM, 1993 b; Ramirez e Lippold, 2004).
- Molibdênio: atua aumentando a resistência à atmosferas redutoras. Aumenta também a resistência à corrosão por pites e por frestas em meio contendo cloretos. Contribui para o aumento de resistência por solução sólida, bem como resistência em altas temperaturas. Possui forte tendência de segregar para o líquido durante a solidificação, tendendo a se localizar nas regiões interdendríticas, o que pode afetar a resistência à corrosão do metal de solda devido a diferença de concentração. Devido à baixa difusividade no níquel, o molibdênio é útil na resistência a fluência (ASM, 1993 b, c; Jordan, 1998; Maguire e Michael, 1994; Special Metals Co., 2000; Dupont *et al.*, 2009).
- Nióbio: aumenta a resistência mecânica em altas temperaturas. Possui elevada afinidade com o carbono, contribuindo para formação de carbonetos. A combinação com carbono visa diminuir a susceptibilidade à corrosão intergranular causada pela precipitação de carbonetos de cromo. Atua como formador da fase γ'' e agente endurecedor da fase γ' . Aumenta a faixa de solidificação, através da formação de eutéticos, aumentando a tendência de formação de trincas (Cieslak *et al.*, 1988; ASM, 1993 a, c; Maguire e Michael, 1994; Special Metals Co., 2000; ASM, 2000; Vallant, 2005).
- Silício: Presente nas ligas de níquel numa faixa de 0,01 – 4,0 %. Entretanto, na maioria das ligas comerciais seu teor situa-se em torno de 0,4 %, atuando como desoxidante. De uma forma geral é considerado de efeito prejudicial à soldabilidade do material, pois aumenta a tendência do surgimento de trinca a quente. A presença de silício nas ligas de níquel contribui para a formação de

fases intermetálicas. Possui tendência de segregar-se para regiões interdendríticas durante a solidificação e também aumenta a faixa de temperatura de solidificação da liga (Cieslak *et al.*, 1988; ASM, 1993 b; Maguire e Michael, 1994; Tancret *et al.*, 2003; Maroef *et al.*, 2005).

- Titânio: seu efeito é semelhante ao alumínio na formação de carbonetos. Embora seja efetivo no aumento de resistência por solução sólida, tipicamente atua aumentando a resistência através da formação da fase γ' – $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$. O aumento da quantidade de titânio contribui para o aumento da sensibilidade de trinca a quente. Possui forte tendência de segregação para regiões interdendríticas (ASM, 1993 a, b, c; Maguire e Michael, 1994; Tancret *et al.*, 2003; Special Metals Co., 2000).
- Tungstênio: Apesar de ser apreciavelmente maior que o níquel (10 % maior em raio atômico) e exibir uma estrutura cristalina diferente (ccc), o tungstênio apresenta uma baixa tendência de segregação nas ligas de níquel. Isto torna o tungstênio muito atrativo para aumento de resistência por solução sólida da matriz γ e da fase γ' . Durante a solidificação tem forte tendência de se concentrar no centro da dendrita. Atua melhorando a resistência à corrosão localizada (por pites e por frestas) e em atmosferas redutoras (ASM, 1993 c; Tancret *et al.*, 2003; Special Metals Co., 2000; Thornton e Cooper, 2004; Crum *et al.*, 2007).

3.5 Principais fases presentes nas ligas de níquel

A capacidade de incorporar vários elementos de liga em comparação às outras classes de materiais torna as ligas de níquel bastante atrativas em uma grande variedade de aplicações. A elevada quantidade de elementos químicos presentes nas ligas de níquel associada com o processamento térmico envolvido pode proporcionar o surgimento de várias fases microestruturais. Desta forma, as ligas de níquel podem apresentar uma única fase (matriz austenítica) ou ser

composta pela combinação da fase austenítica com a precipitação de fases complexas.

Algumas destas fases são desejáveis no aumento de resistência mecânica como γ' e γ'' , onde o surgimento destas é intencional. Há ainda outras fases secundárias consideradas prejudiciais às propriedades mecânicas e de corrosão, as quais podem ser decompostas de γ' e γ'' ou precipitarem devido a diversos fatores como segregação durante a solidificação e exposição da liga por um determinado tempo em uma faixa de temperatura específica.

De uma forma geral, as fases secundárias presentes nas ligas de níquel são: γ' , γ'' , δ , η , carbonetos, nitretos, boretos e fases TCP (*topologically closed-packed*) – σ , μ , P, Laves.

O ciclo térmico devido à soldagem possui forte influência na precipitação de fases nas ligas de níquel, pois a segregação de elementos químicos durante o resfriamento contribui fortemente para a variação local da composição química induzindo a formação de fases indesejáveis com sérias conseqüências para resistência à corrosão e mecânica da liga. Por outro lado, a alta taxa de resfriamento é capaz de suprimir a precipitação de fases que necessitem de maior permanência da liga em certas faixas de temperatura.

3.5.1 Fase γ

A matriz γ – Ni é uma fase CFC que permanece austenítica desde a solidificação até o zero absoluto (Dupont *et al.*, 2009). Todas as ligas de níquel possuem esta fase como matriz em sua microestrutura. É uma fase não magnética e também possui como característica marcante a capacidade de manter em solução sólida grande quantidade de elementos químicos como cromo, molibdênio e tungstênio (ASM, 1993 a).

3.5.2 Fase γ'

A fase γ' – Ni₃ (Al, Ti) é muito comum nas ligas de níquel com aumento de resistência por precipitação. A adição de alumínio e titânio promove a precipitação

desta fase na matriz γ . Possui elevada coerência com a matriz, seu parâmetro de rede varia muito pouco em tamanho (0 – 0,05 %) em relação à γ (Brooks, 1984; ASM, 1993 c).

É considerada a principal fase responsável pelo aumento da resistência mecânica das ligas de níquel, através do mecanismo de endurecimento por precipitação. A característica mais importante destas ligas é sua capacidade de manter em elevadas temperatura alta fração de sua resistência mecânica através da formação do precipitado γ' . Vários fatores contribuem para o aumento de resistência promovido por γ' : a capacidade de aumento de resistência por solução sólida de γ e γ' ; quantidade de γ' ; energia de superfície na interface γ/γ' e o desalinhamento da rede (ASM, 1997; Dupont *et al.*, 2009).

A morfologia mais comum de γ' é aproximadamente cúbica (Figura 3.8)

Figura 3.8. Fase γ' com morfologia cuboidal – liga Udimet 700 tratada termicamente. Aumento: 6.800 X



Fonte: ASM, 1993 a.

Para muitos engenheiros projetistas de ligas, a cinética de nucleação e crescimento de γ' é muito lenta para permitir a precipitação durante a relativa alta taxa de resfriamento associada com a maioria dos ciclos térmicos de soldagem. Entretanto, a precipitação da fase γ' nas células de γ é freqüentemente observada nas zonas de fusão das ligas de níquel. Atribui-se este efeito à excelente coerência existente na interface γ/γ' , a qual permite baixa energia de superfície e de deformação, levando a uma alta taxa de nucleação, favorecendo a formação de γ' mesmo em condições de alta taxa de resfriamento, típica da soldagem.

3.1.1 Fase γ''

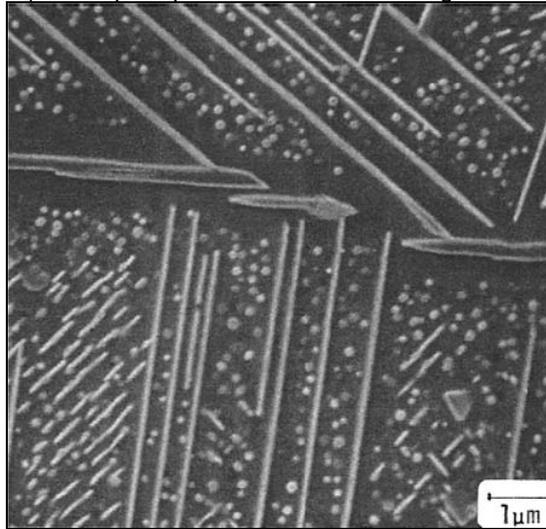
A fase γ'' é composta pela combinação de níquel com nióbio e possui estrutura tetragonal de corpo centrado, com fórmula Ni_3Nb . Em ligas do tipo Ni-Cr-Fe, como a 718, a precipitação de γ'' constitui-se como a principal fase precipitada para promover o aumento de resistência mecânica (ASM, 1993 c; Hong *et al.*, 2001). Oferece excelente resistência mecânica em baixas e médias temperaturas. Entretanto, γ'' pode ser decomposta na fase δ quando a liga é exposta em temperaturas acima de 650 °C. A morfologia característica desta fase é composta de discos elipsoidais muito finos com diâmetro médio de 60 nm e espessura entre 5 e 9 nm, como mostrado na Figura 3.7(b) (Sims *et al.*, 1987; ASM, 1993 c).

3.5.3 Fase δ

A fase δ possui a mesma composição química da fase γ'' (Ni_3Nb), contudo, com a estrutura cristalina ortorrômbica. A precipitação de δ pode ser originada a partir de γ'' , através da exposição da liga em temperaturas acima de 650 °C. Adicionalmente, pode ser originada de regiões da liga que apresentam variação na composição química (Deleume *et al.*, 2008).

Em geral, a precipitação de δ a partir de γ'' é acompanhada da redução da resistência à fluência e ductilidade, bem como na limitação do efeito de aumento de resistência promovido por γ'' em temperaturas maiores que 650 °C devido à decomposição de γ'' em δ (Dupont *et al.*, 2009). A mostra as fases γ'' e δ na liga 718 tratada termicamente em 815 °C por 100 horas. A fase γ'' é constituída pelos precipitados menores, enquanto que a fase δ apresenta-se com morfologia agulhada.

Figura 3.9. Microestrutura da liga 718 exposta a 815 °C por 100 h. Os precipitados menores são γ' e os precipitados em forma de agulha são δ .



Fonte: Radavich, 1989

Embora a fase δ seja encontrada mais frequentemente em ligas endurecidas por precipitação de fases, como a liga 718, é possível sua ocorrência em ligas endurecidas por solução sólida que contenham Nb, como a liga 625. A exposição da liga 625 em altas temperaturas, em processos de envelhecimento ou operação em alta temperatura por longos períodos pode promover a precipitação da fase δ e também de γ' (Thomas e Tait, 1994; Sankar *et al.*, 2001; Mathew *et al.*, 2004).

3.5.4 Fase η

A Fase η possui composição química Ni_3Ti e estrutura cristalina hexagonal compacta. Pode precipitar em ligas de ferro, níquel e cobalto que possuam alta razão Ti/Al e alto teor de Ti, após prolongada exposição em alta temperatura (ASM, 1993 c; Cui *et al.*, 2006). A fase η é a fase estável de Ni_3Ti (γ' possui esta mesma fórmula química).

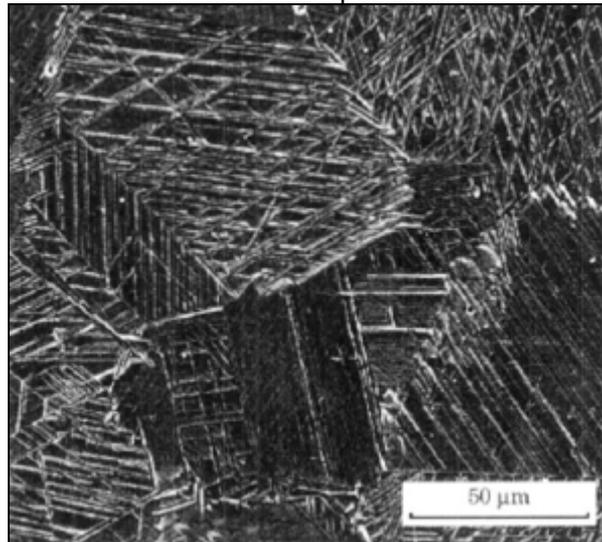
A fase η também pode ter origem na decomposição da fase γ' em ligas com alto teor de titânio. Durante a solidificação, tanto Al como Ti tendem a segregar para o líquido, causando o aumento progressivo na concentração de Al e Ti no líquido com o decorrer do processo de solidificação. Assim, em concentrações suficientemente altas de Al e/ou Ti, a solidificação irá terminar com uma reação

eutética envolvendo a fase γ' - Ni₃Al ou η - Ni₃Ti. A fase que irá se formar irá depender primariamente da composição da liga (Dupont *et al.*, 2009).

De uma forma geral, a fase η é considerada prejudicial às propriedades mecânicas (De Cicco *et al.*, 2004; Long *et al.*, 2009). A formação da fase η pode reduzir a quantidade de γ' disponível na liga, comprometendo a resistência mecânica (Wan *et al.*, 2010).

Esta fase pode se formar entre os grãos em uma morfologia celular ou se precipitar na forma agulhada Widmanstätten (ASM, 1993 c). No primeiro caso, a fase η pode nuclear a partir de γ' com alta quantidade de Ti, localizando-se nos contornos de grão com o crescimento para dentro do mesmo (De Cicco *et al.*, 2004; Wan *et al.*, 2010). Pode também precipitar no entorno de constituintes eutéticos (Long *et al.*, 2009). A Figura 3.10 ilustra a fase η precipitada na forma de agulhas.

Figura 3.10. Precipitação da fase η na morfologia agulhada em uma liga Ni-Co-Cr envelhecida a 1060 °C por 4 h.



Fonte: Dupont *et al.*, 2009.

3.5.5 Carbonetos

O níquel não é um formador de carbonetos. Nas ligas de níquel, o carbono tende a reagir com outros elementos químicos para formar carbonetos, os quais podem ser benéficos ou deletérios para as propriedades das ligas.

Embora trabalhos iniciais sugerissem que alguns carbonetos precipitados nos contornos de grão degradariam a ductilidade, atualmente muitos pesquisadores acreditam que a precipitação na forma de partículas discretas exerce efeito benéfico na resistência à fluência em altas temperaturas (ASM, 1993 a).

Os carbonetos mais comuns nas ligas de níquel são do tipo: MC, $M_{23}C_6$, M_7C_3 e M_6C ; onde M representa um ou mais elementos metálicos.

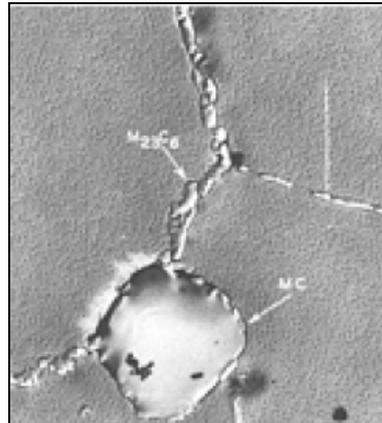
Os carbonetos MC possuem estrutura cristalina CFC e geralmente se formam no final da solidificação através de reação eutética com a matriz (Dupont *et al.*, 1998). Esta reação eutética com a formação de carbonetos MC é promovida através da forte tendência do C e outros elementos metálicos (mais notavelmente Ti e Nb) segregarem para o líquido durante a solidificação. Como resultado, os carbonetos do tipo MC encontram-se geralmente distribuídos ao longo dos contornos de grãos e regiões interdendríticas (Dupont *et al.*, 2009). Formam-se por uma combinação simples com um elemento refratário, tipo TiC ou TaC.

Estes carbonetos constituem a principal fonte de carbono nas ligas que quando submetidas a tratamentos térmicos ou quando expostas a longos ciclos de trabalho, tendem a decompor MC, formando outros carbonetos, como $M_{23}C_6$ e M_6C . Há uma ordem preferencial para a formação dos carbonetos MC com estabilidade decrescente: TaC, NbC, TiC e VC (Sims *et al.*, 1987).

Os carbonetos MC possuem estrutura cristalina cúbica, aparecem de forma heterogênea e possuem pouca ou nenhuma relação de orientação com a matriz γ (Sims *et al.*, 1987; ASM, 1993 a). A Figura 3.11 mostra a ocorrência de MC e $M_{23}C_6$ na liga Waspaloy tratada termicamente.

Os carbonetos $M_{23}C_6$ são geralmente ricos em Cr e formam-se na faixa de 760 – 980 °C, tanto da degeneração de carbonetos MC como também do carbono residual presente na matriz. Possuem estrutura cúbica complexa. Esses carbonetos tendem a se formar nos contornos de grão (Figura 3.11) e, quando presentes como partículas discretas, podem melhorar a resistência à fluência através da restrição do deslizamento do contorno de grão. Entretanto, eventualmente, pode haver iniciação de trincas através da fratura das partículas ou pela decoesão da interface carboneto/matriz (Sims *et al.*, 1987; ASM, 1993 a).

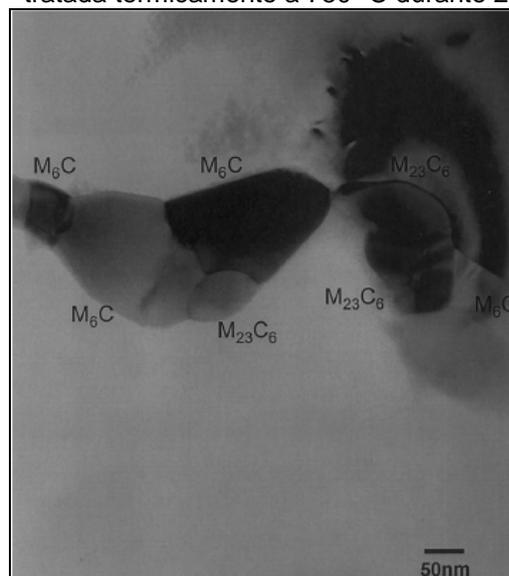
Figura 3.11. Carboneto do tipo MC e $M_{23}C_6$ na liga Waspaloy tratada termicamente. Aumento: 6.800 X.



Fonte: ASM, 1993a.

Os carbonetos M_6C possuem estrutura cúbica complexa e se formam em uma faixa de temperatura ligeiramente maior que $M_{23}C_6$ (815 – 980). São similares aos carbonetos $M_{23}C_6$, entretanto formam-se quando a quantidade de Mo e W é alta e estes substituem o Cr em outros carbonetos. Como são mais estáveis em temperaturas mais altas que os carbonetos $M_{23}C_6$, são mais efetivos como precipitados nos contornos granulares permitindo melhor controle do tamanho de grão no processamento das ligas (Sims *et al.*, 1987; ASM, 1993 a). A Figura 3.12 mostra a precipitação de carbonetos $M_{23}C_6$ e M_6C nos contornos de grão da liga Hastelloy X mediante tratamento térmico de 750 °C durante 26 horas.

Figura 3.12. Carbonetos $M_{23}C_6$ e M_6C precipitados nos contornos de grão da liga Hastelloy X, tratada termicamente a 750 °C durante 26 h.



Fonte: Zhao *et al.*, 2000.

3.5.6 Fases TCP

As fases topologicamente compactas (do termo em inglês – *Topologically Closed Packed*) são basicamente compostos intermetálicos. Possuem estrutura cristalina complexa e, quando formadas no estado sólido, seus planos compactos são paralelos aos planos {111} da matriz austenítica (Dupont *et al.*, 2009).

As fases TCP podem ser classificadas em três famílias. A primeira corresponde às fases do tipo σ . A segunda são as fases Laves e μ e a terceira incluem fases como P, δ e R (Durant-Charre, 1997).

Algumas destas fases, como P, σ e μ podem se formar em materiais com alta quantidade de elementos de liga durante o processamento térmico ou durante a operação, após longos períodos de exposição em altas faixas de temperatura (Sims *et al.*, 1987). As fases TCP podem também se formarem no fim da solidificação. A fase σ , por exemplo, pode ser formada a partir da segregação do Mo, enquanto que a fase Laves tende a se formar devido a segregação do Nb (Dupont *et al.*, 1998; Perricone e Dupont, 2006).

Nas ligas Ni-Cr-Mo estas fases são em geral indesejáveis sob vários aspectos, sobretudo no que diz respeito às propriedades mecânicas e soldabilidade. A formação das fases TCP aumenta a faixa de solidificação das ligas e eleva a suscetibilidade à formação de trincas. Sua estrutura cristalina complexa limita os planos de deslizamento, o que faz destas fases frágeis, podendo conduzir a redução da tenacidade e ductilidade quando presentes em grandes proporções. A alta concentração de Cr e Mo nestas fases reduz a quantidade destes elementos na matriz austenítica, levando à redução da resistência a corrosão (Dupont *et al.*, 2009).

Summers *et al.* (2000) avaliaram as propriedades mecânicas da liga C-22 soldadas através do processo TIG. Os autores observaram que as soldas foram aproximadamente 25 % mais resistentes que o metal de base, mas 30 – 40 % menos dúctil. Atribuíram a esta diferença à presença de fases TCP nas soldas. Embora a elevada dureza das fases TCP promovesse o aumento na resistência mecânica, estas serviram como locais para nucleação de micro-vazios durante a deformação plástica. Portanto, promoveu o início da fratura mais rapidamente

durante a deformação, quando comparado com o metal de base, o qual continha pouca ou nenhuma fase TCP.

Na Tabela 3.10 são informadas a composição química e a estrutura cristalina típicas algumas fases TCP, determinadas a partir das zonas de fusão de algumas ligas de níquel Ni com aumento de resistência por solução sólida.

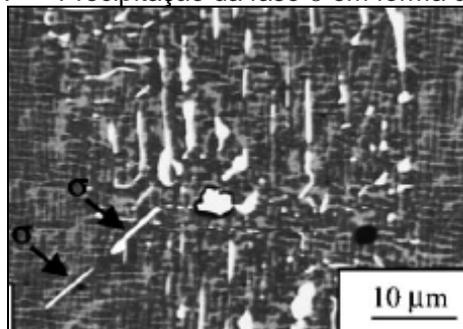
A fase σ é um composto intermetálico que possui geralmente uma estrutura cristalina tetragonal e composição química bastante variada, entre as quais: FeCr, FeCrMo, FeCrMoNi, CrNiMo, CoCrNi (Brooks, 1982). É considerada uma fase prejudicial devido sua natureza frágil e sua tendência a se precipitar na forma de longas placas ou de agulhas. Desta forma, tem a tendência de iniciar e propagar trincas (Durant-Charre, 1997). A Figura 3.13 mostra a precipitação da fase σ em forma de plaquetas para a superliga RR2086 submetida a 950 °C por 2000 horas.

Tabela 3.10. Estruturas cristalinas e composições das fases P, σ e μ observadas nas zonas de fusão de algumas ligas de níquel.

Liga	Composição				
	Ni	Mo	Cr	W	Fe
Fase μ - hexagonal					
C-22 (3Fe-21Cr-13Mo)	33	39	19	6	-
C-276 (5Fe-16Cr-16Mo)	33	41	16	6	4
Fase σ - tetragonal					
AL6XN (48Fe-21Cr-6Mo)	13	17	29	-	38
Ni-44Fe-20Cr-12Mo	15	21	26	-	38
C-22 (3Fe-21Cr-13Mo)	35	35	23	4	2
Fase P – ortorrômbica					
C-22 (3Fe-21Cr-13Mo)	33	37	22	5	2
C-276 (5Fe-16Cr-16Mo)	34	40	16	7	4
Ni-20Cr-24Mo	31	47	21	-	-

Fonte: Dupont *et al.*, 2009.

Figura 3.13. Precipitação da fase σ em forma de plaquetas.



Fonte: Kong e Chen, 2004.

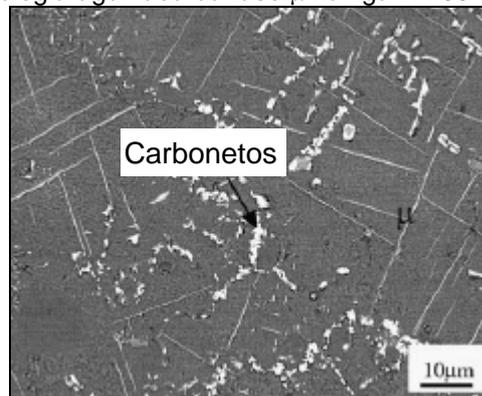
A formação da fase σ constitui uma restrição na quantidade de Cr na matriz, particularmente necessário na resistência à corrosão, bem como na concentração de elementos que participam também no aumento de resistência por solução sólida, como Mo e W.

A fase μ possui estrutura cristalina romboédrica e a composição química do tipo $(\text{FeCo})_7(\text{MoW})_6$, $(\text{Co,Fe,Ni})_7(\text{Mo,W,Cr})_6$. Pode ser encontrada em diversas ligas comerciais de ferro, níquel e cobalto; com a presença de elementos refratários como Nb, Ta, Mo, W

Nas ligas de níquel esta fase possui efeito prejudicial nas propriedades mecânicas, pois sua formação é responsável pela redução de elementos de liga responsáveis pelo aumento da resistência mecânica da matriz por solução sólida, como W, Mo, Nb (Yang *et al.*, 2006). A formação da fase μ resulta em considerável degradação da tenacidade ao impacto e resistência à corrosão (Tawancy, 1996).

A fase μ pode possuir morfologia globular, plaquetas ou em forma de agulhas. A Figura 3.14 mostra a precipitação de μ em forma de agulhas na liga K-465 após tratamento térmico em 950 ° por 1000 horas.

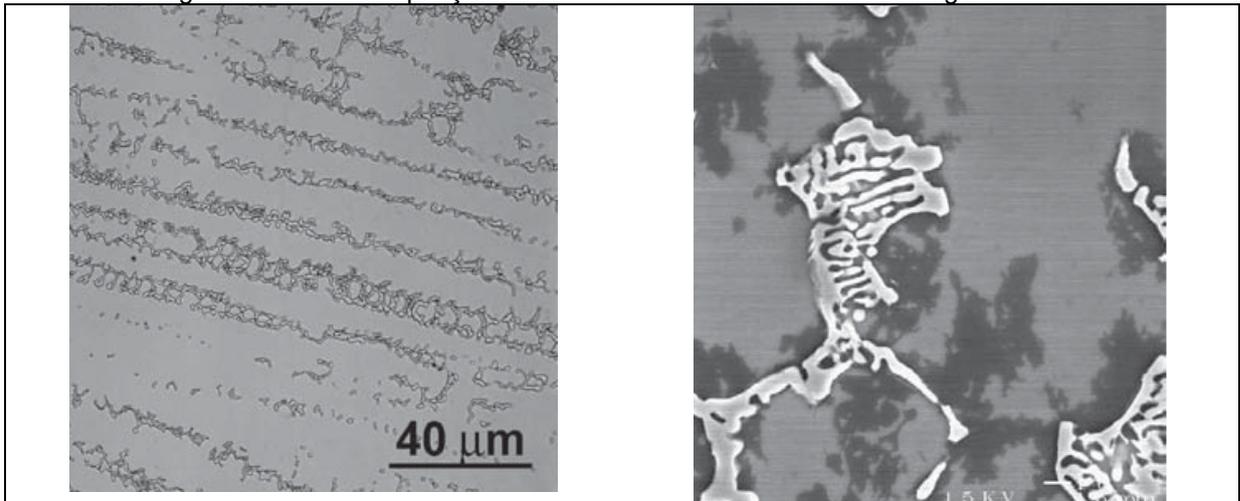
Figura 3.14. Morfologia agulhada da fase μ na liga K-465 em 950 °C por 1000 h.



Fonte: Yang *et al.*, 2006.

A fase P possui fórmula geral do tipo $\text{Cr}_9\text{Mo}_{21}\text{Ni}_{20}$ e estrutura cristalina ortorrômbica. Pode ser considerada uma variação da fase σ (Durrand-Charre, 1997). A morfologia desta fase pode ser agulhada, na forma de blocos e também celular. A Figura 3.15 mostra a precipitação da fase P na zona de fusão de uma liga Ni-Cr-Mo. Observa-se a morfologia eutética dos precipitados.

Figura 3.15. Precipitação da fase P na zona de fusão de uma liga Ni-Cr-Mo.



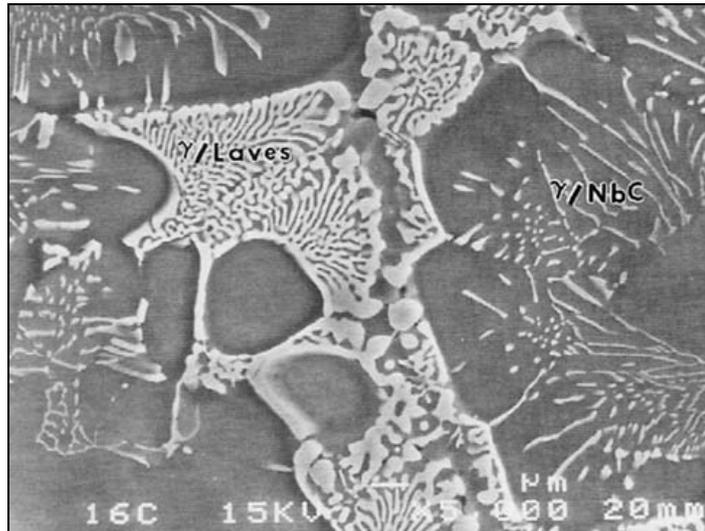
Fonte: Dupont *et al.*, 2009.

Em ligas com alto teor de Mo, como a C-276, a presença da fase P tem sido observada como produto final da solidificação (Cieslak *et al.*, 1986). Nas ligas Ni-Cr-Mo, a adição de Fe e Cr expandem o campo de fase σ , enquanto que adição de W e Mo expandem o campo da fase P (Dupont *et al.*, 2009).

A fase Laves possui estrutura hexagonal e estequiometria A_2B , na qual “A” representa elementos como Ni, Fe, Cr e Co; enquanto que “B” representa Nb, Ti, Si e Mo (Dupont *et al.*, 2009). A presença da fase Laves na microestrutura do metal de solda é indesejável, uma vez que esta diminui a quantidade de elementos de liga na matriz e favorece a formação e propagação de trincas.

Na liga 718, a fase Laves tem sido apontada como responsável pela redução da ductilidade e tenacidade à fratura na região da solda (Mills, 1984). A adição de Fe e Si nas ligas de níquel comerciais promovem o surgimento da fase Laves. Enquanto que a adição de C tende a formar em temperaturas mais altas NbC, reduzindo a quantidade de Nb disponível para formação da fase Laves (Cieslak *et al.*, 1988; Cieslak, 1991). A Figura 3.16 mostra a precipitação de constituintes eutéticos γ /NbC e γ /Laves que se formam na zona de fusão de uma liga de níquel contendo Nb.

Figura 3.16. Micrografia mostrando as fases NbC e Laves na zona de fusão de uma liga de níquel contendo Nb.



Fonte: Dupont *et al.*, 1998.

3.6 Soldabilidade das ligas de níquel com aumento de resistência por solução sólida

Procedimentos de soldagem usados nas ligas de níquel são similares aos usados nos aços inoxidáveis. A expansão térmica do metal de solda é similar a dos aços carbono e são mais favoráveis que a dos aços inoxidáveis. Contudo, a natureza mais viscosa da poça de fusão exige maior controle na deposição sobre o material de base (ASM, 1993 b; AWS, 1996; Special Metals Co. 2000 a).

Na soldagem dessas ligas os processos de soldagens mais usuais podem ser utilizados e produzem soldas de alta qualidade. Contudo, nem todos os processos podem ser aplicados para todas as ligas; uma vez que características metalúrgicas, indisponibilidade de metal de adição ou fluxos compatíveis podem limitar a escolha do processo de soldagem (AWS, 1996).

Na soldagem de materiais dissimilares, como na aplicação de revestimento por soldagem de ligas de níquel sobre aços C-Mn, as regiões próximas à interface podem apresentar variações de composição química e de propriedades mecânicas (Raghavan *et al.*, 1989; Kejelin *et al.*, 2007). Essas regiões apresentam alto potencial para nucleação e crescimento de trincas.

A maioria das ligas de níquel com aumento de resistência por solução sólida é projetada para ser composta de fase única. No entanto, a segregação é mais típica para essas ligas do que para as ligas com aumento de resistência por precipitação. Assim, a susceptibilidade à formação de trincas é geralmente superior para estas ligas (Dupont *et al.*, 2009).

A fusão e solidificação impostas através do ciclo térmico de soldagem possuem forte influência nas propriedades finais das ligas de níquel. A segregação de elementos de liga durante a solidificação resulta na variação local da composição química. Em muitas ligas, a segregação de elementos de liga e impurezas pode levar a formação de fases secundárias no fim da solidificação, o que pode ocasionar o surgimento de trincas, comprometendo a resistência mecânica e à corrosão (Dupont *et al.*, 2009).

3.6.1 Segregação de elementos químicos durante a solidificação

A microestrutura final da zona fundida e o comportamento da solidificação possuem forte influência na soldabilidade, propriedades mecânicas e a resistência a corrosão das ligas de níquel.

Quando um metal puro solidifica, a composição do sólido é igual a do líquido. Entretanto, o processo de solidificação de uma liga é mais complexo. Neste caso, no início da solidificação, os primeiros sólidos a se formarem podem comportar menor quantidade de soluto que o líquido, ocasionando a rejeição do excedente de soluto para o líquido durante a solidificação. Pode também acontecer o contrário, ou seja, o sólido pode acomodar mais soluto que o líquido, absorvendo soluto a partir do líquido (Kou, 2003).

O comportamento de rejeição ou absorção de um dado elemento químico pelo soluto ou líquido é regido pelo coeficiente de partição ou coeficiente de segregação no equilíbrio – k , definido na Equação 1 (Cieslak, 1991; Kou, 2003).

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

Equação 1

Onde C_S e C_L são as composições do sólido e do líquido na interface sólido/líquido. A microsegregação de um determinado elemento de liga pode ser avaliada através da determinação direta de k , em que o grau de microsegregação geralmente tende a aumentar com a redução do valor de k (Dupont *et al.*, 2009).

De acordo com Sung e Porrier (1999) existem três técnicas para obtenção do coeficiente de partição, sendo a mais direta consistindo no aquecimento e na manutenção da liga em uma temperatura onde sólido e líquido co-existem. Em seguida é realizada uma têmpera na liga, e a micro-análise química dos constituintes do sólido e do líquido temperado fornece o valor de k .

A Tabela 3.11 mostra valores de k determinados experimentalmente em soldas de algumas ligas de níquel. Os valores são relativos a medições feitas através de micro-análise química na qual a composição do centro da dendrita é medida e o valor de k é determinado por: $k = C_{\text{dendrita}}/C_o$, onde C_o corresponde à composição química da liga.

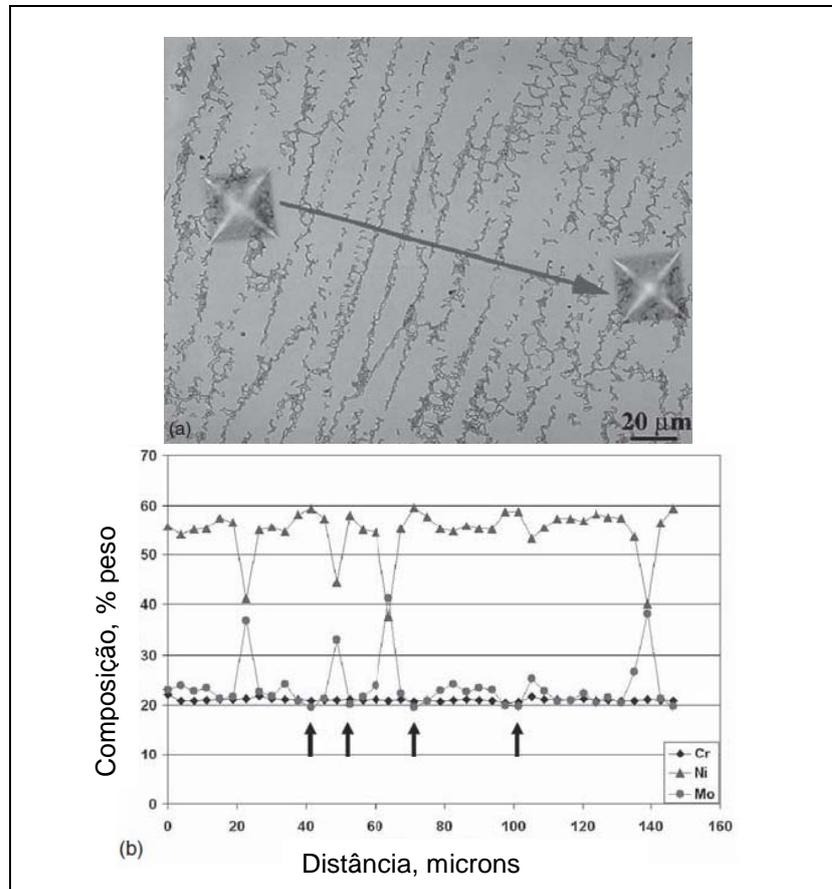
Tabela 3.11. Coeficiente de partição de alguns elementos em algumas ligas de níquel.

Liga	Cr	Nb	Mo	W	C	Si
C-22	0,94	-	0,85	0,91	-	-
C-276	0,95	-	0,82	1,01.	-	-
625	-	0,54	-	-	0,21	0,57
625/aço C	1,05	0,46	-	-	-	-

Fonte: Dupont *et al.*, 2009.

Perricone e Dupont (2006) avaliaram o efeito da composição química no comportamento da solidificação de várias ligas Ni-Cr-Mo. Os autores concluíram que a segregação do molibdênio possui forte influência no desenvolvimento da microestrutura. O aumento de molibdênio resultou no aumento da quantidade de eutéticos γ/σ e γ/P . A Figura 3.17 mostra a fase P localizada em regiões interdendríticas e a distribuição de alguns elementos na zona de fusão com o mapeamento químico da região mostrada.

Figura 3.17. Fase P inter-dendítica e micro-segregação de Ni, Cr e Mo observadas na zona de fusão de uma liga Ni-Cr-Mo. (a) Micrografia mostrando a linha sobre a qual foi realizada a medição de composição química. (b) Resultado da medição de composição química para Cr, Ni e Mo. As setas indicam o centro das dendritas.



Fonte: Perricone e Dupont (2006).

Dupont (1996) estudou o comportamento da solidificação da liga 625 depositada pelo processo MIG sobre aço Cr-Mo. Segundo o autor, a micro-segregação tem efeito significativo na sequência de solidificação dos depósitos. Na medida em que a adição de elementos químicos, mais notavelmente Nb e, em menor grau, Mo e Si segregam para o líquido, causam aumento na faixa de solidificação, culminando em reações eutéticas formando $\gamma + \text{Laves}$.

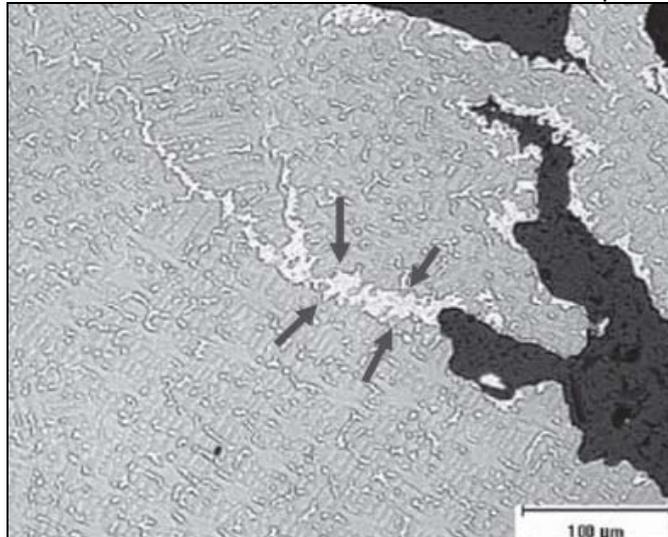
Ainda segundo o autor, Fe, Ni e Cr, com $k > 1$, tendem a permanecer nas dendritas, enquanto o molibdênio e mais fortemente o nióbio, tendem a segregar para as regiões interdendríticas.

3.6.2 Trincas de solidificação

As trincas de solidificação nas ligas de níquel formam-se no final do processo de solidificação. Neste estágio, o líquido remanescente entre os contornos de grãos e regiões interdendríticas, últimas regiões a solidificar, tende a formar um filme. Este filme formado pode não resistir às tensões de contração induzidas pelo resfriamento da poça de fusão, ocorrendo a separação entre os contornos de grãos e, como consequência, o surgimento da trinca.

Quando a presença de filme líquido se dá de forma mais expressiva, este pode ser capaz de acomodar a deformação existente na região. Desta forma, ocorre o que pode ser chamado de “cura” da trinca. A Figura 3.18 mostra uma micrografia da liga 625. Percebe-se a presença do filme líquido ao longo do contorno de grão (coloração mais clara e indicado pelas setas), o qual passou por este processo de cura.

Figura 3.18. Microestrutura próxima à ponta da trinca de solidificação na liga 625. O filme líquido é um constituinte eutético rico em Nb e está indicado pelas setas.



Fonte: Lippold *et al.*, 2008.

A susceptibilidade à trincas de solidificação das ligas de níquel tem como fatores primários a faixa de temperatura de solidificação e a quantidade e distribuição filmes líquidos entre aos contornos de grãos. Destaca-se ainda a influência significativa da redistribuição de soluto, uma vez que este possui forte

influência tanto na faixa de temperatura de solidificação como também na quantidade filmes líquidos terminais (Dupont *et al.*, 2009).

Em ligas de níquel com considerável quantidade de elementos químicos, a formação de fases intermetálicas e/ou carbonetos nos estágios finais da solidificação controlam a susceptibilidade à trincas de solidificação. A formação destes constituintes em geral são produtos de reações eutéticas ocorrida no final da solidificação

Cieslak (1991) no estudo da metalurgia da soldagem e solidificação da liga 625 correlacionou a composição química e a microestrutura resultante com o surgimento de trincas de solidificação. O autor constatou que adição de C e Si promovem a ocorrência de carbonetos e fase Laves. Adicionalmente C, Si e Nb possuem k menor que a unidade e assim, particionam para regiões interdendríticas durante a solidificação e resulta na formação de constituintes eutéticos. A adição de C, Si e Nb resultou no aumento da faixa de solidificação e assim reduzindo a resistência à formação de trincas.

Dupont (1996) obteve resultados semelhantes. Destaca-se ainda que a faixa de solidificação da liga 625 foi em torno de 170 °C e que a formação de trincas de solidificação foi atribuída a esta extensa faixa e a presença de fase Laves.

Rowe *et al.* (2003) constataram que ligas Ni-Cr-Mo e Ni-Mo sem adição de Nb são mais resistentes à trincas de solidificação que a liga 625, a qual contém Nb em sua composição.

Embora a literatura reporte o surgimento de trincas de solidificação da liga 625 através da formação de filmes líquidos de baixo ponto de fusão, Dupont (2009) ressalta que na prática a liga 625 oferece relativa boa resistência ao surgimento de trincas de solidificação e que esta liga é geralmente selecionada em aplicações de soldagem com moderadas restrições com objetivo justamente de evitar problemas de trincamento, particularmente na soldagem de materiais dissimilares.

Cieslak *et al.* (1986) avaliando a metalurgia da soldagem das ligas C-4, C-22 e C-276 constataram que a susceptibilidade a trincas foi maior para a liga C-276, seguida da liga C-22 e C-4, respectivamente. A maior susceptibilidade a trincas das ligas C-276 e C-22 foi atribuída a formação de fases topologicamente compactas (σ na liga C-22 e P na liga C-276) em temperaturas aproximadamente 1285 °C para ambas. A maior susceptibilidade a trincas da liga C-276 foi atribuída

também a maior quantidade de líquido existente no fim da solidificação. Os autores, entretanto, ressaltam que apesar de estabelecer uma ordem de resistência à formação de trincas de solidificação, as ligas estudadas apresentaram boa resistência à trincas de solidificação nas condições práticas de fabricação.

3.6.3 Trincas de liquação na zona afetada pelo calor

Durante a soldagem, parte da zona afetada pelo calor (ZAC) experimenta temperaturas altas o bastante para promover a fusão parcial de regiões adjacentes à linha de fusão. Nas ligas de níquel, esta região parcialmente fundida da ZAC pode experimentar trincas de liquação, uma vez que o líquido presente nesta região fundida localmente pode não ser capaz de suportar as tensões e culminar no surgimento de trincas (Kou, 2003).

Basicamente existem dois mecanismos pelos quais podem ocorrer trincas de liquação na ZAC: mecanismo de penetração e mecanismo de segregação. No primeiro caso há segregação de solutos ou impurezas para os contornos de grãos devido à difusão, ocasionando a redução local da temperatura de fusão do contorno de grão. No mecanismo de penetração a fusão local ocorre através da migração do contorno de grão, a qual intercepta e penetra nos contornos de grãos.

De uma forma geral existem três fatores que contribuem para o surgimento de trincas de solidificação: composição química, parâmetros de soldagem e nível de restrição.

Quanto à composição química, o controle de impurezas no sentido de minimizá-las é um fator muito importante. Elementos como fósforo, enxofre e boro são conhecidos por aumentar a susceptibilidade ao trincamento. Além disso, é recomendável limitar elementos que formam constituintes eutéticos de baixo ponto de fusão, como nióbio, silício e titânio. Embora a adição desses elementos seja adicional para algumas aplicações, deve-se balancear seus efeitos nas propriedades desejadas com os da soldabilidade.

Em geral, processos de soldagem com baixo aporte térmico são favoráveis à redução do risco de trincas de solidificação. A aplicação de menor aporte térmico

reduz a tendência de trincas de liquação na ZAC, pois esta reduz o tamanho da zona parcialmente fundida. A combinação de menores aportes térmicos e níveis de restrições reduzidos auxilia na redução da susceptibilidade a trincas.

3.7 Soldagem MIG/MAG duplo arame

A necessidade crescente de produtividade dos processos de soldagem aliada ao desenvolvimento desses processos permitiu o surgimento de variantes do processo MIG/MAG que possibilitem melhor desempenho e estabilidade.

O processo MIG/MAG-DA assemelha-se ao MIG/MAG com um único arame, diferenciando-se, principalmente, pela formação de dois arcos elétricos entre a peça e os dois eletrodos consumíveis continuamente alimentados. A poça de fusão é protegida da mesma forma que na soldagem MIG/MAG convencional, por um fluxo de gás ou mistura de gases.

A idéia de se empregar a técnica de soldagem com duplo arame se deu inicialmente pelo processo de soldagem a arco submerso (Morehead, 2003). Neste processo de soldagem, encontra-se a aplicação de três ou mais arames eletrodos (Tušek, 1996; Uttarachi, 1978). A aplicação da técnica do duplo arame no processo MIG/MAG se deu na década de 1950 (Michie *et al.*, 1999). Contudo, a aplicação desta variante do MIG/MAG não se tornou economicamente viável em virtude de limitações tecnológicas das fontes de soldagem, acarretando em instabilidades do processo (Yapp e Blackman, 2004). Somente nas últimas décadas do século XX, o processo MIG/MAG-DA se desenvolveu de forma mais pronunciada em virtude do avanço na tecnologia das fontes de soldagem (Motta, 2002). Adicionalmente, com avanços no conhecimento da transferência metálica foi possível um melhor controle da estabilidade dos arcos, contribuindo para a eficiência do processo.

Com o processo MIG/MAG-DA, a velocidade de soldagem e a quantidade de material depositado por unidade de comprimento pode ser aumentada, melhorando a eficiência da soldagem. A velocidade de soldagem no MIG/MAG-DA pode atingir o dobro, ou até mais, que as velocidades atingidas pelo MIG/MAG convencional, sendo possível velocidade de 3 m/min e até mesmo superior (Ueyama *et al.*, 2004).

Outra vantagem operacional atribuída ao duplo arame é o baixo aporte térmico. Por permitir soldagens com velocidades de deslocamento mais altas, é possível diminuir o aporte de calor sobre a peça soldada, e conseqüentemente, reduzir distorções, o que favorece a soldagem de chapas finas (Motta, 2002).

Embora ofereça uma alta produtividade em termos de taxa de fusão de material, com possibilidades diversas de aplicações em soldagens automatizadas, o MIG/MAG-DA apresenta uma maior complexidade operacional em comparação com o MIG/MAG com um arame (Motta e Jair, 2004).

Atualmente, o processo MIG/MAG-DA encontra-se em desenvolvimento e é possível encontrar aplicações em soldagem de chapas finas de aço (Ueyama, *et al.*, 2005 a), soldagem de dutos (Yapp & Blackman, 2004), revestimento por soldagem (Motta, 2002), brasagem (Dilthey e Höcker, 2004), entre outras.

3.7.1 Classificação

O processo MIG/MAG-DA pode ser classificado em relação à energização dos arames-eletrodos com as fontes de soldagem em: Potencial Único e Potenciais Isolados.

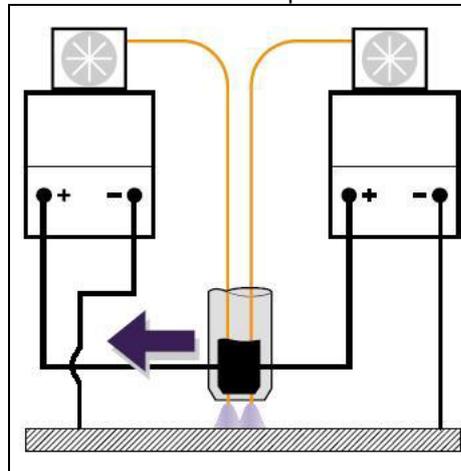
➤ Processo MIG/MAG-DA com Potencial Único.

Utilizando o sistema com potencial único, os eletrodos fornecidos por alimentadores de arame independentes estão em contato elétrico no bico da tocha, configurando o contato com o mesmo potencial elétrico. A Figura 3.19 ilustra o sistema com potencial único.

Entretanto, esta configuração pode acarretar sérios problemas na soldagem. Michie *et al.* (1999) relatam instabilidade do processo na transferência metálica por curto circuito. Isto se dava porque, quando um dos arames tocava a poça metálica, toda a corrente era forçada a passar por ele, causando o rompimento do curto-circuito de forma abrupta. Hackl (2001) também constatou este mesmo problema, bem como a geração de grande quantidade de respingos. Ainda na transferência por curto-circuito, González (1999) constatou que o processo MIG/MAG-DA com

potencial único apresenta uma taxa de fusão específica ligeiramente inferior em relação ao processo MIG/MAG convencional.

Figura 3.19. Processo MIG/MAG duplo arame com potencial único.



Fonte: Adaptado de Tromer, 2011.

Segundo González e Dutra (2000), no processo com potencial único, há um risco potencial de provocar a fusão do arame no bico de contato, pois, na ocorrência de qualquer problema no fornecimento de um dos arames, toda a corrente é obrigada a passar pelo outro eletrodo, que desta forma, deve receber o dobro da corrente necessária para a taxa de fusão estabelecida.

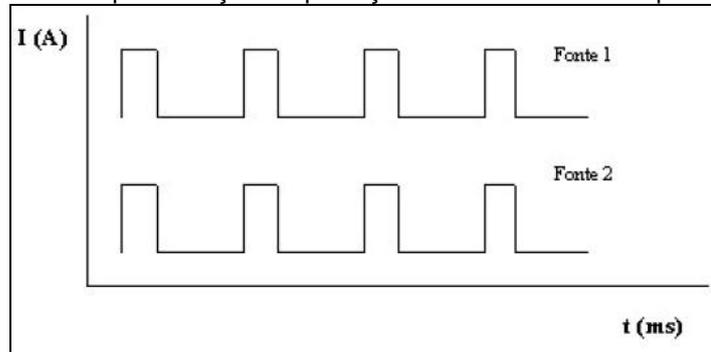
Michie *et al.* (1999) e Goecke *et al.* (2001) relatam instabilidade do processo quando é utilizada a transferência metálica goticular em ambos os arames.

Groetelars *et al.* (2005) verificaram que quanto maior o comprimento do arco, maior a influência da interação magnética dos arcos, o que vem a diminuir a eficiência do processo. Unorsson e Person (2003) ressaltam que apenas eletrodos de mesmo diâmetro devem ser usados no processo MIG/MAG com duplo arame com potencial único, pois eletrodos de diferentes diâmetros possuem diferentes características elétricas, resultando em arcos diferentes.

A utilização da corrente pulsada no processo MIG/MAG-DA com potencial único surgiu com o intuito de minimizar problemas de instabilidade, antes encontrados com transferência por curto-circuito e goticular em ambos os eletrodos. O processo MIG/MAG-DA em corrente pulsada utiliza as duas fontes de soldagem que devem ser sincronizadas de tal forma que os pulsos de corrente das fontes ocorram simultaneamente, como mostra a Figura 3.20.

Todavia, mesmo com a pulsação da corrente, os sistemas com potencial único eram suscetíveis às interferências eletromagnéticas entre os arcos. Este fator foi fundamental para o surgimento dos sistemas com potenciais isolados.

Figura 3.20. Representação da pulsação da corrente com os pulsos em fase.

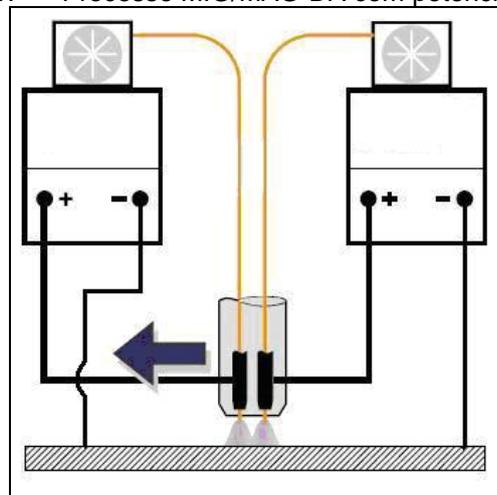


Fonte: autoria própria.

➤ Processo MIG/MAG-DA com potenciais isolados.

De forma semelhante ao potencial único, os arames eletrodos são fornecidos por dois alimentadores de arame independentes. Neste tipo de configuração o contato elétrico se dá de forma independente, ou seja, cada fonte de soldagem é conectada a um respectivo bico de contato elétrico e a manutenção do arco se dá por fontes operando independentemente uma da outra. A Figura 3.21 ilustra o processo MIG/MAG-DA com potenciais isolados.

Figura 3.21. Processo MIG/MAG-DA com potenciais isolados.

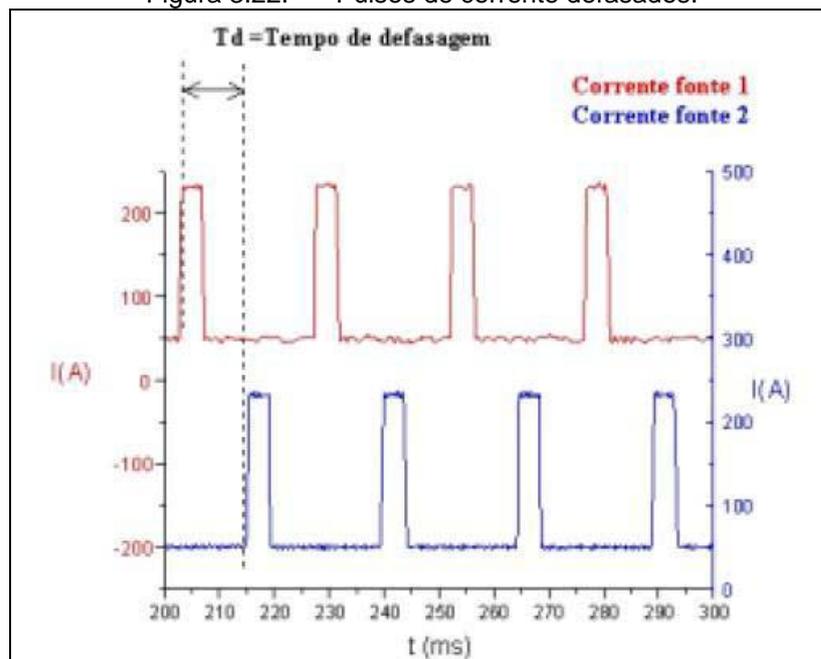


Fonte: Adaptado de Tromer, 2011.

Este tipo de configuração também permite diferentes combinações de transferência metálica e diferentes diâmetros de eletrodos em um mesmo cordão de solda. Goecke *at al* (2001) ressaltam que o modo mais eficiente de se operar o processo MIG/MAG-DA com potenciais isolados é através do ajuste para cada fonte independentemente. Entretanto, deve-se ter em mente que o número de variáveis a serem ajustadas praticamente duplica nesta configuração, o que pode vir a requerer mais tempo na determinação de tais parâmetros.

Através da utilização da pulsação da corrente, é possível ajustar os parâmetros de pulsação de forma que os pulsos de corrente ocorram com defasagem, conforme indicado na Figura 3.22.

Figura 3.22. Pulsos de corrente defasados.



Fonte: Motta, 2002

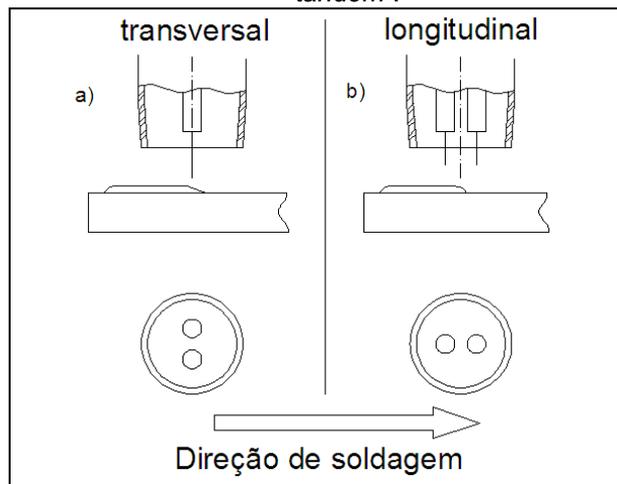
3.7.2 Alinhamento dos eletrodos em relação à direção de soldagem.

O alinhamento dos eletrodos em relação à direção de soldagem constitui mais um importante aspecto no processo MIG/MAG-DA. Tradicionalmente, podem-se citar duas principais possibilidades de distribuição: eletrodos em posição transversal ou “*tandem*” e eletrodos em posição longitudinal ou “lado a lado”.

➤ Eletrodos em posição longitudinal ou “*tandem*”

Nesta configuração, os eletrodos são dispostos um em frente ao outro, longitudinalmente em relação à direção de soldagem. A **Erro! Fonte de referência não encontrada.**(b) mostra a disposição das tochas de soldagem em “*tandem*”.

Figura 3.23. Disposição da tocha de soldagem. (a) Transversal ou lado-a-lado e (b) longitudinal ou “*tandem*”.



Fonte: autoria própria.

Em algumas aplicações da soldagem em “*tandem*”, ajusta-se uma maior potência no arco da frente, o qual é responsável pela formação da cratera, com objetivo de se aumentar a penetração. No segundo arco, ajusta-se um nível de energia mais baixo, o qual tem como função o preenchimento da cratera formada pelo arco da frente. Desta forma o arco de trás é responsável pela formação de cordões de solda com melhores aspectos geométricos, bem como a redução da quantidade de defeitos (Hackl, 1997; Morehead, 2003; Goecke *et al.*, 2001; Michie *et al.*, 1999).

Segundo Ueyama *et al.* (2005 b) a distribuição da corrente entre os eletrodos influencia diretamente o aspecto superficial dos cordões de solda e a velocidade de soldagem máxima atingível. Segundo os autores os melhores resultados em relação à maiores velocidade de soldagem e aspecto superficial do cordão de solda são atingidos quando se tem a relação: I_T/I_L entre 0,3 e 0,5. Onde I_T corresponde à corrente no eletrodo da fonte “mestra” e I_L à corrente no eletrodo da fonte “escrava”.

Ueyama *et al.* (2005 c) verificaram o efeito da configuração da angulação dos eletrodos e da distância entre eles na formação do cordão de solda com os eletrodos posicionados em “*tandem*”. Os autores obtiveram melhor aspecto superficial quando a distância entre os eletrodos ficava dentro da faixa de 9 a 12 mm. Ainda segundo os autores, a inclinação do eletrodo de trás em 9° no sentido “empurrando” promove melhor aspecto superficial dos cordões de solda.

Uma vantagem de se utilizar arcos elétricos dispostos em “*tandem*” é que se aumenta o tempo para promover a saída de gases aprisionados na poça metálica, resultando na redução de problemas como porosidade.

- Eletrodos em posição transversal ou lado a lado.

Nessa configuração, os eletrodos são posicionados um ao lado do outro em relação à direção da soldagem (Figura 3.23(a)). Uma aplicação para esta configuração é a soldagem de juntas de topo mal ajustadas ou com grande abertura de raiz. Direcionando-se cada eletrodo para as faces das juntas, pode-se obter uma melhor fusão delas, reduzindo-se a possibilidade de surgimento de defeitos por falta de fusão. Outra aplicação dessa configuração é a operação de revestimento que requer cordões mais largos, menos convexos e penetração mais baixa (Motta, 2002).

CAPÍTULO IV

4 Materiais e métodos

Neste capítulo serão descritos os materiais e equipamentos utilizados neste trabalho. Também será descrita a metodologia empregada.

4.1 Equipamentos

Os equipamentos utilizados estão descritos abaixo e serão abordados de acordo com a etapa ou experimento executado.

4.1.1 Equipamentos utilizados nas soldagens

Em todas as soldagens em simples deposição e de revestimento foram empregados os seguintes equipamentos:

- um sistema de soldagem composto por um robô industrial com incerteza de 0,1 mm no posicionamento;
- uma mesa de trabalho interligada ao robô;
- duas fontes de soldagem eletrônicas multiprocesso (MERKLE 550 RS).
- uma tocha MIG/MAG duplo arame (TBi TD 9);
- dois sistemas de alimentação do arame-eletrodo,
- um Sistema de aquisição de dados que opera em frequência de 9600 Hz.

A Figura 4.1 mostra os equipamentos utilizados nas soldagens.

Figura 4.1. Equipamentos utilizados nas soldagens.



Fonte: Santiago, 2013.

4.1.2 Equipamentos empregados na caracterização microestrutural

- Serra de fita.
- Equipamento para corte metalográfico.
- Lixadeira rotativa.
- Politriz automática.
- Equipamento para polimento eletrolítico.
- Soprador térmico.
- Máquina fotográfica digital.
- Régua metálica.
- Paquímetro digital.
- Fonte de corrente contínua para ataque eletrolítico
- Microscópio óptico.
- Microscópio eletrônico de varredura.

4.1.3 Equipamento para ensaio de dureza

- Microdurômetro Shimadzu

4.1.4 Equipamento e materiais utilizados no ensaio de corrosão segundo a norma ASTM G-48

- Máquina de banho ultratermostático (Figura 4.2);

Figura 4.2. Máquina de banho ultratermostático



Fonte: Santos, 2013

4.2 Materiais de consumo

Os materiais de consumo empregados nas soldagens dos corpos de prova, denominados de consumíveis, foram classificados em arame-eletrodo ou metal de adição, metais de base e gás de proteção.

Os metais de adição de ligas à base de níquel da família Ni-Cr-Mo foram os principais materiais de consumo deste trabalho. Foram empregadas as ligas AWS ER NiCrMo-3 (similar à liga UNS N06625 – Inconel 625), AWS ER-NiCrMo-4 (similar à liga UNS N10276 – Hastelloy C-276).

As ligas AWS ERNiCrMo-3 e AWS ERNiCrMo-4 foram sugeridas pelo setor de engenharia de soldagem do Centro de Pesquisas e Desenvolvimento Leopoldo Américo M. de Mello – CENPES/PETROBRAS em conjunto com corpo técnico do ENGESOLDA (UFC).

O metal de base utilizado nos ensaios preliminares para ajuste de parâmetros foi o aço ASTM A 36 em forma de barra chata em função do seu baixo custo e disponibilidade no mercado local. Nos ensaios exploratórios (soldagem de cordão isolado e de revestimento), o metal de base escolhido foi o aço ASTM A 516 Gr 60 por ser bastante utilizado na construção de equipamentos na indústria de petróleo e gás natural, que dependendo do ambiente que vão operar, necessitam da aplicação de revestimento protetores.

Outro aspecto importante na escolha do aço ASTM A 516 Gr 60 foi a sua composição química semelhante a dos aços API X60 e X65 usados em tubulações, principalmente devido ao seu teor de carbono.

4.2.1 Materiais empregados nos ensaios preliminares

- Corpo de prova de aço ASTM A 36 com 6,5 mm x 50 mm x 200 mm, cuja composição química se encontra na Tabela 4.1.

Tabela 4.1. Composição química das chapas de aço ASTM A 36.

Material	Composição, % em peso				
	C	Si	Mn	P	S
ASTM A36	0,23	0,09	0,67	0,01	0,08

Fonte: autoria própria.

- Arame-eletrodo com 1,12 mm de diâmetro das ligas de níquel AWS ERNiCrMo-3 e AWS ERNiCrMo-4.
- Gás de proteção: 70% de argônio e 30% de hélio.

4.2.2 Materiais empregados nos ensaios exploratórios

- Corpo de prova de aço ASTM A 516 Gr 60 com 12,7 mm x 50 mm x 200 mm. Sua sua composição química apresentada na Tabela 4.2.

Tabela 4.2. Composição química do aço ASTM A 516 Gr 60.

Material	Composição, % em peso							
	Ni	C	Cr	Mo	Fe	Al	Mn	Si
ASTM A516 Gr 60	0,01	0,15	0,02	0,01	Bal.	0,02	0,95	0,2

- Arames-eletrodo de liga de níquel com 1,12 mm de diâmetro, conforme composição química informada na Tabela 4.3 e na Tabela 4.4.

Tabela 4.3. Composição química dos arames eletrodo da liga ERNiCrMo-3.

Material	Composição, % em peso							
	Ni	Cr	Mo	C	Fe	Cu	Al	Ti
ERNiCrMo-3 (INCONEL 625)	64,09	22,73	8,75	0,01	0,35	0,01	0,17	0,19
	Nb+Ta	Si	Mn	P	S	Outros		
	3,53	0,04	0,10	0,002	0,001	< 0,05		

Fonte: autoria própria.

Tabela 4.4. Composição química dos arames eletrodo da liga ERNiCrMo-4.

Material	Composição, % em peso							
	Ni	Cr	Mo	C	Fe	Cu	Co	Mn
ERNiCrMo-4 (HASTELLOY C-276)	59,56	15,97	15,24	0,002	5,12	0,08	0,04	0,38
	Si	P	S	W	V	Outros		
	0,037	<0,001	0,001	3,33	0,02	< 0,05		

Fonte: autoria própria.

- Gás de proteção: 70% de argônio e 30% de hélio.

4.2.3 Materiais empregados nos ensaios de revestimento

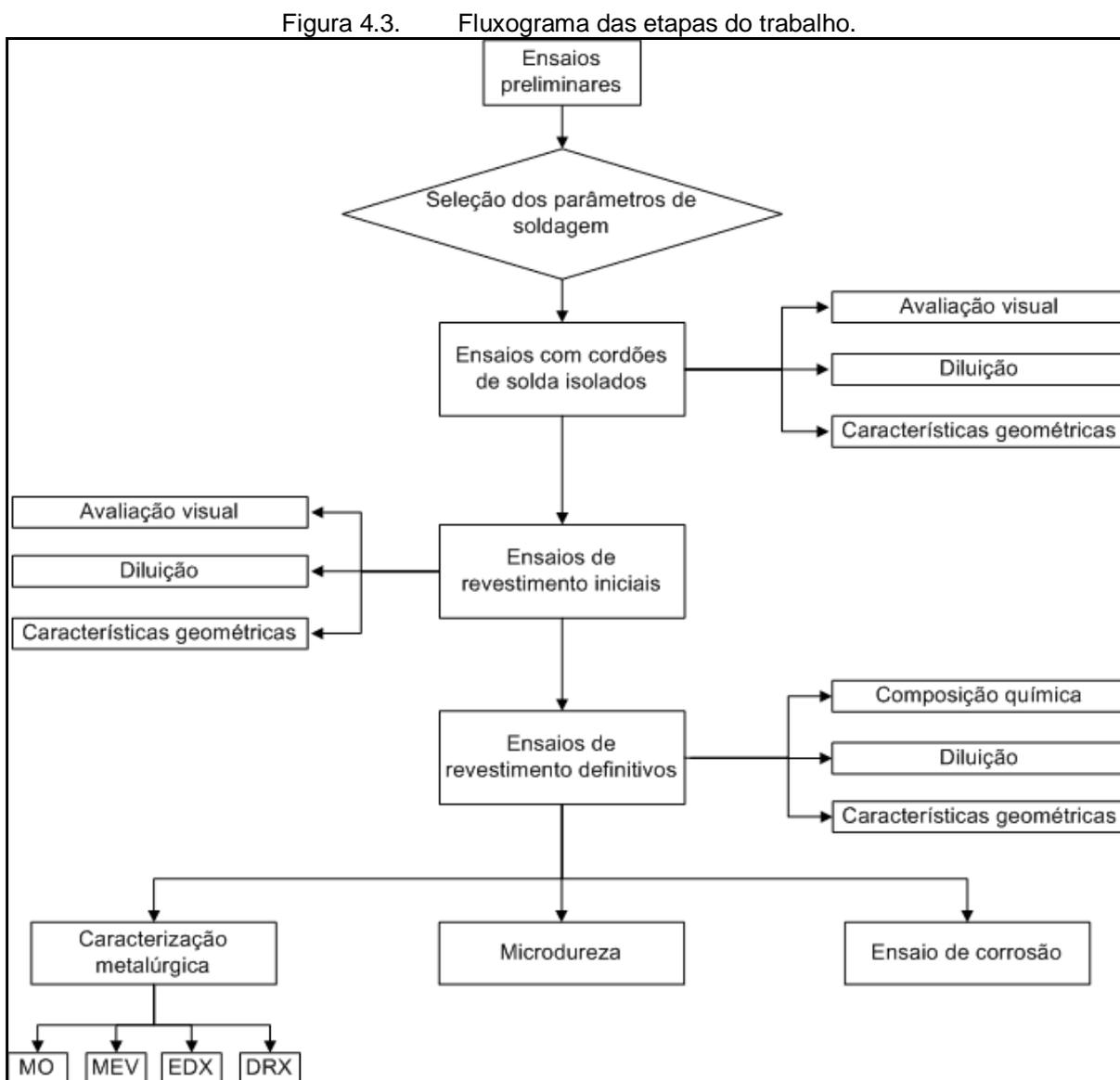
- Corpo de prova de aço ASTM 516 Gr 60 com 12,7 mm x 150 mm x 200 mm.
- Arame-eletrodo com 1,12 mm de diâmetro das ligas de níquel AWS ER NiCrMo-3 e AWS ER NiCrMo-4.
- Gás de proteção: 70% de argônio e 30% de hélio.

4.3 Metodologia

A metodologia empregada foi dividida em sete etapas, apresentadas a seguir.

- Etapa 1 – Ensaio preliminares.
- Etapa 2 – Ensaio com cordões de solda isolados.
- Etapa 3 – Ensaio de revestimentos iniciais.
- Etapa 4 – Ensaio de revestimentos definitivos.
- Etapa 5 – Caracterização metalúrgica.
- Etapa 6 – Ensaio de microdureza.
- Etapa 7 – Avaliação da resistência à corrosão do revestimento.

A Figura 4.3 mostra o fluxograma das etapas do trabalho.



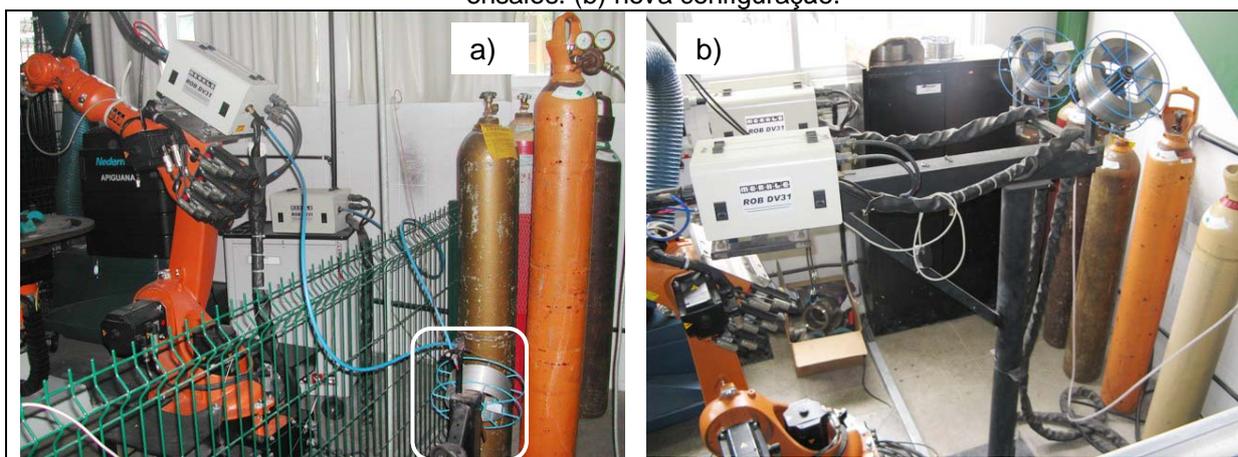
Fonte: autoria própria.

Durante a execução dos ensaios preliminares (Etapa 1), foi constatada a necessidade de alteração da bancada de soldagem, mais precisamente no suporte das bobinas. A configuração do suporte existente oferecia atrito excessivo dos arames-eletrodos no interior dos conduítes devido ao longo caminho a ser percorrido desde o suporte das bobinas até o bico de contato da tocha. Desta forma, foi projetado e construído um novo suporte para as bobinas.

A Figura 4.4 mostra a configuração que existia anteriormente e a nova bancada que substituiu a anterior. A nova bancada oferece suporte aos

alimentadores de arame, pois a fixação dos dois alimentadores no robô excederia o limite de carga estabelecido pelo fabricante do robô. Além disso, a nova bancada permite realizar giro sobre seu eixo vertical, bem como estender o suporte dos alimentadores de arame.

Figura 4.4. Suporte para as bobinas e alimentadores de arames. (a) condição existente antes dos ensaios. (b) nova configuração.



Fonte: autoria própria.

4.3.1 Etapa 1 – Metodologia dos ensaios preliminares.

Nesta etapa foram realizadas soldagens em simples deposição com as fontes operando no modo corrente contínua pulsada com o objetivo de se obter transferência metálica goticular e cordões de solda com bom aspecto superficial.

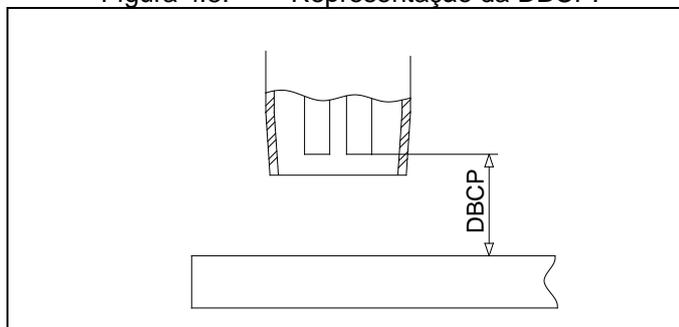
Foram realizados experimentos para determinação de parâmetros de pulsos de corrente em três níveis de corrente eficazes: um desses níveis considerado baixo ($I_{ef} = 175 \text{ A}$), o segundo considerado de valor médio ($I_{ef} = 206 \text{ A}$) e o terceiro, considerado alto ($I_{ef} = 245 \text{ A}$).

Nos ensaios, utilizou-se a distância de bico de contato à peça (DBCP) de 20 mm (Figura 4.5) e o comprimento do arco de aproximadamente 10 mm para ambos os arames, estabelecidos pelo ajuste prévio da velocidade de alimentação.

Para a proteção dos arcos elétricos, foi empregada a mistura gasosa composta de 70% de argônio e 30% de hélio com vazão de 25 l/min. A escolha desta mistura foi baseada no trabalho de Aguiar (2010), o qual destaca que dentre

os gases utilizados em seu trabalho, a mistura 70% Ar + 30% He foi a responsável por obter melhor molhabilidade.

Figura 4.5. Representação da DBCP.



Fonte: autoria própria.

Em cada nível de corrente eficaz, variou-se a velocidade de soldagem com objetivo de se determinar seu valor máximo antes da formação de duas poças de fusão paralelas (com os eletrodos dispostos na longitudinal, considerado o posicionamento mais crítico em relação à velocidade de soldagem). Estes experimentos foram motivados visando aplicação com ganhos de produtividade sem o comprometimento do aspecto superficial.

4.3.2 Etapa 2 – Metodologia dos ensaios com cordões de solda isolados.

A Etapa 2 teve como meta determinar os melhores parâmetros de soldagem a serem aplicados na etapa de revestimento.

Foram mantidos o comprimento do arco em torno de 10 mm (estipulado através de observações visuais), a DBCP de 20 mm e também o gás de proteção (70% Ar + 30% He).

Foram avaliados o aspecto superficial, as características geométricas e a diluição de cordões de solda realizados em simples deposição.

Os cordões de solda isolados foram executados para avaliação dos seguintes critérios:

- energia de soldagem;
- técnica da energia de soldagem;
- disposição dos eletrodos;
- tipo de tecimento do cordão;
- defasagem entre os pulsos de corrente.

O planejamento experimental realizado levou em consideração uma avaliação qualitativa dos critérios acima, bem como a redução do número de experimentos (comparado ao método tradicional de fatorial completo), dado o elevado número de critérios avaliados. Com base nestas premissas, foi utilizado o método Taguchi.

A seguir serão detalhados os critérios avaliados

- Energia de soldagem

Com base nos três valores de corrente eficazes (175, 206 e 245 A) e nas velocidades de soldagens consideradas adequadas, os níveis de energia de soldagem aplicados foram: $E_1 = 7,56$ kJ/cm; $E_2 = 10,80$ kJ/cm e $E_3 = 15,12$ kJ/cm. O cálculo da energia de soldagem aplicada ao processo MIG/MAG duplo arame é mostrado na Equação 2

$$E = \frac{(I_1 \cdot V_1) + (I_2 \cdot V_2)}{V_s} \quad \text{Equação 2}$$

Onde:

- E é a energia de soldagem.
- I_1 é a corrente eficaz empregada no primeiro eletrodo;
- I_2 é a corrente eficaz empregada no segundo eletrodo;
- V_1 é tensão de soldagem adquirida no primeiro arco elétrico;
- V_2 é tensão de soldagem adquirida no segundo arco elétrico;
- V_s é a velocidade de soldagem empregada.

➤ Técnica da energia de soldagem

Considerando as soldagens realizadas com imposição de corrente, uma determinada energia de soldagem pode ser alcançada pela variação do valor da corrente ou da velocidade de soldagem.

A técnica de energia denominada “Tipo I” é definida como sendo aquela onde a corrente varia e a velocidade de soldagem permanece constante (com valor intermediário V_2).

A técnica de energia denominada “Tipo V” é aquela em que a velocidade de soldagem varia e a corrente eficaz é constante (com valor intermediário I_2).

A Tabela 4.5 mostra as combinações das técnicas de energia, considerando os três níveis de energia empregados.

Tabela 4.5. Combinação de velocidades e correntes de soldagens.

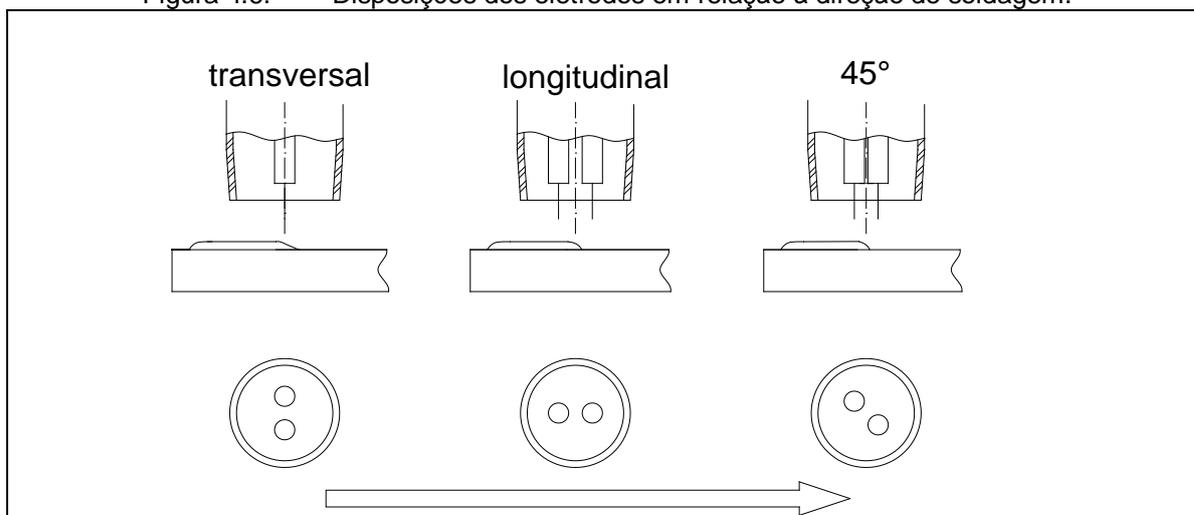
Técnica de energia	Níveis de energia		
	E_1	E_2	E_3
Tipo I	I_1/V_2	I_2/V_2	I_3/V_2
Tipo V	I_2/V_1	I_2/V_2	I_2/V_3

Fonte: autoria própria.

➤ Disposição dos eletrodos

Foram aplicadas três disposições dos eletrodos em relação à direção de soldagem: longitudinal (ou lado a lado), transversal e 45°. A Figura 4.6 mostra esquematicamente como os eletrodos foram dispostos.

Figura 4.6. Disposições dos eletrodos em relação à direção de soldagem.

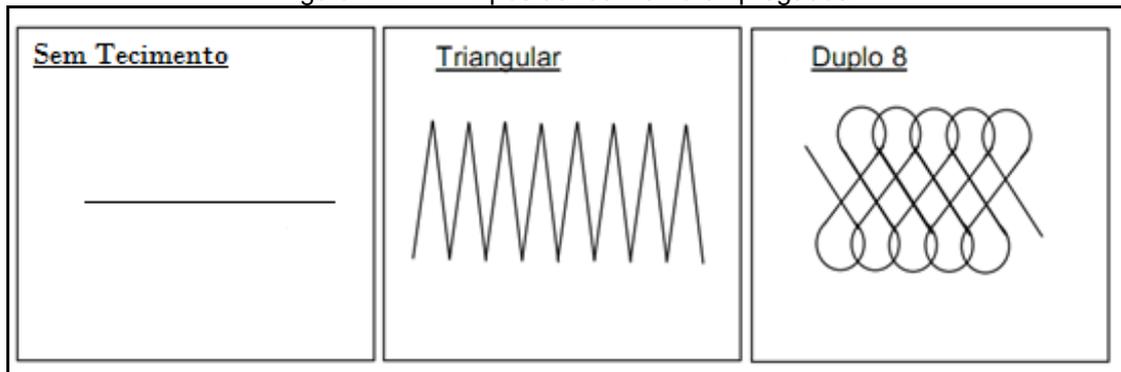


Fonte: autoria própria.

➤ Tipo de tecimento do cordão

Uma vez que o tecimento do cordão influencia as características geométricas da solda, decidiu-se explorar este critério na soldagem MIG/MAG duplo arame. Foram aplicados três tipos de tecimento: triangular, duplo oito e uma condição sem tecimento. A Tabela 4.5 ilustra os tipos de tecimentos empregados.

Figura 4.7. Tipos de tecimento empregados.



Fonte: Silva, 2010.

➤ Defasagem entre os pulsos de corrente

Os pulsos de corrente das fontes de soldagem foram variados em três níveis:

- 0%: pulsos de corrente acontecem ao mesmo tempo (completamente em fase).
- 25%: pulso de corrente da fonte escrava ocorre após $\frac{1}{4}$ do início do período da fonte mestra.
- 50%: pulso de corrente da fonte escrava ocorre após $\frac{1}{2}$ do início do período da fonte mestra (enquanto uma fonte está no tempo de pico, a outra fonte está no tempo de base).

Com base nos critérios avaliados e nos seus níveis de variação, foi escolhida uma matriz ortogonal de experimentos com 18 ensaios (L18). A Tabela 4.6 mostra a matriz de experimento com os critérios (fatores de controle) e seus níveis de variação. Nesta tabela, o termo TE refere-se a nomenclatura adotada: “Taguchi Experimental”.

Tabela 4.6. Matriz de experimentos dos ensaios com cordão isolado.

Ensaio	Técnica de energia	Disposição dos eletrodos	Tipos de tecimento	Energia (kJ/cm)	Defasagem entre os pulsos
1	tipo I	Transversal	sem	7,56	0%
2	tipo I	Transversal	triangular	10,80	25%
3	tipo I	Transversal	duplo 8	15,12	50%
4	tipo I	Longitudinal	sem	7,56	25%
5	tipo I	Longitudinal	triangular	10,80	50%
6	tipo I	Longitudinal	duplo 8	15,12	0%
7	tipo I	45	sem	10,80	0%
8	tipo I	45	triangular	15,12	25%
9	tipo I	45	duplo 8	7,56	50%
10	tipo V	Transversal	sem	15,12	50%
11	tipo V	Transversal	triangular	7,56	0%
12	tipo V	Transversal	duplo 8	10,80	25%
13	tipo V	Longitudinal	sem	10,80	50%
14	tipo V	Longitudinal	triangular	15,12	0%
15	tipo V	Longitudinal	duplo 8	7,56	25%
16	tipo V	45	sem	15,12	25%
17	tipo V	45	triangular	7,56	50%
18	tipo V	45	duplo 8	10,80	0%

Fonte: autoria própria.

4.3.3 Metodologia dos ensaios de revestimentos iniciais

Estes ensaios consistiram no estudo do aspecto superficial e características geométricas (reforço, penetração e diluição) dos revestimentos com relação à disposição dos eletrodos: transversal, longitudinal, e 45°.

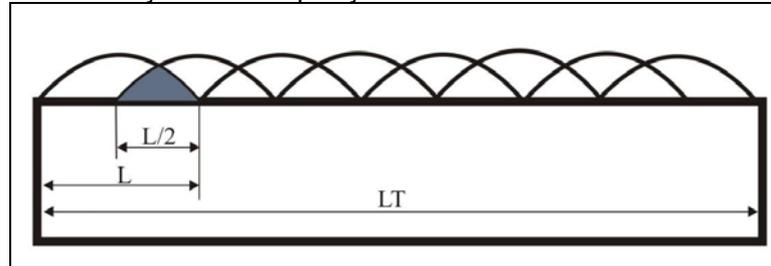
As soldagens foram realizadas sobre corpos de prova de aço ASTM A 516 Gr 60 com as seguintes dimensões (espessura, largura e comprimento): 12,7 mm x 70 mm x 200 mm. Antes das soldagens, a superfície dos corpos de prova a ser revestida foi escovada para remoção da camada de óxido, sujeira e outros através de uma escova rotativa.

Utilizou-se como gás de proteção a mistura 70%Ar + 30%He com vazão de 25 l/min.

As soldagens dos revestimentos foram executadas na posição plana com a inclinação da tocha em 10° na direção do primeiro cordão, com objetivo de se

evitar defeitos na margem da solda (Figura 4.9). A sobreposição entre os passes foi de 50%, como ilustrado na Figura 4.8. A temperatura de inter-passe foi de 100°C.

Figura 4.8. Ilustração da sobreposição entre os cordões de solda no revestimento.

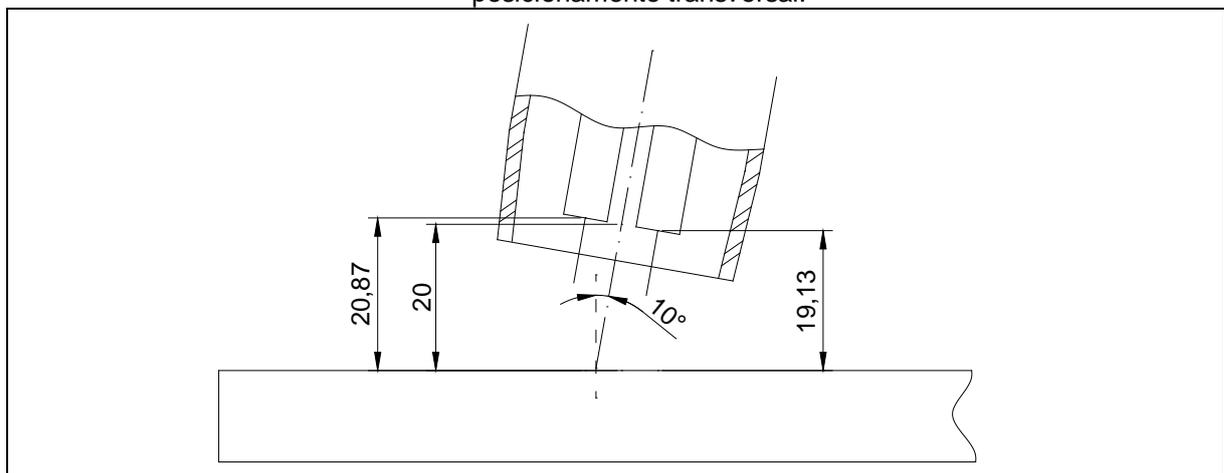


Fonte: Aguiar, 2011.

A distância do bico de contato à peça (DBCP) foi mantida em 20 mm para o posicionamento longitudinal. A tocha foi inclinada de 10° (na direção do cordão de solda anterior) para minimizar a ocorrência de defeitos no pé do cordão.

Contudo, devido à inclinação de 10° da tocha, os posicionamentos transversal e 45° tiveram pequena alteração da DBCP para cada um dos eletrodos. Para estes posicionamentos, a DBCP de 20 mm foi ajustada com base no centro das extremidades dos bicos de contato. A Figura 4.9 ilustra o ajuste da DBCP para a condição transversal.

Figura 4.9. Inclinação da tocha em 10° e alteração da DBCP devido à inclinação da tocha para o posicionamento transversal.



Fonte: autoria própria.

Foram realizados três revestimentos, um para cada disposição dos eletrodos: longitudinal, transversal e 45°.

Os revestimentos foram depositados com as fontes de soldagem operando no modo corrente constante pulsada com a transferência metálica goticular. Baseado

nos ensaios de etapas anteriores, a seleção dos parâmetros de pulso levou em consideração a obtenção de baixa diluição e com nível de reforço satisfatório (próximo de 3 mm). Os parâmetros de pulso foram igualmente ajustados para as duas fontes e a defasagem entre os pulsos de corrente foi de 0%, ou seja, pulsos em fase. A Tabela 4.7 mostra os parâmetros de pulso utilizados nos ensaios.

Tabela 4.7. Parâmetros de pulso utilizados nos ensaios de revestimentos iniciais.

I_{ef} (A)	I_m (A)	I_p (A)	t_p (ms)	I_b (A)	t_b (ms)	f (Hz)
175	135	330	2,5	70	7,5	100

Fonte: autoria própria

Onde I_p é a corrente de pico; t_p , o tempo de pico; I_b , a corrente de base; t_b , o tempo de base; f , a frequência de pulsação; I_m , a corrente média e I_{ef} , a corrente eficaz.

Os revestimentos foram realizados pela deposição simultânea das ligas 625 e 276 pelo processo MIG/MAG duplo arame, como ilustrado na Figura 4.10.

Com objetivo de se avaliar de forma conveniente os revestimentos, os mesmos tiveram uma largura de aproximadamente 60 mm.

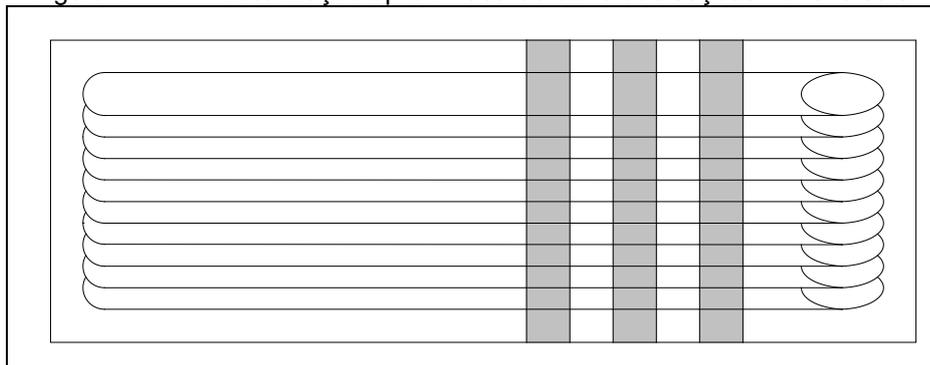
Figura 4.10. Representação da deposição simultânea das ligas 625 e 276 no revestimento.



Fonte: autoria própria.

Para que fossem realizadas as medições das características geométricas, foi necessária a preparação de amostras, retiradas por meio de corte mecânico em serra de fita automática. Para cada revestimento, foram retiradas três amostras de seções transversais. A Figura 4.11 ilustra a localização aproximada do corte das seções transversais.

Figura 4.11. Localização aproximada do corte das seções transversais.



Fonte: autoria própria.

4.3.4 Metodologia dos ensaios de revestimentos definitivos

Nesta etapa foram realizados revestimentos com a mistura das ligas em proporções distintas com o objetivo de se verificar as implicações das composições químicas resultantes de cada combinação das ligas 625 e 276. A quantidade de cada liga presente nos revestimentos foi consequência da combinação de energia de soldagem aplicada em cada arame e da velocidade de alimentação demandada para tal energia, de modo a manter um comprimento de arco em torno de 10 mm.

Foram também avaliados os seguintes fatores de controle: ordem de deposição das ligas, posicionamento dos eletrodos em relação à direção de soldagem, repartição de energia entre os eletrodos, energia de soldagem e defasagem entre os pulsos de corrente.

Os revestimentos foram executados com os mesmos procedimentos e materiais empregados na etapa de revestimento inicial.

Os parâmetros de pulso da corrente eficaz são mostrados na Tabela 4.8, Tabela 4.9 e Tabela 4.10.

Tabela 4.8. Parâmetros de pulso para $I_{ef} = 175$ A.

I_{ef} (A)	I_m (A)	I_p (A)	t_p (ms)	I_b (A)	t_b (ms)	f (Hz)
175	135	330	2,5	70	7,5	100

Fonte: autoria própria

Tabela 4.9. Parâmetros de pulso para $I_{ef} = 206$ A.

I_{ef} (A)	I_m (A)	I_p (A)	t_p (ms)	I_b (A)	t_b (ms)	f (Hz)
206	180	380	2,0	130	8	100

Fonte: autoria própria

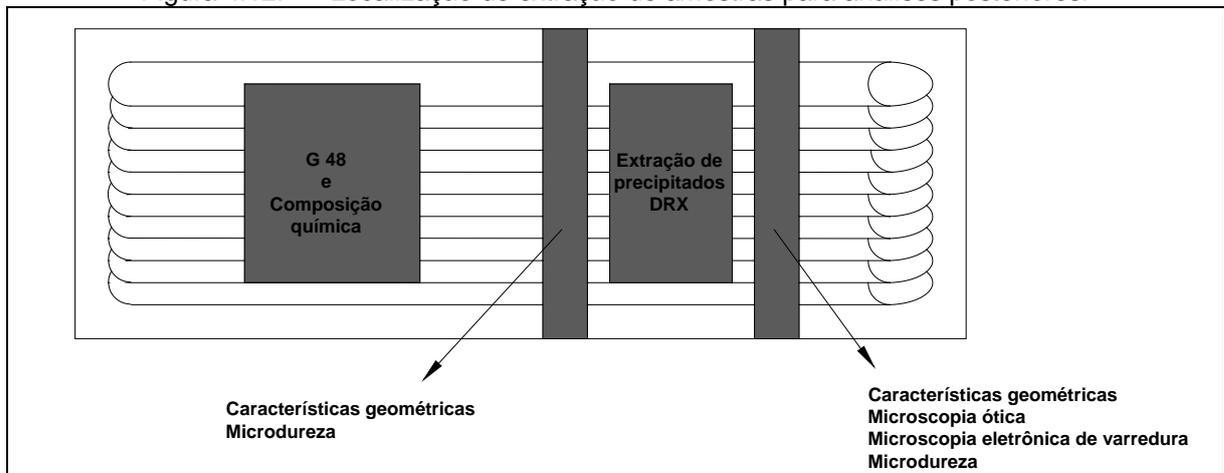
Tabela 4.10. Parâmetros de pulso para $I_{ef} = 245$ A.

I_{ef} (A)	I_m (A)	I_p (A)	t_p (ms)	I_b (A)	t_b (ms)	f (Hz)
245	222	430	2,0	170	8	100

Fonte: autoria própria

A localização de extração das amostras dos revestimentos para as diversas análises realizadas nas etapas posteriores é mostrada esquematicamente na Figura 4.12.

Figura 4.12. Localização de extração de amostras para análises posteriores.



Fonte: autoria própria.

A seguir são descritas e explicadas as variações dos níveis dos fatores de controle.

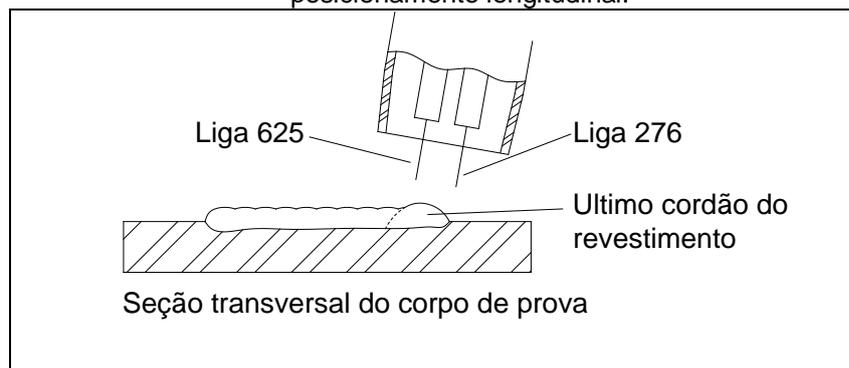
➤ Ordem de deposição das ligas

A utilização de dois arames-eletrodos pelo processo MIG/MAG duplo arame, cada um com liga de níquel diferente, possibilita a execução de revestimentos com a deposição de uma das ligas diretamente sobre o substrato, enquanto que o outro arame eletrodo é depositado sobre a poça de fusão já formada pelo arco do eletrodo da frente (para os posicionamentos transversal ou “*tandem*” e 45°). No posicionamento longitudinal ou lado a lado, enquanto que um arame eletrodo é depositado diretamente sobre o substrato, o outro é depositado diretamente sobre o cordão de solda anterior (considerando revestimentos com sobreposição de cordões), como ilustrado na Figura 4.13.

Desta forma, a ordem de deposição das ligas variou em dois níveis:

- Nível 1: M/E (fonte Mestra / fonte Escrava). Nesta configuração, a liga 625 é depositada sobre a liga 276 no processo MIG/MAG duplo arame. Ou seja, o arame eletrodo da liga 276 vai à frente da liga 625 para os posicionamentos longitudinal e 45°. Enquanto que no posicionamento transversal, o arame eletrodo da liga 276 é colocado à direita do eletrodo da liga 625, enquanto os cordões são realizados da esquerda para a direita.
- Nível 2: E/M (fonte Escrava / fonte Mestra). A liga 276 é depositada sobre a liga 625.

Figura 4.13. Representação da deposição da liga 625 sobre a liga 276 (nível 1 – M/E) para o posicionamento longitudinal.



Fonte: autoria própria.

➤ Posicionamento dos eletrodos

- Nível 1: Transversal.
- Nível 2: Longitudinal.
- Nível 3: 45°.

➤ Repartição de energia entre os eletrodos

Através deste fator de controle foi realizada a deposição de cada liga em percentuais distintos, ou seja, é possível a obtenção de cordões de solda do revestimento com mais metal de adição de uma das ligas em relação à outra. Para tanto, basta que uma das ligas opere em um nível de energia mais alto (maior deposição) em relação à outra.

Assim, foram estabelecidos três níveis para a repartição de energia:

- Nível 1 – M. alta / E. baixa: Nesta configuração o eletrodo da fonte mestra (liga 625) opera com corrente eficaz de maior valor ($I_{EF} = 245 \text{ A}$) enquanto que o eletrodo da fonte escrava (liga 276) recebe corrente eficaz de menor valor ($I_{EF} = 175 \text{ A}$).
- Nível 2 – M. baixa / E. alta: O eletrodo da fonte mestra recebe corrente eficaz de menor valor ($I_{EF} = 175 \text{ A}$) enquanto que o eletrodo da fonte escrava recebe corrente eficaz de maior valor ($I_{EF} = 245 \text{ A}$).
- Nível 3 – M = E: Os eletrodos recebem a mesma quantidade de corrente eficaz ($I_{EF} = 206 \text{ A}$), em um valor intermediário entre o maior e menor valor.
 - Energia de soldagem.
 - Nível 1: 7,56 kJ/cm; com aplicação de velocidade de soldagem de 105 cm/min.
 - Nível 2: 10,58 kJ/cm; com aplicação de velocidade de soldagem de 75 cm/min.
 - Nível 3: 15,88 kJ/cm; com aplicação de velocidade de soldagem de 45 cm/min.
- Defasagem entre os pulsos de corrente.
 - Nível 1: 0% - pulsos completamente em fase.
 - Nível 2: 25% de defasagem.
 - Nível 3: 50% de defasagem.

Devido ao elevado número de fatores de controle bem como seus níveis, optou-se novamente pela utilização do método Taguchi para o planejamento experimental. Desta forma, tem-se a redução do número total de revestimentos a serem realizados e podendo ainda ser realizada a análise estatística dos resultados e o levantamento do efeito de cada fator de controle sobre as respostas analisadas.

Entretanto o aumento da quantidade de fatores de controle a serem avaliados pode resultar em interação entre estes. A interação ocorre quando dois fatores produzem um efeito diferente da soma de seus efeitos individuais.

Na ocorrência de interação entre os fatores, o emprego do modelo aditivo no Método Taguchi pode comprometer a previsão dos ajustes ótimos e do efeito de cada fator sobre a razão sinal/ruído (função objetiva η). Portanto o modelo aditivo é adequado principalmente para situações onde não existam interações entre os fatores.

A Tabela 4.11 mostra a matriz de ensaios (L18) realizada para os ensaios definitivos com os fatores de controle e seus respectivos níveis.

Tabela 4.11. Matriz de ensaios dos revestimentos definitivos.

Ensaio	Ordem de deposição	Posicionamento	E (kJ/cm)	Defasagem(%)	Repartição de energia
ED 01	M/E	Transversal	7,56	0%	M↑ E↓
ED 02	M/E	Transversal	10,58	25%	M↓ E↑
ED 03	M/E	Transversal	15,88	50%	M = E
ED 04	M/E	Longitudinal	7,56	25%	M↑ E↓
ED 05	M/E	Longitudinal	10,58	50%	M↓ E↑
ED 06	M/E	Longitudina	15,88	0%	M = E
ED 07	M/E	45°	10,58	0%	M↑ E↓
ED 08	M/E	45°	15,88	25%	M↓ E↑
ED 09	M/E	45°	7,56	50%	M = E
ED 10	E/M	Transversal	15,88	50%	M↑ E↓
ED 11	E/M	Transversal	7,56	0%	M↓ E↑
ED 12	E/M	Transversal	10,58	25%	M = E
ED 13	E/M	Longitudinal	10,58	50%	M↑ E↓
ED 14	E/M	Longitudinal	15,88	0%	M↓ E↑
ED 15	E/M	Longitudina	7,56	25%	M = E
ED 16	E/M	45°	15,88	25%	M↑ E↓
ED 17	E/M	45°	7,56	50%	M↓ E↑
ED 18	E/M	45°	10,58	0%	M = E

Fonte: autoria própria.

4.3.5 Procedimento para caracterização metalúrgica

Foram realizadas análises macrográficas e micrográficas das seções transversais dos corpos de prova. Desta forma, adotou-se para cada caso uma técnica distinta.

➤ Procedimento para análise macrográfica

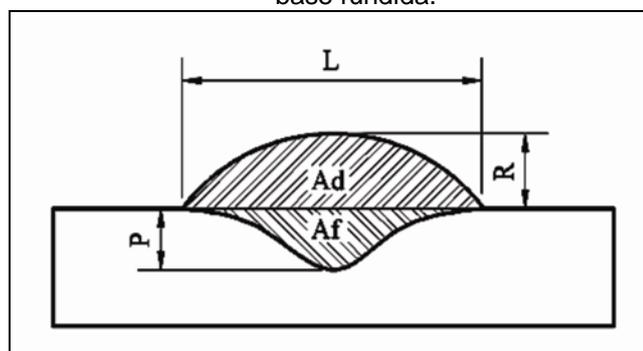
O procedimento metalográfico para a realização das macrografias utilizadas na determinação das características geométricas e diluição global (Figura 4.14) consistiu de lixamento, através de uma lixadeira rotativa, com lixas de granulação 220, 320, 400 600 e 1200.

Para se estabelecer um maior contraste entre a solda e o material de base, realizou-se ataque químico por imersão com o reagente Nital 5%.

As seções transversais dos corpos de prova, os quais passaram por lixamento e tiveram suas superfícies atacadas quimicamente, foram fotografadas com uma câmera digital com alta resolução.

Para determinação das características geométricas e diluição, foi utilizado um programa computacional de análise de imagens (*Image Pro Plus*). A diluição medida corresponde à participação do metal base na composição final da zona fundida e foi obtida pela Equação 3.

Figura 4.14. Representação esquemática das características geométricas da seção transversal do cordão de solda. L: largura, R: reforço, P: penetração: Ad: área depositada, Af: área do metal de base fundida.



Fonte: autoria própria

$$D = \frac{A_f}{A_f + A_d} \cdot 100$$

Equação 3

➤ Procedimento para análise micrográfica

Realizada apenas para etapa de revestimentos definitivos, a caracterização microestrutural do metal de solda e da ZAC consistiu inicialmente da extração de duas seções transversais, sendo uma imediatamente após a metade do comprimento do revestimento e outra próxima do final do revestimento (Figura 4.12).

As amostras foram lixadas até a lixa de granulação de 1200, seguidas de polimento mecânico com pasta de diamante até $\frac{1}{4}$ μm .

Como se trata de soldagem dissimilar, foram utilizados dois reagentes químicos diferentes: sendo um dedicado a atacar o metal de base (aço C-Mn) e outro para o ataque do metal de solda (ligas de níquel).

Para o metal de base, foi utilizado o reagente Nital 2%. Já para o metal de solda foi realizado ataque eletrolítico através uma solução contendo 10% de ácido crômico diluído em água deionizada. Os parâmetros utilizados no ataque eletrolítico foram: tensão de 2,5 V; corrente de 0,05 A durante o tempo de 30 s.

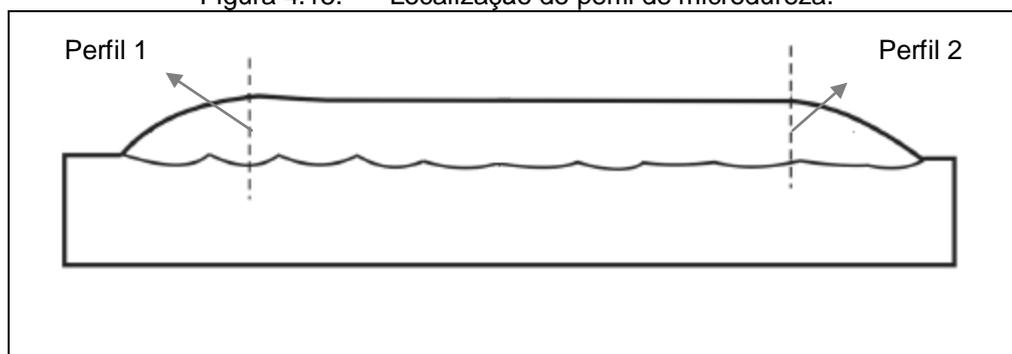
A caracterização microestrutural por microscopia ótica (MO) foi realizada através de microscópio metalográfico com um sistema de aquisição de imagem, enquanto a caracterização microestrutural por microscopia eletrônica de varredura (MEV) foi feita através do microscópio Phillips XL30. Adicionalmente, foi utilizado um MEV quanta FEG 450 equipado com sistema de análise química de energia dispersiva de Raios-X Oxford.

4.3.6 Procedimento para realização de microdureza

O ensaio de microdureza Vickers foi conduzido ao longo da seção transversal dos corpos de prova compreendendo as regiões metal de solda, zona afetada pelo calor (ZAC) e metal de base. Este perfil de microdureza foi executado em duas regiões do corpo de prova: uma no início do mesmo e outra no final, sendo estas regiões nas partes planas do revestimento. A Figura 4.15 mostra esquematicamente as regiões onde foram realizados os ensaios de microdureza (linhas tracejadas).

Adicionalmente, realizaram-se medições de microdureza pontuais em regiões específicas próximas à interface entre o metal de solda e o substrato.

Figura 4.15. Localização do perfil de microdureza.



Fonte: adaptado de Aguiar, 2011.

Para realização das indentações, baseou-se na norma ASTM E 384-99 (ASTM, 2002). Os parâmetros utilizados foram: carga aplicada de 0,981 N (100 gf) durante 15 segundos.

4.3.7 Procedimento para difração de raios-X

Após a retirada das amostras do revestimento destinadas à realização dos ensaios de difração de raios-X, conforme a Figura 4.12, estas foram novamente seccionadas para separar o aço C-Mn do metal de solda.

A porção do metal de solda (liga de níquel) foi lixada em ambos os lados para remover quaisquer impurezas e óxidos e em seguida foram lavadas com água destilada.

Estas amostras contendo o metal de solda foram submetidas à um processo de extração de precipitados através da dissolução da matriz de níquel por um processo eletroquímico usando como eletrólito uma solução contendo 90 % de álcool etílico P.A. e 10% de ácido clorídrico. A uma densidade de corrente ajustada na fonte de corrente constante foi de 0,1 A/cm², conforme descrito pela norma ASTM E963-00 (ASTM, 2000).

As medidas de difração de raios-X foram realizadas em um difratômetro XPert Pro MPD – Panalytical. A aquisição dos dados foi feita pelo pacote de softwares pertencentes ao equipamento (X'Pert Data Collector, X'Pert Graphics and Identify e X'Pert Organizer). Os parâmetros utilizados para as medidas foram: tubo de Cu, intervalo de varredura entre os ângulos 20° e 120°, passo de 0,02° e tempo por passo 3 s.

O ajuste dos picos de difração foi realizado através de um programa computacional de tratamento de dados de difração, sendo este responsável por determinar a posição angular exata dos picos da matriz γ , bem como dos precipitados. O programa utilizado foi o X'pert High Score Phillips. A base de dados utilizada para determinar os picos das fases foram os bancos de dados do ICDD (*International Center for Diffraction Data*).

4.3.8 Procedimento para ensaio de resistência à corrosão

O ensaio de resistência à corrosão dos revestimentos foi realizado com base na norma ASTM G48 – 03 (ASTM 2009), método C para determinação da temperatura crítica de pite.

Conforme mostrado na Figura 4.12, os corpos de prova extraídos dos revestimentos foram seccionados para separar o metal de solda de liga de níquel do substrato de aço C-Mn. Os corpos de prova (constituídos de metal de solda) com dimensões aproximadas de 20 mm x 40 mm e com espessura geralmente entre 1,5 e 2,0 mm. Para cada revestimento foram extraídas e ensaiadas duas amostras.

A temperatura inicial dos ensaios foi de 45 °C e, caso as amostras fossem aprovadas nesta temperatura, seriam ensaiadas novamente em temperatura 5 °C superior. Este procedimento é mantido até o limite de 85°C, estipulado pela norma citada acima.

Após a conclusão do ensaio (com duração de 72 horas interruptas na temperatura de ensaio) as amostras foram lavadas, secadas e pesadas em uma balança de precisão com resolução de 0,00001 g.

Foi utilizado como critério de reprovação em determinada temperatura a ocorrência de perda de massa superior a 0,0001 g/cm², sendo esta perda de massa relacionada com a ocorrência de corrosão por pites.

CAPÍTULO V

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo serão abordados e discutidos os resultados obtidos nas etapas de ensaios iniciais (cordões de solda isolados) e também nas soldagens dos revestimentos.

5.1 Ensaios com cordões de solda isolados.

Nesta etapa foram realizadas soldagens com a deposição de cordões isolados e as fontes de soldagem operando em corrente contínua pulsada. Nestes ensaios foram avaliadas as variáveis: técnica de energia, posicionamento dos eletrodos, tecimento dos cordões, nível de energia e defasagem entre os pulsos de corrente.

Com o objetivo de conciliar a diminuição do número de experimentos com a redução de custos, foi utilizado o método Taguchi. Através da utilização deste método, é possível prever a melhor combinação dos níveis de fatores de controle para a otimização de determinada característica da qualidade.

A avaliação dos resultados obtidos baseou-se inicialmente no aspecto visual dos mesmos. Posteriormente, procedeu-se uma análise quantitativa do efeito das variáveis estudadas sobre as características geométricas dos cordões de solda e do nível de diluição global.

Com o objetivo de se verificar variações bruscas de dureza ao longo do metal de solda e zona afetada pelo calor, procedeu-se medição de microdureza na seção transversal de todos os corpos de prova.

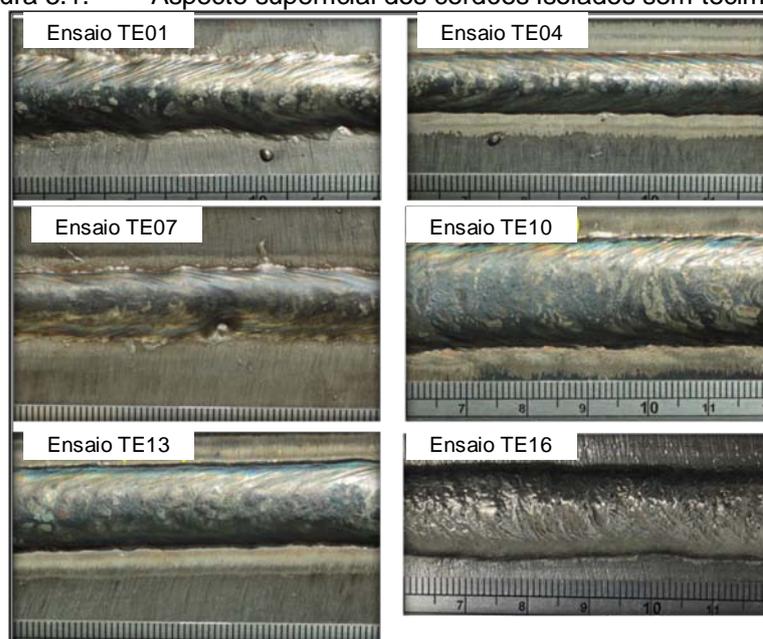
Ressalta-se a importância tanto de um bom aspecto superficial como também a seleção de melhores parâmetros de soldagem para a etapa posterior: soldagem dos revestimentos. Adicionalmente, níveis de dureza dentro de limites aceitáveis minimizam problemas como surgimento de trincas.

5.1.1 Aspectos visuais dos cordões de solda.

Os cordões de solda obtiveram de uma forma geral um bom aspecto superficial sem a presença de mordeduras, trincas e outros defeitos de soldagem, ainda que seja possível observar poucos respingos em algumas soldagens. A presença de respingos em alguns corpos de prova foi atribuída ao instante de início dos arcos e em momentos ocasionais durante a soldagem devido a interações entre estes.

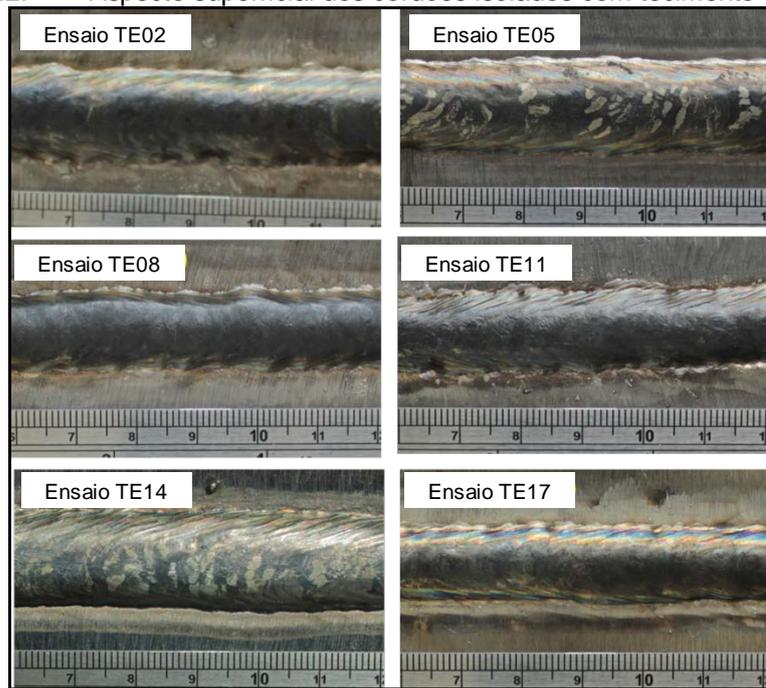
Com o objetivo de realizar uma avaliação superficial dos cordões de maneira mais prática e eficiente, decidiu-se classificar os ensaios de acordo com o tipo de tecimento do cordão empregado em cada situação: sem tecimento (Figura 5.1), tecimento triangular (Figura 5.2) e duplo oito (Figura 5.3). As condições de cada ensaio com as respectivas variáveis exploradas podem ser visualizadas na Tabela 4.6.

Figura 5.1. Aspecto superficial dos cordões isolados sem tecimento.



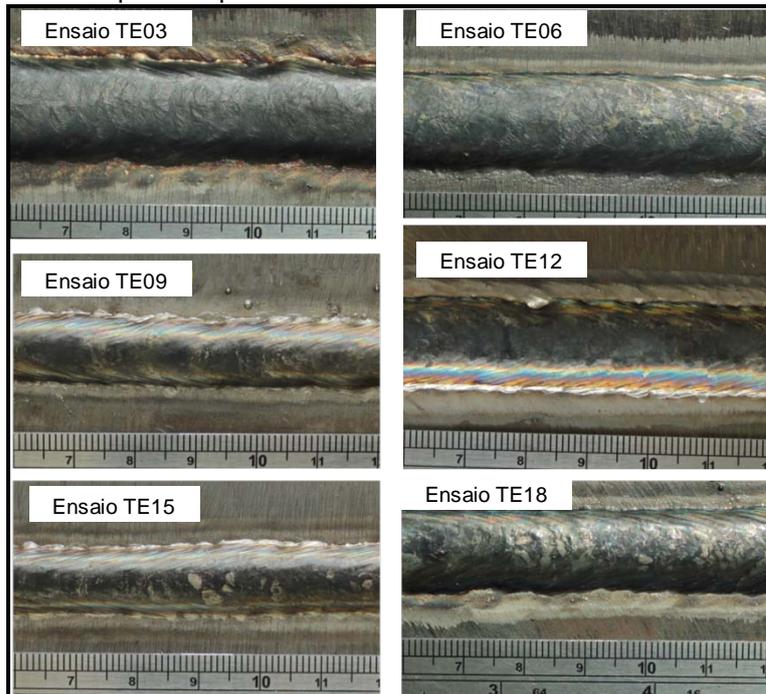
Fonte: autoria própria.

Figura 5.2. Aspecto superficial dos cordões isolados com tecimento triangular.



Fonte: autoria própria.

Figura 5.3. Aspecto superficial dos cordões isolados com tecimento duplo oito.

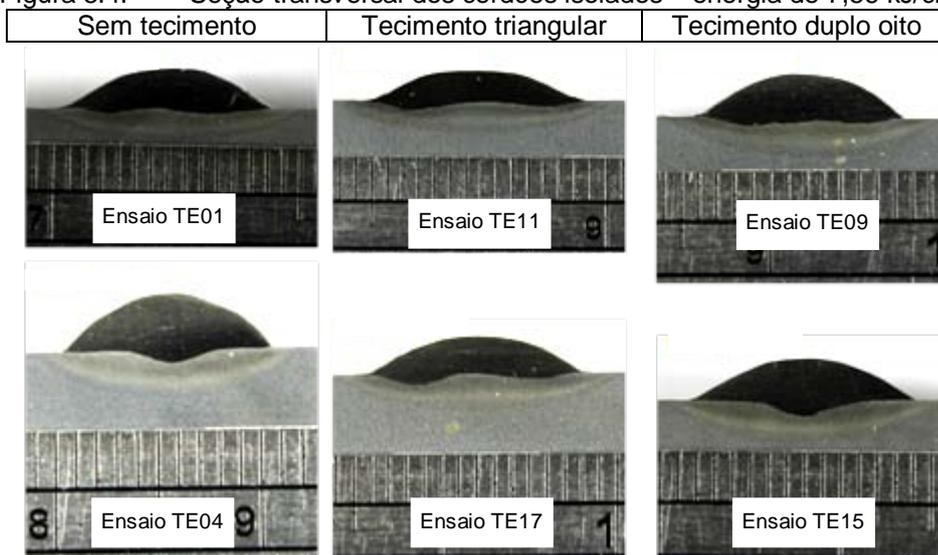


Fonte: autoria própria.

Foi realizada também uma avaliação geral da seção transversal dos corpos de prova. O corte para remoção das amostras foram realizados próximo ao final do cordão de solda.

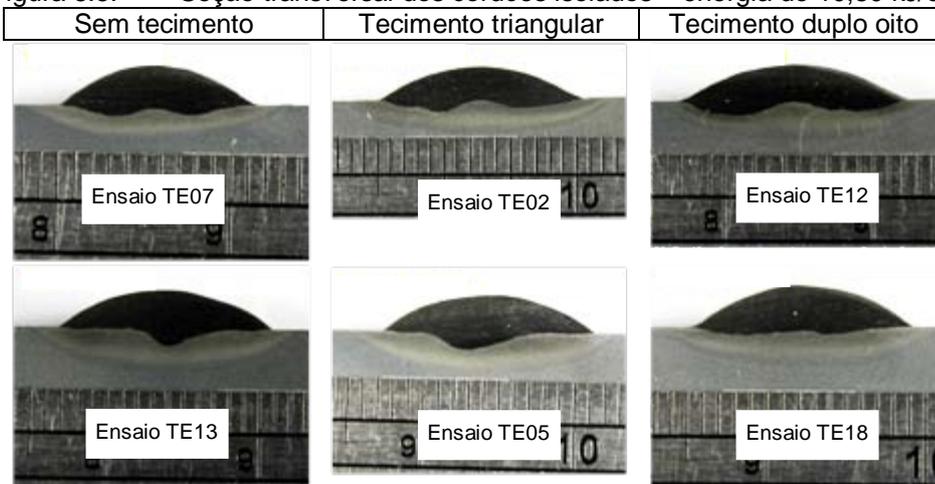
Para uma melhor comparação entre as condições de soldagem, as seções transversais com mesmos níveis de energia de soldagem foram agrupadas entre si: 7,56 kJ/cm (Figura 5.4); 10,80 kJ/cm (Figura 5.5) e 15,12 kJ/cm (Figura 5.6).

Figura 5.4. Seção transversal dos cordões isolados – energia de 7,56 kJ/cm.



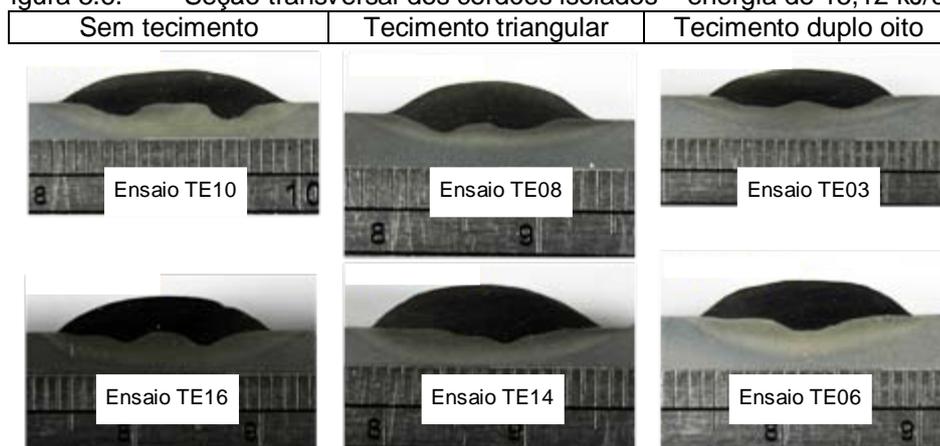
Fonte: autoria própria.

Figura 5.5. Seção transversal dos cordões isolados – energia de 10,80 kJ/cm.



Fonte: autoria própria.

Figura 5.6. Seção transversal dos cordões isolados – energia de 15,12 kJ/cm.



Fonte: autoria própria.

Analisando inicialmente os cordões sem tecimento, observa-se que o posicionamento dos eletrodos em relação à direção de soldagem promoveu diferenças no perfil geométrico do cordão de solda.

As soldagens realizadas com os eletrodos dispostos na posição longitudinal (*tandem*), Ensaios 04 e 14, possuem perfil de penetração concentrado no centro da seção transversal dos corpos de prova; enquanto que os ensaios com os eletrodos configurados nas posições transversal (lado a lado), ensaios 01 e 10, e 45°, ensaios 07 e 16, possuem o perfil de penetração com dois pontos de concentração.

Nos casos citados acima, a mudança nos perfis de penetração foram atribuídas primordialmente pela pressão do arco exercida abaixo de cada eletrodo.

Para o posicionamento longitudinal, os dois arcos estão dispostos um na frente do outro e, por consequência, o arco de trás incide diretamente na poça de fusão do arco da frente, promovendo a penetração mais pronunciada no centro do cordão de solda.

No posicionamento transversal, têm-se os arcos paralelos em relação à direção de soldagem e, por conseguinte, tendem a criar dois pontos de alta pressão, resultando em maior penetração abaixo dos arcos de soldagem.

Motta (2002) observou que há interações magnéticas entre os arcos na soldagem de aço baixo carbono pelo processo MIG/MAG duplo arame. Segundo o autor, para um posicionamento transversal dos eletrodos, a defasagem nos pulsos de corrente exerce influência sobre o perfil de penetração das soldas. A condição de pulsos defasados apresentou, em níveis mais baixos de corrente média

(80 a 120 A), características de dupla penetração, e a de pulsos em fase, uma penetração maior no centro dos cordões, independentemente do nível de corrente média.

Mesmo com a interação magnética entre os arcos considerando três diferentes níveis de defasagem utilizados (0% - em fase, 25% e 50%), as seções transversais dos corpos de prova soldados na configuração transversal obtiveram dois pontos pronunciados de penetração.

Na configuração dos eletrodos dispostos a 45° em relação à direção de soldagem também se verificou duas localizações preferenciais de penetração abaixo dos arcos, mas com uma tendência de concentração maior no centro do cordão de solda (Ensaio 07, 08 e 09).

Nas soldagens com tecimentos triangular e duplo oito observaram-se que as soldagens com os eletrodos dispostos na transversal (05, 14 e 06) apresentaram tendência de concentração de penetração no centro do cordão de solda, embora este efeito seja menos pronunciado quando comparado com a condição sem tecimento.

Ainda sobre os tecimentos triangular e duplo oito, verifica-se que, para os eletrodos dispostos na transversal e a 45°, o perfil de penetração teve a tendência de apresentar dois pontos distintos de maior penetração. Esta tendência foi mais forte para os eletrodos na transversal.

5.1.2 Características geométricas dos cordões de solda.

A aplicação de parâmetros de soldagem adequados para o revestimento é de fundamental importância. Assim, para que se tenha uma camada de revestimento com boa qualidade, é necessário identificar condições que minimizem os níveis de diluição, menores valores da razão entre o reforço e a largura (R/L). Adicionalmente, valores de reforço elevados são também favoráveis.

Os fatores citados anteriormente foram adotados como critérios importantes a serem observados na determinação de parâmetros a serem aplicados nos revestimentos. Pois, a diluição afeta enormemente a composição química na solda, exercendo influência nas características mecânicas, metalúrgicas e químicas.

A razão R/L pode ser associada com a convexidade do cordão de solda, podendo ocasionar irregularidade na superfície e presença de defeitos como falta de fusão. Quanto ao reforço, sendo este elevado, promove camadas mais espessas de revestimento, podendo diminuir assim o número de camadas.

A Tabela 5.1 mostra o resultado das medições das características geométricas dos cordões de solda e da diluição. Com objetivo de melhor caracterizar o perfil geométrico da solda, para cada condição de soldagem foram retirados três corpos de prova (seções transversais) após a metade do revestimento.

Tabela 5.1. Resultados das medições das características geométricas analisadas para os cordões de solda isolados.

Corpo de prova	Largura (mm)	Reforço (mm)	Penetração (mm)	R/L	Diluição(%)
TE01A	12,9	2,4	0,3	0,2	9,4
TE01B	12,9	2,5	0,6	0,2	12,6
TE01C	13,3	2,4	0,6	0,2	14,9
TE02A	17,1	2,8	1,1	0,2	23,1
TE02B	15,6	2,4	0,9	0,2	22,1
TE02C	14,8	2,5	0,7	0,2	18,4
TE03A	17,8	2,5	1,4	0,1	31,6
TE03B	18,4	2,5	1,4	0,1	31,9
TE03C	16,8	2,4	1,3	0,1	29,2
TE04A	10,7	2,9	0,7	0,3	10,0
TE04B	10,2	2,8	0,7	0,3	9,9
TE04C	10,5	2,8	0,6	0,3	9,2
TE05A	14,8	2,6	1,1	0,2	17,1
TE05B	14,0	2,4	1,2	0,2	20,1
TE05C	15,7	2,6	1,2	0,2	18,3
TE06A	16,2	2,7	1,4	0,2	19,5
TE06B	16,5	2,6	1,4	0,2	19,5
TE06C	15,6	2,7	1,2	0,2	17,1
TE07A	12,3	2,3	0,5	0,2	13,5
TE07B	11,6	2,4	0,7	0,2	20,5
TE07C	11,5	2,3	0,8	0,2	20,2
TE08A	13,6	2,5	1,2	0,2	26,7
TE08B	14,0	2,4	1,2	0,2	25,5
TE08C	13,2	2,6	1,1	0,2	25,9
TE09A	12,5	2,6	0,7	0,2	17,5
TE10C	19,2	2,6	1,4	0,1	22,2
TE09B	12,5	2,3	0,6	0,2	15,0

Continuação da Tabela 5.1

Corpo de prova	Largura (mm)	Reforço (mm)	Penetração (mm)	R/L	Diluição(%)
TE09C	11,8	2,5	0,5	0,2	14,0
TE10A	18,7	2,6	1,4	0,1	22,3
TE10B	18,5	2,7	1,4	0,1	22,4
TE11A	13,7	2,1	0,6	0,2	18,8
TE11B	14,5	1,9	0,7	0,1	20,7
TE11C	3,7	2,3	0,5	0,6	15,7
TE12A	15,4	2,5	1,0	0,2	27,5
TE12B	15,1	2,3	1,1	0,2	24,2
TE12C	15,1	2,4	1,0	0,2	22,6
TE13A	14,0	2,5	1,2	0,2	16,8
TE13B	14,4	2,6	1,3	0,2	13,9
TE13C	14,2	2,6	1,3	0,2	15,5
TE14A	15,6	3,1	1,1	0,2	16,1
TE14B	16,4	3,1	1,3	0,2	16,3
TE14C	15,4	3,0	0,8	0,2	15,2
TE15A	11,4	2,3	1,0	0,2	16,7
TE15B	12,6	2,3	0,9	0,2	15,3
TE15C	12,5	2,4	0,9	0,2	15,5
TE16A	17,0	3,0	1,3	0,2	16,8
TE16B	16,9	2,8	1,2	0,2	17,5
TE16C	16,0	2,8	1,2	0,2	17,2
TE17A	12,8	2,2	0,8	0,2	20,2
TE17B	13,5	2,1	0,7	0,2	17,1
TE17C	13,1	2,2	0,8	0,2	16,1
TE18A	13,7	2,7	0,6	0,2	13,1
TE18B	14,2	2,7	0,6	0,2	15,7
TE18C	14,2	2,4	0,7	0,2	18,0

Fonte: autoria própria.

A avaliação dos resultados das características geométricas foi feita com base na influência dos fatores de controle sobre as variáveis de resposta por meio de análise de variância. Níveis de significância “ α ” menores que 0,05 indicam que os fatores de controle influenciaram estatisticamente o comportamento das variáveis de resposta com um grau de confiabilidade de 95%.

5.1.3 *Influência dos fatores de controle sobre a diluição.*

Idealmente, em revestimentos depositados por soldagem, é desejado o mínimo de diluição. Assim, a avaliação da diluição pelo método Taguchi é uma abordagem do tipo menor é melhor, no qual teoricamente o valor desejado é zero.

Na prática, no entanto, é necessário que se tenha valores mínimos de diluição, com o intuito de assegurar a união do revestimento sobre o substrato, bem como proporcionar resistência ao cisalhamento satisfatória.

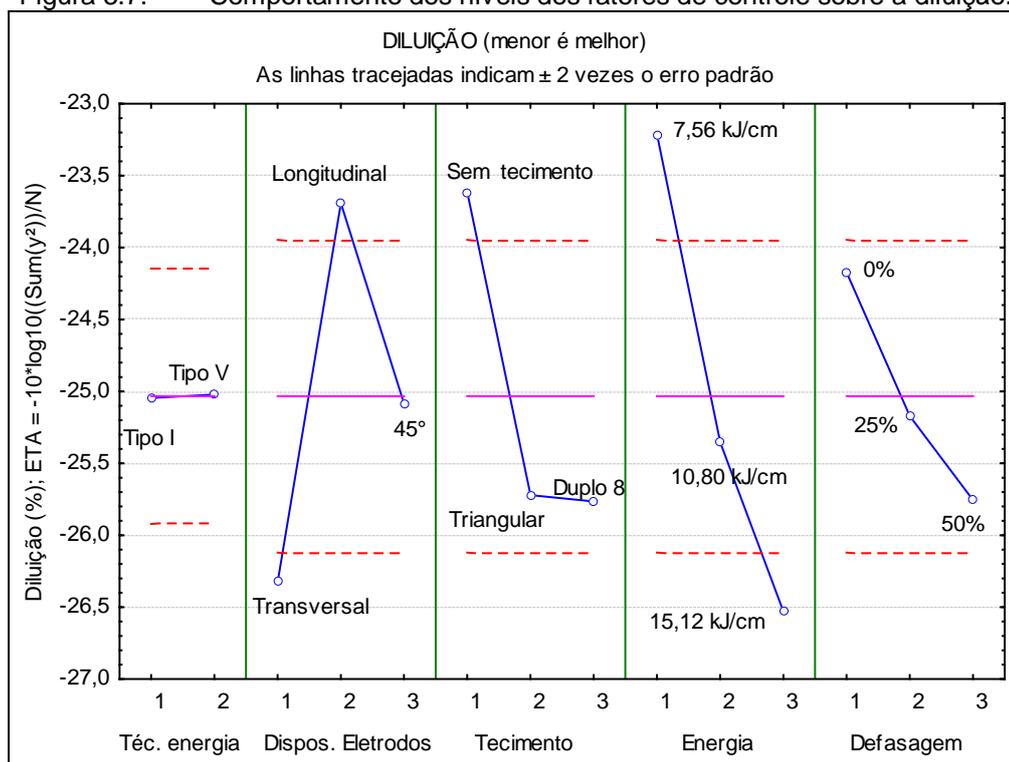
Ressalta-se que a combinação dos fatores de controle para se obter a característica da qualidade desejada (para a diluição, menor é melhor) é conseguida através da maximização da função objetiva ETA (η), as quais são razões S/N (Sinal/Ruído) empregadas no Método Taguchi.

O uso da razão S/N tem a vantagem de que, uma vez obtido o melhor ajuste que minimize a sensibilidade ao ruído para um dado valor médio de um parâmetro estudado, esse ajuste também é válido para outro valor médio deste parâmetro (Phadke, 1989; Miranda, 1999).

Com base nos resultados apresentados na Tabela 5.1, os efeitos de cada um dos fatores de controle sobre a diluição foi avaliado por meio de um programa estatístico de computador.

A Figura 5.7 mostra o comportamento dos fatores de controle em relação à diluição.

Figura 5.7. Comportamento dos níveis dos fatores de controle sobre a diluição.



Fonte: autoria própria.

Em seguida, são ressaltados os níveis ótimos dos fatores de controle para que se tenha o menor valor de diluição:

- técnica da energia no nível 2 (Tipo V);
- disposição dos eletrodos no nível 2 (longitudinal);
- tipo de tecimento no nível 1 (sem tecimento);
- energia de soldagem no nível 1 (energia no menor nível, 7,56 kJ/cm);
- defasagem entre os pulsos no nível 1 (sem defasagem).

A Tabela 5.2 mostra a análise de variância da função η para os fatores de controle avaliados.

Tabela 5.2. Análise de variância da função η para a diluição.

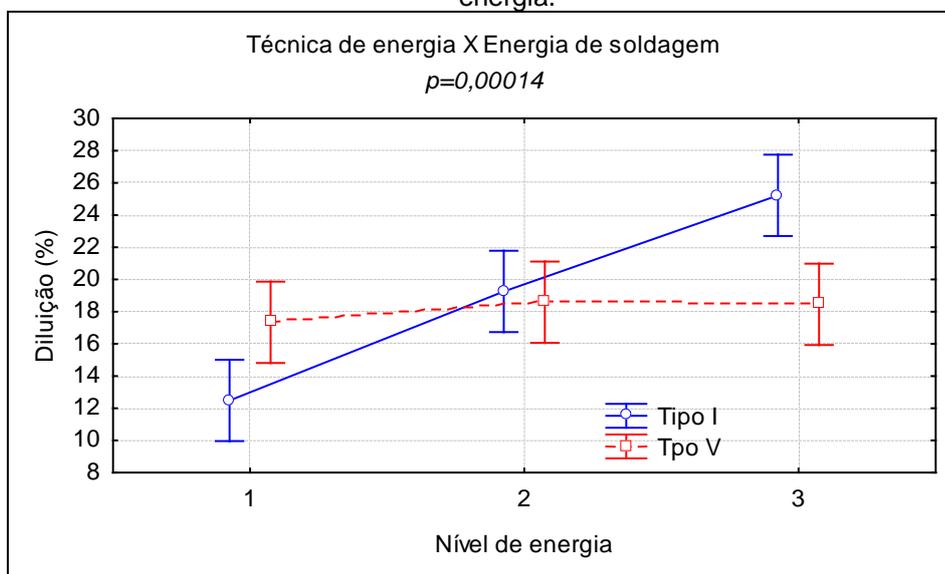
Fator de controle	Nível de significância (α)
Técnica da energia	0,949149
Disposição dos eletrodos	0,000002
Tipo de tecimento	0,000009
Nível de energia	0,000000
Defasagem entre os pulsos	0,003328

Fonte: autoria própria.

Examinando a Figura 5.7 em conjunto com o resultado da análise de variância (Tabela 5.2), constata-se que, com exceção da técnica de energia empregada, os demais fatores de controle exercem influência estatística sobre a diluição.

Embora não tenha influenciado estatisticamente, o efeito da técnica da energia sobre a diluição será abordado individualmente, com o intuito de se verificar a tendência de cada uma das modalidades: Tipo I e Tipo V. O efeito isolado de cada técnica de energia sobre a diluição nos diferentes níveis de energia é mostrado na Figura 5.8.

Figura 5.8. Comportamento da diluição para cada técnica de energia nos diferentes níveis de energia.



Fonte: autoria própria.

Percebe-se que com a variação da energia pelo Tipo I (a corrente varia e a velocidade de soldagem é constante, com valor intermediário) foram obtidos valores crescentes de diluição para cada nível de energia de uma forma aproximadamente linear.

Diferentemente, a variação da técnica de energia pelo Tipo V (a velocidade de soldagem varia e a corrente eficaz é constante, com valor intermediário) não mostrou a mesma tendência de aumento de diluição. Em vez disso, esta manteve o valor de diluição entre 15 e 21%, aproximadamente, no intervalo de nível de energia imposto.

Este efeito de menor variação da diluição pela técnica de energia pelo Tipo V pode ser atribuído ao maior volume da poça de fusão, nos mais elevados níveis de energia, agir como uma barreira térmica entre o arco elétrico e a peça. A elevação da energia de soldagem pela redução da velocidade de soldagem ocasiona aumento de tempo em que o arco incide sobre a peça, o que resulta no aumento do volume da poça de fusão. A pressão do arco incide sobre o volume da poça de fusão, tendendo a reduzir a diluição.

A corrente de soldagem possui um efeito bastante pronunciado sobre a diluição, sendo bem mais evidente quando comparada à velocidade de soldagem.

Desta forma, com base no comportamento da diluição em relação à técnica de energia, é possível inferir implicações do ponto de vista de produtividade e também do metalúrgico.

Através da adoção da variação do nível de energia pelo Tipo V, é possível promover aumento de produtividade de uma soldagem de revestimento com o aumento da energia de soldagem, sem resultar em aumentos tão significativos dos níveis de diluição, desde que o nível de corrente eficaz não atinja valores excessivamente altos.

A variação da disposição dos eletrodos exerceu forte influência estatística sobre a diluição. Os eletrodos dispostos longitudinalmente promoveram o menor nível de diluição, seguido da configuração em 45° e por último da configuração transversal.

Um menor nível de diluição foi alcançado quando os eletrodos foram posicionados um na frente do outro, o qual pode ser atribuído ao fato desta disposição dos eletrodos fazer com que o arco gerado pelo eletrodo da frente incida diretamente na peça e o arco gerado pelo segundo eletrodo, que vem atrás, incida sobre a poça de fusão que já foi formada pelo arco da frente. A presença do material já depositado pelo eletrodo da frente funciona como uma barreira entre o arco do eletrodo de trás e o substrato. Com isso, há uma tendência de menor fusão do metal de base minimizando a diluição em relação aos outros dois posicionamentos.

Com base na explicação dada acima, temos o efeito parcial da deposição de material do eletrodo de trás sobre o eletrodo da frente para a disposição dos eletrodos em 45°. Assim, uma parte do arco do eletrodo de trás incide sobre a poça

de fusão e a outra parte em cima do metal de base. E, como resultado disto, obteve-se uma diluição intermediária entre as configurações transversal e longitudinal.

A disposição dos eletrodos um ao lado do outro alcançou o maior nível de diluição. Nesta configuração, os dois arcos atingem diretamente a peça, contribuindo para maior diluição.

Adicionalmente, o perfil de penetração alcançado por cada uma das configurações evidenciou o efeito comentado acima (Figura 5.4, Figura 5.5 e Figura 5.6).

Em continuidade, a avaliação conjunta da Figura 5.7 e da Tabela 5.2 mostra que o tipo de tecimento exerceu também influência estatística muito forte. No nível 1 (sem tecimento) foi a condição que promoveu menor diluição. Em patamares bem maiores de diluição estão os níveis 2 (triangular) e 3 (duplo oito). Sendo que estes dois últimos obtiveram níveis bastante próximos.

Destaca-se que o tecimento do cordão resulta em uma velocidade de soldagem diferente comparada à condição sem tecimento. Além disso, o tecimento implica em um cordão de solda com maior área adicionada (principalmente na largura) favorecendo a obtenção de maiores energias e diluições. Assim, uma comparação entre estas condições não pode ser realizada de uma forma direta. Todavia, a aplicação de tecimento ocasiona maior agitação da poça de fusão, promovendo um maior efeito convectivo da poça, podendo contribuir para aumentar o nível de diluição.

O nível de energia foi outro fator de controle com marcante influência estatística ($\alpha = 0,00000$). Como pode ser visualizado na Figura 5.7, o menor nível de energia (7,56 kJ/cm) proporcionou menor diluição, seguido dos níveis intermediário (10,80 kJ/cm) e do de maior valor (15,12 kJ/cm), respectivamente.

Este resultado vai ao encontro do comportamento esperado na soldagem MIG/MAG com arame simples: aumento da energia de soldagem promove maior nível de diluição. Pode-se atribuir a esta tendência o aumento de calor fornecido, o qual implica no aumento da quantidade de metal fundido – de adição e de base.

Além disso, o aumento da corrente eficaz de soldagem promove forte influência nas características geométricas e na diluição. Neste contexto, destaca-se o papel fundamental da força eletromagnética exercendo influência marcante no

movimento convectivo da poça de fusão, contribuindo bastante para o aumento da fusão do metal de base (KOU, 2003).

Há de se destacar, entretanto, que valores excessivos de energia de soldagem, e, conseqüentemente, de diluição, contribuem para a ocorrência de Zonas Parcialmente Misturadas (ZPM), as quais fragilizam a interface entre o metal de solda e o metal de base (Kejelin *et al.*, 2007).

Nos revestimentos por soldagem aplicando ligas de níquel sobre o substrato de aços, a concentração de ferro no metal de solda pode trazer efeitos prejudiciais na resistência à corrosão. A norma técnica ISO 10423 limita o teor de ferro máximo admitido em 5% a uma distância de 3 mm do metal base, considerando como metal de solda a liga 625.

A diluição também foi influenciada estatisticamente pela defasagem entre os pulsos de corrente. A condição em que os pulsos de corrente estiveram em fase (0%) implicou em menores diluições. Em uma sequência crescente de diluição obtida, seguem os outros níveis analisados: 25% e 50% de defasagem entre os pulsos de corrente.

Este resultado pode ser relacionado à maior agitação da poça de fusão promovida pela defasagem entre os pulsos. Na condição em que os pulsos acontecem completamente em fase, as gotas de metal fundido são desferidas dos eletrodos de forma aproximadamente simultânea e, conseqüentemente, atingem a poça de fusão praticamente no mesmo instante.

Por outro lado, quando os pulsos acontecem defasados entre si, as gotas metálicas são desferidas para o metal de base em instantes distintos, deste modo promovendo maior nível de agitação do metal de base ainda fundido. A maior agitação no metal de base favorece os movimentos convectivos na poça de fusão, cuja importância para a promoção do aumento da diluição foi destacada anteriormente.

O crescente nível de diluição atingido para as condições de 25% e 50% reforça a explicação abordada acima.

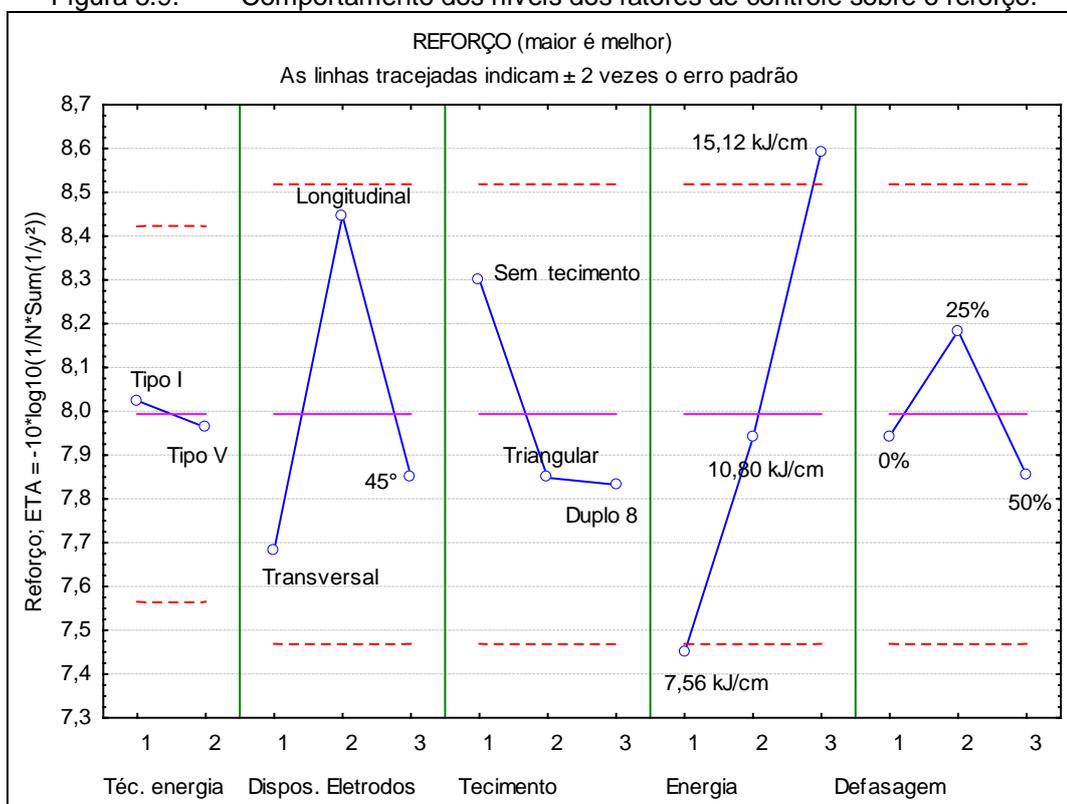
5.1.4 Influência dos fatores de controle sobre o reforço.

Tendo em vista a aplicação de revestimento por soldagem, é desejável que o reforço da solda seja o maior possível. Pois, quanto maior o reforço menor deverá ser o número de camadas para se alcançar a espessura mínima recomendada. Desta forma é possível diminuir o tempo e os custos de execução.

Na aplicação de revestimento por soldagem em vasos de pressão, a espessura mínima do reforço deve ser de 3 mm (PETROBRAS, 1999). Para tubulações, o revestimento deve ter um bom acabamento superficial com o objetivo de permitir a inspeção e limpeza interna através de um dispositivo controlado remotamente (PIG). O acabamento superficial exigido é garantido pela deposição do revestimento seguido de usinagem do sobremetal.

A avaliação do reforço pelo método Taguchi é um problema do tipo maior é melhor. A Figura 5.9 ilustra o comportamento dos fatores de controle em relação ao reforço.

Figura 5.9. Comportamento dos níveis dos fatores de controle sobre o reforço.



Fonte: autoria própria.

A análise desta figura permite prever que o reforço será maximizado quando:

- a técnica da energia estiver no nível 1 (Tipo I);
- a disposição dos eletrodos estiver no nível 2 (longitudinal);
- o tipo de tecimento estiver no nível 1 (sem tecimento);
- a energia de soldagem estiver no nível 3 (energia no maior nível, 15,12 kJ/cm);
- a defasagem entre os pulsos de corrente estiver no nível 2 (25%).

A análise estatística de cada uma das variáveis é mostrada na Tabela 5.3.

Tabela 5.3. Análise de variância da função η para o reforço.

Fator de controle	Nível de significância (α)
Técnica da energia	0,729222
Disposição dos eletrodos	0,00285
Tipo de tecimento	0,055825
Nível de energia	0,000016
Defasagem entre os pulsos	0,291923

Fonte: autoria própria.

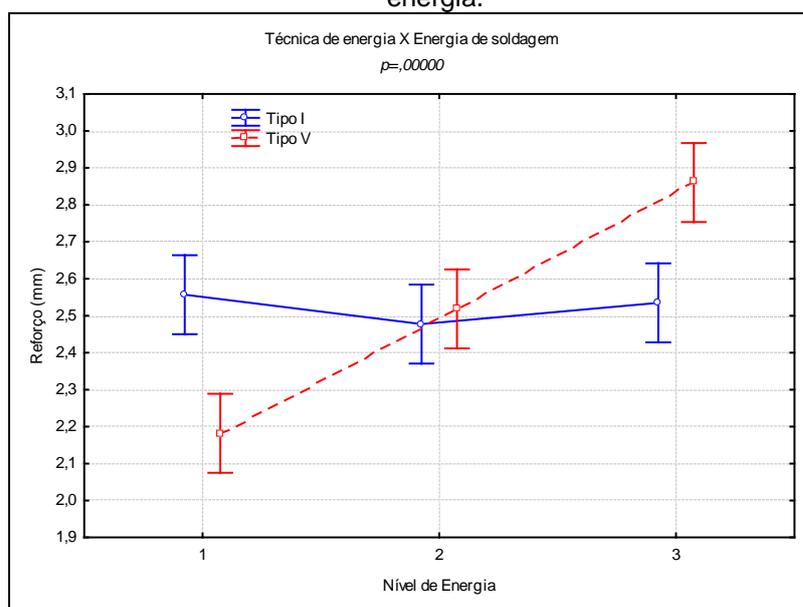
A técnica da energia não obteve influência estatística. Contudo, com o objetivo de melhor verificar o efeito da técnica de energia sobre o reforço, realizou-se uma análise envolvendo o comportamento do reforço em função da técnica de energia para os níveis de energia de soldagem empregados. Uma vez que a análise estatística pelo método Taguchi levou em consideração os níveis de energia como um todo para compor o gráfico e a análise de variância da Figura 5.9 e da Tabela 5.3, respectivamente.

A Figura 5.10 mostra o comportamento do reforço em relação à técnica de energia empregada em função de cada nível de energia de soldagem. Verifica-se que o comportamento do reforço foi distinto para cada uma das técnicas utilizadas. Para as soldagens realizadas pela técnica tipo V, o reforço teve um comportamento crescente com o aumento da energia de soldagem. Diferentemente, nas soldagens realizadas pela técnica tipo I, o reforço obtido sofreu pequena variação nos três níveis de energia de soldagem empregado, ficando seu valor entre 2,4 mm e 2,7 mm, aproximadamente.

O comportamento de aumento do reforço com a elevação da energia de soldagem através da técnica tipo V foi atribuído à quantidade de material depositado

em relação à velocidade de soldagem empregada. Nas soldagens realizadas com a técnica da energia pelo tipo V, a potência do arco elétrico mantém-se constante nos diferentes níveis de energia empregados. Entretanto, a velocidade de soldagem é reduzida com o aumento da energia, resultando em um cordão de solda com maiores dimensões. Desta forma, o efeito da velocidade de soldagem é predominante sobre o efeito da potência do arco.

Figura 5.10. Comportamento do reforço para cada técnica de energia nos diferentes níveis de energia.



Fonte: autoria própria.

Esta mesma tendência de comportamento do reforço para a energia variando pelo tipo I não foi verificada. Em vez de promover o aumento do reforço, o aumento da energia de soldagem manteve seu valor entre uma faixa aproximadamente constante. O aumento da corrente de soldagem tem consequências diretas na quantidade de calor gerada pelo arco. Quanto maior a corrente de soldagem, maior será o aquecimento da poça fundida. Este maior aquecimento tem efeito sobre a viscosidade do metal na poça de fusão, deixando-a mais fluida. Assim, a poça de fusão tende a se espalhar mais com correntes de soldagem elevadas, promovendo cordões de solda com reforços sem muitas alterações e com maiores larguras. Além disso, o aumento da corrente também aumenta o diâmetro do arco e, por conseguinte, o diâmetro da poça.

Observa-se que o posicionamento dos eletrodos influenciou estatisticamente o reforço. Sendo que os eletrodos dispostos longitudinalmente

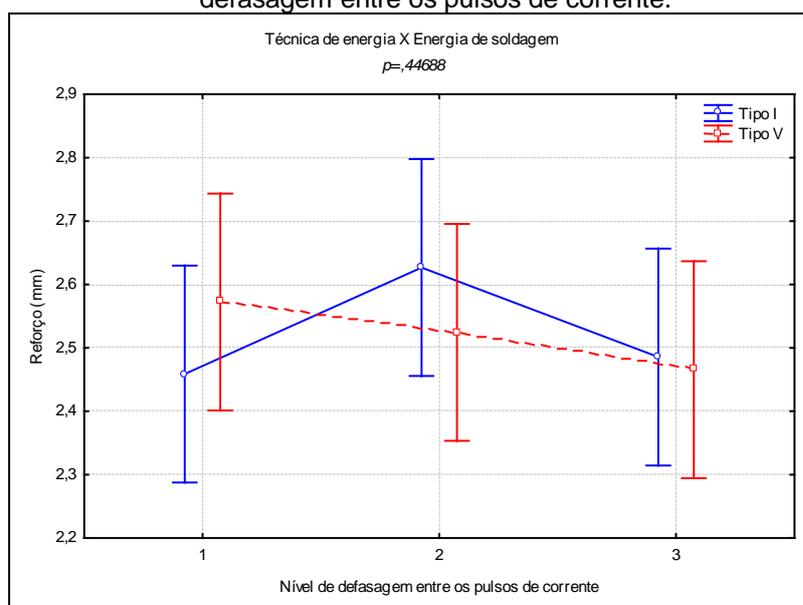
promoveram maiores reforços, seguidos dos níveis 45° e transversal. Atribuiu-se a este resultado o fato de que, na disposição longitudinal, o arco do eletrodo de trás incidir diretamente na poça de fusão do arco do eletrodo da frente, ocorrendo uma sobreposição de metal de adição. Desta forma produzindo cordões de solda com maiores reforços.

Quanto à aplicação de tecimento do cordão de solda, não houve influência estatística, sendo que o nível de significância ($\alpha = 0,055825$) ficou com um valor bastante aproximado de 0,05. Desta forma, não é possível afirmar com uma confiabilidade de 95% a influência estatística da variação do tecimento no reforço.

O comportamento do reforço com a variação da energia de soldagem foi bastante influenciado estatisticamente. Constata-se pela Figura 5.9 que foi obtido maior reforço para o maior nível de energia, seguido respectivamente do nível intermediário e do menor nível.

Com relação à defasagem dos pulsos de corrente, não houve influência estatística desta no reforço do cordão. A Figura 5.9 indica que houve uma leve tendência de obtenção de maior reforço para os pulsos de corrente defasados em 25% entre si. Entretanto, os níveis de reforço obtidos, de uma maneira geral, mantiveram-se praticamente dentro da mesma faixa, como mostra a Figura 5.11.

Figura 5.11. Comportamento do reforço para cada técnica de energia nos diferentes níveis de defasagem entre os pulsos de corrente.



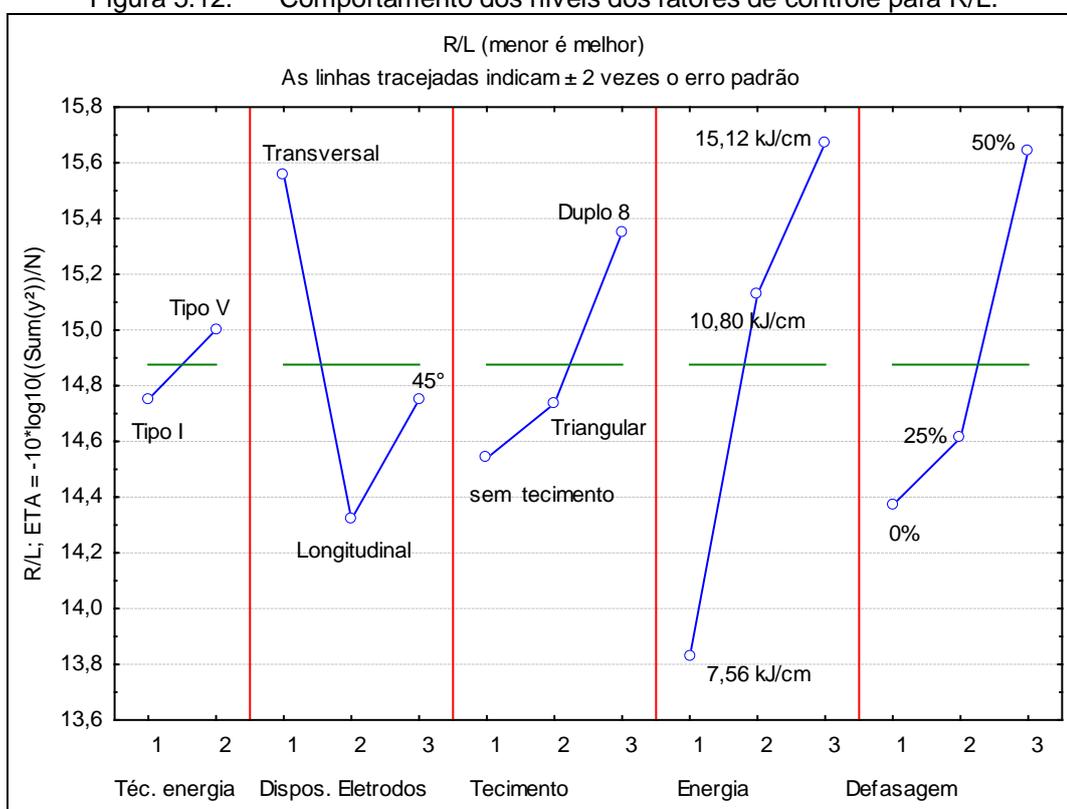
Fonte: autoria própria.

5.1.5 Influência dos fatores de controle sobre a razão R/L.

Conforme abordado anteriormente, uma alta razão R/L potencializa defeitos no cordão de solda. Desta forma a razão R/L denota uma abordagem do tipo menor é melhor pela metodologia Taguchi.

A Figura 5.12 mostra o como variaram os níveis dos fatores de controle considerando a razão R/L. Logo abaixo desta figura são descritos quais níveis dos fatores de controle resultaram em menores razões R/L.

Figura 5.12. Comportamento dos níveis dos fatores de controle para R/L.



Fonte: autoria própria.

- Técnica da energia no nível 2 (Tipo V);
- Disposição dos eletrodos no nível 1 (transversal);
- Tipo de tecimento no nível 3 (duplo oito);
- Energia de soldagem no nível 3 (energia no maior nível, 15,12 kJ/cm);
- Defasagem entre os pulsos de corrente no nível 3 (50%).

A Tabela 5.4 mostra o resultado da análise de variância realizada para a razão R/L. Como destacado nesta tabela, é possível afirmar com uma confiabilidade de 95% que o nível de energia e a defasagem entre os pulsos proporcionaram influência estatística sobre a razão R/L.

Tabela 5.4. Análise de variância da função η para R/L.

Fator de controle	Nível de significância (α)
Técnica da energia	0,603686
Disposição dos eletrodos	0,113337
Tipo de tecimento	0,362342
Nível de energia	0,009245
Defasagem entre os pulsos	0,008612

Fonte: autoria própria.

De acordo com a Figura 5.12 e a Tabela 5.4, verifica-se que o aumento da energia de soldagem promoveu a diminuição do valor R/L. Esta redução pode ser associada aos efeitos de redução de reforço e aumento da largura nos níveis mais elevados de energia, pois o aumento de energia tende a promover maior aquecimento do arco elétrico e desta forma, resultar em maior fluidez e espalhamento da poça fundida.

Para a defasagem entre os pulsos, verifica-se que o aumento do nível de defasagem promoveu menores valores de R/L. Atribuiu-se a este comportamento à maior agitação da poça de fusão promovida pelos mais altos níveis de defasagem, a qual tende a promover maior espalhamento da poça sobre a peça e assim reduzir o valor de R/L.

5.1.6 Testes de confirmação.

Frente ao projeto experimental fatorial completo, o método de experimento Taguchi apresenta como importante vantagem a previsão otimizada da combinação de cada fator de controle. Além disso, a execução dos ensaios pelo método Taguchi torna-se mais rápido e econômico, pois o número de experimentos é reduzido.

Contudo, faz-se necessária a realização de teste de confirmação para ser verificado se a previsão feita pelo método Taguchi está correta. Desta forma, o valor

da variável resposta previsto para a condição ótima é comparado com o valor medido experimentalmente do teste de confirmação.

Para cada condição, se o valor medido do teste de confirmação estiver dentro de um intervalo de confiança calculado, a metodologia Taguchi pode ser aplicada com segurança na avaliação da variável resposta.

O intervalo de confiança é uma faixa admissível em que deve estar contido o resultado medido da variável resposta. Neste trabalho não será demonstrado o desenvolvimento matemático utilizado para determinação do intervalo de confiança. Ressalta-se que tal desenvolvimento pode ser encontrado na literatura (Phadke, 1989; Miranda, 1999).

➤ Teste de confirmação para a diluição.

Conforme destacado anteriormente, a condição ótima dos níveis dos fatores de controle para a diluição é: 2-2-1-1-1 (técnica da energia pelo Tipo V, disposição dos eletrodos transversal, sem tecimento, energia de soldagem de 7,56 kJ/kg e pulsos de corrente em fase). Esta condição não coincide com nenhum dos dezoito ensaios da matriz experimental do método Taguchi (Tabela 4.6), sendo, portanto, necessária a realização do teste de confirmação para a diluição, o qual recebeu a denominação TC-DIL-V.

A medição das características geométricas foi realizada mediante a retirada de três corpos de prova (seção transversal) de cada ensaio de confirmação. A Tabela 5.5 mostra o resultado médio das medições.

Tabela 5.5. Ensaio de confirmação para a diluição.

Ensaio	Largura (mm)	Reforço (mm)	Penetração (mm)	R/L	Diluição (%)
TC-DIL-V	9,0	3,1	1,3	0,3	19,3

Fonte: autoria própria.

O intervalo de confiança calculado para a diluição (%) foi de 7,1 até 12,7. Percebe-se que o valor medido encontra-se fora da faixa admissível. Portanto, não se pode afirmar que o método Taguchi obteve êxito em prever a combinação ótima dos fatores de controle. Ressalta-se que provavelmente está ocorrendo interação entre os fatores de controle e que isto influencia na análise dos resultados pelo método Taguchi.

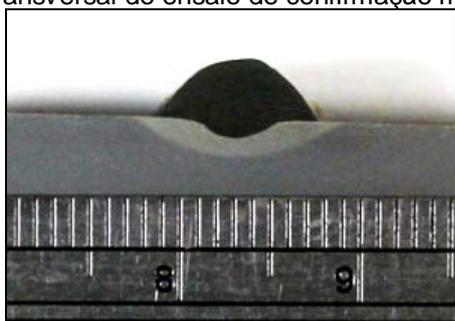
Ainda sobre a aplicação do método Taguchi referente à diluição, percebe-se pela Figura 5.7 e Tabela 5.2 que a técnica de energia foi a única variável resposta estudada que não obteve influência estatística e que essas duas técnicas apresentaram valores bastante próximos na Figura 5.7. Portanto, decidiu-se realizar um ensaio de confirmação modificado, sendo este composto pelos seguintes níveis dos fatores de controle: 1-2-1-1-1 (com a modificação apenas da técnica de energia do Tipo V para o Tipo I). Este ensaio modificado recebeu a denominação de TC-DIL-I. A Tabela 5.6 mostra o resultado das medições deste ensaio. Logo abaixo, a Figura 5.13 mostra a seção transversal de uma das três amostras retiradas para compor a média das medidas.

Tabela 5.6. Ensaio de confirmação modificado para a diluição.

Ensaio	Largura (mm)	Reforço (mm)	Penetração (mm)	R/L	Diluição (%)
TC-DIL-I	9,9	3,3	0,8	0,3	13,8

Fonte: autoria própria.

Figura 5.13. Seção transversal do ensaio de confirmação modificado para a diluição.



Fonte: autoria própria.

Embora o valor de diluição tenha sido 28% menor que o ensaio TC-DIL-V, o ensaio de confirmação modificado para a diluição também não ficou dentro da faixa do intervalo de confiança.

➤ Teste de confirmação para o reforço.

Os níveis dos fatores de controle que apresentam maior reforço, segundo o método Taguchi, são 1-2-1-3-2 (ensaio TC-R).

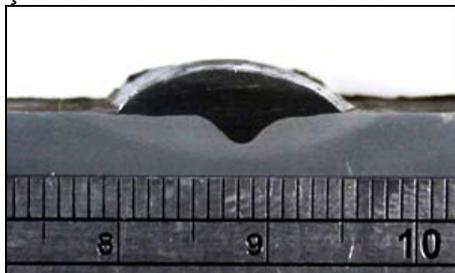
Na Tabela 5.7 estão os resultados das medições das características geométricas para esta condição e a Figura 5.14 mostra uma das três seções transversais utilizadas para compor a média dos resultados das características geométricas.

Tabela 5.7. Ensaio de confirmação para o reforço.

Ensaio	Largura (mm)	Reforço (mm)	Penetração (mm)	R/L	Diluição (%)
TC-R	16,5	3,0	2,0	0,2	20,4

Fonte: autoria própria.

Figura 5.14. Seção transversal do ensaio de confirmação para o reforço.



Fonte: autoria própria.

O intervalo de confiança calculado para o reforço, em milímetros, foi de 2,6 até 3,5. Portanto, verifica-se que o valor medido pelo ensaio de confirmação está contido dentro deste intervalo.

➤ Teste de confirmação para a razão R/L.

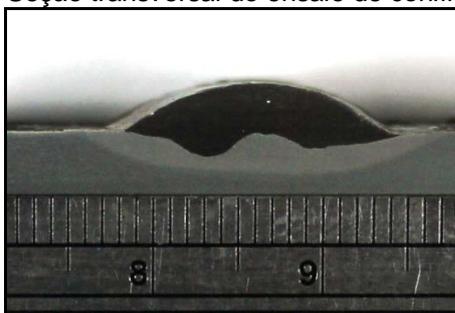
Para a razão R/L, a análise pelo método Taguchi previu que os níveis dos fatores de controle em 2-1-3-3-3 (TC-R/L) promovem seu valor otimizado (quanto menor, melhor). A Tabela 5.8 traz as medições deste ensaio. Em seguida, a Figura 5.15 mostra uma das seções transversais deste ensaio.

Tabela 5.8. Ensaio de confirmação para R/L.

Ensaio	Largura (mm)	Reforço (mm)	Penetração (mm)	R/L	Diluição (%)
TC-R/L	16,8	2,9	1,4	0,17	19,3

Fonte: autoria própria.

Figura 5.15. Seção transversal do ensaio de confirmação para R/L.



Fonte: autoria própria.

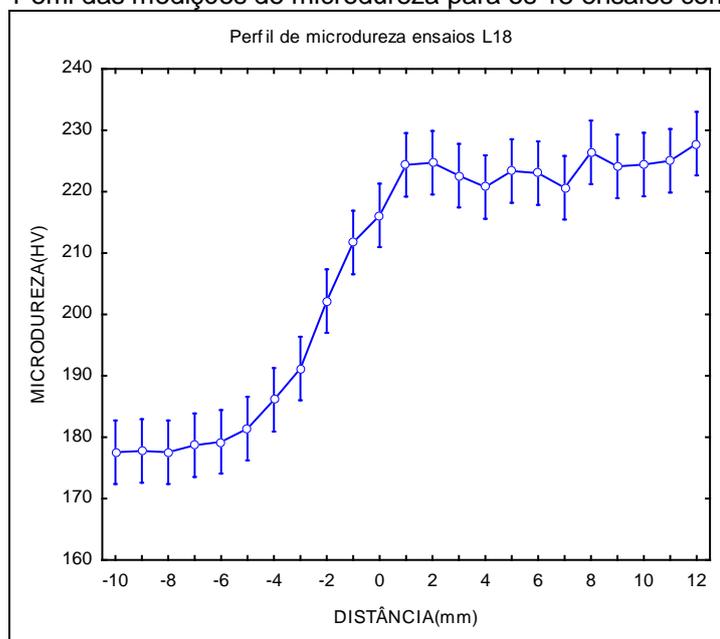
O intervalo de confiança calculado para a razão R/L foi de 0,08 até 0,191. Como pode ser identificado na Tabela 5.8, o valor medido do ensaio de confirmação (0,17) encontra-se dentro deste intervalo.

5.1.7 Avaliação do perfil de microdureza dos ensaios com cordão isolado.

Os testes de microdureza conduzidos ao longo da seção transversal dos corpos de prova (metal de solda, ZAC e metal de base) mostraram que a dureza média ficou dentro de valores aceitáveis ao longo das regiões analisadas, com valor inferior à 250 HV (NACE MR0175).

A Figura 5.16 mostra a variação da microdureza média ao longo da seção transversal dos corpos de prova. Nesta figura, o intervalo entre as barras corresponde à variação da média de dureza das 18 seções transversais para cada ponto de indentação.

Figura 5.16. Perfil das medições de microdureza para os 18 ensaios com cordão isolado.



Fonte: autoria própria.

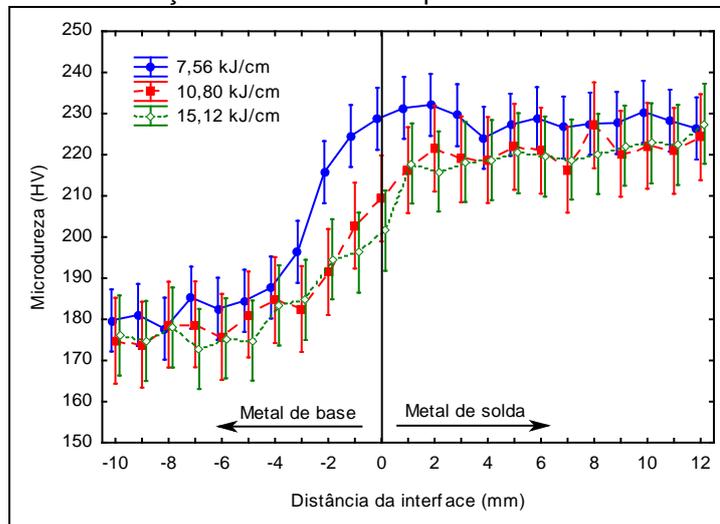
Resultados semelhantes de microdureza foram encontrados por Aguiar (2010) no estudo da aplicação das ligas 625 e 276 em soldas de revestimento pelo processo MIG/MAG com corrente pulsada em arame simples.

A Figura 5.17 mostra o perfil de microdureza levando em consideração os níveis de energia. Pode-se perceber que há uma tendência de aumento de dureza com a diminuição da energia de soldagem.

Como visto anteriormente, o aumento na energia de soldagem produz um aumento no nível de diluição. Desta forma, aumenta-se a participação de ferro no

metal de solda, fazendo com que este substitua elementos como nióbio, molibdênio e tungstênio, os quais contribuem para o endurecimento da matriz.

Figura 5.17. Perfil das medições de microdureza para os três níveis de energia de soldagem.



Fonte: autoria própria.

A resistência mecânica das ligas de níquel endurecidas por precipitação depende fortemente da presença dos elementos de liga dispostos na matriz. A precipitação de fases secundárias na microestrutura diminui a quantidade desses elementos na matriz CFC destas ligas.

O aumento do calor imposto (energia de soldagem) promove menor velocidade de resfriamento, o que conduz ao aumento de precipitação de fases secundárias e desta forma teoricamente favorece o aumento da dureza. Por outro lado, a concentração desses elementos nos precipitados proporciona redução de solutos na matriz, contribuindo para a redução da dureza.

O aumento da energia da soldagem também promove o aumento do teor de ferro (aumento da diluição). O aumento na quantidade de ferro conduz à redução da solubilidade de elementos endurecedores na matriz *gamma*, proporcionando aumento do nível de precipitação de fases secundárias (Banovic *et al.*, 2002).

5.2 Ensaios iniciais de revestimento

Esta etapa teve como objetivo a realização de ensaios de revestimento com base nos parâmetros estudados na etapa anterior: cordões de solda isolados. Foram avaliadas a análise visual, as características geométricas e a dureza ao longo dos revestimentos e metal base.

A escassez de estudos anteriores que relacionassem a influência do posicionamento dos eletrodos em relação à direção de soldagem no aspecto superficial do revestimento motivou a aplicação dos três posicionamentos dos eletrodos já explorados na etapa de cordões isolados.

Além disso, nesta etapa também foram empregadas as ligas 625 e 276 ao mesmo tempo (uma liga em cada eletrodo no processo duplo arame) com o objetivo de verificar se há dificuldades durante a soldagem e problemas na integridade dos revestimentos.

Foram realizados três revestimentos, um para cada disposição dos eletrodos (transversal, longitudinal e 45°), no nível de energia mais baixo (7,56 kJ/cm) e com os pulsos de corrente em fase. Procurou-se dispor o revestimento com uma largura em torno de 55 mm.

5.2.1 Aspectos visuais dos revestimentos iniciais

Os revestimentos apresentaram aspecto superficial considerado bastante satisfatório. Não houve detecção visual de trincas e outros defeitos. Há presença de alguns respingos, os quais foram originados no momento da abertura do arco. A seguir, podem ser vistas as fotografias destes revestimentos.

Analisando as fotografias a seguir é possível perceber que o revestimento com os eletrodos dispostos na longitudinal obteve maior de irregularidade no topo (Figura 5.19). Com menor nível de irregularidade no topo do revestimento ficaram os revestimentos em 45° (Figura 5.20) e longitudinal (Figura 5.18), respectivamente.

Figura 5.18. Aspecto superficial dos revestimentos iniciais com os eletrodos dispostos na transversal.



Fonte: autoria própria.

Figura 5.19. Aspecto superficial dos revestimentos iniciais com os eletrodos dispostos na longitudinal.



Fonte: autoria própria.

Figura 5.20. Aspecto superficial dos revestimentos iniciais com os eletrodos dispostos em 45°.



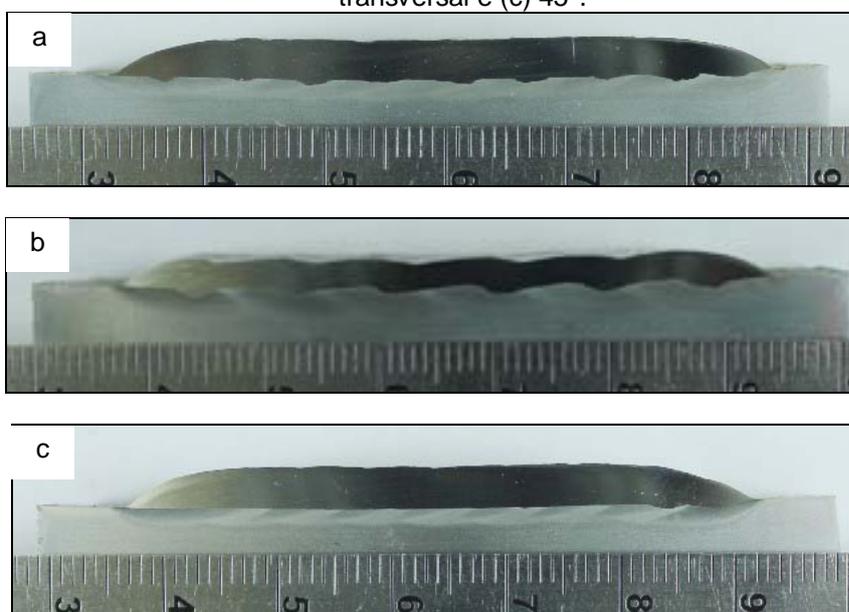
Fonte: autoria própria.

Atribuiu-se a este comportamento a agitação da poça de fusão promovida pela disposição dos eletrodos na longitudinal: o metal de adição do eletrodo de trás incide diretamente na poça de fusão formada pelo eletrodo da frente.

5.2.2 Características geométricas dos revestimentos iniciais

Foram analisados o reforço – espessura da camada depositada – e a diluição dos revestimentos em relação à disposição dos eletrodos: longitudinal, transversal e 45°. A Figura 5.21 mostra uma das três seções transversais extraídas de cada revestimento.

Figura 5.21. Seção transversal dos revestimentos com os eletrodos dispostos: (a) longitudinal; (b) transversal e (c) 45°.



Fonte: autoria própria.

A Tabela 5.9 mostra o resultado das medições destas características geométricas. Para cada valor de reforço exibido na tabela, foi considerada a média de quatro medições ao longo da seção transversal.

Tabela 5.9. Resultado das medições do reforço e diluição para os revestimentos iniciais.

Amostra	Reforço (mm)	Diluição (%)
Transversal A	3,1	14,6
Transversal B	2,7	20,2
Transversal C	2,8	18,8
Longitudinal A	3,4	16,0
Longitudinal B	2,9	18,1
Longitudinal C	3,1	18,6
45° A	3,3	12,5
45° B	3,3	13,2
45° C	2,8	16,1

Fonte: autoria própria.

Foi realizada a análise de variância como mostra a Tabela 5.10. Verifica-se que não houve influência estatística da disposição dos eletrodos sobre o reforço e a diluição.

Tabela 5.10. Análise de variância da disposição dos eletrodos no reforço e diluição.

Fator de controle	Nível de significância (α)
Reforço	0,48623
Diluição	0,11950

Fonte: autoria própria.

Outra característica observada foi a diferença de planicidade no topo dos revestimentos. Com intuito de quantificar esta característica, procedeu-se a medição do reforço em vários pontos do revestimento e cálculo de média e desvio padrão destes valores.

A Figura 5.22 ilustra o processo de medição do reforço em vários locais do revestimento. Este procedimento foi realizado em três seções transversais de cada revestimento. A Tabela 5.11 mostra o resultado das medições efetuadas.

Figura 5.22. Processo de medição do reforço em vários pontos do revestimento.



Fonte: autoria própria.

Tabela 5.11. Resultado das medições do reforço em vários pontos do revestimento.

Amostra	Maior valor	Menor valor	Média	Desvio padrão
Transversal A	3,41	2,88	3,162	0,171
Transversal B	2,88	2,40	2,653	0,126
Transversal C	2,96	2,54	2,752	0,117
Longitudinal A	3,47	2,69	3,206	0,189
Longitudinal B	3,16	2,46	2,811	0,182
Longitudinal C	3,28	2,60	2,852	0,162
45° A	3,42	3,04	3,299	0,093
45° B	3,00	2,64	2,836	0,105
45° C	2,92	2,52	2,740	0,091

Fonte: autoria própria.

Com base na Tabela 5.11 percebe-se que as amostras referentes ao revestimento com eletrodos dispostos a 45° obtiveram menores desvios padrão, e assim menor variação da planicidade, seguidas das amostras transversal e longitudinal.

5.3 Ensaios de revestimento definitivos

Nesta parte do trabalho serão apresentados e analisados os resultados referentes à deposição das ligas 625 e 276 aplicadas simultaneamente para formarem o revestimento através do processo MIG/MAG duplo arame.

A combinação destas ligas na formação do revestimento teve como objetivo principal estudar as conseqüências da composição química final obtida pela mistura das ligas, sobretudo considerando elementos de ligas reconhecidamente importantes na resistência à corrosão por pites como o cromo e o molibdênio.

Neste contexto é oportuno destacar que há no mercado a liga 686, à qual possui quantidades elevadas de Cr e Mo quando comparada com as ligas 625 e 276. Contudo, o preço desta liga é alto, chegando a custar mais que o dobro do preço da liga 625 e também da liga 276.

Ao se considerar a composição química nominal resultante das ligas 625 e 276, verifica-se que as quantidades de Cr e Mo somadas são compatíveis com àquela apresentada pela liga 686. Desta forma propõe-se verificar as implicações da mistura destas ligas no revestimento na busca de desempenho similares ao da liga 686. Silva (2010) e Aguiar (2010) relatam maior resistência à corrosão da liga 686 em comparação à 625 e 276.

Destaca-se ainda que, além da deposição simultânea das ligas 625 e 276, foram empregadas três condições de disposição de corrente eficaz nos ensaios. Uma das condições aplicou-se o mesmo nível de I_{EF} (206 A) em cada arame. Para a segunda condição empregou-se I_{EF} no maior nível (245 A) no arame da liga 625 (fonte mestra) e no arame da liga 276 (fonte escrava) empregou-se I_{EF} de 175 A. Na terceira condição, empregou-se I_{EF} de 135 A no arame da liga 625 e no arame da liga 276, I_{EF} de 245 A.

A aplicação de corrente eficaz em níveis distintos em cada arame resultou em velocidades de alimentação diferentes para cada arame (a fim de manter o comprimento do arco constante ao longo do cordão de solda). Como consequência, a quantidade de material de cada uma das ligas no revestimento variou para cada ensaio. A Tabela 5.12 mostra, com base na velocidade de alimentação de arame (V_{alim}), o percentual de cada liga presente no revestimento.

Consta também nesta tabela a ordem de deposição das ligas (M/E, com a liga 625 depositada sobre a liga 276 e; E/M, sendo esta ordem invertida); o posicionamento dos eletrodos (Posic.); a energia de soldagem (E) e a defasagem entre os pulsos de corrente (Def.).

Tabela 5.12. Ensaios dos revestimentos definitivos.

Ensaio	Ordem	Posic.	E (kJ/cm)	Def (%)	Repart. energia	V.alim 625 (m/min)	V.alim 276 (m/min)	% liga 625	% liga 276
ED 01	M/E	Transv.	7,56	0	M↑ E↓	12,5	7,4	63	37
ED 02	M/E	Transv.	10,58	25	M↓ E↑	7,4	11,9	38	62
ED 03	M/E	Transv.	15,88	50	M = E	9,7	9,7	50	50
ED 04	M/E	Longit.	7,56	25	M↑ E↓	12,0	8,9	57	43
ED 05	M/E	Longit.	10,58	50	M↓ E↑	7,9	13,0	38	62
ED 06	M/E	Longit.	15,88	0%	M = E	8,9	8,5	51	49
ED 07	M/E	45°	10,58	0%	M↑ E↓	12,5	7,4	63	37
ED 08	M/E	45°	15,88	25	M↓ E↑	7,3	12,1	38	62
ED 09	M/E	45°	7,56	50	M = E	9,5	9,2	51	49
ED 10	E/M	Transv.	15,88	50	M↑ E↓	11,5	6,9	63	38
ED 11	E/M	Transv.	7,56	0%	M↓ E↑	6,6	11,3	37	63
ED 12	E/M	Transv.	10,58	25	M = E	9,0	8,6	51	49
ED 13	E/M	Longit.	10,58	50	M↑ E↓	11,7	7,1	62	38
ED 14	E/M	Longit.	15,88	0%	M↓ E↑	6,2	12,2	34	66
ED 15	E/M	Longit.	7,56	25	M = E	8,8	10,6	45	55
ED 16	E/M	45°	15,88	25	M↑ E↓	12,4	7,4	63	37
ED 17	E/M	45°	7,56	50	M↓ E↑	7,5	12,5	38	63
ED 18	E/M	45°	10,58	0%	M = E	9,7	9,7	50	50

Fonte: autoria própria.

5.3.1 *Influência dos fatores de controle sobre a diluição e o reforço*

As características geométricas avaliadas nos ensaios de revestimento com as ligas 625 e 276 foram o reforço e a diluição. Do ponto de vista ideal, um revestimento por soldagem deveria obter o máximo de reforço com um mínimo de diluição.

Reforços elevados permitem que se alcance a altura desejável do revestimento com menores custos. Diluições mínimas garantem melhores características metalúrgicas do revestimento, uma vez que a maior participação do ferro (proveniente do aço a ser revestido) no metal de solda pode induzir queda de resistência à corrosão.

A Tabela 5.13 mostra o resultado das medições das características geométricas analisadas. Ressalta-se que foram extraídos dois corpos de prova (seção transversal) de cada revestimento. Uma seção após a metade do comprimento do revestimento e a outra próxima ao final. As medições de reforço e penetração para cada seção transversal apresentada na Tabela 5.13 representam a média aritmética das medições realizadas ao longo da seção transversal.

De posse das medições das características geométricas, foi realizada uma análise estatística considerando a influência dos fatores de controle sobre a diluição e o reforço dos revestimentos.

Tabela 5.13. Resultado das medições das características geométricas das seções transversais dos revestimentos.

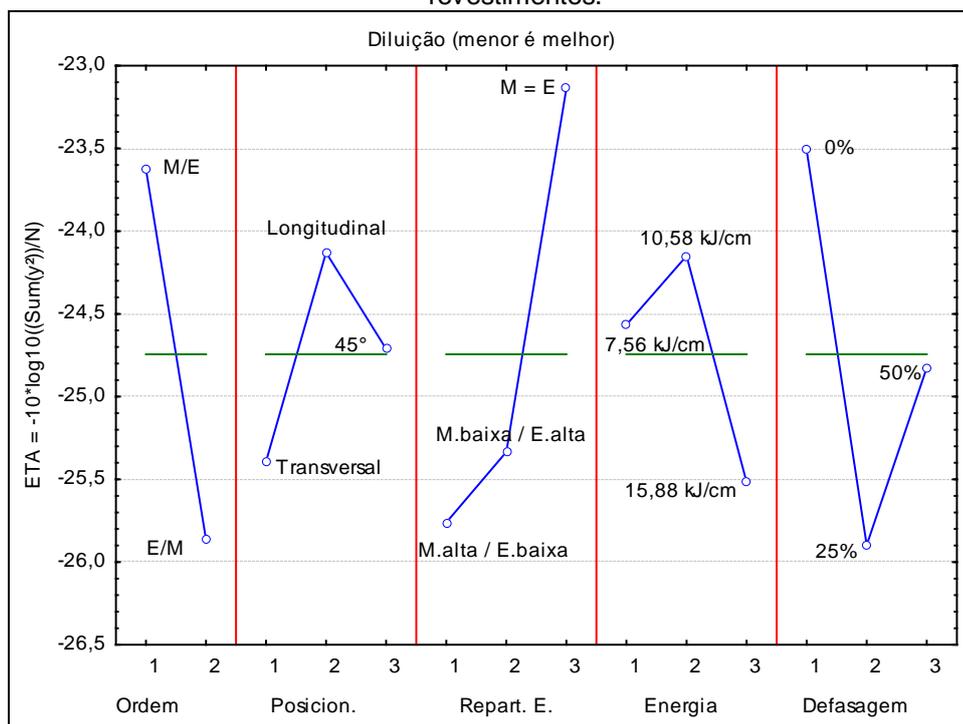
Corpo de prova	Reforço (mm).	Penetração (mm).	Diluição (%)
ED 01 a	2,6	1,1	11,6
ED 01 b	2,6	1,8	15,1
ED 02 a	2,4	2,0	36,4
ED 02 b	2,6	1,8	26,4
ED 03 a	2,8	1,7	23,5
ED 03 b	2,9	1,7	19,2
ED 04 a	2,2	1,5	15,4
ED 04 b	2,3	1,5	19,3
ED 05 a	3,4	1,7	10,2
ED 05 b	3,0	1,6	9,1
ED 06 a	3,0	1,3	13,8
ED 06 b	2,7	1,2	8,7
ED 07 a	2,4	1,5	13,7
ED 07 b	2,3	1,3	21,3
ED 08 a	2,9	1,3	21,6
ED 08 b	3,0	1,9	19,4
ED 09 a	2,2	1,2	11,5
ED 09 b	2,2	1,3	10,9
ED 10 a	2,6	2,1	27,8
ED 10 b	2,8	1,9	25,2
ED 11 a	2,1	1,2	16,1
ED 11 b	2,2	1,2	21,4
ED 12 a	2,5	1,3	14,1
ED 12 b	2,5	1,4	14,0
ED 13 a	2,4	2,0	22,4
ED 13 b	2,2	2,0	24,5
ED 14 a	3,4	1,5	17,0
ED 14 b	3,3	2,0	21,0
ED 15 a	2,7	0,8	17,8
ED 15 b	2,5	1,2	25,9
ED 16 a	2,7	1,9	24,0
ED 16 b	2,9	2,1	20,4
ED 17 a	2,3	1,1	23,0
ED 17 b	2,2	1,3	12,9
ED 18 a	2,7	1,0	10,2
ED 18 b	2,7	1,1	16,5

Fonte: autoria própria.

O comportamento dos fatores de controle para a diluição é mostrado na Figura 5.23. Através desta figura, é possível conseguir o menor nível de diluição quando estes níveis forem:

- ordem de deposição das ligas no nível 1 (M/E);
- disposição dos eletrodos no nível 2 (transversal);
- repartição de energia no nível 3 (M=E);
- energia de soldagem no nível 2 (10,58 kJ/cm);
- defasagem entre os pulsos de corrente no nível 1 (0%).

Figura 5.23. Comportamento dos níveis dos fatores de controle sobre a diluição dos revestimentos.



Fonte: autoria própria.

Foi realizada análise de variância com o intuito de se estabelecer quais fatores de controle exercem influência estatística sobre a diluição com uma confiabilidade de no mínimo 95%. A Tabela 5.14 mostra a análise de variância da função η para os fatores de controle avaliados.

Tabela 5.14. Análise de variância da função η para a diluição dos revestimentos.

Fator de controle	Nível de significância (α)
Ordem de deposição das ligas	0,006138
Disposição dos eletrodos	0,400654
Repartição de energia	0,018187
Nível de energia	0,327148
Defasagem entre os pulsos	0,049353

Fonte: autoria própria.

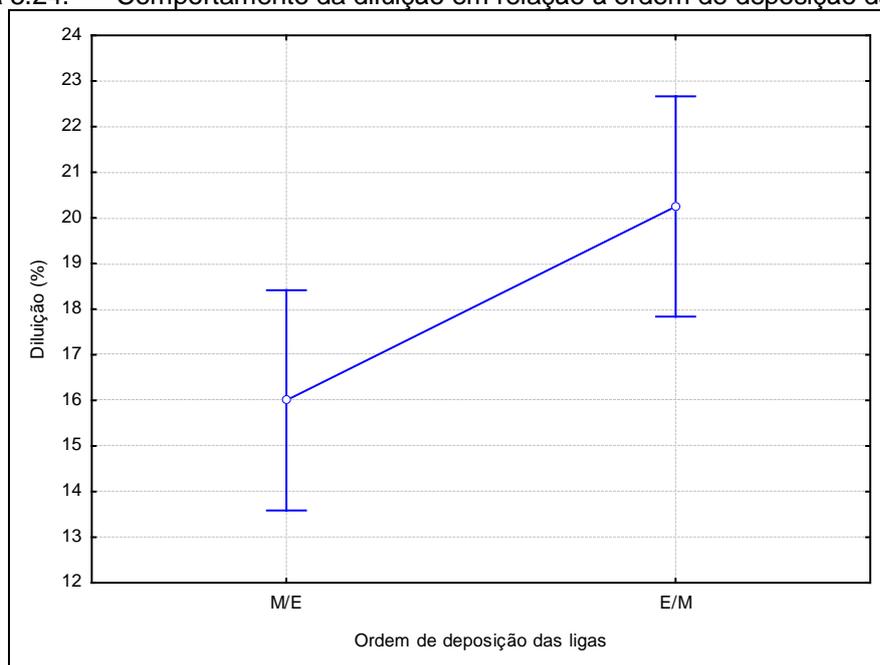
Como é possível perceber pela Tabela 5.14, a ordem de deposição das ligas, a repartição de energia e a defasagem entre os pulsos de corrente exerceram influência estatística sobre a diluição.

O comportamento da diluição em relação à ordem de deposição das ligas pode ser visualizado na Figura 5.24. Verifica-se que para os revestimentos realizados no nível 1 (M/E – liga 625 depositada sobre a liga 276 no processo MIG/MAG duplo arame) foram obtidos menores níveis de diluição em comparação

com os revestimentos depositados no nível 2 (E/M). Atribuiu-se a este comportamento um maior efeito de barreira contra a pressão do arco promovido pela deposição da liga 276 em relação à liga 625 na soldagem MIG/MAG duplo arame com eletrodos distintos, pois os ensaios realizados no nível 1 a liga 276 foi depositada diretamente sobre o substrato, com a liga 625 sendo depositada sobre esta, resultando em menores diluições.

Na condição E/M, tem-se que a poça de fusão da liga 625, mais fluida que a liga 276, tende a proporcionar maior agitação e movimentos convectivos. Dessa forma, quando a gota metálica da liga 276 é impelida para a poça já formada (pelo arame da liga 625), tende a promover maior penetração e diluição. Acrescenta-se ainda que pelo fato da poça de fusão da liga 625 ser mais fluida que a da liga 276, a primeira apresenta comparativamente maior facilidade de ser expulsa para as laterais e parte de trás do arco, facilitando a ação do arco da frente sobre o metal base, favorecendo a penetração e diluição.

Figura 5.24. Comportamento da diluição em relação à ordem de deposição das ligas.



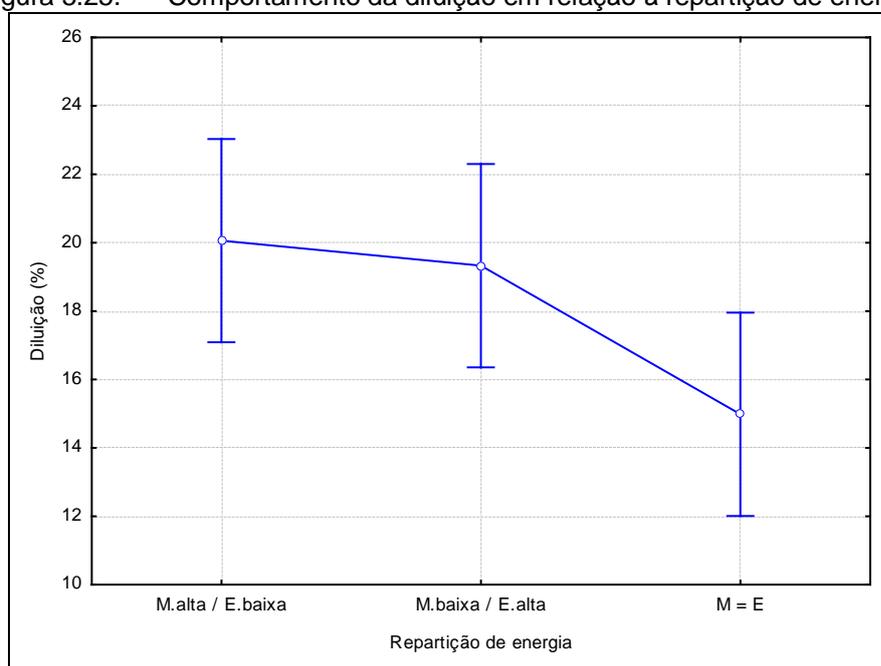
Fonte: autoria própria.

Através da Figura 5.23 verifica-se que para a repartição de energia, o nível de controle 3 (I=M) com as fontes operando em valores iguais de corrente eficaz ($I_{EF} = 206 \text{ A}$) conduziu a uma menor diluição no revestimento. Em seguida, a fonte mestra operando com o nível mais baixo de corrente eficaz ($I_{EF} = 175 \text{ A}$) e a

fonte escrava no maior nível de corrente ($I_{EF} = 245 \text{ A}$): M. baixa / E. alta. Com maiores níveis de diluição, tem-se a condição com a fonte mestra no maior nível de corrente eficaz e a fonte escrava no menor nível de corrente (M. alta / E. baixa).

O comportamento da diluição para os três níveis de repartição de energia adotados pode ser visto na Figura 5.25. Constata-se que os revestimentos realizados com os eletrodos em níveis iguais de corrente eficaz obtiveram menores diluições. Já para as condições em que os revestimentos foram depositados com os eletrodos em níveis diferentes de energia, os níveis de diluição foram maiores.

Figura 5.25. Comportamento da diluição em relação à repartição de energia.

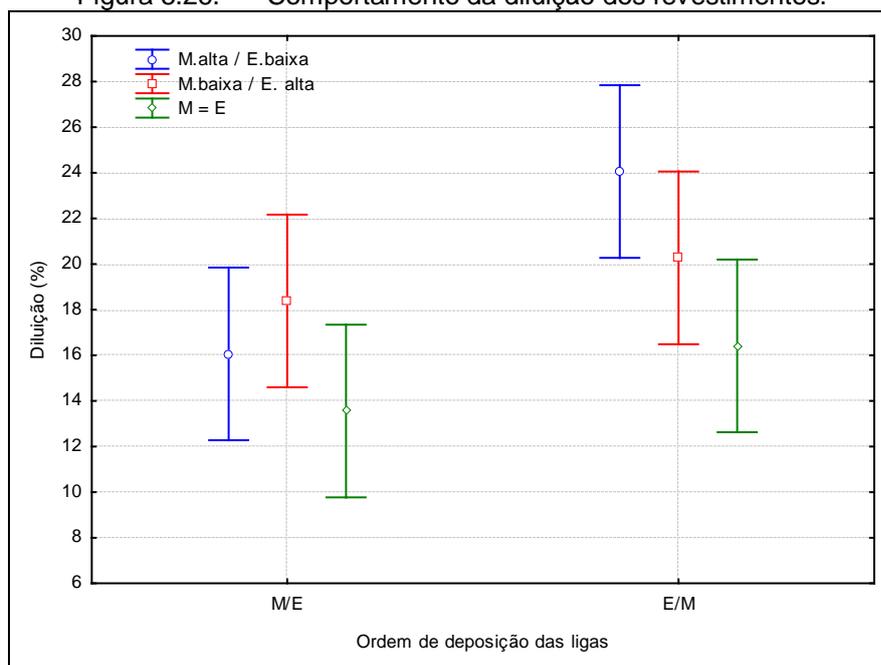


Fonte: autoria própria

O comportamento da diluição quanto à repartição de energia, levando em consideração também a ordem de deposição das ligas é mostrado na Figura 5.26.

Verifica-se que para os dois níveis de ordem de deposição das ligas, a condição com correntes eficazes iguais para ambos os eletrodos ($M = E$) correspondeu aos menores níveis de diluição. Esta configuração contribui para menor diluição, uma vez que tanto no nível “M. alta / E. baixa” quanto em “M. baixa / E. alta”, um dos arames está no mais alto valor de corrente eficaz, o que tem influência direta sobre o aumento da diluição.

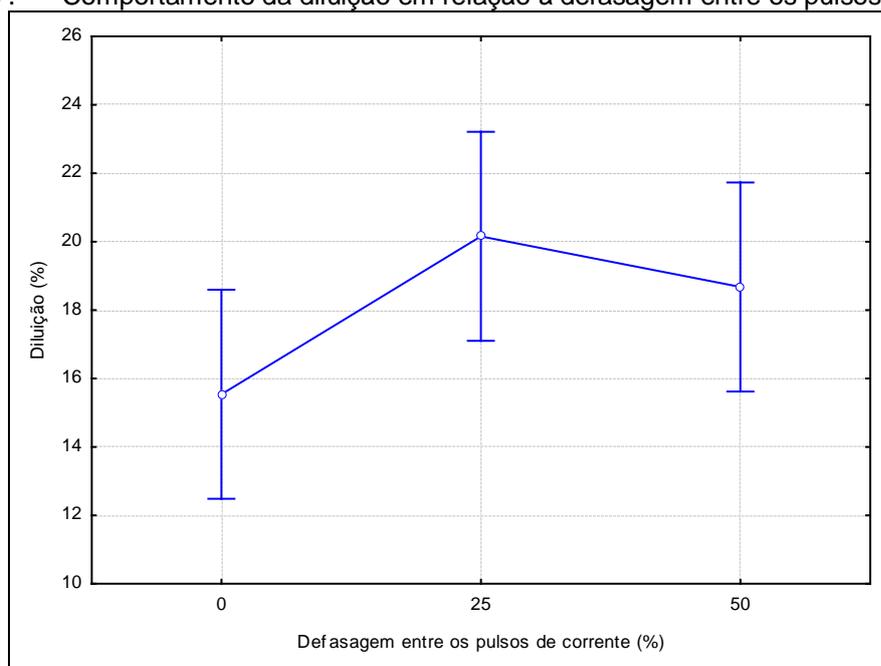
Figura 5.26. Comportamento da diluição dos revestimentos.



Fonte: autoria própria.

A defasagem entre os pulsos de corrente influenciou estatisticamente a diluição dos revestimentos soldados. A Figura 5.27 mostra o comportamento da diluição para os níveis de defasagem de pulsos avaliados. Observa-se que a menor diluição foi atingida para os revestimentos em que os eletrodos estavam completamente em fase (nível 1 – 0%).

Figura 5.27. Comportamento da diluição em relação à defasagem entre os pulsos de corrente.



Fonte: autoria própria.

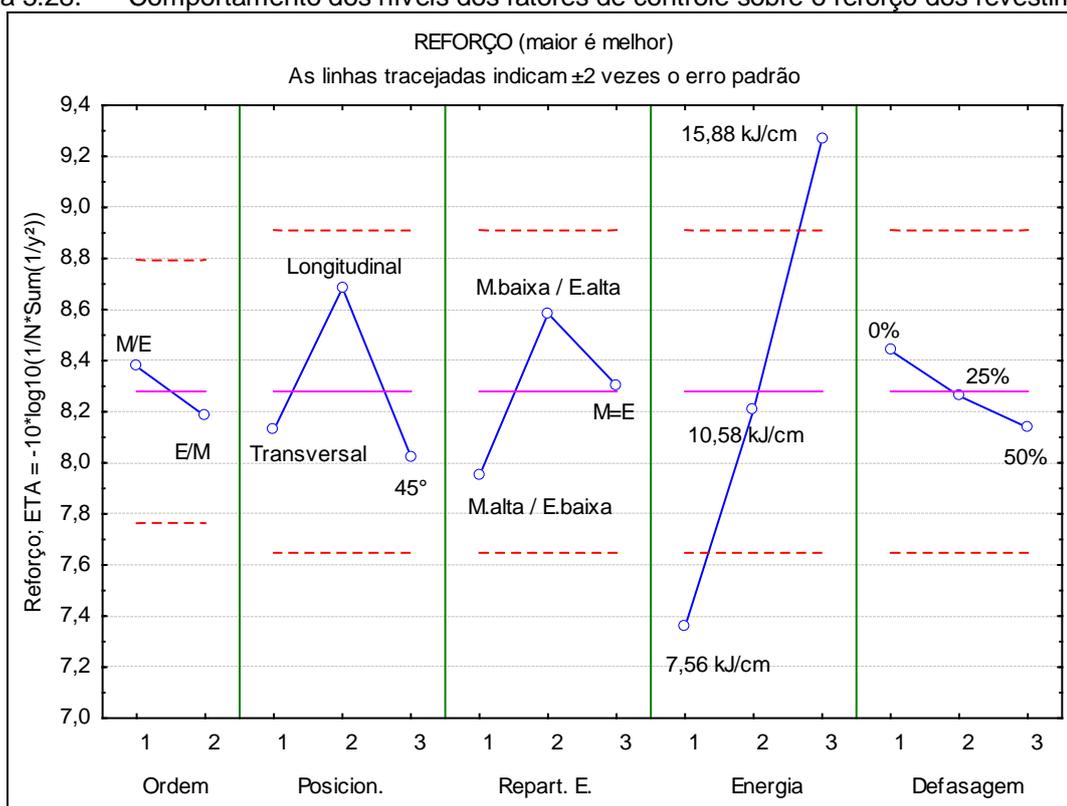
A defasagem entre os pulsos de corrente tende a promover maior agitação da poça de fusão, uma vez que as gotas metálicas alcançam a poça em instantes diferentes. A maior agitação da poça contribui para aumento da diluição.

Outra característica geométrica analisada no revestimento foi o reforço. A Figura 5.28 mostra a influência dos fatores de controle sobre o reforço.

Pela análise da Figura 5.28, a obtenção de maiores valores de reforço foi alcançada para os seguintes níveis dos fatores de controle:

- ordem de deposição das ligas no nível 1 (M/E);
- disposição dos eletrodos no nível 2 (longitudinal);
- repartição de energia no nível 2 (M. baixa / E. alta);
- energia de soldagem no nível 3 (15,88 kJ/cm);
- defasagem entre os pulsos de corrente no nível 1 (0%).

Figura 5.28. Comportamento dos níveis dos fatores de controle sobre o reforço dos revestimentos.



Fonte: autoria própria.

A influência estatística dos fatores de controle sobre o reforço é mostrada na Tabela 5.15.

Tabela 5.15. Análise de variância da função η para o reforço dos revestimentos.

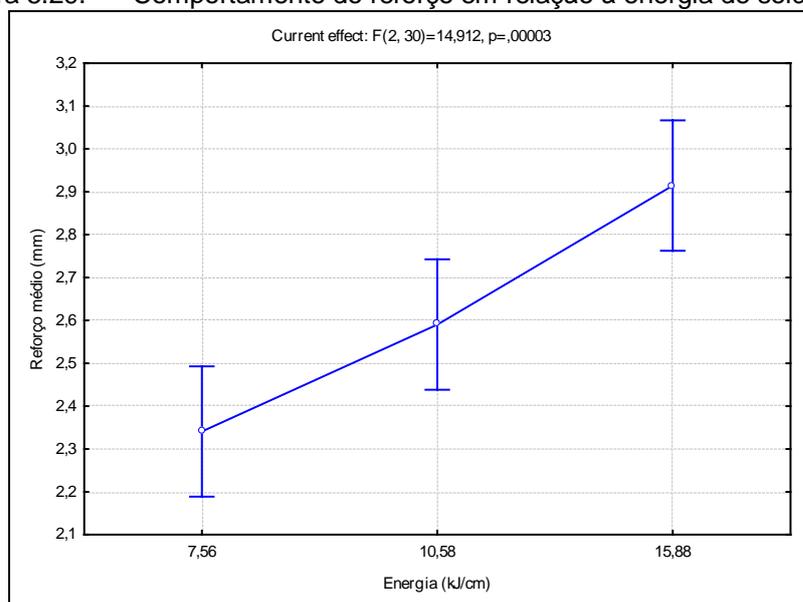
Fator de controle	Nível de significância (α)
Ordem de deposição das ligas	0,456946
Disposição dos eletrodos	0,099566
Repartição de energia	0,152657
Nível de energia	0,000011
Defasagem entre os pulsos	0,636262

Fonte: autoria própria.

Como pode ser visualizado na Tabela 5.15, apenas o nível de energia exerceu influência estatística sobre o reforço. O aumento do nível de energia promoveu o aumento do reforço. Este comportamento é mostrado na Figura 5.29.

Há um aumento da taxa de deposição de arame quando se aumenta a energia de soldagem. Este aumento implica em um cordão de solda de maiores dimensões e, por consequência, maior reforço da solda.

Figura 5.29. Comportamento do reforço em relação à energia de soldagem.



Fonte: autoria própria.

5.4 Caracterização microestrutural dos revestimentos

As ligas 625 e 276 têm sido objeto de estudo de soldas dissimilares nos últimos anos. Dentre estas, a liga 625 destaca-se pela maior disponibilidade de estudos publicados envolvendo soldagens dissimilares sobre substratos de aços ao carbono (Cieslak, 1991; Cieslak *et al*, 1988; Dupont, 1996; Magalhães, 2008; Mathew *et al*, 2004; Silva, 2010 e Aguiar, 2010).

Aguiar (2010) na caracterização de revestimentos das ligas 625 e 276 depositadas pelo processo MIG/MAG reporta que a microestrutura dos revestimentos da liga 625 foi constituída basicamente por uma matriz γ com a presença de fases secundárias do tipo Laves e carbonetos.

Silva (2010), no estudo de revestimento de ligas de níquel pelo processo TIG com alimentação de arame frio encontrou resultados semelhantes, reforçando que há dois tipos principais de fases secundárias ricas em Nb na liga 625: primeiramente a fase Laves que, em grande quantidade, ocasionou a formação de trincas de solidificação e, a segunda, precipitados com estrutura complexa constituída por um núcleo de nitreto de titânio-nióbio (TiNbN) e uma casca de carboneto nióbio-titânio (NbTiC) ou carboneto de nióbio (NbC).

Para a liga 276, Aguiar (2010) relata que a microestrutura é constituída basicamente da matriz γ com fases secundárias ricas em Mo, podendo ser P, σ e μ , distribuídas nas regiões interdendríticas. Resultados semelhantes foram reportados por Silva (2010). O autor ainda destaca que a precipitação de fases secundárias ricas em Mo leva ao empobrecimento deste elemento ao redor dos precipitados.

Contudo, embora haja na literatura estudos sobre a caracterização microestrutural de revestimentos das ligas 625 e 276, não são encontradas na literatura científica informações sobre a deposição simultânea destas ligas para compor o revestimento depositado sobre aços C-Mn.

Neste trabalho, a análise dos aspectos metalúrgicos dos revestimentos, com ênfase nos aspectos microestruturais, foi realizada com foco em duas regiões: a interface revestimento/substrato e o metal de solda.

5.4.1 Caracterização da interface revestimento/substrato

A interface entre o revestimento e o substrato em soldas dissimilares se destaca por apresentar elevada variação de composição química, sendo apontada por diversos autores como uma região crítica para nucleação e propagação de trincas (Rowe *et al.*, 1999; Beaugrand *et al.*, 2009a; Beaugrand *et al.*, 2009b; Alexandrov *et al.*, 2013; Bahrami *et al.*, 2010).

Esta região de transição é caracterizada também pela mistura incompleta entre os materiais (Doody; 1992; Omar, 1998) e está relacionada com a formação de diversas zonas geradas por macrosegregações, que por apresentar composição química intermediária entre o aço e a liga de níquel são fortemente suscetíveis a formação de zonas frágeis.

Na literatura, encontram-se termos distintos para denominar a interface de soldas dissimilares entre aços ao carbono e ligas de níquel: Zonas Parcialmente Misturadas (ZPM), Zonas Parcialmente Diluídas (ZPD), zonas frágeis. Recentemente, Oliveira (2013) propôs o termo zona de alta diluição.

As ZPM são regiões da interface, ou próximo dela, com composição química entre a do metal de solda e a do metal de base. Os revestimentos realizados neste trabalho apresentaram ZPM com morfologias similares às encontradas por Doody (1992); Kejelin *et al.* (2007); Kou e Yang (2007); BEAUGRAND *et al.* (2009), Silva (2010) e Aguiar (2010).

BEAUGRAND *et al.* (2009) propôs a classificação para estas zonas com base no aspecto da microestrutura para cada região:

- Zona Δ – região descarbonetada estreita localizada no aço imediatamente adjacente a linha de fusão, contendo uma reduzida quantidade de partículas de número atômico elevado;
- Zona M – região com microestrutura martensítica e rica em ferro, localizada na linha de fusão e estende-se em direção ao aço não fundido;
- zona Φ – região do lado do metal de solda imediatamente adjacente à linha de fusão que exhibe uma microestrutura aparentemente monofásica, numa escala microscópica;

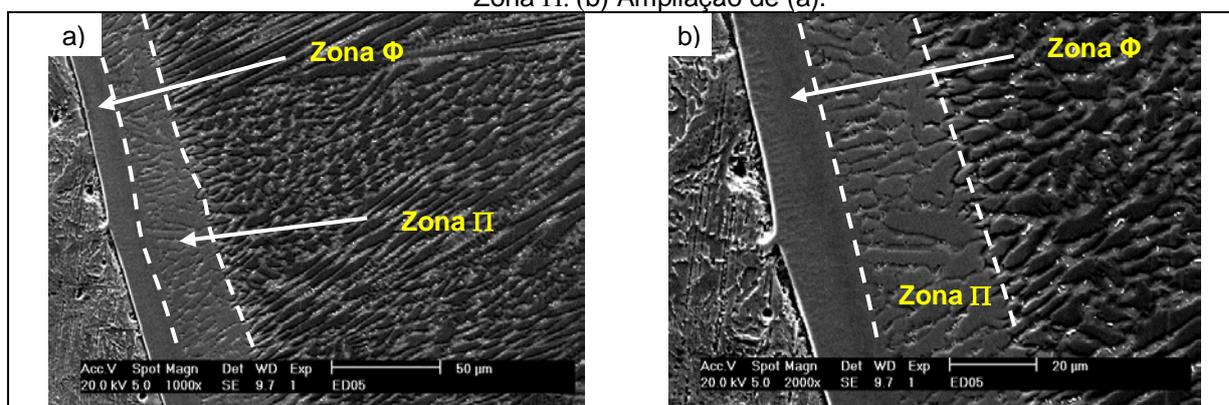
- zona II – Região observada após a zona Φ , contendo inúmeras partículas precipitadas, exibindo uma distribuição interdendrítica.

Doody (1992) propôs uma classificação para as ZPM com base em conceitos geográficos:

- praias – faixas finas e estreitas ao longo da linha de fusão;
- ilhas – regiões inteiramente envolvidas pelo metal de solda;
- baías – região ligada ao metal de solda parcialmente circundada pelo metal de base.
- península – região ligada ao metal de base parcialmente circundada pelo metal de solda).

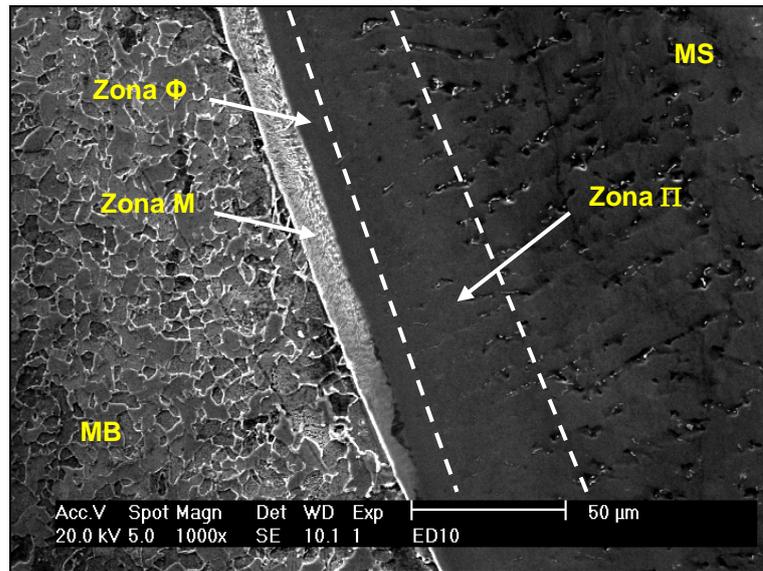
A seguir (Figura 5.30, Figura 5.31, e Figura 5.32) são mostradas as regiões associadas às ZPM encontradas nos revestimentos.

Figura 5.30. Interface revestimento/substrato (Revestimento ED 05). (a) Presença da Zona Φ e Zona II. (b) Ampliação de (a).



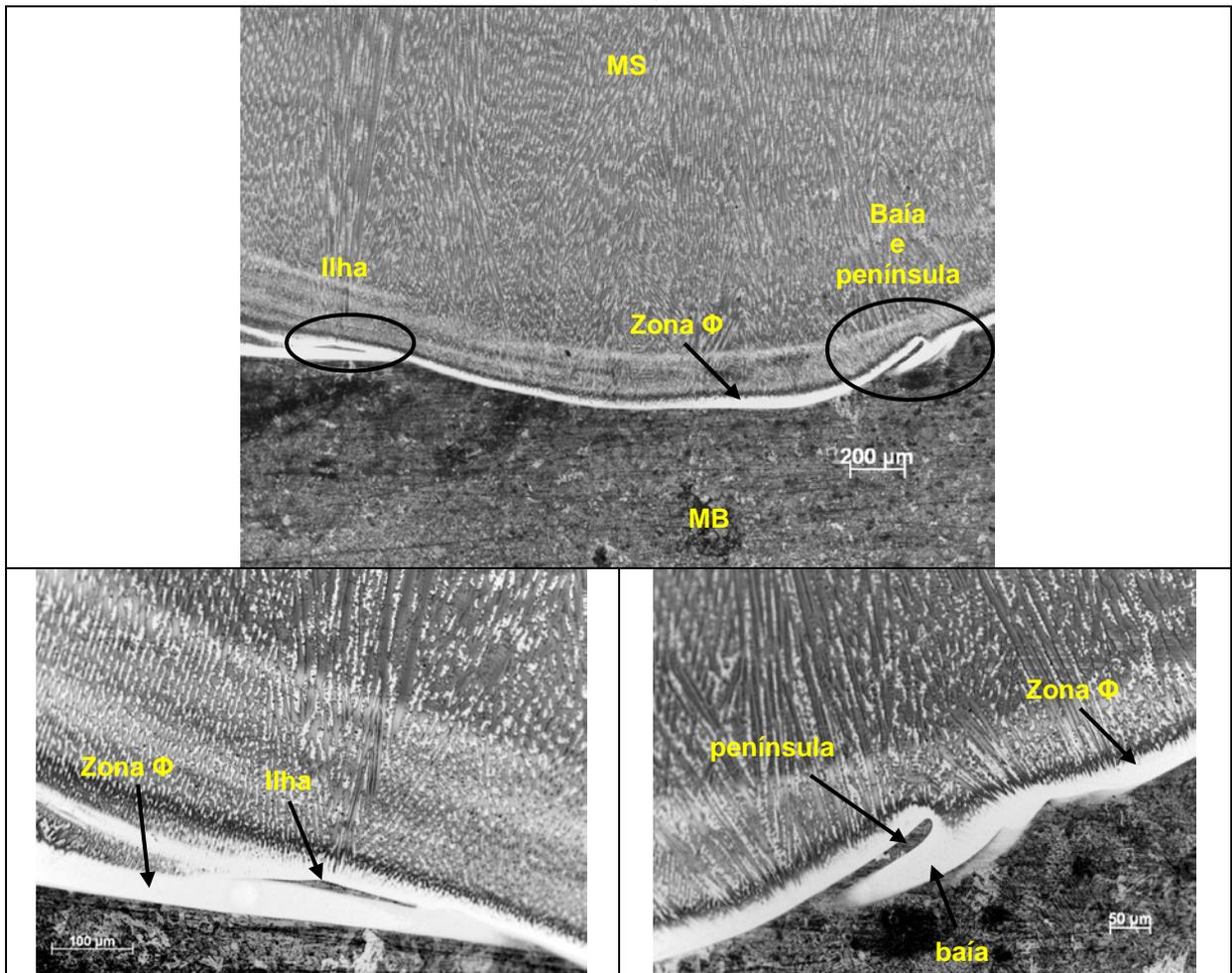
Fonte: autoria própria.

Figura 5.31. Interface revestimento/substrato (Revestimento ED 10). Presença de praia, Zona Φ e Zona Π .



Fonte: autoria própria.

Figura 5.32. Interface revestimento/substrato (Revestimento ED 07). Presença de baía, península e ilha.

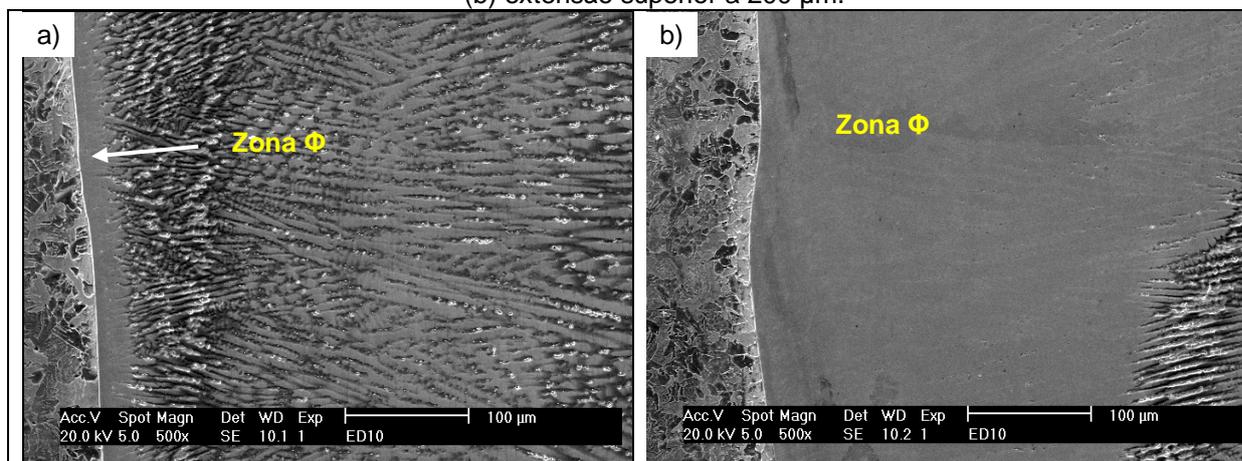


Fonte: autoria própria.

➤ Zona Φ

A zona Φ foi encontrada em todas as interfaces revestimento/substrato. Esta região é aparentemente monofásica, sem a presença de precipitados. Sua extensão, no entanto, variou bastante entre os revestimentos e, até no mesmo revestimento encontram-se zonas Φ com extensões de alguns μm até mais de 200 μm . A Figura 5.33 mostra esta grande variação na extensão da zona Φ para o revestimento ED 10.

Figura 5.33. Variação da extensão da Zona Φ no revestimento ED 10. (a) extensão de alguns μm . (b) extensão superior a 200 μm .

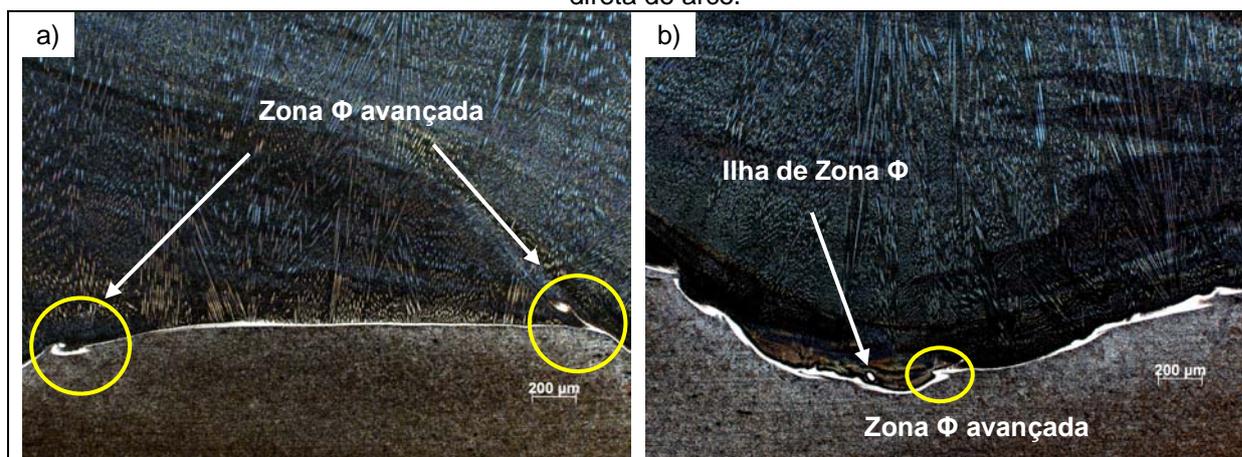


Fonte: autoria própria.

A forma de apresentação da zona Φ pode ser diretamente relacionada com os movimentos de convecção da poça de fusão. Na Figura 5.34 (a) é mostrada uma região entre passes, na qual é possível ver que a zona Φ se estende para o interior do metal de solda. Nesta mesma figura, é possível perceber que na região central (entre passes), a zona Φ permanece sem grandes variações em sua forma, pois os movimentos convectivos desta região tendem a ser mais brandos.

Na Figura 5.34 (b) é vista uma região que está diretamente sob a ação da pressão do arco de soldagem (região de maior penetração), contribuindo para maior agitação da poça e resultando na extensão da zona Φ para o metal de solda, bem como a aparente formação de ilhas de zona Φ no interior do metal de solda. Acredita-se que a denominação “ilha de zona Φ ” seja o resultado de cavas provocadas pelo metal de solda líquido devido às linhas de convecção tridimensionais. A apresentação em forma de ilha é resultante da posição do corte transversal das referidas cavas.

Figura 5.34. Formas de apresentação da zona Φ . (a) região entre passes. (b) região de ação direta do arco.



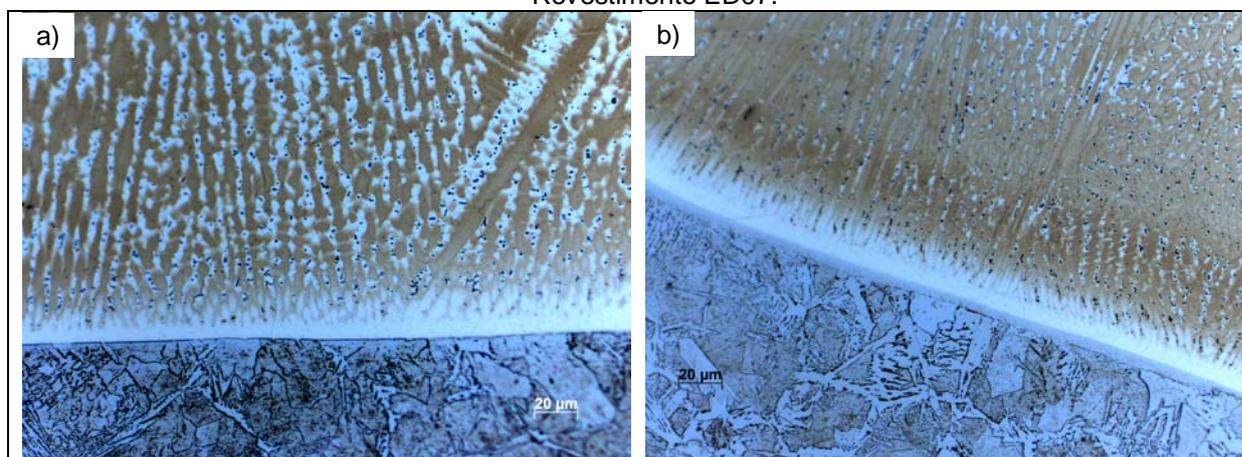
Fonte: autoria própria.

Segundo Kou e Yang (2007), a zona Φ avançada pode ser chamada de península, embora este termo não corresponda à terminologia adotada neste trabalho.

Os complexos movimentos de caráter tridimensional produzem formações semelhantes a redemoinhos e, ao serem seccionados, produzem o padrão geográfico classificado por Doody (1992).

De uma maneira geral, a zona Φ encontrada neste trabalho apresenta-se com coloração clara. Entretanto, foram observadas faixas escurecidas, na maioria das vezes descontínuas, no interior da zona Φ . A Figura 5.35 mostra duas regiões da interface do revestimento ED07, onde é possível ver a zona Φ de coloração clara e o surgimento de uma região escurecida (Figura 5.35 (b)).

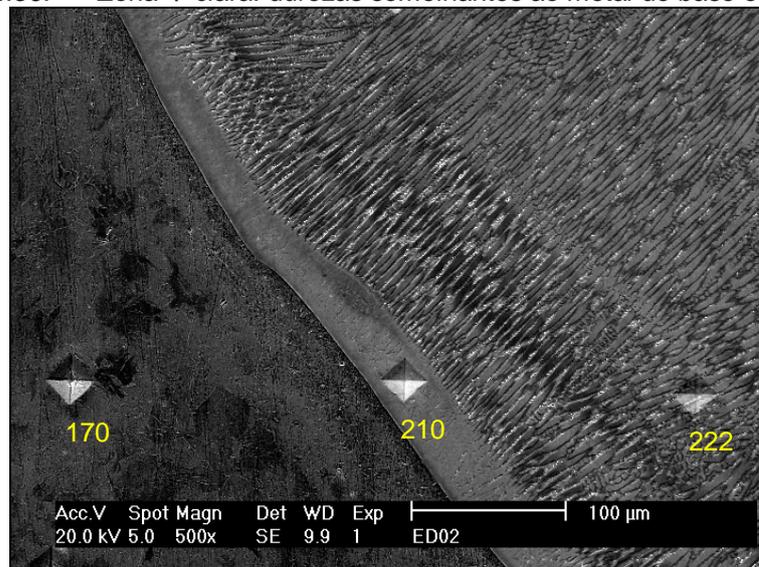
Figura 5.35. (a) zona Φ de região clara. (b) Surgimento de uma zona escura no interior da zona Φ . Revestimento ED07.



Fonte: autoria própria.

Quando a formação da zona Φ apresenta-se com uma coloração mais clara, sua dureza não apresenta grandes variações em relação às regiões adjacentes: metal de base e metal de solda. A Figura 5.36 apresenta este comportamento.

Figura 5.36. Zona Φ clara: durezas semelhantes ao metal de base e de solda.



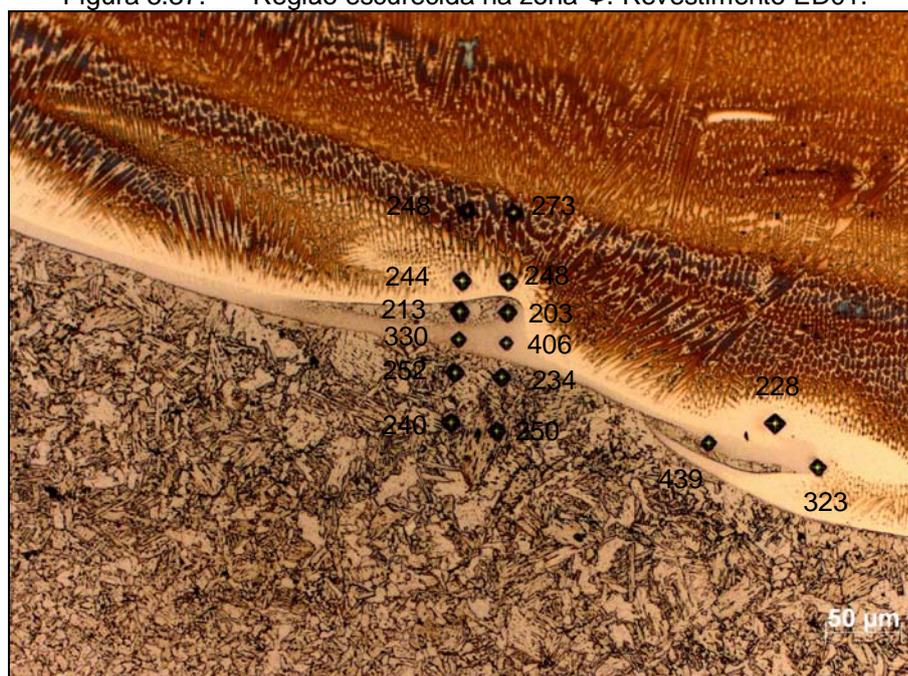
Fonte: autoria própria.

Este resultado está de acordo com o encontrado por Silva (2010), cujas diferenças nos valores de microdurezas das regiões adjacentes são pequenas, indicando não haver indício de formação de martensita ou zona fragilizante.

A presença das regiões escurecidas foram frequentemente encontradas em regiões de baía e península: regiões com grande variação de composição química local. A Figura 5.37 mostra esta região escurecida entre uma ilha de metal de base e a região de interface. Já na Figura 5.38 é possível identificar a região escurecida entre uma região de baía/península.

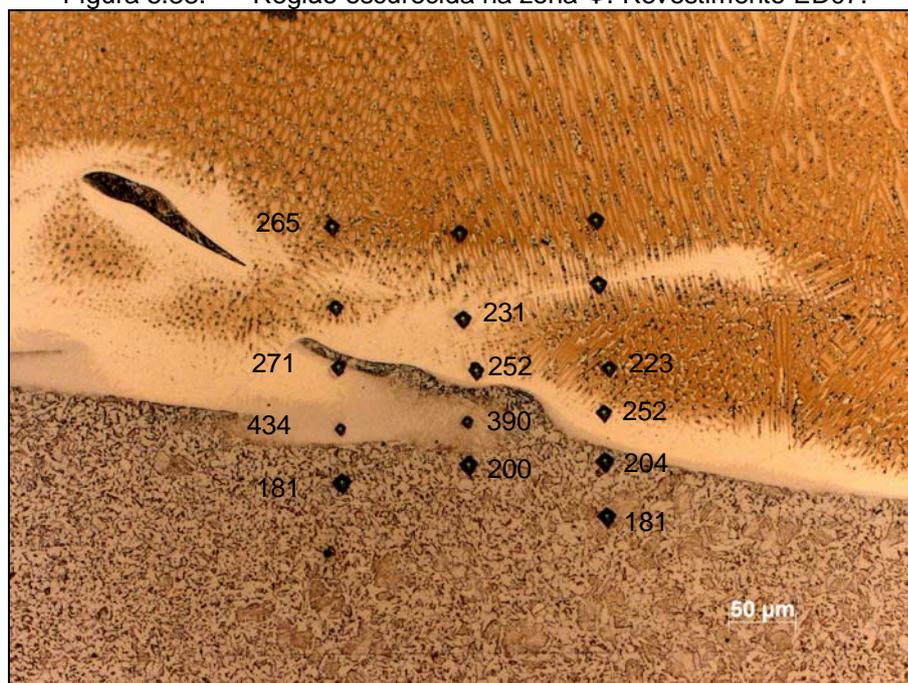
Nestas duas imagens também são mostrados perfis de microdureza (HV 0,05 – 50 g) desde o metal de solda até o substrato. É possível observar que a região de coloração escurecida apresenta níveis de dureza bem superiores às regiões adjacentes, chegando a valores superiores a 430 HV.

Figura 5.37. Região escurecida na zona Φ . Revestimento ED01.



Fonte: autoria própria.

Figura 5.38. Região escurecida na zona Φ . Revestimento ED07.



Fonte: autoria própria.

A presença de uma zona de coloração mais escura (microscopia ótica) com altos valores de dureza associados são reportadas por alguns autores (Alexandrov *et al.*, 2013; Fenske, 2010; Olden *et al.*, 2003). Silva (2010) também identificou a presença desta zona, a qual foi denominada de ZPM-C.

Este comportamento foi associado à migração de carbono da ZAC para a ZPM - zona Φ . A migração de C para a zona Φ acarreta no empobrecimento deste elemento na ZAC adjacente à interface.

ALEXANDROV *et al.* (2013) atribuíram a elevada dureza à uma intensa saturação de C na zona Φ , sem necessariamente associar a ocorrência de precipitação nessa região.

Segundo Ludin (1992), zonas empobrecidas de carbono na ZAC e zonas enriquecidas de C no metal de solda em aços inoxidáveis e ligas de Ni não são presentes na condição como soldados, mas que tratamentos térmicos pós soldagem ou longos períodos de exposição em elevadas temperaturas acarretam seu surgimento.

Olden *et al.* (2003) e Fenske (2010) atribuíram falhas em juntas dissimilares com a utilização de Tratamento Térmico Pós-Soldagem (TTPS) a uma intensa nano precipitação de carbonetos na zona Φ , o que levou tanto a uma fragilização devido ao excessivo ganho de dureza, como a um efeito de aprisionamento de hidrogênio nessa região.

Doody (1992), Gittos e Gooch (1992) encontraram a formação destas zonas escurecidas após realização de tratamentos térmicos. Oliveira (2013) no estudo da soldagem de aços estruturais com amantecimento de liga 625 relata o surgimento destas zonas após aplicação de TTPS, bem como altos valores de dureza associados a esta.

É importante destacar que a descarbonetação da ZAC promovida pela migração de C constitui-se também como um problema em potencial para o surgimento de falhas nestas regiões. Gittos e Gooch (1992) relataram falhas ocorridas em ensaios de CTOD (*Crack Tip Opening Displacement*) nas zonas descarbonetadas.

Entretanto, no presente trabalho a presença desta zona ocorreu na condição como soldado, sem aplicação de tratamento térmico pós soldagem. Atribuiu-se a este comportamento os múltiplos ciclos térmicos de soldagem, os quais podem ter sido suficientes para promover a difusão do carbono da ZAC do metal de base para a zona Φ .

Silva (2010) destaca que em geral essas zonas ocorrem em maior frequência em condições de mais altas energias (o autor realizou revestimentos pelo

processo TIG com alimentação de arame frio em três níveis de energia: 16, 20 e 24 kJ/cm).

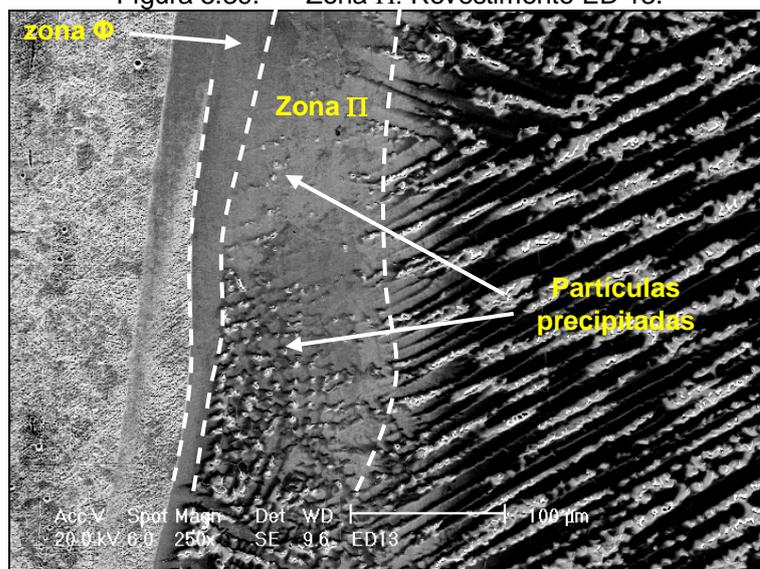
Contudo, no presente trabalho tais regiões foram identificadas nas interfaces de revestimentos com níveis de energia baixa (ED 01 – 7,56 kJ/cm; ED 07 = 10,58 kJ/cm). Além disso, não houve uma relação direta destas zonas com os demais fatores de controle.

➤ Zona II

A zona II ocorreu com frequência nos revestimentos, embora seu aparecimento não se desse de forma contínua, como é o caso da zona Φ. Nas zonas II há uma mudança no modo de solidificação planar (zona Φ) para celular, bem como a ocorrência de partículas precipitadas em seu interior. Abaixo, na Figura 5.39 e na Figura 5.40 são mostradas estas zonas.

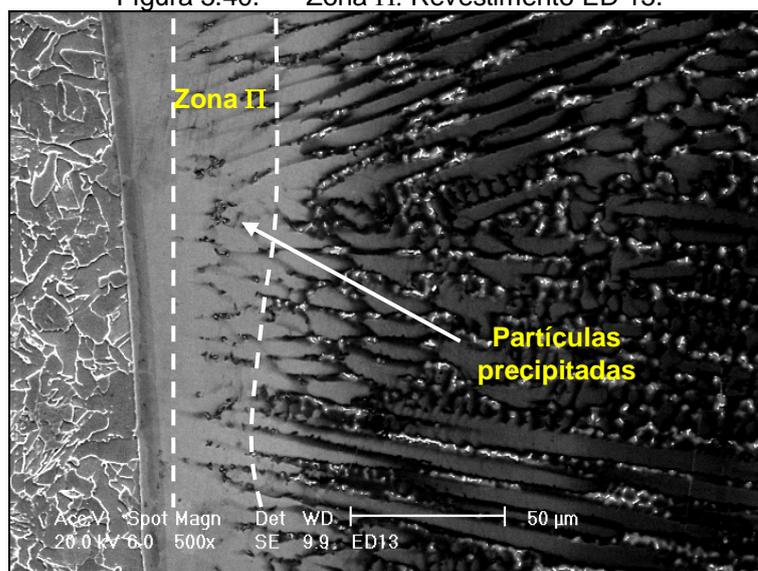
Esta mudança no modo de solidificação (de planar para celular) é atribuída ao super-resfriamento constitucional, gerando uma desestabilização na frente de solidificação. Além disso, conforme a solidificação prossegue para o interior do metal de solda, há maiores concentrações de elementos como Mo e Nb, contribuindo para que ocorra precipitação de fases no interior da zona II.

Figura 5.39. Zona II. Revestimento ED 13.



Fonte: autoria própria.

Figura 5.40. Zona II. Revestimento ED 15.



Fonte: autoria própria.

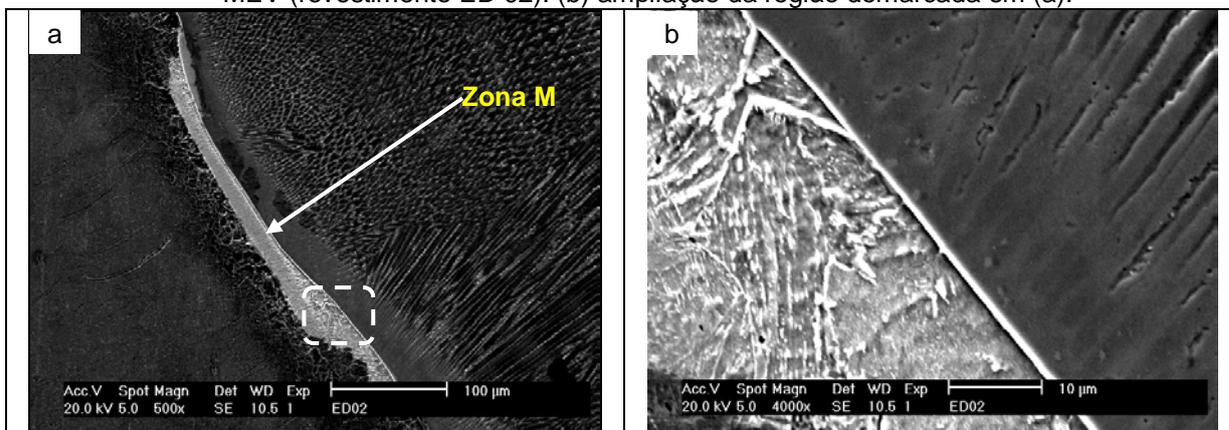
Através do Modelo 1 de solidificação de soldas dissimilares, estabelecido por Kou e Yang (2007), em que o ponto de fusão do metal de base é maior que o do metal de solda, a zona Φ torna-se rica em elementos do metal de base, como o Fe. Silva (2010) e Aguiar (2010) confirmaram, por análise de EDS, que a zona Φ possui elevados teores de Fe.

Como Fe e Ni possuem alta solubilidade e coeficiente de partição (k) maior que a unidade, estes não apresentam tendência de segregação para o líquido durante a solidificação (Kou, 2003), contribuindo para que a frente de solidificação permaneça estável e ainda de modo planar. Já os elementos Mo e Nb possuem forte tendência de segregação para o líquido (valores de k menor que 1) e, com o prosseguimento da solidificação para o metal de solda, há maior acúmulo destes elementos, o que justifica o surgimento de precipitados nesta região.

➤ Zona M

As zonas M foram encontradas em todas as interfaces dos revestimentos, porém de forma descontínua e em uma região estreita. Sua identificação através de microscopia eletrônica de varredura caracterizou-se por uma região de tonalidade clara e com morfologia semelhante à martensita. Já por microscopia ótica, sua identificação foi caracterizada por uma região de tonalidade mais escura, não homogênea. A Figura 5.41 mostra a ocorrência destas faixas por MEV, enquanto que na Figura 5.42 esta região é identificada por microscopia ótica.

Figura 5.41. Interface revestimento/substrato mostrando a presença de zona M, caracterizada por MEV (revestimento ED 02). (b) ampliação da região demarcada em (a).



Fonte: autoria própria.

Figura 5.42. Interface revestimento/substrato mostrando a presença de zona M, caracterizada por MO (revestimento ED 02).



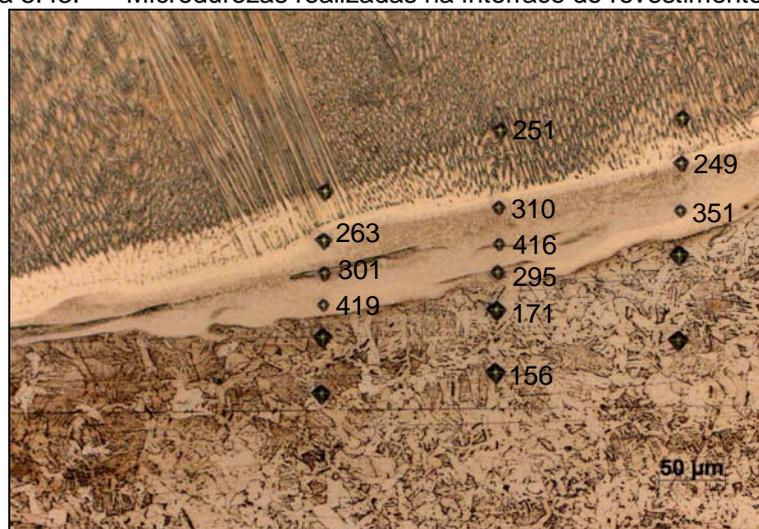
Fonte: autoria própria.

Ainda que haja evidência da formação de martensita na zona M (Figura 5.41), foram realizadas microdurezas nestas regiões, como mostrado na Figura 5.43. É possível perceber que há um aumento no valor de microdureza nestas regiões, evidenciado por menores dimensões das impressões na região mais escurcida. Com esse aumento de microdureza em especial nestas regiões, aliado à morfologia encontrada para as zonas M (Figura 5.41) constatou-se o surgimento de martensita.

Acredita-se que a ocorrência de martensita nas zonas M se deva à elevada quantidade de elementos de liga presentes no metal de adição que, por difusão, migram juntamente com o carbono para as regiões das praias aumentando a temperabilidade nas mesmas.

Silva (2010) e Oliveira (2013) confirmaram a presença desta região em seus revestimentos, bem como a elevada quantidade de elementos como Ni e Cr, contribuindo para o aumento da temperabilidade, culminando com o surgimento de martensita.

Figura 5.43. Microdurezas realizadas na interface do revestimento ED02.



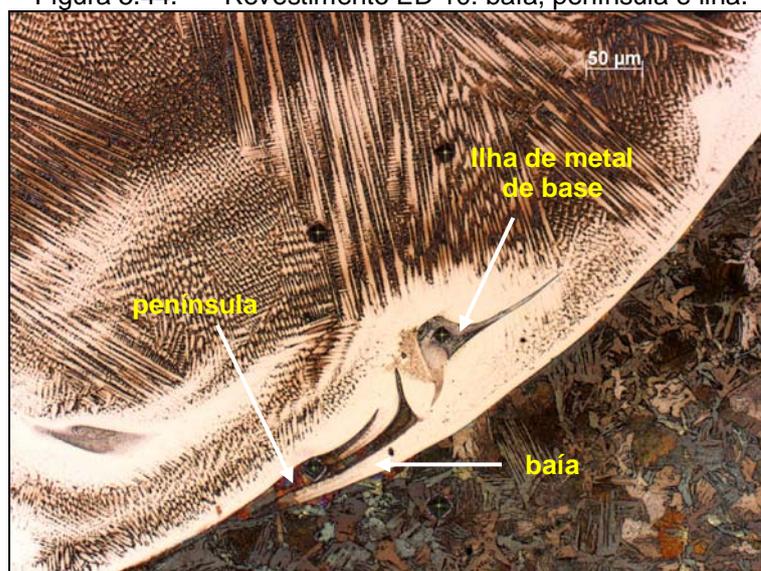
Fonte: autoria própria.

➤ Baías, Penínsulas e Ilhas

Baía, península e ilha (assim como praias) são regiões da ZPM cujos termos estão relacionados à conceitos geográficos. As Baías e penínsulas nas interfaces dos revestimentos ocorriam em concomitância na maioria dos casos. As ilhas foram encontradas com menor frequência, embora também estivessem presentes em todos os revestimentos. Na Figura 5.44 é possível observar a ocorrência de baía, península e ilha de metal de base no metal de solda, no interior da zona Φ .

Na formação de penínsulas e baías tem-se, de uma forma geral o metal de solda (zona Φ) penetrando no metal de base, ao mesmo tempo ocorrendo o inverso. O surgimento destas regiões está diretamente relacionado à agitação da poça de fusão, por meio dos movimentos convectivos tridimensionais da mesma.

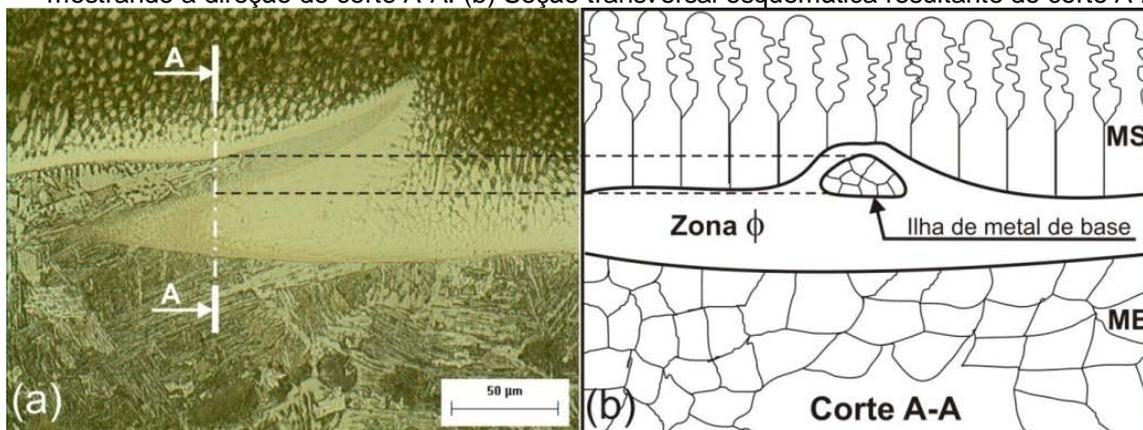
Figura 5.44. Revestimento ED 10: baía, península e ilha.



Fonte: autoria própria.

Aguiar (2010) propôs que o surgimento das ilhas é resultado da interseção do plano de corte da seção transversal do cordão de solda com parte de uma península de metal de base ou de uma Zona Φ avançada, desenvolvida na seção longitudinal do cordão de solda. Na Figura 5.45 é mostrado um modelo esquemático feito por Aguiar (2010) para explicar a formação das ilhas.

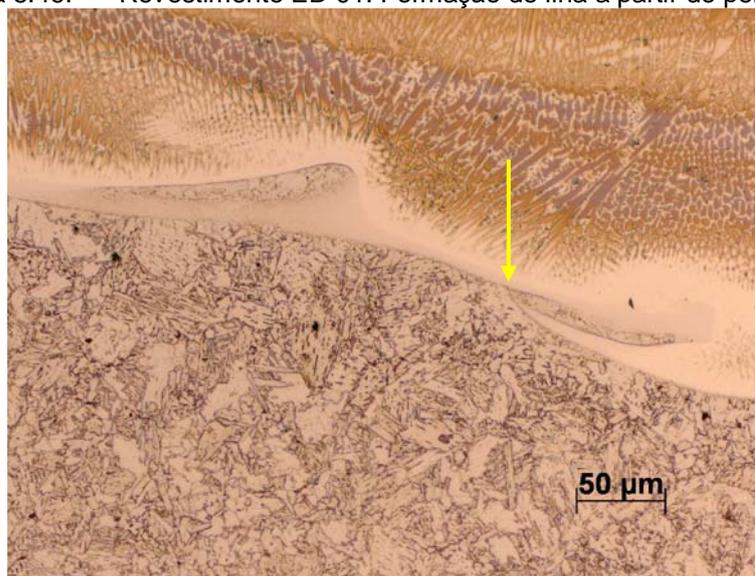
Figura 5.45. - Ilha de metal de base. (a) Trecho da seção longitudinal de um revestimento mostrando a direção de corte A-A. (b) Seção transversal esquemática resultante do corte A-A.



Fonte: Aguiar, 2010.

A proposição de Aguiar (2010) para o surgimento de ilhas é reforçada na Figura 5.46, em é possível visualizar uma península envolta quase que completamente pelo metal de solda (indicado pela seta).

Figura 5.46. Revestimento ED 01: Formação de ilha a partir de península.



Fonte: autoria própria.

5.5 Caracterização do metal de solda dos revestimentos

Após a análise realizada na interface do revestimento com o substrato, será dada ênfase neste tópico à microestrutura resultante do metal de solda dos revestimentos.

No presente trabalho, o revestimento é resultante da mistura das ligas 625 e 276 através do processo MIG/MAG duplo arame. Ressalta-se que há na literatura informações sobre a metalurgia e caracterização metalúrgica de soldas da liga 625 e da liga 276. Contudo, não se encontra na literatura de estudos abordando mistura de ligas de níquel para compor o revestimento com o MIG/MAG duplo arame.

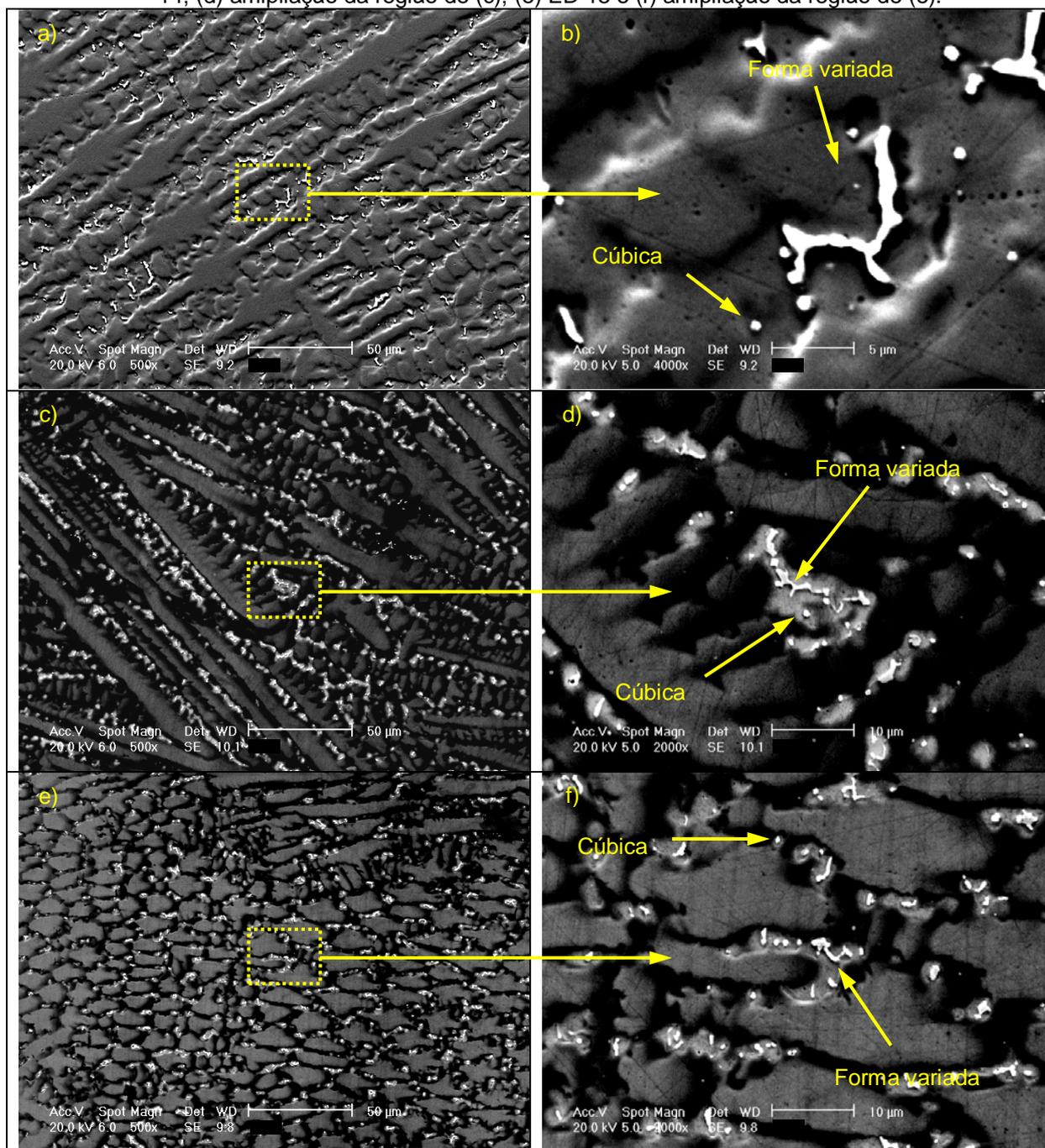
Independente da variação dos fatores de controle, a microestrutura do metal de solda dos revestimentos apresentou de uma forma geral uma matriz γ , com fases secundárias precipitadas nas regiões interdendríticas. Os modos de solidificação predominantes foram celular-dendrítico e colunar dendrítico.

Os precipitados encontraram-se dispersos nas regiões interdendríticas, mas não foram encontradas longas cadeias de precipitados. Tais cadeias de precipitados podem atuar prejudicando as propriedades mecânicas, pois são

constituídas de fases frágeis e por estarem alinhadas podem ser um caminho preferencial para a propagação de trincas.

A Figura 5.47 mostra a microestrutura resultante de três revestimentos realizados com condições distintas, como destacado na Tabela 5.16.

Figura 5.47. Microestrutura dos Revestimentos. (a) ED 13; (b) ampliação da região de (a). (c) ED 14; (d) ampliação da região de (c); (e) ED 15 e (f) ampliação da região de (e).



Fonte: autoria própria.

Tabela 5.16. Níveis dos fatores de controle para os revestimentos ED 13, ED 14 e ED 15.

Ensaio	Ordem	Posic.	E (kJ/cm)	Def (%)	Repart. energia	% liga 625	% liga 276
ED 13	M/E	Transv.	10,58	50%	M↑ E↓	62	38
ED 14	M/E	Transv.	15,88	0%	M↓ E↑	34	66
ED 15	M/E	Transv.	7,56	25%	M = E	45	55

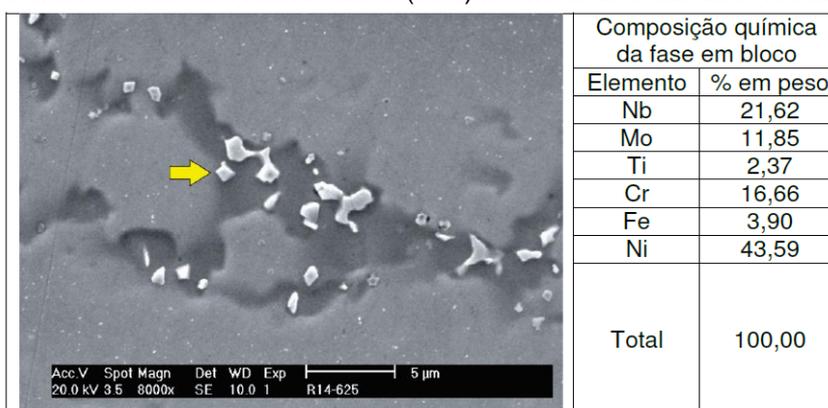
Fonte: autoria própria.

A microestrutura dos revestimentos deste trabalho é semelhante às encontradas por Aguiar (2010) e Silva (2010). Os precipitados em forma de cubos foram reportados por ambos os autores como sendo comumente encontrados na liga 625.

A morfologia disforme foi a mais abundante encontrada nos revestimentos e recebeu esta nomenclatura por estas assumirem a forma variada do líquido interdendrítico no final da solidificação. Esta morfologia é semelhante à reportada por Silva (2010) e Aguiar (2010) para as liga 276 e 686.

Aguiar (2010) investigou a composição química por EDS da fase precipitada em formato de cubo. O autor encontrou a presença de nióbio com um teor elevado de titânio. Através da análise da composição química via EDSe à morfologia cuboidal do precipitado, o mesmo foi identificado como carboneto de Nb. A Figura 5.48 mostra o aspecto do precipitado e a composição química reportados por Aguiar (2010).

Figura 5.48. Fase em forma cúbica (seta) no metal de solda do revestimento.



Fonte: Aguiar, 2010.

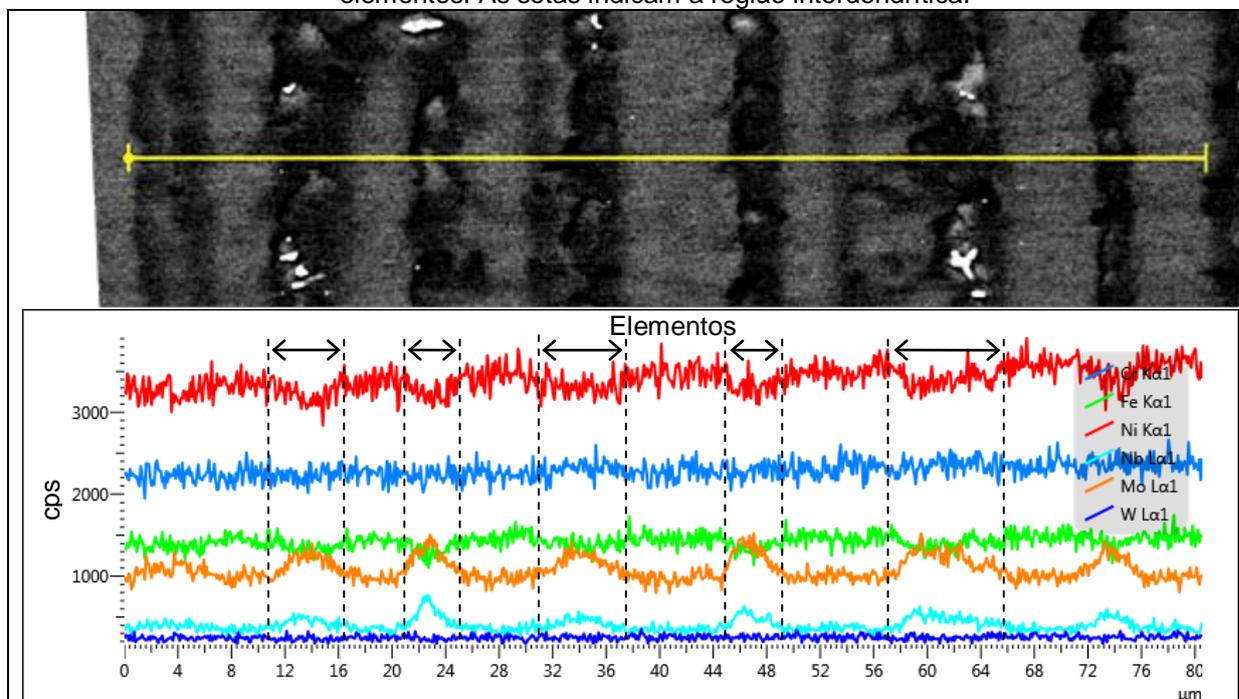
Através da análise da composição química mostrada na Figura 5.48, percebe-se que o teor de Nb para o precipitado é em torno de cinco vezes maior que o percentual nominal. A alta concentração de Nb no precipitado está relacionada à forte tendência de segregação para o líquido deste elemento durante a solidificação. A identificação de Ti no precipitado contribui para a formação de (NbTi)C.

Silva (2010) comprovou que os precipitados em forma de cubos são oriundos de um processo de nucleação e crescimento complexo devido a presença de uma fase pré-existente composta por nitreto de titânio (TiNbN). Segundo o autor, nitretos (TiNb)N oriundos do metal de adição são parcialmente dissolvidos durante a fusão do arame, permanecendo no estado sólido durante a solidificação e atuam como elementos nucleantes. Adicionalmente, o Nb e o Ti apresentam forte tendência de formação de carbonetos e nitretos, aliado ao alto potencial de segregação do Nb para o líquido promovem a formação de (NbTi)C.

Como a solidificação do metal de solda ocorre em condições fora do equilíbrio, a segregação de certos elementos para o líquido promove o surgimento de fases secundárias (Cieslak, 1991).

A análise da composição química do metal de solda revelou que há intensa segregação dos elementos Mo e Nb para a região interdendrítica, enquanto que os elementos Ni, Fe apresentam queda em seus teores nestas mesmas regiões. A Figura 5.49 mostra este comportamento para a amostra ED 01.

Figura 5.49. Perfil de composição química para o revestimento ED 01 mostrando a segregação de elementos. As setas indicam a região interdendrítica.



Fonte: autoria própria.

O perfil de composição química traçado transversalmente à direção de solidificação ao longo de algumas dendritas mostra a variação dos elementos

químicos. Na região do centro da dendrita é observado um aumento no teor de Ni e um leve acréscimo do Fe. Para as regiões interdendríticas, indicadas através das setas, é possível observar um aumento nos teores de Mo e Nb.

A determinação de possíveis elementos para a formação de fases secundárias pode ser realizado através dos coeficientes de redistribuição de soluto (k) dos principais componentes do revestimento resultante da mistura das ligas.

O coeficiente de distribuição representa a tendência de um dado elemento segregar para o líquido ou permanecer no sólido durante o processo de solidificação e tem papel fundamental no processo de microsegregação. Elementos com $k < 1$ tendem a ser rejeitados para o líquido enquanto elementos com $k > 1$ tendem a permanecerem no interior das dendritas (Cieslak, 1991).

Durante o processo de solidificação, os primeiros sólidos a se solidificarem correspondem ao centro das dendritas, que deve apresentar uma concentração $kC_0 = C_s$, onde C_0 é a composição global da liga (metal de solda com a participação do metal de base diluído) e C_s é a composição do sólido no centro das dendritas.

A determinação do valor de k foi realizada por meio de medições de composição química por EDX no centro das dendritas (CD), que correspondeu à composição do primeiro sólido, ou seja, equivalente a C_s ; e a composição global da liga (C_0) no metal de solda que representou a composição do líquido no instante inicial da solidificação, esta última medida realizada por espectrometria de emissão ótica.

A Tabela 5.17 mostra as medições de composição química obtidas por EDX nos centros das dendritas (CD) para a amostra ED 01. Na Tabela 5.18 são exibidos os valores dos elementos químicos medidos por espectrometria de emissão ótica no metal de solda (C_0). Enquanto que os valores médios de CD, C_0 e de k (CD/C_0) estão mostrados na Tabela 5.19.

Tabela 5.17. Medições de composição química no centro das dendritas. Amostra ED 01.

Elemento	Concentração (%p)				Média	Desvio padrão
Cr	17,97	18,59	17,95	18,40	18,23	0,32
Fe	14,71	15,11	14,12	15,32	14,82	0,53
Ni	55,15	55,68	55,23	56,60	55,67	0,67
Nb	0,97	1,22	0,97	0,87	1,01	0,15
Mo	8,82	8,48	8,88	8,30	8,62	0,28
W	1,74	1,57	1,64	1,70	1,66	0,07

Fonte: autoria própria

Tabela 5.18. Medições de composição química no metal de solda. Amostra ED 01.

Elemento	Concentração (%p)		Média	Desvio padrão
Cr	17,54	17,50	17,52	0,03
Fe	13,45	13,43	13,44	0,01
Ni	52,55	52,55	52,55	0,00
Nb	2,42	2,37	2,40	0,04
Mo	11,31	11,40	11,36	0,06
W	1,26	1,28	1,27	0,02

Fonte: autoria própria

Tabela 5.19. Distribuição de elementos químicos nas regiões dendríticas e interdendríticas e coeficiente de distribuição k. Amostra ED 01.

Elemento	CD	C ₀	k
Cr	18,23 ± 0,32	17,52 ± 0,03	1,04
Fe	14,82 ± 0,53	13,44 ± 0,01	1,10
Ni	55,67 ± 0,67	52,55 ± 0	1,06
Nb	1,01 ± 0,15	2,40 ± 0,04	0,42
Mo	8,62 ± 0,28	11,36 ± 0,06	0,76
W	1,66 ± 0,07	1,27 ± 0,02	1,30

Fonte: autoria própria.

Através da análise dos valores apresentados na Tabela 5.19, nota-se que os elementos níquel, cromo, tungstênio e ferro, com $k \geq 1$, tendem a permanecer nos centros das dendritas. Para os elementos nióbio e molibdênio, com $k \leq 1$, tendem a segregar para o líquido interdendrítico, sendo que o nióbio é o elemento que possui maior potencial de segregação. Pela análise do valor calculado de k, é possível estabelecer que os elementos, nióbio e molibdênio devem participar mais ativamente da formação das fases secundárias.

A participação do ferro no metal de solda é crescente com o aumento da diluição e da participação da liga 276. O aumento do Fe no metal de solda acarreta em uma diminuição da solubilidade dos elementos molibdênio e nióbio na matriz γ . Portanto, é esperado que ocorra a segregação de Mo e Nb para o líquido interdendrítico durante o processo de solidificação do metal de solda. Além disso, mesmo para ligas sem Fe ou com teor muito baixo deste elemento (liga 625), Nb e Mo possuem $k < 1$.

O coeficiente de distribuição obtido para o W (1,30) merece especial atenção, uma vez que seu valor foi considerado elevado. O comportamento do W em ligas de níquel descrito na literatura ainda não é completamente entendido. DuPont *et al.* (2009) destacam que o W possui tendência de segregação muito baixa nas ligas de Ni, embora este tenha um raio atômico 10% maior que o Ni, além de estrutura cristalina diferente (CCC). Cieslak *et al.* (1996) avaliando a segregação de elementos químicos nas ligas C4 C22 e 276, não identificaram um padrão para a segregação do W devido a grande dispersão nos resultados.

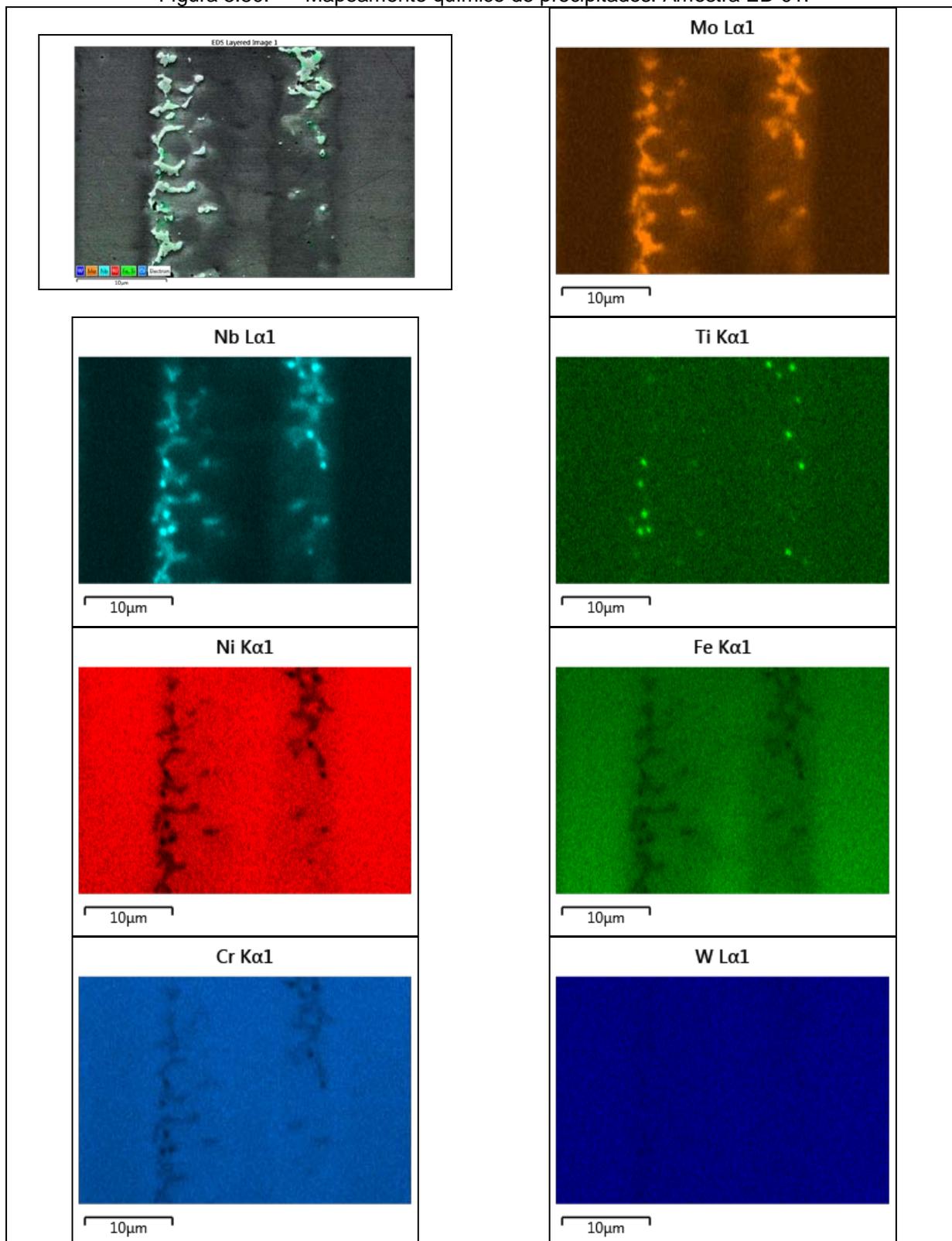
Aguiar (2010) encontrou valores para o coeficiente de distribuição do W de 0,94 no revestimento da liga 276 e de 1,10 para a liga 686. Já Silva (2010) obteve coeficiente de distribuição do W de 0,92 para a liga 276 e 0,94 para a liga 686. Estes resultados também reforçam que o W não possui um coeficiente de distribuição bem estabelecido.

Entretanto, Maltin *et al.* (2009), no estudo da evolução microestrutural de revestimento da liga 686 sobre aço C-Mn, afirmam que a tendência de segregação do W é função da diluição do Fe no metal de solda. Os autores associaram a redução do valor do coeficiente de distribuição do W com o aumento da participação do Fe no metal de solda ($k = 0,86$, para diluições mais altas).

O mapeamento químico confirmou que os precipitados formados nas regiões interdendríticas são ricos em elementos como Mo, Nb e Ti, ao mesmo tempo em que são empobrecidos de Ni, e Fe. Em relação ao W e ao Cr não foram observadas alterações significativas, embora o Cr tenha apresentado leve tendência de empobrecimento em alguns precipitados.

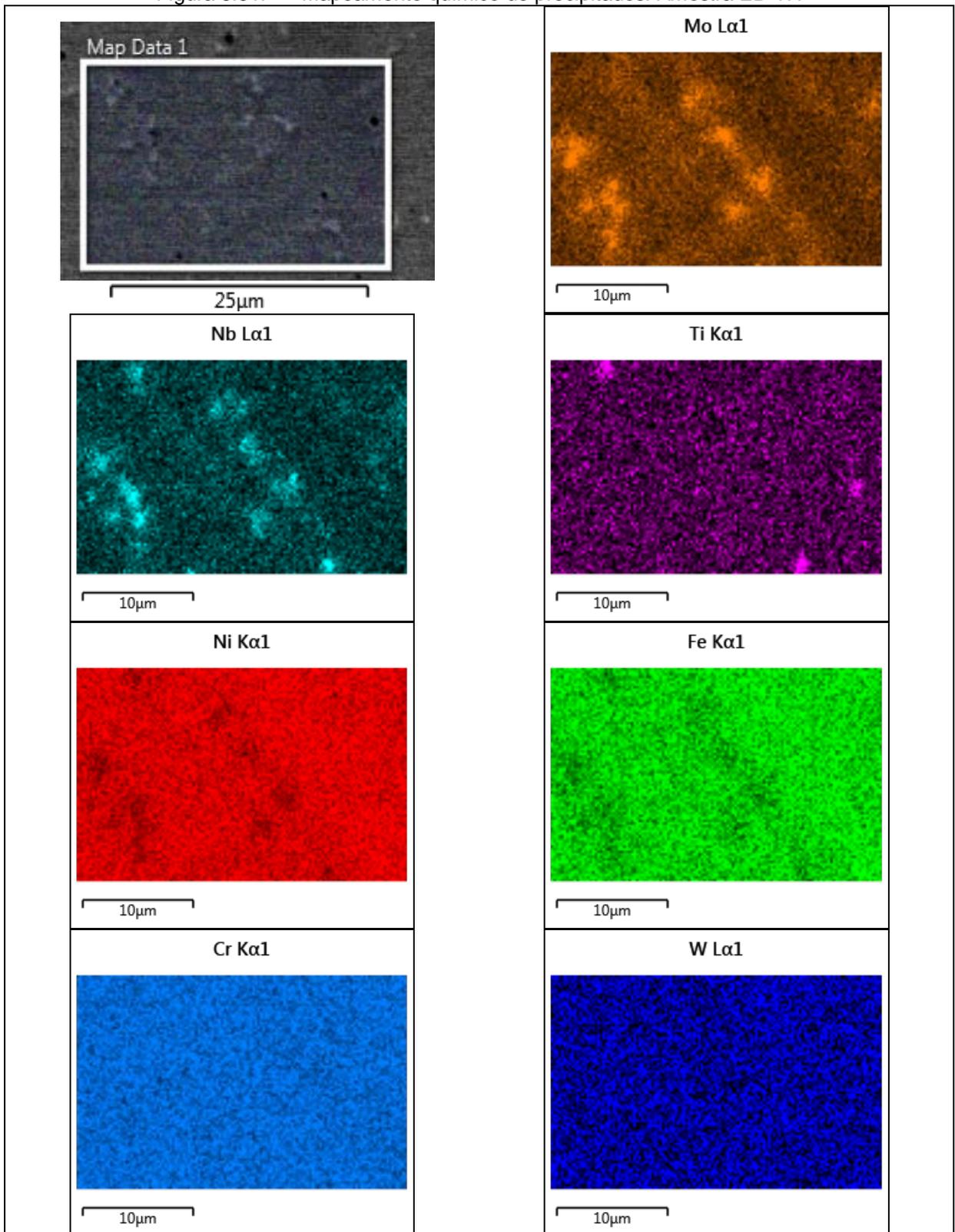
A Figura 5.50 apresenta o mapeamento químico para uma região do revestimento da amostra ED 01, a qual possui 63% da liga 625 e 37 % da liga 276 (em termos de velocidade de alimentação de arame). A Figura 5.51 mostra também um mapeamento químico de uma região do metal de solda para a amostra ED 17, que possui proporção de 37% da liga 625 e 67% da liga 276.

Figura 5.50. Mapeamento químico de precipitados. Amostra ED 01.



Fonte: autoria própria.

Figura 5.51. Mapeamento químico de precipitados. Amostra ED 17.

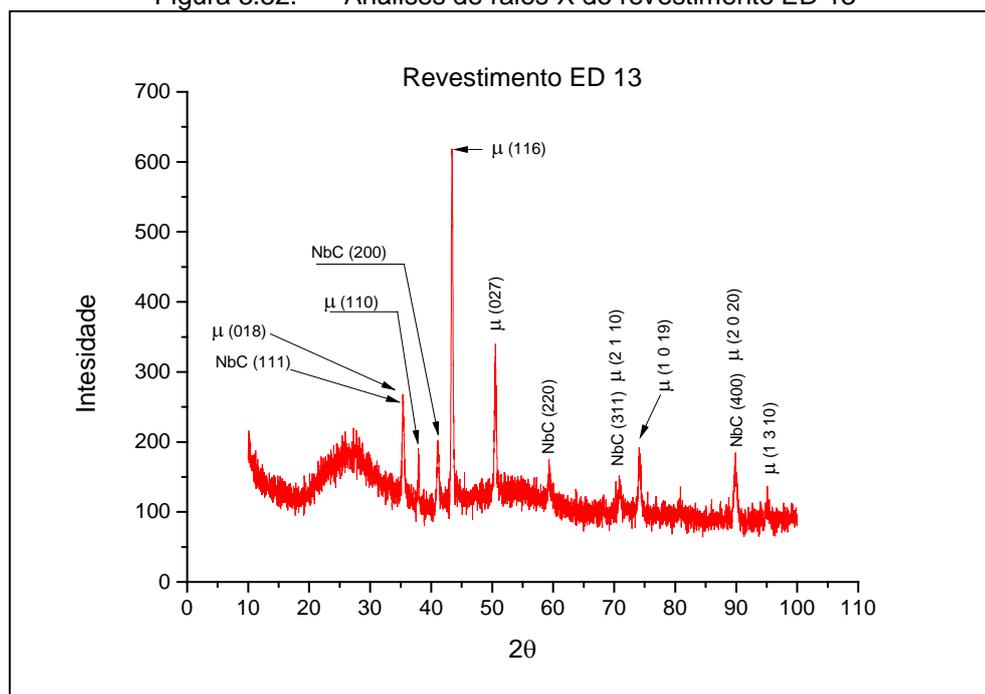


Fonte: autoria própria.

Na Figura 5.50 é possível perceber que há alguns precipitados com bastante intensidade de Nb e Ti, ambos correspondendo praticamente à mesma localização (regiões mais claras nos mapas de composição do Nb e do Ti). Isto indica que provavelmente estes precipitados são carbonetos de titânio/nióbio (NbTi)C. A participação em maior quantidade da liga 625 favorece a precipitação destes carbonetos pela presença de Nb na liga. Já nos precipitados da Figura 5.51, a qual tem menor participação da liga 625, a presença de Nb e Ti também é notada, porém com menor intensidade

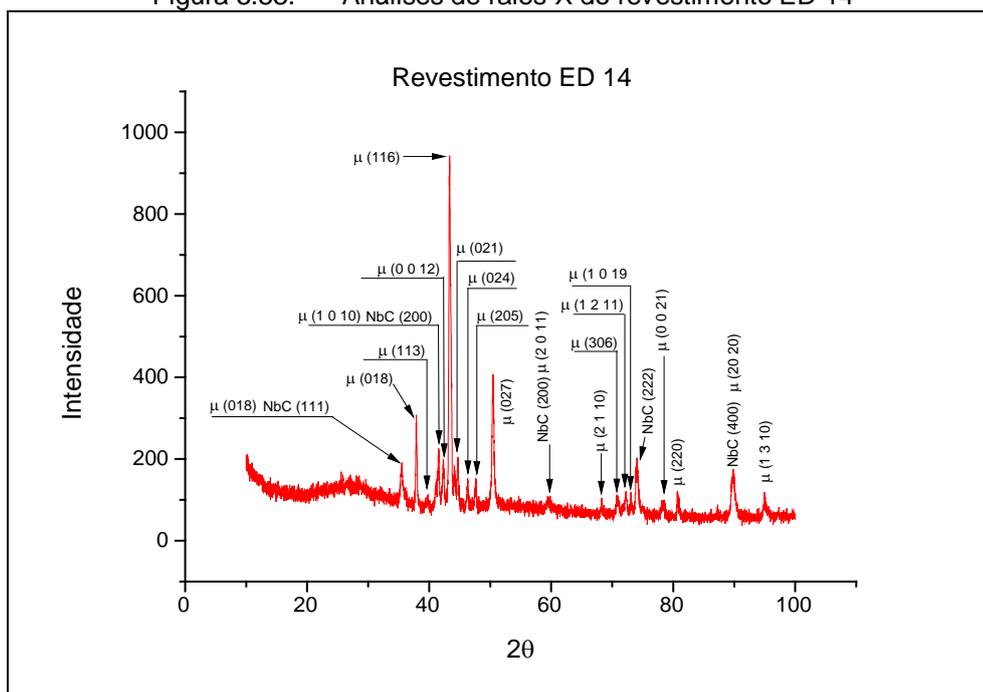
Para se determinar quais as fases secundárias estão presentes na microestrutura, foram realizadas análises de difração de raios-X a partir de pós dos precipitados extraídos eletroliticamente dos revestimentos seguindo o procedimento estabelecido na norma ASTM E963-00. A Figura 5.52 e Figura 5.53 mostram os resultados das análises de difração de raios-X.

Figura 5.52. Análises de raios-X do revestimento ED 13



Fonte: autoria própria

Figura 5.53. Análises de raios-X do revestimento ED 14



Fonte: autoria própria

Os resultados da análise para os revestimentos ED 13 e ED 14, por exemplo, confirmam a presença de picos indexados ao carboneto de nióbio do tipo NbC (padrão PDF 01-074-0489), bem como a presença da fase topologicamente compacta μ (padrão 00-29-0489).

Cieslak *et al.* (1986) propuseram um conjunto de equações que levam em consideração a participação de elementos principais e também secundários como o W e o Fe com o objetivo de prever a microestrutura de ligas Ni-Cr-Mo (Equações 5, 5 e 7).

De forma semelhante ao realizado para aços inoxidáveis, estas equações se propõem a prever a estabilidade de fases em temperatura ambiente. A inserção dos resultados destas equações em diagramas isotérmicos possibilita também prever um caminho (sequência) de solidificação.

$$Mo_{eq} = \%Mo + \%W \quad \text{Equação 5}$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + \%Fe + \sum \%X_i \quad \text{Equação 6}$$

$$Cr_{eq} = \%Cr \quad \text{Equação 7}$$

Segundo Cieslak *et al.* (1986) a equação Mo_{eq} incorpora o percentual de W por este elemento atuar de forma semelhante ao Mo, pois ambos possuem natureza refratária, estrutura cristalina CCC, similaridades em ligações químicas, bem como tendência de segregação para regiões interdendríticas, além de serem fortes formadores de fases TCP. Para a equação do Ni_{eq} , o teor de Fe é considerado por este ter coeficiente de redistribuição de soluto semelhante, segregando preferencialmente para a matriz. Ainda na equação do Ni_{eq} , é considerada a participação de outros elementos presentes na matriz. O Cr não apresenta partição preferencial, de forma que sua concentração não varia entre a matriz e o precipitado.

A evolução microestrutural durante o processo de solidificação pode ser compreendida baseando-se na análise da composição química (Equações 5, 6 e 7) e diagramas de fase ternários Ni-Cr-Mo.

A Figura 5.54 mostra duas isotermas, em 1250 e 850 °C, obtidas por Raghavan *et al.* (1984). Através das composições químicas medidas no topo dos revestimentos ED 13 e ED 14 (pontos 13a e 14a), foram calculados os valores de Mo_{eq} e Cr_{eq} e os resultados inseridos nas isotermas. Contudo, durante a solidificação do metal de solda ocorre o fenômeno da segregação de elementos, alterando a composição química do líquido interdendrítico, o que favorece a formação de fases TCPs. Este comportamento pode ser visualizado com a inserção dos valores de Mo_{eq} e Cr_{eq} (pontos 13b e 14b) na Figura 5.54, calculados a partir da composição química de precipitados.

Na Tabela 5.20 e na Tabela 5.21 são mostradas as composições químicas de precipitados contidos nos metais de solda dos revestimentos ED 13 e ED 14 medidas por EDX.

Tabela 5.20. Composição química de precipitado no metal de solda do revestimento ED 13.

Elemento	Concentração (%p)				Média	Desvio padrão
Cr	15,31	15,16	14,08	13,64	14,55	0,82
Fe	12,85	13,25	10,92	11,96	12,25	1,03
Ni	33,53	33,32	35,00	33,25	33,78	0,83
Nb	12,03	11,48	10,51	11,58	11,40	0,64
Mo	23,97	24,48	27,15	27,43	25,78	1,79
W	2,31	2,07	2,33	2,15	2,22	0,13

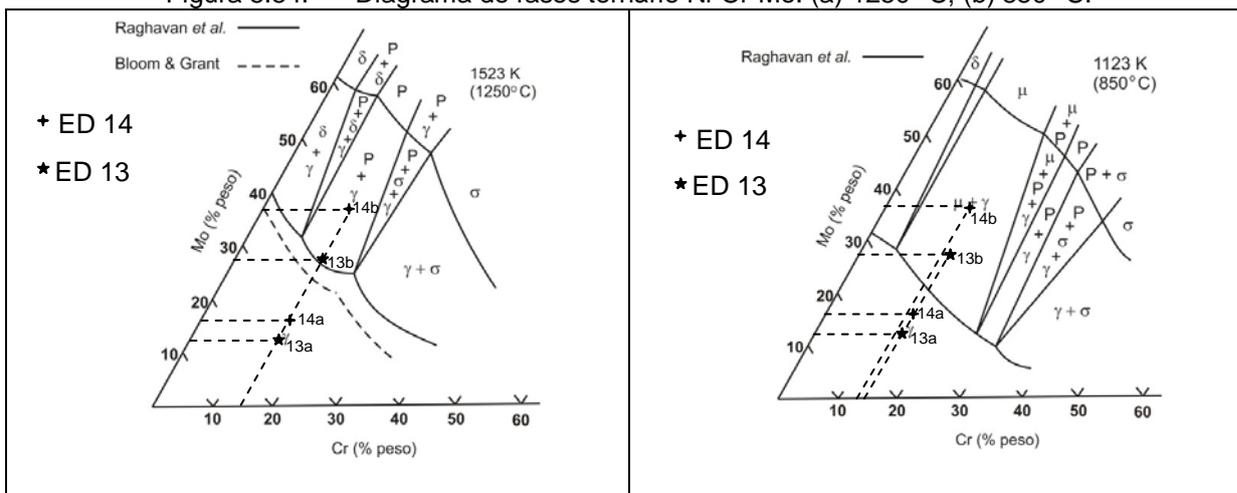
Fonte: autoria própria.

Tabela 5.21. Composição química de precipitado no metal de solda do revestimento ED 14.

Elemento	Concentração (%p)				Média	Desvio padrão
Cr	13,36	13,54	13,77	13,5	13,54	0,17
Fe	9,50	9,59	10,19	9,98	9,82	0,33
Ni	30,66	32,46	33,82	33,08	32,51	1,35
Nb	5,95	5,82	5,48	5,59	5,71	0,21
Mo	35,95	34,46	30,78	33,51	33,68	2,18
W	4,58	4,13	4,20	4,10	4,25	0,22

Fonte: autoria própria.

Figura 5.54. Diagrama de fases ternário Ni-Cr-Mo. (a) 1250 °C; (b) 850 °C.



Fonte: Raghavan *et al.* (1984)

Como pode ser visualizado na Figura 5.54(a), é esperado que o início da solidificação se dê no campo monofásico γ . Com base no comportamento de distribuição do Cr no metal de solda (sua concentração praticamente não varia entre a matriz e o precipitado) e do Mo (tendência de segregação para o líquido) é esperado que os precipitados formados estejam na região do campo bifásico $\gamma+P$.

Considerando a Figura 5.54(b), que representa o diagrama de fases para 850 °C, a composição da liga inserida no diagrama (Mo_{eq} e Cr_{eq}) indica que a liga permanece ainda no campo monofásico γ . Todavia, a segregação de elementos para o líquido remanescente interdendrítico favorece a formação de fases TCP. Os precipitados esperados que se formem, baseados nos valores de Mo_{eq} e Cr_{eq} , estão na região do campo bifásico $\gamma+\mu$. Além disso, ressalta-se que a formação da fase μ é decorrente da transformação parcial no estado sólido da fase P (DuPont *et al.*, 2009).

Esta análise está de acordo com o resultado obtido para as análises de difração de raios-X dos revestimentos ED 13 e ED 14, nos quais foram identificados NbC e μ . Ressalta-se que esta análise não levou em consideração o efeito dos

ciclos térmicos produzidos na soldagem multipasses, onde é provável que após a solidificação possam ocorrer transformações no estado sólido.

Tawancy (1996) *apud* Silva (2010) estudou a formação da fase em diversas ligas de Ni submetidas a vários tratamentos térmicos entre 540°C a 870°C por períodos de 1 a 16.000 horas. Dentre as ligas estudadas, a 276 que possui teor de Fe de 5,5% foi uma das que apresentaram os maiores níveis de precipitação de fase μ . Para a liga 625 foram testadas duas composições, sendo uma com teor de Fe superior a 3% e outra com teor menor que 3%. As análises confirmaram que somente a liga com teor de Fe maior que 3% apresentou a formação da fase μ . Assim, o autor sugere que concentrações de Fe excedendo 3% podem ser suficientes para estabilizar a fase em ligas Ni-Cr-Mo.

Os revestimentos do presente trabalho apresentaram teores de Fe considerados altos (de 10 a 23%) na parte superior do metal de solda. O que pode ter contribuído para o surgimento da fase μ .

Cieslak *et al.* (1986) investigaram os aspectos metalúrgicos da soldagem de várias ligas de níquel, dentre elas a liga 276. Os autores verificaram a formação de fases μ e P.

Ragavan *et al.* (1982) estudaram o envelhecimento da liga 276 nas temperaturas de 650° e 900°. Foi identificada a formação de três tipos de fases: μ , P e M_6C .

Aguiar (2010) no estudo de revestimento da liga 276 depositada pelo processo MIG/MAG, identificou também a formação das fases P e μ , além de outra fase TCP: σ . O autor comparou a composição química das fases P e μ com a de outros autores: Ragavan *et al.* (1982) e Cieslak *et al.* (1986). O autor verificou que a composição química das fases P (ortorrômbica) e μ (hexagonal) são bem semelhantes. Silva (2010), na investigação das fases P e μ na liga 276 depositada pelo processo TIG, também encontrou similaridades nas composições químicas destas fases.

Ragavan *et al.* (1982) enfatizam que as fases P e μ não podem ser identificadas somente através da análise da composição química. A identificação destas fases pela análise de raios X reforça a formação destas fases no revestimento composto pela mistura das ligas 625 e 276.

Ainda com base nas composições químicas dos elementos mostrados Tabela 5.20 e na Tabela 5.21 é possível notar que a concentração de Nb referente ao precipitado do revestimento ED 13 (Tabela 5.20) é praticamente o dobro da concentração medida no precipitado do revestimento ED 14 (Tabela 5.21). Além disso, as concentrações de Mo e W do precipitado do revestimento ED 14 são significativamente superiores às concentrações encontradas destes elementos no revestimento ED 13. Estas diferenças se justificam pelo fato do revestimento ED 13 ser composto em sua maioria pelo arame da liga 625 (condição M↑ E↓), a qual possui Nb em sua composição. Já para o revestimento ED 14 (condição M↓ E↑), o metal de solda possui maior participação do eletrodo da liga 276, que possui W (o eletrodo da liga 625 não possui W) e maior quantidade de Mo em relação ao eletrodo da liga 625.

5.5.1 Avaliação da composição química dos revestimentos.

A composição química dos revestimentos foi medida na superfície dos mesmos através de espectrometria de emissão ótica. O resultado está mostrado na Tabela 5.22 e foi composto de uma média de quatro medições ao longo da superfície do revestimento.

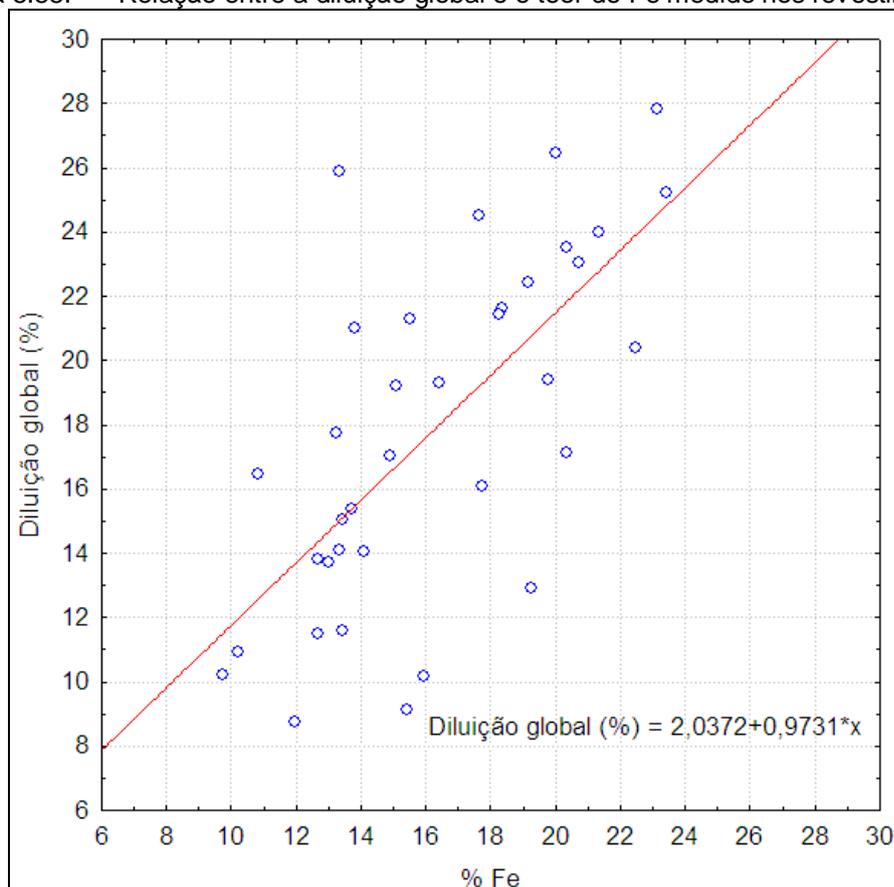
Constam nesta tabela os elementos principais das ligas 625 e 276, presentes em maiores quantidades, e os elementos secundários, estes com menor participação na composição química.

Uma vez que o Fe é o elemento mais abundante no metal de base, a sua presença no metal de solda devido à diluição tende a influenciar a resistência à corrosão pela redução da solubilidade de elementos de liga como Mo e Nb.

Como pode ser observado na Tabela 5.22, os teores de Fe presentes no metal de solda dos dezoito revestimentos tiveram grande variação, sendo o menor valor obtido no ensaio ED 18 (10,28%) e o valor máximo adquirido pelo ensaio ED 10 (23,28%). Adicionalmente, pode ser notado também que os teores de ferro medidos foram, no mínimo, o dobro do limite recomendado o máximo recomendável para a liga 625 de 5%, segundo a norma ISO 10423.

A Figura 5.55 correlaciona os teores de Fe obtidos por medição através de espectrometria de emissão ótica no topo dos revestimentos; com a diluição geométrica global. É possível observar que o aumento da diluição global é acompanhado pelo aumento do teor de Fe medido.

Figura 5.55. Relação entre a diluição global e o teor de Fe medido nos revestimentos.



Fonte: autoria própria.

Contudo, ressalta-se que o presente trabalho se propôs a investigar o efeito da mistura das ligas 625 e 276 nos revestimentos. Para a realização deste estudo, foram atribuídos níveis de energias distintos em cada eletrodo (M. alta / E. baixa e M. baixa / E. alta) e empregou-se uma faixa de energia de soldagem de 7 kJ/cm a 15 kJ/cm, resultando em diluições com valores considerados elevados para aplicações em revestimentos. Acrescenta-se ainda que a obtenção de baixas diluições pelo processo MIG/MAG duplo arame aplicando ligas de níquel podem ser conseguidas, mas que neste trabalho a contribuição científica visa majoritariamente a investigação da mistura das ligas 625 e 276 aplicadas pelo processo MIG/MAG duplo arame sobre chapas de aço C-Mn.

Os principais elementos químicos presentes em ambas as ligas (Cr e Mo) obtiveram alto percentual de participação na composição dos revestimentos. Os teores de Cr variaram em torno de três pontos percentuais, sendo a amostra ED 08 com o menor percentual (14,24) e a amostra ED 18 com o maior (17,54). Para o Mo, sua variação também foi em torno de três pontos percentuais, destacando-se a amostra ED 16 com o menor percentual (11,34) e a amostra ED 05 com o maior (14,789).

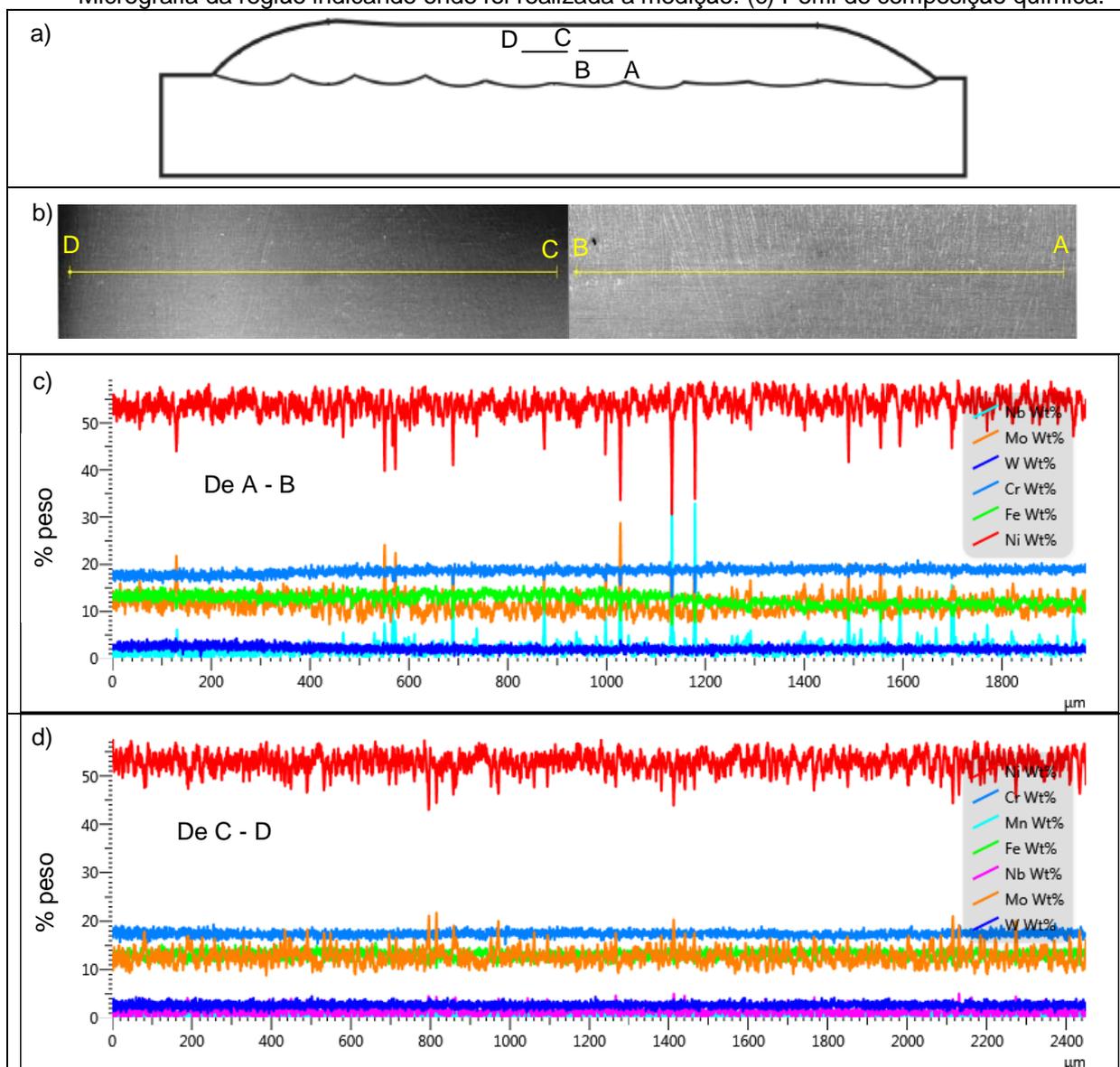
O Nb, presente apenas na liga 625 variou de 1,35% (para amostra ED 14) até 2,39%, para a amostra ED 01. Já o W, que está presente apenas na composição química do metal de adição da liga 276 apresentou variação de 1,27% (amostra ED 01) até 2,12% (amostra ED 14). Elementos minoritários como Ti, Al e Mn e outros foram encontrados em concentrações inferiores a 0,5%.

Tabela 5.22. Composição química média dos revestimentos (% em peso).

Amostra	Ni	Fe	Cr	Mo	Nb	W	Ti	Al	Mn	Si	P	S	Cu	Co	V
ED 01	52,55	13,44	17,52	11,36	2,40	1,27	0,45	0,25	0,36	0,18	0,02	0,01	0,08	0,00	0,09
ED 02	46,89	20,17	14,33	13,85	1,60	1,67	0,35	0,26	0,36	0,08	0,02	0,01	0,06	0,17	0,11
ED 03	51,57	15,07	16,42	12,08	2,03	1,50	0,40	0,24	0,33	0,14	0,02	0,01	0,07	0,00	0,10
ED 04	50,71	15,07	16,49	12,53	2,11	1,47	0,43	0,26	0,33	0,16	0,02	0,01	0,09	0,19	0,10
ED 05	49,40	15,68	15,01	14,79	1,37	1,98	0,34	0,27	0,44	0,20	0,02	0,01	0,09	0,27	0,13
ED 06	53,91	12,31	15,48	12,17	1,98	1,69	0,39	0,26	0,38	0,17	0,01	0,01	0,07	0,05	0,11
ED 07	51,69	14,26	17,09	11,79	2,32	1,31	0,45	0,26	0,31	0,15	0,02	0,01	0,09	0,16	0,09
ED 08	47,70	19,07	14,24	14,18	1,48	1,75	0,35	0,26	0,36	0,15	0,02	0,01	0,08	0,23	0,11
ED 09	52,94	11,46	17,33	12,90	2,07	1,67	0,42	0,28	0,34	0,17	0,02	0,01	0,10	0,15	0,11
ED 10	46,07	23,28	14,95	10,84	2,49	0,87	0,48	0,23	0,29	0,13	0,02	0,01	0,08	0,18	0,06
ED 11	47,74	17,98	14,68	14,81	1,70	1,82	0,40	0,29	0,35	0,14	0,02	0,01	0,10	0,33	0,11
ED 12	51,54	13,72	16,22	13,19	1,94	1,68	0,42	0,27	0,35	0,17	0,02	0,01	0,08	0,25	0,10
ED 13	49,03	18,41	15,55	12,22	2,06	1,40	0,33	0,27	0,28	0,13	0,02	0,01	0,07	0,05	0,49
ED 14	51,17	14,35	15,19	14,25	1,35	2,12	0,29	0,26	0,38	0,16	0,02	0,01	0,08	0,00	0,13
ED 15	51,92	13,29	16,44	13,24	1,81	1,79	0,37	0,28	0,34	0,17	0,02	0,01	0,08	0,10	0,11
ED 16	47,11	21,90	14,95	11,34	2,21	1,11	0,42	0,24	0,31	0,16	0,02	0,01	0,06	0,05	0,07
ED 17	47,12	19,98	14,23	14,13	1,48	1,80	0,31	0,24	0,34	0,13	0,02	0,01	0,06	0,05	0,11
ED 18	53,59	10,28	17,54	13,15	2,00	1,74	0,41	0,25	0,30	0,17	0,02	0,01	0,10	0,21	0,11

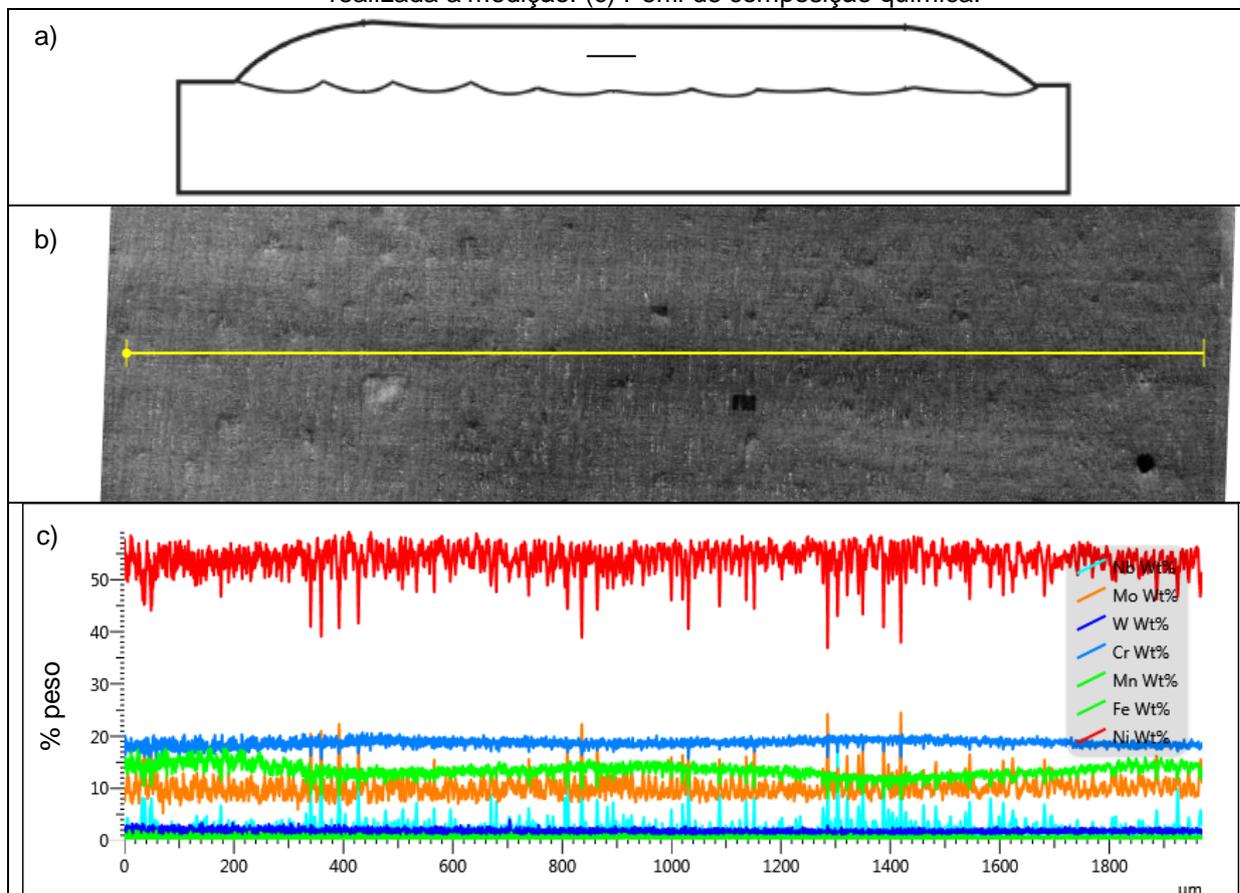
A distribuição de elementos químicos entre os passes do revestimento mostrou-se uniforme independente da disposição entre os eletrodos. A Figura 5.56 mostra a medição de dois perfis de composição química entre os cordões de solda para a amostra do revestimento ED 05, que foi realizado com os eletrodos dispostos na longitudinal. Já a Figura 5.57 mostra o perfil de composição química para a amostra ED 01, na qual o revestimento foi depositado com os eletrodos dispostos na condição transversal (lado a lado). As medições dos perfis de composição química foram realizadas aproximadamente na metade da altura do revestimento.

Figura 5.56. Perfil de composição química do revestimento ED 05. (a) Região do revestimento em que foram realizados os perfis de composição química: de A para B; e de C para D. (b) Micrografia da região indicando onde foi realizada a medição. (c) Perfil de composição química.



Fonte: autoria própria.

Figura 5.57. Perfil de composição química do revestimento ED 01. (a) Região do revestimento em que foi realizado o perfil de composição química. (b) Micrografia da região indicando onde foi realizada a medição. (c) Perfil de composição química.



Fonte: autoria própria.

Os perfis de composição química foram realizados na região entre os passes e constituem uma porção representativa do revestimento. Como pode ser observado, de uma maneira geral não houve variações significativas da distribuição dos elementos químicos ao longo das regiões analisadas, entretanto somente o Fe apresentou uma leve oscilação.

Este resultado indica que o revestimento composto pela mistura das ligas 625 e 276, apesar da diferença percentual de alguns elementos químicos entre as ligas como o cromo, molibdênio, tungstênio e nióbio, mostrou ter uma boa uniformidade de composição química. A homogeneidade de composição química é resultado da intensa convecção do metal líquido na poça de fusão.

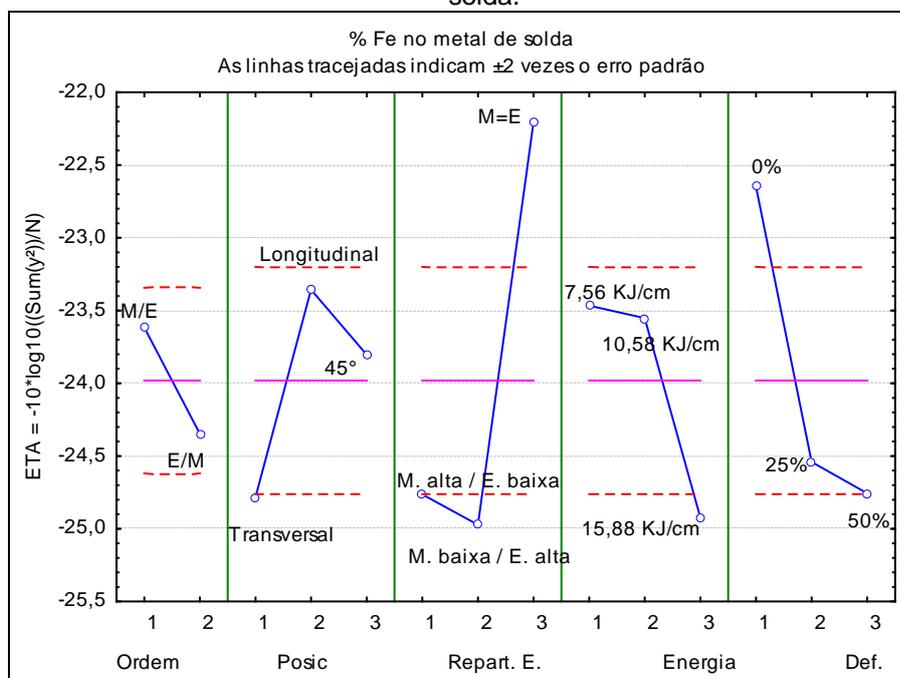
Além disso, mesmo para a condição com os eletrodos dispostos um ao lado do outro, na qual se tem a deposição das ligas de forma paralela à direção do revestimento, há uma mistura praticamente homogênea destas, indicando que os

movimentos convectivos da poça de fusão são suficientes para equalizar a distribuição dos elementos químicos em nível macroscópico.

Em alguns pontos dos gráficos de perfil de composição química (Figura 5.56 e Figura 5.57) há variação local de composição com decréscimos nos níveis de Ni e Fe acompanhada de picos nos níveis de Mo e Nb. Atribuiu-se este comportamento à passagem do feixe sobre regiões com precipitados ricos destes elementos. Isto está coerente com o comportamento apresentado pela microestrutura em termos de tendência de segregação de Nb e Mo para o líquido durante a solidificação e formação de fases secundárias.

O comportamento dos fatores de controle sobre a quantidade dos principais elementos de liga no metal de solda foi realizado por meio da inserção dos resultados da Tabela 5.22 na matriz de experimentos L18 do método Taguchi. A Figura 5.58 e a Figura 5.59 mostram como os teores de Fe e Ni variaram em relação aos fatores de controle, respectivamente. Abaixo de cada uma das figuras é mostrada a análise estatística em função de cada elemento (Tabela 5.23 para o Fe e Tabela 5.24 para o Ni). Ressalta-se que o Fe no metal de solda foi avaliado pelo método Taguchi como menor é melhor, enquanto que o níquel representa o oposto.

Figura 5.58. Comportamento dos fatores de controle sobre o percentual de Fe medido no metal de solda.



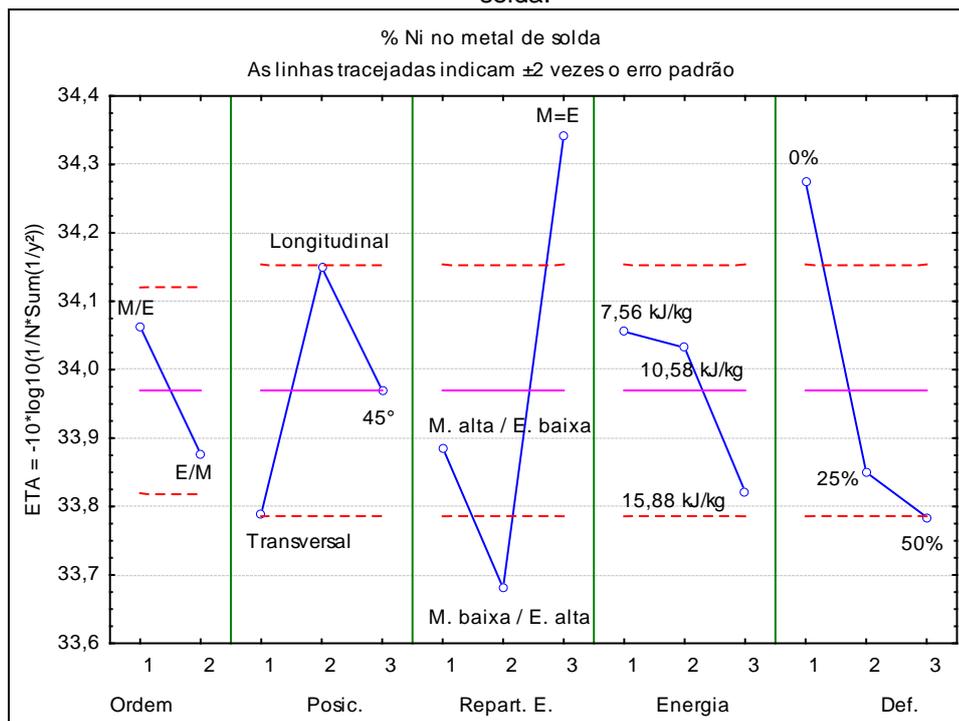
Fonte: autoria própria.

Tabela 5.23. Análise de variância da função η em relação a quantidade de Fe no metal de solda.

Fator de controle	Nível de significância (α)
Ordem de deposição das ligas	0,030186
Disposição dos eletrodos	0,003725
Repartição de energia	0,000000
Nível de energia	0,001225
Defasagem entre os pulsos	0,000014

Fonte: autoria própria

Figura 5.59. Comportamento dos fatores de controle sobre o percentual de Ni medido no metal de solda.



Fonte: autoria própria.

Tabela 5.24. Análise de variância da função η em relação para a quantidade de Fe no metal de solda.

Fator de controle	Nível de significância (α)
Ordem de deposição das ligas	0,020174
Disposição dos eletrodos	0,002439
Repartição de energia	0,000000
Nível de energia	0,032446
Defasagem entre os pulsos	0,000022

Fonte: autoria própria

Como pode ser observado na Figura 5.58 e na Figura 5.59, os níveis dos fatores de controle que maximizaram a quantidade de Ni no metal de solda são os mesmo que favorecem a diminuição de Fe no mesmo:

- ordem de deposição das ligas no nível 1 (M/E);
- disposição dos eletrodos no nível 2 (longitudinal);
- repartição de energia no nível 3 (M = E);
- energia de soldagem no nível 1 (7,56 kJ/cm);
- defasagem entre os pulsos de corrente no nível 1 (0%).

De fato, o aumento da quantidade de Fe causado pela diluição promove a substituição do Ni pelo Fe na matriz austenítica. Na literatura, encontram-se dois comportamentos associados ao aumento da quantidade de Fe no metal de solda em ligas de Ni. O aumento da concentração do Fe promove a redução da concentração de outros elementos no metal de solda (Stockdale e Dupont, 2008). Adicionalmente, o Fe contribui para a redução da solubilidade de elementos como Mo, Nb e W nas ligas de níquel, tendo como consequência a maior segregação destes elementos para o líquido (Dupont, 2003).

Os resultados obtidos para maximizar o Ni e minimizar os teores de Fe no metal de solda estão de acordo com os resultados obtidos e já comentados sobre a diluição no tópico de características geométricas dos revestimentos para cada um dos níveis dos fatores de controle.

A Figura 5.60 mostra a variação dos níveis dos fatores de controle para o Cr presente no metal de solda (abordagem do tipo maior é melhor), enquanto que a Tabela 5.25 mostra o resultado da análise de variância.

Figura 5.60. Comportamento dos fatores de controle sobre o percentual de Cr medido no metal de solda.

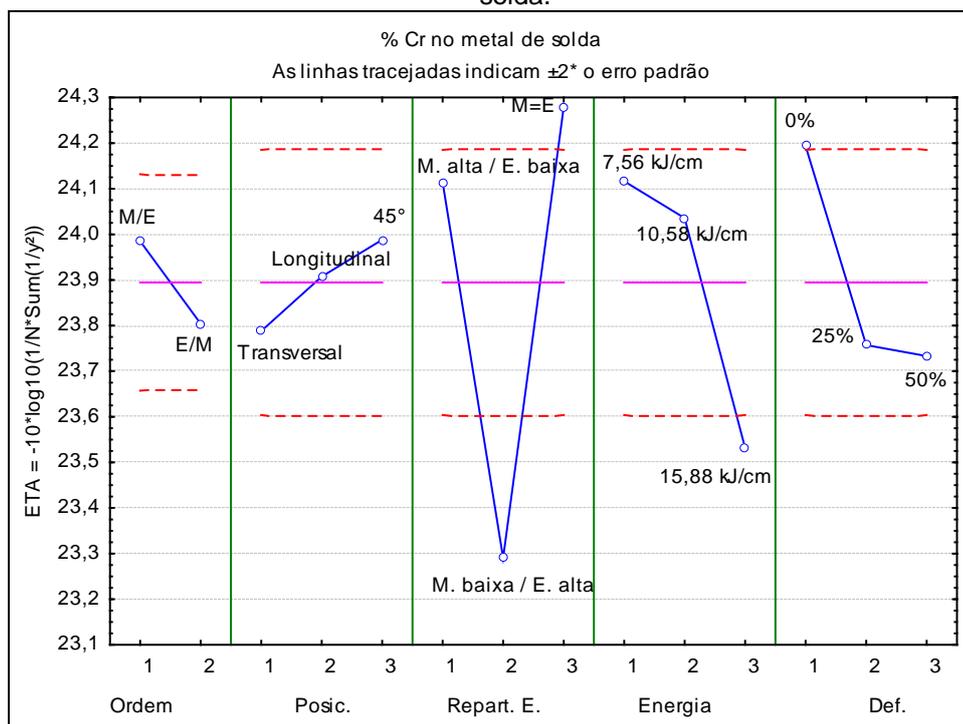


Tabela 5.25. Análise de variância da função η em relação a quantidade de Cr no metal de solda.

Fator de controle	Nível de significância (α)
Ordem de deposição das ligas	0,139363
Disposição dos eletrodos	0,396503
Repartição de energia	0,000001
Nível de energia	0,000792
Defasagem entre os pulsos	0,005640

Fonte: autoria própria

Os níveis dos fatores de controle que maximizaram a quantidade de Cr são:

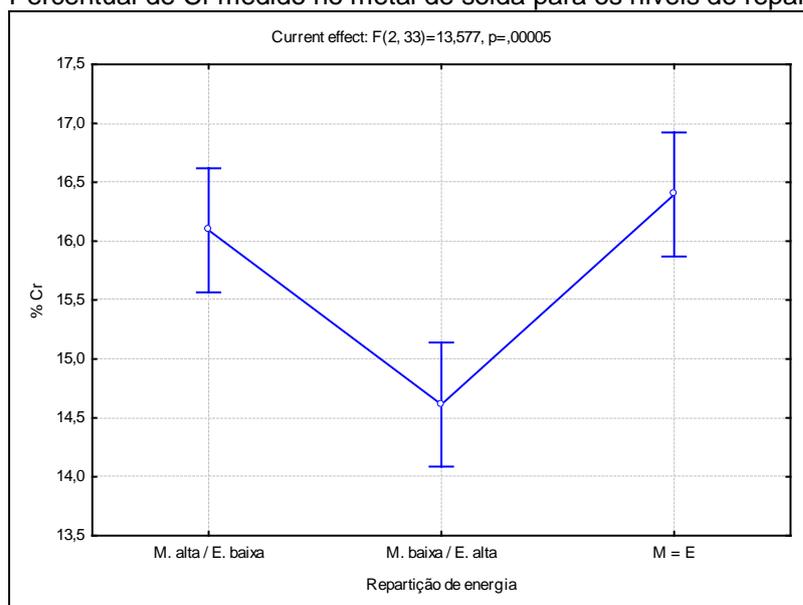
- ordem de deposição das ligas no nível 1 (M/E);
- disposição dos eletrodos no nível 3 (45°);
- repartição de energia no nível 3 (M = E);
- energia de soldagem no nível 1 (7,56 kJ/cm);
- defasagem entre os pulsos de corrente no nível 1 (0%).

Observa-se que os fatores ordem de deposição das ligas e disposição dos eletrodos não influenciaram estatisticamente o teor de Cr. Entretanto, a repartição de energia, o nível de energia de soldagem e a defasagem entre os pulsos de corrente obtiveram influência.

Para a repartição de energia, os revestimentos realizados com os dois eletrodos operando na mesma intensidade de corrente eficaz proporcionaram maiores níveis de Cr no metal de solda. Esta condição é seguida com bastante proximidade pela configuração M. alta / E.baixa. Já para M. baixa / E. alta, foram obtidos os menores níveis de Cr.

A Figura 5.61 mostra a quantidade de Cr no metal de solda medida para cada um dos níveis dos fatores de controle. Pode-se verificar que para os níveis M = E e M. alta / E. baixa, os valores de Cr na solda são bastante similares. Este comportamento pode ser atribuído à diferença do Cr presente nas ligas 625 – fonte mestra – (22,73%) em relação à liga 276 – fonte escrava – (15,97%). Assim, nas soldagens realizadas com a liga 625 nos maiores níveis de corrente e, por consequência, maiores velocidades de alimentação de arame (M. alta / E. baixa), obtém-se maiores quantidades de Cr em relação à M. baixa / E. alta.

Figura 5.61. Percentual de Cr medido no metal de solda para os níveis de repartição de energia.



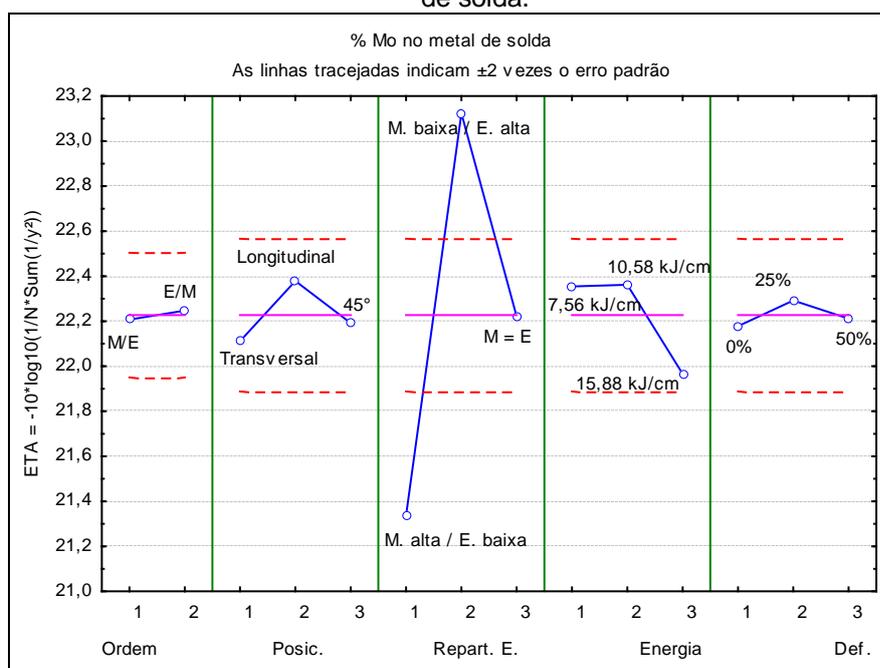
Fonte: autoria própria

O nível de energia exerceu forte influência estatística sobre o percentual de Cr, sendo que a condição com menor nível (7,56 kJ/cm) proporcionou maiores quantidades de Cr, seguida das condições intermediária (10,58 kJ/cm) e alta (15,88 kJ/cm). Este resultado pode ser atribuído à crescente participação da diluição e teores de Fe no metal de solda com o acréscimo da energia de soldagem, contribuindo para redução de elementos de liga no metal de solda (Stockdale e Dupont, 2008).

Quanto à defasagem entre os pulsos de corrente, verifica-se que o aumento da defasagem promoveu a redução do teor de Cr no metal de solda. Este comportamento está provavelmente relacionado ao aumento da agitação da poça de fusão promovido pela chegada das gotas fundidas de cada eletrodo na poça de fusão em momentos diferentes, ocasionando maiores diluições e contribuindo para a redução de Cr no metal de solda.

O percentual de Mo presente no metal de solda também foi avaliado com base nos fatores de controle estudados. A Figura 5.62 mostra a variação dos níveis dos fatores de controle para este elemento. Ressalta-se que, assim como o Cr, são desejáveis maiores níveis de Mo no metal de solda. Portanto, pelo método Taguchi é uma abordagem maior é melhor.

Figura 5.62. Comportamento dos fatores de controle sobre o percentual de Mo medido no metal de solda.



De acordo com a Figura 5.62, para se alcançar maiores níveis de Mo no revestimento, os fatores de controle devem estar nos seguintes níveis:

- ordem de deposição das ligas no nível 2 (E/M);
- disposição dos eletrodos no nível 2 (longitudinal);
- repartição de energia no nível 2 (M. baixa / E. alta);
- energia de soldagem no nível 2 (10,58 kJ/cm);
- defasagem entre os pulsos de corrente no nível 2 (25%).

Como pode ser visto na Figura 5.62, os níveis dos fatores de controle não variaram de forma significativa para a ordem de disposição das ligas, disposição dos eletrodos e defasagem entre os pulsos. Isto pode ser confirmado através da análise de variância mostrada na Tabela 5.26.

Tabela 5.26. Análise de variância da função η em relação para a quantidade de Mo no metal de solda.

Fator de controle	Nível de significância (α)
Ordem de deposição das ligas	0,774526
Disposição dos eletrodos	0,286646
Repartição de energia	0,000000
Nível de energia	0,042616
Defasagem entre os pulsos	0,788561

Fonte: autoria própria.

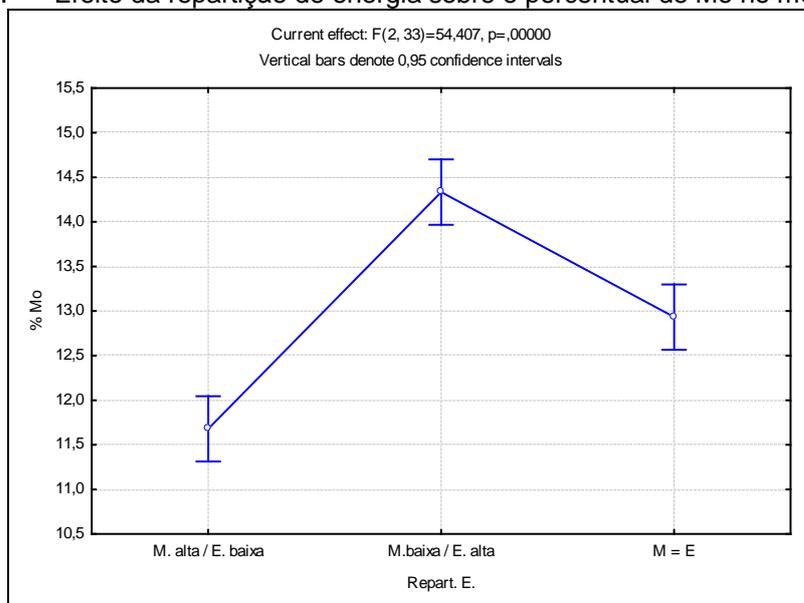
No entanto, a repartição de energia influenciou estatisticamente a quantidade de Mo. O nível 2 (M. baixa / E. alta) promoveu maior quantidade de Mo, seguido do nível 3 (M = E) e, com menores níveis de Mo, ficou o nível 1 (M. alta / E. baixa).

A condição M. baixa / E. alta é responsável por adicionar mais material da liga 276 no metal de solda (maior corrente eficaz e velocidade de alimentação de arame) do que da liga 625. Uma vez que a liga 276 possui aproximadamente o dobro de Mo que a liga 625, tem-se que esta condição é responsável por ter produzido revestimentos com maiores quantidades de Mo. O efeito da variação da repartição de energia sobre o percentual de Mo no metal de solda pode ser visualizado pela Figura 5.63.

O nível de energia de soldagem também teve influência estatística confirmada. Contudo, indicando que embora haja influência estatística, este efeito não é tão relevante, pois os três níveis de variação encontram-se dentro do intervalo do erro (linhas pontilhadas). Percebe-se que os menores níveis de energia foram responsáveis por obterem maiores quantidades de Mo. Entretanto, não houve distinção clara entre os teores de Mo, sobretudo para os níveis 1 (7,56 kJ/cm) e 2 (10,58 kJ/cm), como pode ser visto na Figura 5.62. Este comportamento foi atribuído ao fato de haver menores concentrações de Mo nos metais de adição em comparação ao Cr, tornando menos evidente o efeito da energia de soldagem para os níveis 1 e 2.

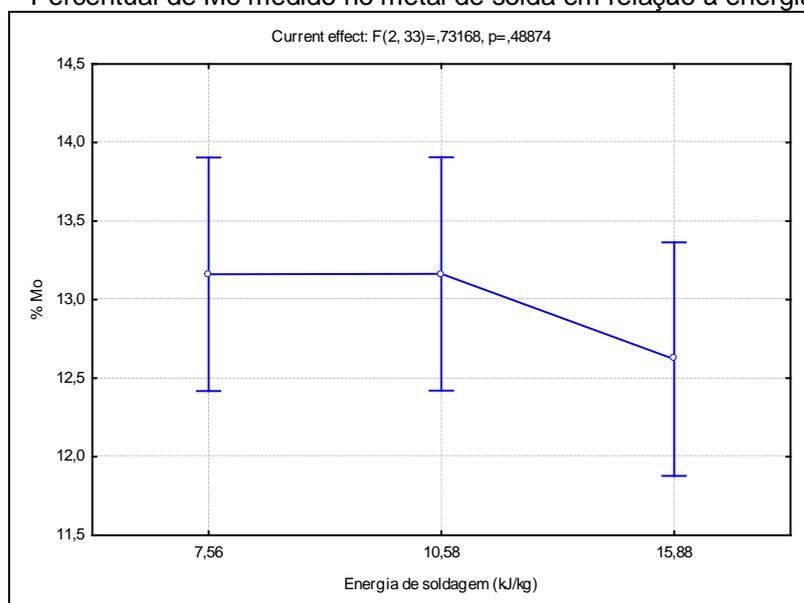
O nível 3, com 15,88 kJ/cm obteve o menor percentual de Mo. Assim como abordado para o Mo, atribuiu-se ao aumento da energia de soldagem, acompanhado pelo acréscimo da diluição, responsável pela redução de Mo no revestimento.

Figura 5.63. Efeito da repartição de energia sobre o percentual de Mo no metal de solda.



Fonte: autoria própria.

Figura 5.64. Percentual de Mo medido no metal de solda em relação à energia de soldagem.

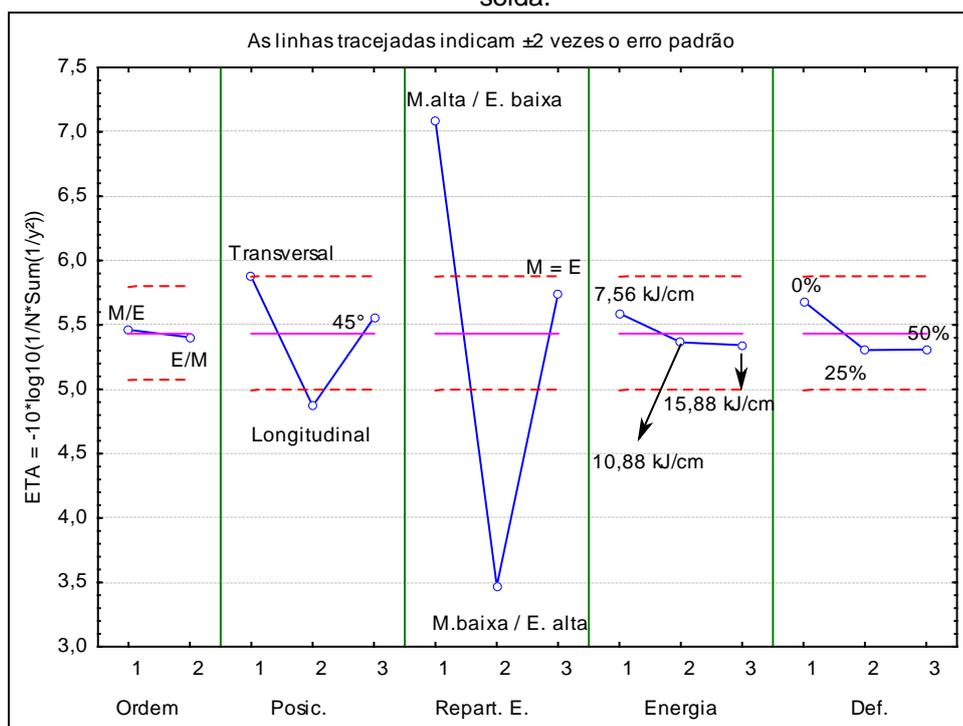


Fonte: autoria própria.

A variação do Nb no metal de solda também foi analisada com base nos fatores de controle estudados. Esta variação está mostrada na Figura 5.65.

A Tabela 5.27 traz a análise de variância para o percentual de Nb medido no revestimento. É possível perceber pela análise simultânea da Figura 5.65 e da Tabela 5.27 que houve influência estatística apenas para a disposição dos eletrodos e para repartição de energia.

Figura 5.65. Comportamento dos fatores de controle sobre o percentual de Nb medido no metal de solda.



Fonte: autoria própria.

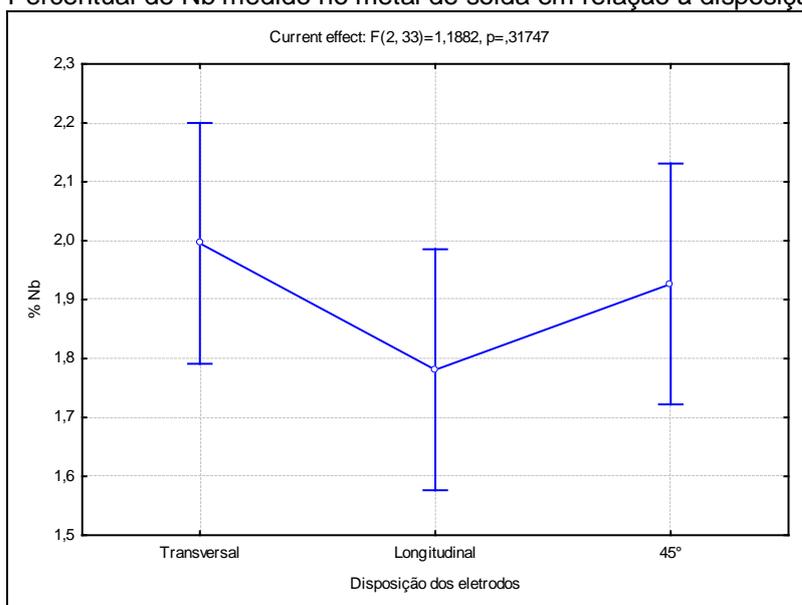
Tabela 5.27. Análise de variância da função η em relação para a quantidade de Nb no metal de solda.

Fator de controle	Nível de significância (α)
Ordem de deposição das ligas	0,751688
Disposição dos eletrodos	0,000398
Repartição de energia	0,000000
Nível de energia	0,474758
Defasagem entre os pulsos	0,161448

Fonte: autoria própria

Embora destacado pela Tabela 5.27, a influência estatística da disposição dos eletrodos não obteve diferenças tão significativas entre as três condições: longitudinal, transversal e 45°. A variação de Nb entre as três condições ficou entre 1,8 e 2,0 pontos percentuais.

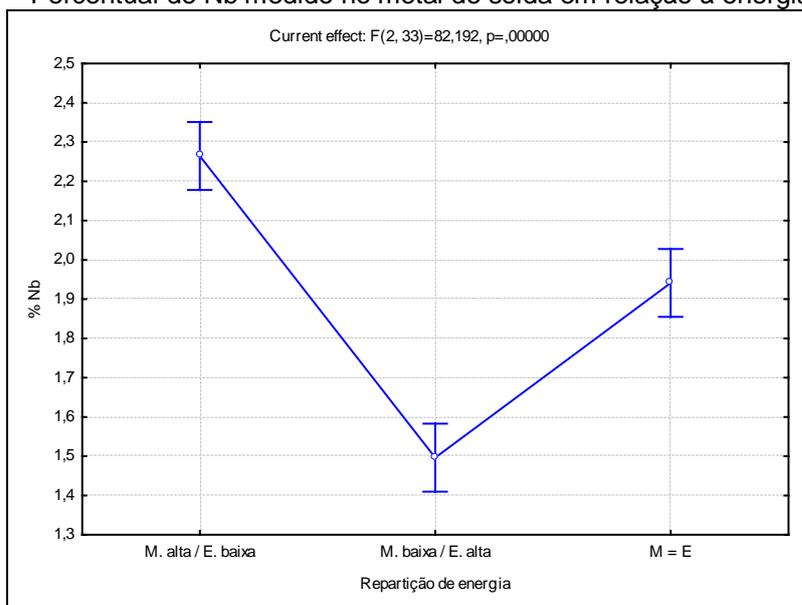
Figura 5.66. Percentual de Nb medido no metal de solda em relação à disposição dos eletrodos.



Fonte: autoria própria

Quanto à repartição de energia, o nível 1 (M. alta / E. baixa) foi responsável por conferir maior quantidade de Nb, seguido do nível 3 (M = E) e nível 2 (M. baixa / E. alta), respectivamente. Uma vez que o Nb está presente apenas na liga 625 (3,53%), as soldagens realizadas com a liga 625 em maior quantidade de corrente promoveram um metal de solda mais rico deste elemento comparado às demais condições. A Figura 5.67 mostra a variação do teor de Nb no revestimento para a repartição de energia.

Figura 5.67. Percentual de Nb medido no metal de solda em relação à energia de soldagem.



Fonte: autoria própria

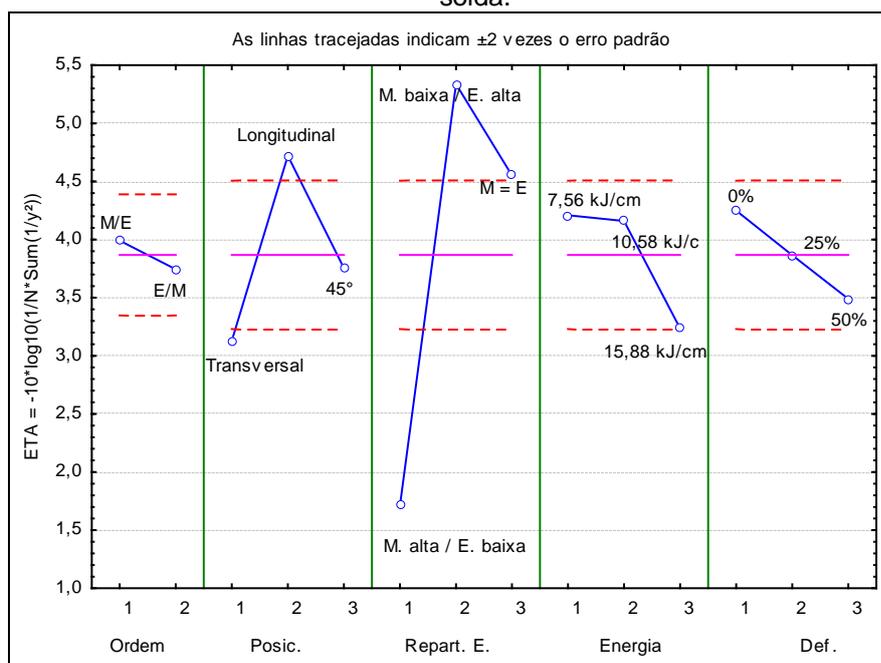
A Figura 5.68 mostra o comportamento dos fatores de controle para o W medido no metal de solda. Através desta figura, revestimentos com maiores quantidades de W são obtidos se os níveis dos fatores de controle forem ajustados em:

- ordem de deposição das ligas no nível 1 (M/E);
- disposição dos eletrodos no nível 2 (longitudinal);
- repartição de energia no nível 2 (M. baixa / E. alta);
- energia de soldagem no nível 1 (7,56 kJ/cm);
- defasagem entre os pulsos de corrente no nível 1 (0%).

A análise estatística dos fatores de controle para o W está mostrada na Tabela 5.28. Como pode ser visto, houve influência estatística para a disposição dos eletrodos, repartição de energia e o nível de energia.

Assim como ocorrido para o Nb, a influência estatística mostrada para o W não se configura como uma diferença significativa entre os níveis: transversal, longitudinal e 45°. A Figura 5.69 mostra como variou o percentual de W no revestimento para cada um desses níveis, onde a diferença máxima entre os níveis de W medido no revestimento ficou em torno de 0,2 pontos percentuais.

Figura 5.68. Comportamento dos fatores de controle sobre o percentual de W medido no metal de solda.



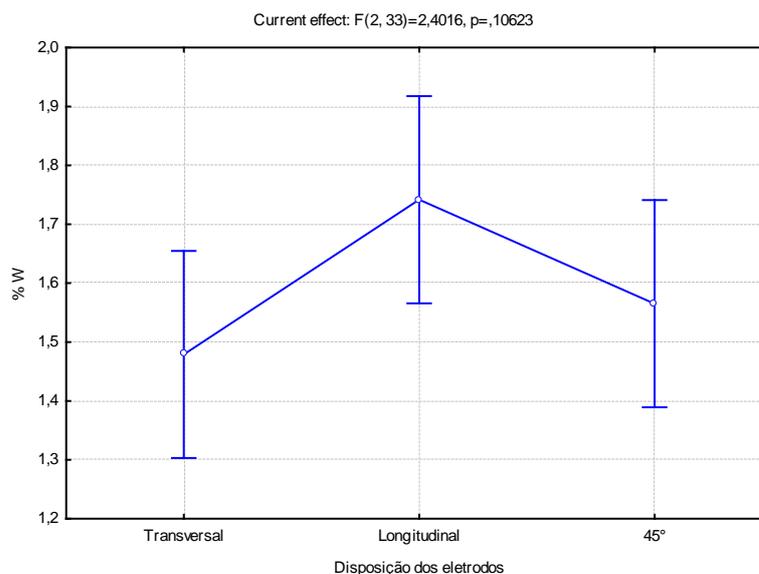
Fonte: autoria própria

Tabela 5.28. Análise de variância da função η em relação para a quantidade de W no metal de solda.

Fator de controle	Nível de significância (α)
Ordem de deposição das ligas	0,352969
Disposição dos eletrodos	0,000144
Repartição de energia	0,000000
Nível de energia	0,007534
Defasagem entre os pulsos	0,076880

Fonte: autoria própria

Figura 5.69. Percentual de W medido no metal de solda em relação à disposição dos eletrodos.



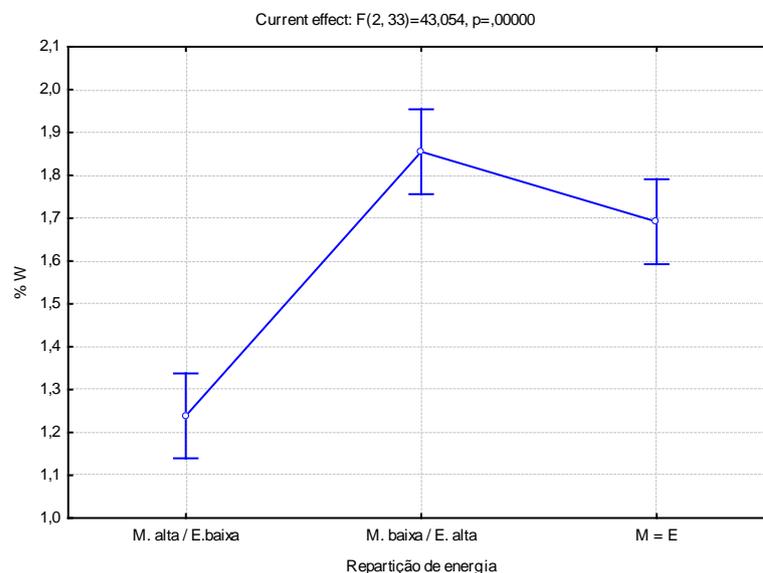
Fonte: autoria própria.

Para a repartição de energia, a configuração “M. baixa / E. alta” foi responsável por obter maiores níveis de W no revestimento. O menor percentual de W foi para a condição “M. alta / E. baixa”, enquanto que M = E correspondeu a uma situação intermediária, embora o percentual de W tivesse ficado mais próximo de “M. baixa / E. alta”. A Figura 5.70 mostra os níveis de W obtidos para cada situação. Este resultado pode ser explicado com base no fato do W estar presente apenas no metal de adição da liga 276. A condição “M. baixa / E. alta”, na qual a fonte escrava adicionou o arame da liga 276, promoveu maiores percentuais deste elemento, uma vez que com a maiores corrente eficaz e velocidade de alimentação, consegue-se um revestimento mais rico da liga 276.

Como mostrado na Figura 5.70, o nível de energia também exerceu influência estatística sobre o W presente no revestimento; de tal forma que para os menores níveis de energia, foram alcançadas maiores quantidades de W no revestimento. Este resultado, como já discutido anteriormente para os outros

elementos, está relacionado ao acréscimo da diluição com o aumento da energia de soldagem.

Figura 5.70. Percentual de W medido no metal de solda em relação à repartição de energia.



Fonte: autoria própria.

5.5.2 Quantificação de fases secundárias

A redistribuição de soluto no metal de solda exerce influência na microestrutura e propriedades finais do revestimento. A segregação dos elementos de liga para a região interdendrítica da microestrutura é responsável pelo acúmulo acentuado desses elementos e pela formação das fases secundárias. Assim, elementos como W, Nb, Ti e Mo apresentam maior tendência de segregação e, por conseqüência, participam da formação de fases secundárias.

Visando estabelecer uma correlação entre as condições de soldagem aplicadas, diluição e outros fatores sobre a quantidade de fases precipitadas, análises quantitativas foram realizadas sobre a zona fundida.

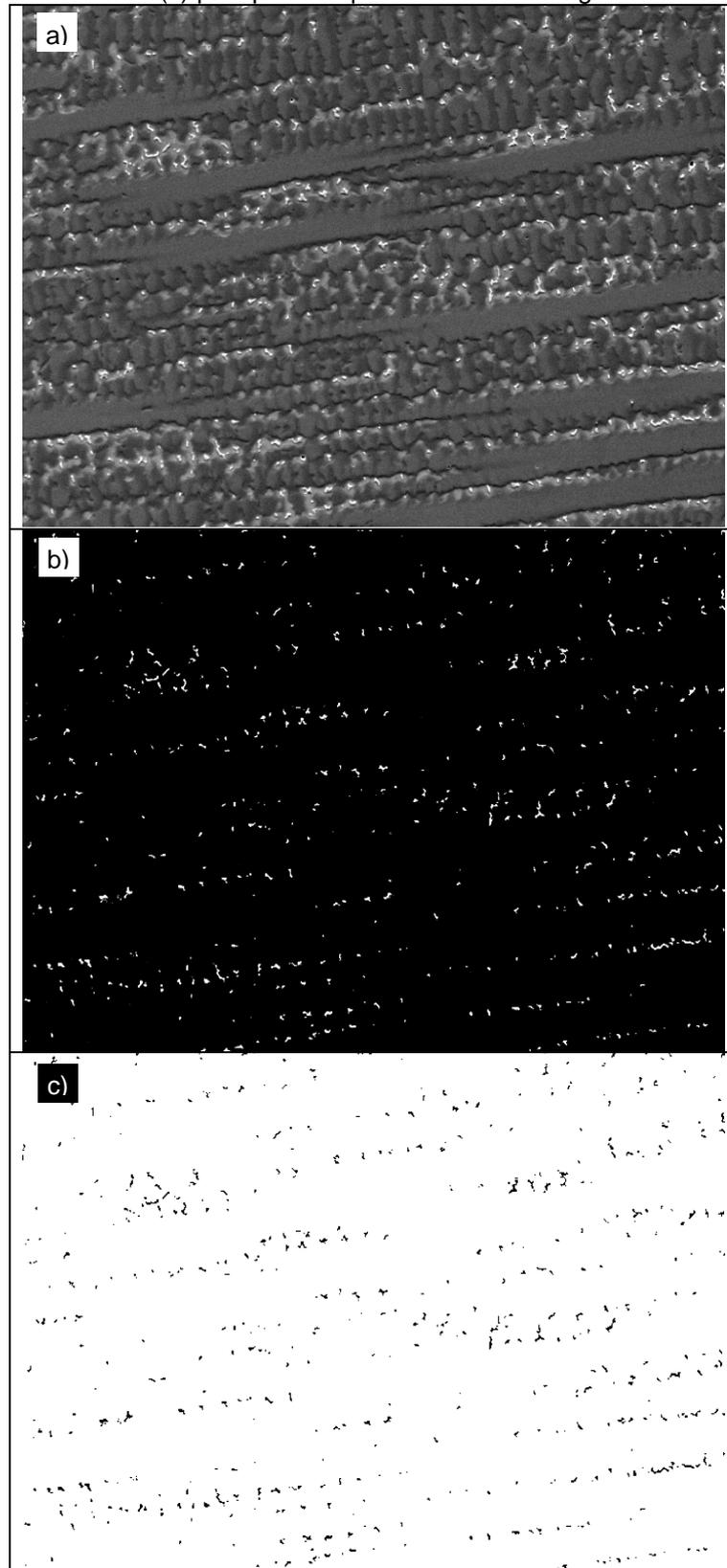
Foram capturadas 50 fotografias do metal de solda (aumento de 1000 vezes) para cada um dos dezoito corpos de prova, totalizando 900 fotografias. As imagens foram obtidas por microscopia eletrônica de varredura (no modo elétron secundário). As fotografias da microestrutura consideradas concentraram-se na

região central da seção transversal, aproximadamente eqüidistante do topo do revestimento e a linha de fusão.

A quantificação das fases foi realizada por meio de processamento de imagens, o qual foi realizado em duas etapas: a primeira consistiu de ajustar os níveis de contraste e brilho, de forma a destacar os precipitados da matriz (utilizou-se o software *Microsoft Office Picture Manager*). Esta etapa foi necessária tendo em vista que ao redor dos precipitados, de cor branca, há uma região de cor cinza (interdendrítica sem precipitação), a qual foi interpretada frequentemente pelo programa de quantificação como sendo parte do precipitado.

Na segunda etapa, a imagem tratada na primeira etapa foi submetida ao processamento por meio de contraste, através do qual foram quantificados os precipitados por fração de área. Para tanto, utilizou-se um software livre (*ImageJ*). A Figura 5.71 mostra o resultado do processamento de imagem para as etapas descritas acima, utilizando como exemplo uma micrografia do corpo de prova ED 05. Optou-se por não colocar a escala nas imagens, pois esta poderia interferir no processo de quantificação de imagens.

Figura 5.71. Tratamento de imagem para quantificação de fases secundárias – corpo de prova ED 05. (a) micrografia obtida por MEV. (b) ajuste de brilho e contraste para ressaltar os precipitados. (c) precipitados quantificados na imagem.



Fonte: autoria própria.

A Tabela 5.29 mostra o resultado da quantificação de fases. Os resultados mostrados correspondem à média aritmética das 50 fotografias obtidas ao longo de cada revestimento.

Tabela 5.29. Resultados da análise de quantificação das fases secundárias

Corpo de prova	Quantificação de precipitados: fração de área (%).
ED01	0,690
ED02	1,067
ED03	0,618
ED04	1,254
ED05	0,881
ED06	1,062
ED07	1,132
ED08	0,956
ED09	0,349
ED10	0,452
ED11	0,715
ED12	1,564
ED13	1,829
ED14	1,350
ED15	0,917
ED16	0,840
ED17	0,397
ED18	1,572

Fonte: autoria própria.

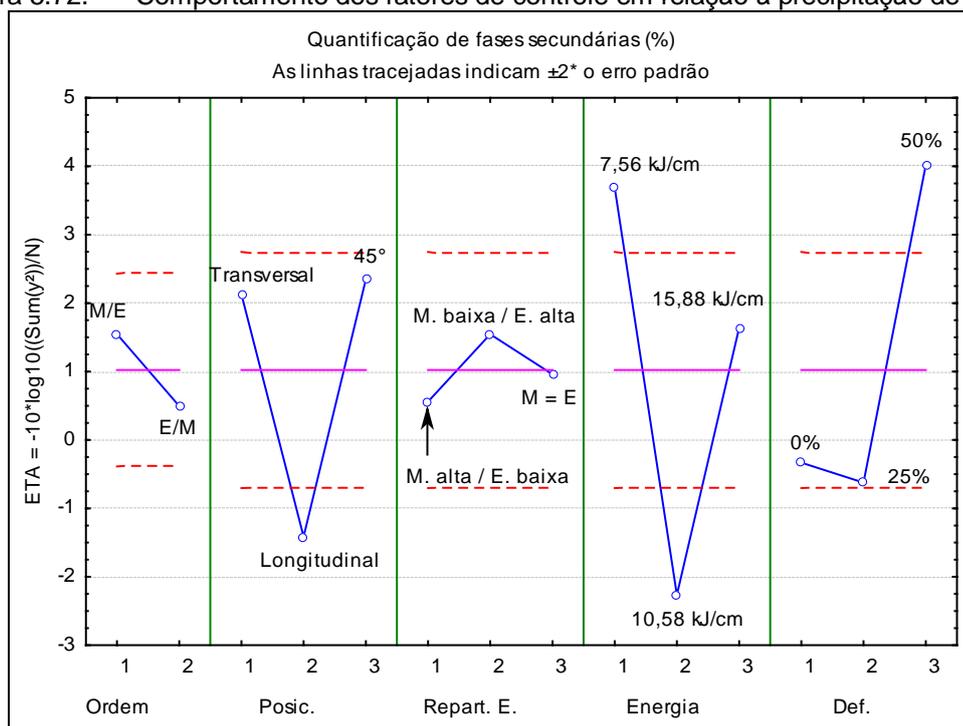
De posse dos valores apresentados na Tabela 5.29, foi realizada uma análise do comportamento dos níveis dos fatores de controle sobre a precipitação de fases. A Figura 5.72 mostra o resultado desta análise pelo método Taguchi, onde a função objetiva considerada foi do tipo menor é melhor.

Com base na Figura 5.72, a combinação dos níveis dos fatores de controle que proporcionam a menor precipitação de fases secundárias é:

- ordem de deposição das ligas no nível 1 (M/E);
- disposição dos eletrodos no nível 3 (45°);
- repartição de energia no nível 2 (M. baixa / E. alta);
- energia de soldagem no nível 1 (7,56 kJ/cm);
- defasagem entre os pulsos de corrente no nível 3 (50%).

Foi realizada uma análise estatística de variância com intuito de verificar se houve influência estatística dos fatores de controle sobre a quantidade de precipitados. A Tabela 5.30 mostra o resultado desta análise.

Figura 5.72. Comportamento dos fatores de controle em relação à precipitação de fases.



Fonte: autoria própria.

Tabela 5.30. Análise de variância da função η em relação à precipitação de fases.

Fator de controle	Nível de significância (α)
Ordem de deposição das ligas	0,321892
Disposição dos eletrodos	0,026718
Repartição de energia	0,728082
Nível de energia	0,003637
Defasagem entre os pulsos	0,008740

Fonte: autoria própria.

Como pode ser observado através da análise da Figura 5.72 e da Tabela 5.30, não exerceram influência estatística os fatores de controle: ordem de deposição das ligas e repartição de energia. Embora fosse esperado que os ensaios com maior percentual da liga 276 no revestimento (M.baixa / E.alta) apresentassem maior tendência de formação de fases secundárias, isto não foi comprovado pela análise estatística através do método Taguchi em relação à quantificação de fases.

Essa expectativa se justifica pelo fato da liga 276 conter maiores quantidades de Mo e W, os quais são reconhecidamente formadores de fases secundárias (Raghavan *et al.*, 1984; Cieslak *et al.*, 1986; Perricone *et al.*, 2003).

Os fatores de controle disposição dos eletrodos, energia de soldagem e defasagem entre os pulsos de corrente exerceram influência estatística sobre a precipitação de fases.

Os revestimentos realizados com os eletrodos posicionados um atrás do outro foram que obtiveram pior resultado quanto à precipitação de fase, ou seja, houve maior número de precipitados. Os posicionamentos transversal e 45° resultaram em menor número de precipitados no metal de solda do revestimento.

Este comportamento pode ser atribuído à maior tendência de velocidade de solidificação proporcionada pelo posicionamento transversal – lado a lado – em relação ao longitudinal. Com os eletrodos dispostos um ao lado do outro em relação à direção de soldagem, cada um dos arcos incide diretamente sobre o material de base (ou metal de solda) no estado sólido, resultando em um maior gradiente térmico e menor tempo para a solidificação quando comparado com os eletrodos dispostos “um atrás do outro”.

Já na configuração com os eletrodos dispostos um atrás do outro, tem-se que o arco do eletrodo de trás incide sobre a poça de fusão formada previamente pelo arco da frente e, desta forma, contribuindo para que o metal de solda permaneça maior tempo no processo de solidificação e assim, contribua para maior precipitação de fases secundárias.

O nível de energia de soldagem influenciou a precipitação de fases. O nível de energia mais baixo (7,56 kJ/cm) proporcionou menor número de fases secundárias no metal de solda, seguido das energias de soldagem de 15,88 kJ/cm e 10,58 kJ/cm, respectivamente.

Menores níveis de energia de soldagem ocasionam maiores velocidades de resfriamento e de solidificação, contribuindo para menor segregação de elementos de liga durante a fase de solidificação.

Dupont *et al* (2003) observaram comportamento semelhante estudando a soldagem dissimilar entre a liga 625 e um aço inoxidável superaustenítico. Silva (2010) também observou que o aumento na diluição promoveu a redução na precipitação de fases na soldagem de revestimento de ligas 625 e 276 sobre chapas de aço C-Mn aplicando o processo TIG.

A defasagem entre os pulsos de corrente também exerceu influência marcante sobre o surgimento de fases secundárias. A condição de maior defasagem entre os pulsos promoveu a menor precipitação de fases. Com os pulsos de corrente ocorrendo de forma defasada, as gotas metálicas atingem a poça de fusão em

diferentes instantes de tempo. Este efeito pode promover uma maior agitação da poça e assim, diminuir a segregação e surgimento de fases secundárias.

5.6 Perfil de microdureza

Foram realizados dois perfis de microdureza nos revestimento, sendo um no início da parte plana do revestimento e outro no final do mesmo (conforme Figura 4.15). A Figura 5.73 mostra as medições realizadas ao longo do metal de solda até o metal de base para o primeiro cordão de vários revestimentos. Enquanto que a Figura 5.74 mostra as medições de microdureza ao longo da parte final do revestimento.

Figura 5.73. Perfis de microdureza realizados no início da parte plana do revestimento.

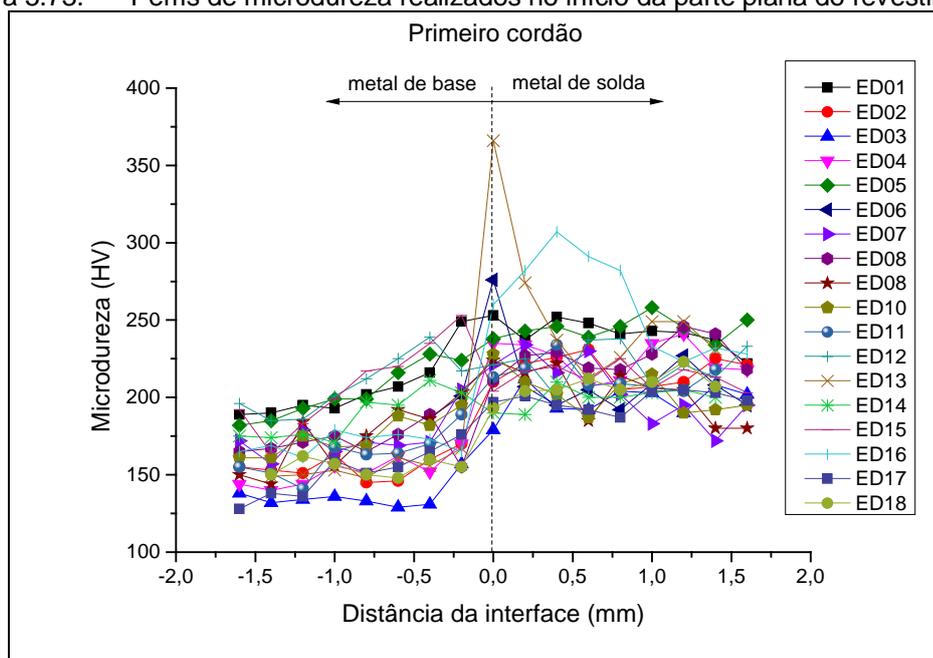
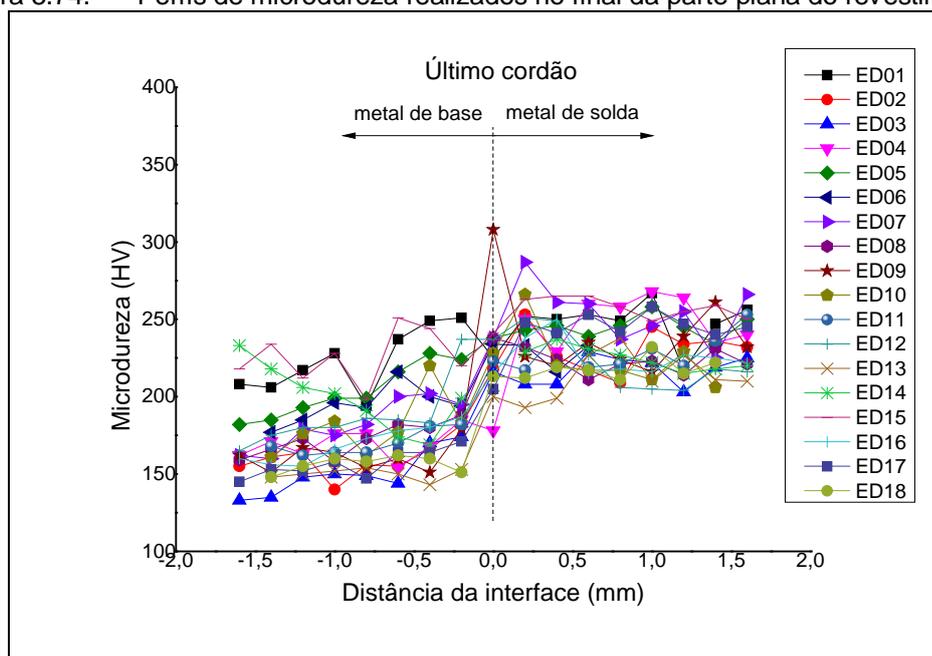


Figura 5.74. Perfis de microdureza realizados no final da parte plana do revestimento.



Fonte: autoria própria.

Não foram verificadas diferenças significativas nos valores de microdurezas das regiões inicial e final do revestimento, pois os valores nas regiões do metal de base, interface e metal de solda foram semelhantes.

Os valores de microdureza ao longo do metal de base até a interface (região considerada de 1,6 mm abaixo da interface) apresentaram em geral uma tendência de aumento até a interface. Isto foi atribuído a esta região está contida na ZAC e devido aos ciclos térmicos de soldagem pode ter havido migração de carbono e formação de microconstituintes de maior dureza próximo à interface.

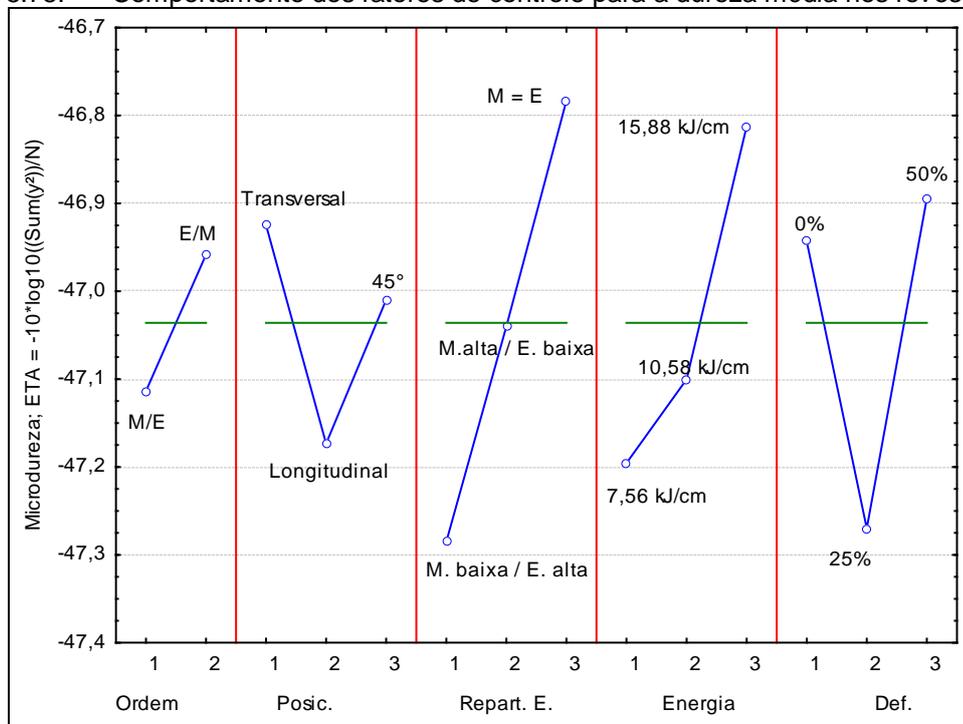
No metal de solda, os valores de microdureza ficaram em geral na faixa de 200 à 260 HV e estão dentro de uma faixa aceitável para o revestimento.

Para a amostra ED13 no primeiro cordão, o valor de dureza na interface atingiu um valor de 366 HV. Este valor elevado se deu provavelmente pelo ensaio de dureza incidir sobre uma região escurecida na interface, a qual apresenta características de zona frágil com valores de dureza elevados. A mesma observação se aplica para a amostra ED09 no último cordão do revestimento (309 HV).

O comportamento dos fatores de controle em relação a dureza média dos revestimentos foi verificado. A dureza no revestimento se constitui como uma abordagem do tipo menor é melhor para o método Taguchi.

A Figura 5.75 mostra este comportamento e, em seguida, na Tabela 5.31, encontra-se a análise de variância para a dureza média dos revestimentos.

Figura 5.75. Comportamento dos fatores de controle para a dureza média nos revestimentos



Fonte: autoria própria.

Tabela 5.31. Análise de variância da função η para a dureza média dos revestimentos.

Fator de controle	Nível de significância (α)
Ordem de deposição das ligas	0,500200
Disposição dos eletrodos	0,666525
Repartição de energia	0,216098
Nível de energia	0,371726
Defasagem entre os pulsos	0,355990

Fonte: autoria própria.

Apesar da Figura 5.75 apontar uma combinação dos níveis dos fatores de controle para a redução da dureza, nenhum dos fatores de controle apresentaram influência estatística sobre a dureza média dos revestimentos (Tabela 5.31).

5.7 Avaliação da resistência a corrosão dos revestimentos

A resistência à corrosão dos metais de solda dos revestimentos foi realizada através da norma ASTM G48 – 03 (2009); método C, a qual se baseia no

estabelecimento da Temperatura Crítica de Pite (TCP) através de perda de massa superior $0,0001 \text{ g/cm}^2$ da amostra ensaiada.

A temperatura inicial de ensaio foi estabelecida com base em trabalhos anteriores.

Gittos e Gooch (1996), no estudo da liga Inconel 625 com uso do processo MIG/MAG encontraram TCP de 65°C . Aguiar (2011) adotou uma temperatura para início de ensaio mais conservadora: 50°C .

Neste trabalho, tendo em vista as altas diluições encontradas nos revestimentos, foi adotada uma temperatura ainda mais branda: 45°C . Os ensaios subseqüentes, caso a amostra seja aprovada, tiveram acréscimo de 5°C até que a amostra venha a falhar (apresentar perda de massa maior que $0,0001 \text{ g/cm}^2$).

Ressalta-se que para cada revestimento dos Ensaio Definitivos (18 ao todo) foram retirados dois corpos de prova da parte superior do metal de solda. Deste modo, totalizando 36 amostras. A Tabela 5.32 mostra o resultado dos ensaios de resistência à corrosão.

Como pode ser visto na Tabela 5.32, as primeiras amostras a falharem (1a, 1b, 5b, 8a, 8b, 10a, 10b, 12a, 12b e 13a e 16a) tiveram TCP de 45° , ou seja, a temperatura inicial de ensaio. Este resultado é indesejável, uma vez que não se tem a garantia de que estas amostras não falhariam em temperaturas inferiores.

Outro ponto a ser destacado é o intervalo de temperatura em que amostras do mesmo revestimento falharam. Por exemplo, para os revestimentos ED 05 e ED 13, uma das amostras apresentou TCP de 45°C , enquanto que a outra amostra obteve TCP de 65°C ; resultando em um intervalo de 20°C entre as amostras de um mesmo revestimento. Do ponto de vista estatístico este resultado é desvantajoso, uma vez que as análises de variância diminuem sua eficácia.

Ressalta-se que todas as amostras foram inspecionadas visualmente após o procedimento de corte e acabamento superficial com objetivo de se identificar imperfeições, vazios ou quaisquer outros defeitos macrométricos superficiais, os quais não foram constatados em nenhuma amostra.

Por outro lado, verifica-se também que algumas amostras obtiveram TCP entre 70°C e 80°C : ED 04, ED 07, ED 09, ED 11 e ED 15. Em comparação com a liga 625 este resultado é satisfatório. Aguiar (2010) obteve TCP de 55°C para o metal de solda composto da liga 625 sobre chapas de aço C-Mn através do

processo MIG/MAG arame simples. O autor obteve também resultado de TCP relativo ao metal de solda da liga 276: com TCP entre 75°C e 80° C. Há de se destacar que os resultados de TCP para os metais de solda compostos pela mistura das ligas 625 e 276 do presente trabalho apresentaram níveis de diluição considerados elevados para aplicações de revestimento (ED 04, com diluição de aproximadamente 10%; ED 07, com 30,4%, ED 09, com 27,8%, ED 11, com 27,6% e ED15, com 21,8 % de diluição média), mas que foi possível a obtenção de revestimentos (com apenas uma camada) com resistência à corrosão equivalente ao da liga 276.

Tabela 5.32. Temperatura crítica de pite para os revestimentos.

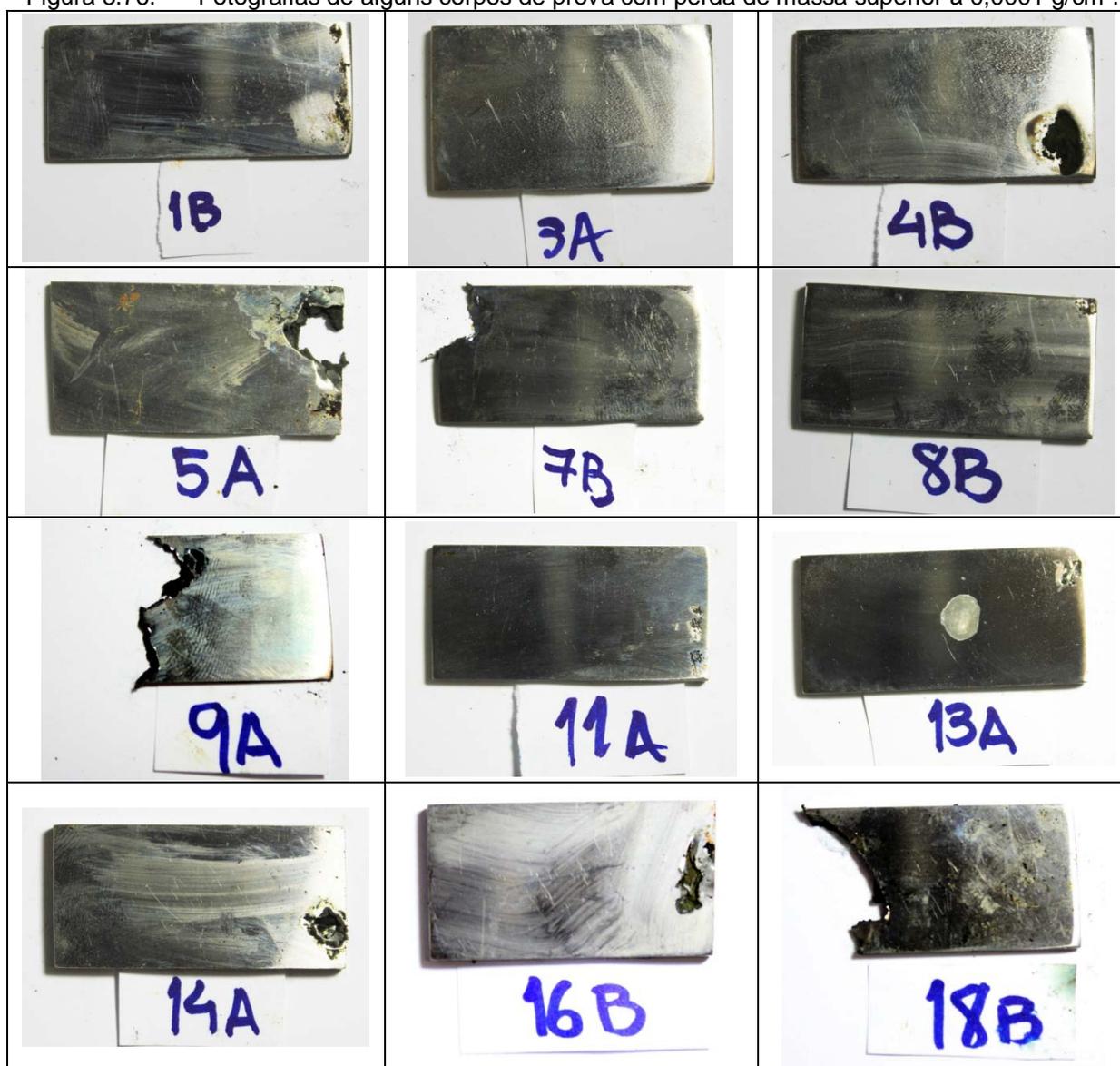
Corpo de prova	Temperatura crítica de pite (°C)
ED 01 a	45
ED 01 b	45
ED 02 a	65
ED 02 b	65
ED 03 a	65
ED 03 b	70
ED 04 a	75
ED 04 b	80
ED 05 a	65
ED 05 b	45
ED 06 a	65
ED 06 b	80
ED 07 a	75
ED 07 b	70
ED 08 a	45
ED 08 b	45
ED 09 a	75
ED 09 b	80
ED 10 a	45
ED 10 b	45
ED 11 a	70
ED 11 b	80
ED 12 a	45
ED 12 b	45
ED 13 a	45
ED 13 b	65
ED 14 a	70
ED 14 b	65
ED 15 a	70
ED 15 b	75
ED 16 a	45
ED 16 b	60
ED 17 a	75
ED 17 b	65
ED 18 a	65
ED 18 b	75

Fonte: autoria própria.

A Figura 5.76 mostra fotografias de alguns corpos de prova que sofreram perda de massa maior que $0,0001 \text{ g/cm}^2$. Em algumas delas a perda de massa foi suficientemente alta para promover a perfuração e a desintegração parcial da amostra.

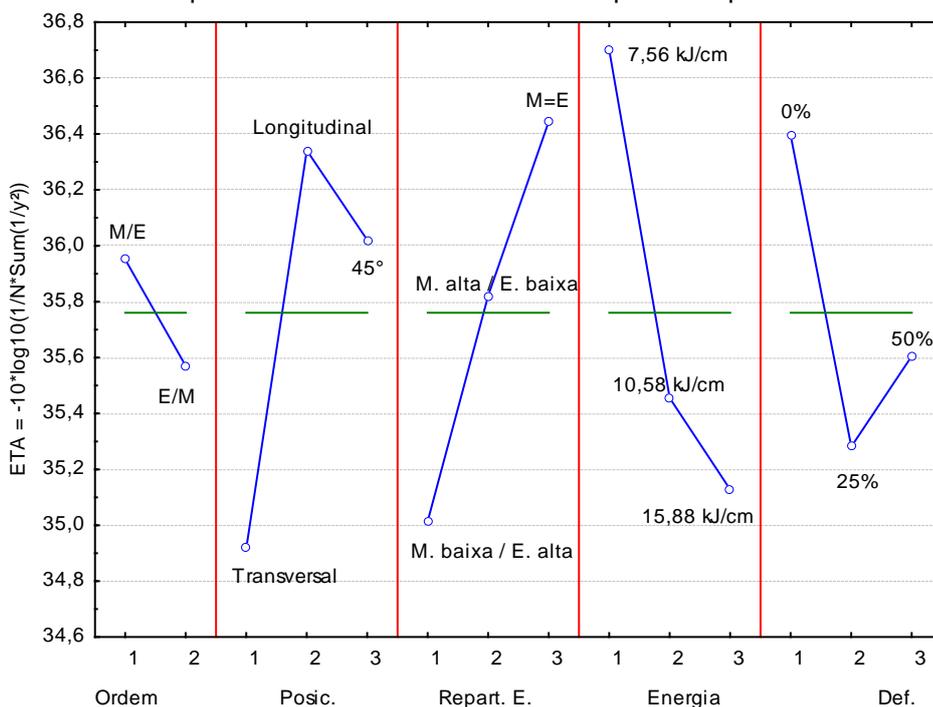
Com o objetivo de verificar a influência dos fatores de controle sobre a resistência à corrosão por meio da TCP, foi realizada uma análise estatística pelo método Taguchi através dos resultados obtidos na Tabela 5.32. A Figura 5.77 mostra o comportamento dos níveis dos fatores de controle. Destaca-se que para a resistência à corrosão, o método Taguchi é do tipo maior é melhor.

Figura 5.76. Fotografias de alguns corpos de prova com perda de massa superior à $0,0001 \text{ g/cm}^2$.



Fonte: autoria própria.

Figura 5.77. Comportamento dos fatores de controle para Temperatura Crítica de Pite.



Fonte: autoria própria.

Através da análise da Figura 5.77 é possível estabelecer que a resistência à corrosão será maximizada quando os fatores forem ajustados da seguinte maneira:

- ordem de deposição das ligas no nível 1 (M/E);
- disposição dos eletrodos no nível 2 (longitudinal);
- repartição de energia no nível 3 (M=E);
- energia de soldagem no nível 1 (7,56 kJ/cm);
- defasagem entre os pulsos de corrente no nível 1 (0%).

A análise estatística de cada uma das variáveis é mostrada na Tabela 5.33.

Tabela 5.33. Análise de variância da função η para a TCP.

Fator de controle	Nível de significância (α)
Ordem de deposição das ligas	0,512054
Disposição dos eletrodos	0,124272
Repartição de energia	0,143975
Nível de energia	0,079577
Defasagem entre os pulsos	0,280643

Fonte: autoria própria.

Como pode ser visualizado na Tabela 5.33, nenhum dos fatores de controle influenciou estatisticamente a resistência à corrosão dos revestimentos, considerando a TCP. Desta forma, a análise pelo método Taguchi da resistência à corrosão pela TCP, segundo a norma G48 não foi efetiva.

Entretanto, é possível comparar os resultados apontados na Figura 5.77 com aqueles já obtidos pela análise da diluição global dos revestimentos (Figura 5.23). Ao se comparar estas figuras, pode-se perceber que os níveis dos fatores de controle exibiram bastante semelhança, ou seja, os níveis que minimizaram a diluição foram os mesmos apontados na Figura 5.77 para promover o aumento da TCP, com exceção apenas para a ordem de deposição das ligas.

A correlação entre diluição e resistência à corrosão já foi verificada por alguns autores que também avaliaram revestimentos de ligas de níquel sobre aços.

Gittos e Gooch (1996) avaliaram o efeito da diluição na soldagem de revestimentos da liga 625 sobre e um substrato de aço C-Mn utilizando a norma ASTM G48. Os resultados mostraram que há correlação entre a diluição e a resistência à corrosão por pites, sendo recomendado que o teor de Fe seja limitado ao máximo de 5%.

É oportuno destacar que os metais de solda são uma mistura de ligas de níquel e a análise química dos revestimentos mostrou diferenças nos teores de elementos associados à resistência à corrosão como Cr, Mo, W, bem como o Fe, sendo este último com efeitos deletérios à resistência à corrosão.

Uma equação conhecida como PREN (*Pitting Resistance Equivalency Number*) considera os teores dos principais elementos de liga que participam do mecanismo de formação da camada passivadora e é mais utilizada para aços inoxidáveis com alta liga e ligas Ni-Cr-Mo (Thornton e Cooper, 2004).

$$\text{PREN} = \% \text{Cr} + 1,5 \times (\% \text{Mo} + \% \text{W} + \% \text{Nb})$$

Equação 7

Silva (2010) e Aguiar (2010) utilizaram a equação do PREN para o estabelecimento de uma correlação entre a resistência à corrosão dos revestimentos das ligas 625 e 276 com a composição química. Os autores encontraram diferenças entre os PREN's, calculados a partir da medição da composição química dos revestimentos, com o PREN já estabelecido para estas ligas (40 para a liga 625 e 45

para a liga 276) (SMC-024, 2005). Os autores justificaram esta diferença entre os metais de solda e o da liga original devido às alterações na composição química decorrentes da diluição com o substrato.

Adicionalmente, a equação do PREN não leva em consideração o efeito deletério do ferro para o comportamento corrosivo do revestimento, o qual está frequentemente presente em soldas dissimilares em ligas de Ni com o substrato de aços C-Mn.

Com o objetivo de se estabelecer uma relação mais estreita entre os principais elementos químicos reconhecidos por atuar na resistência à corrosão das ligas de níquel e, ao mesmo tempo, levar em conta o efeito prejudicial do Fe, propõe-se utilizar uma equação de PREN modificada (Equação 8) para correlacionar o efeito da composição química com a resistência à corrosão em revestimentos de ligas de níquel sobre aços C-Mn.

$$\text{PREN}_{\text{modificado}} = \frac{\% \text{Cr} + 1,5 \times (\% \text{Mo} + \% \text{W} + \% \text{Nb})}{\% \text{Fe}} \quad \text{Equação 8}$$

Através da medição da composição química no topo dos revestimentos, foram calculados os respectivos índices calculados a partir da Equação 8. Os resultados são mostrados na Tabela 5.34.

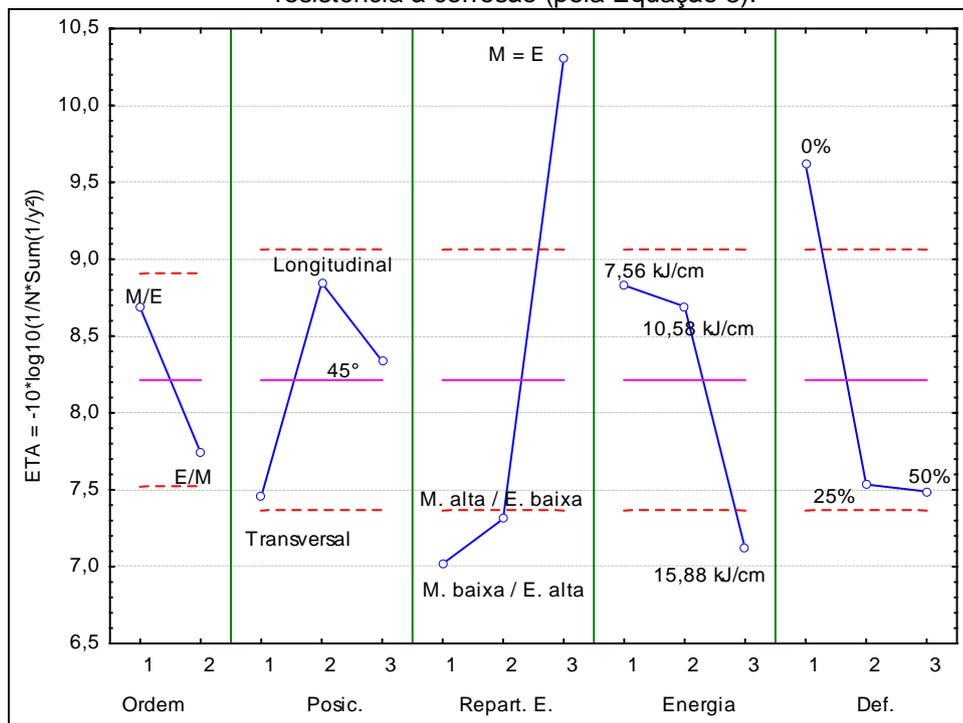
Tabela 5.34. Índices calculados a partir da Equação 8 para os revestimentos.

Corpo de prova	PREN_{modificado}
ED 01 a	2,24
ED 01 b	2,25
ED 02 a	1,50
ED 02 b	1,46
ED 03 a	1,99
ED 03 b	1,99
ED 04 a	2,25
ED 04 b	1,84
ED 05 a	1,96
ED 05 b	2,10
ED 06 a	2,26
ED 06 b	2,51
ED 07 a	2,35
ED 07 b	1,92
ED 08 a	1,66
ED 08 b	1,52
ED 09 a	2,48
ED 09 b	3,17
ED 10 a	1,17
ED 10 b	1,12
ED 11 a	1,76
ED 11 b	1,72
ED 12 a	2,37
ED 12 b	2,17
ED 13 a	1,52
ED 13 b	1,65
ED 14 a	2,12
ED 14 b	2,29
ED 15 a	2,36
ED 15 b	2,37
ED 16 a	1,30
ED 16 b	1,21
ED 17 a	1,43
ED 17 b	1,60
ED 18 a	3,34
ED 18 b	2,99

Fonte: autoria própria.

Com base no o cálculo do índice proposto, foi realizada uma análise estatística pelo método Taguchi desses valores com os fatores de controle estudados. A Figura 5.78 mostra o resultado desta análise. Na Tabela 5.35 é mostrado o resultado da análise de variância.

Figura 5.78. Comportamento dos fatores de controle sobre os principais elementos de liga na resistência à corrosão (pela Equação 8).



Fonte: autoria própria.

Tabela 5.35. Análise de variância da função η para a Equação 8.

Fator de controle	Nível de significância (α)
Ordem de deposição das ligas	0,011431
Disposição dos eletrodos	0,010209
Repartição de energia	0,000000
Nível de energia	0,000580
Defasagem entre os pulsos	0,000025

Fonte: autoria própria.

Destaca-se que o comportamento dos fatores de controle em relação à Equação 8 (Figura 5.78) foi semelhante aos obtidos para a TCP (Figura 5.77), ou seja, a combinação dos níveis dos fatores de controle que indicam maior resistência à corrosão são:

- ordem de deposição das ligas no nível 1 (M/E);
- disposição dos eletrodos no nível 2 (longitudinal);
- repartição de energia no nível 3 (M=E);
- energia de soldagem no nível 1 (7,56 kJ/cm);
- defasagem entre os pulsos de corrente no nível 1 (0%).

Através da semelhança do comportamento dos fatores de controle para a diluição global, TCP e a Equação de PREN modificado é possível se fazer uma seleção de parâmetros que resultem em uma composição química do metal de solda (avaliada pela equação 8) e possibilitem melhor resistência à corrosão.

Constata-se que pela Tabela 5.35 que todos os fatores de controle exerceram influência estatística sobre a equação utilizada para correlacionar o efeito da composição química com a resistência à corrosão.

A ordem de deposição das ligas em seu nível 1 (E/M) correspondeu a maiores índices na Equação 8. A condição E/M, na qual a liga 625 é depositada sobre a liga 276, tem-se o efeito da menor quantidade de Fe na liga 625 na parte superior do revestimento (onde foi realizada a medição de composição química) contribuindo para o aumento do valor do índice da Equação 8.

Para a ordem de disposição dos eletrodos, o nível 2 (transversal) é responsável por promover melhores índices na Equação 8, seguido pelos níveis 3 (45°) e longitudinal. Ao se realizar os revestimentos com os eletrodos na transversal (ou *tandem*), o arco do eletrodo de trás incide sobre a poça de fusão já formada pelo eletrodo da frente, a qual atua como uma barreira física entre o arco do eletrodo de trás e o substrato, e assim contribuindo para a redução da diluição global. Já com os eletrodos dispostos na longitudinal, cada arco incide diretamente sobre o metal de base, o que justifica o pior resultado do índice da Equação 8 para este fator (maiores diluições).

A distribuição de energia nos eletrodos foi o fator de controle com maior representatividade sobre o índice de composição química considerado para prever condições mais favoráveis de resistência à corrosão. De tal forma que é obtida maior resistência à corrosão quando se distribui o mesmo nível de energia para ambos os arames eletrodo (M=E).

Em primeira análise, este resultado mostrou-se surpreendente, visto que o nível 2 deste fator de controle (M. baixa / E.alta) é responsável por adicionar maior quantidade da liga 276 no revestimento. Em trabalhos realizados com as ligas 625 e 276, nos quais se estabeleceram comparativos entre essas ligas, é reportado que a liga 276 obteve melhores resultados quanto à resistência à corrosão – maior TCP (Aguiar, 2010; Silva, 2010).

Este resultado indica que a aplicação de maior energia ($I_{EF} = 245 \text{ A}$) em um dos arames (enquanto que o outro permaneceu com corrente eficaz no menor nível: $I_{EF} = 175 \text{ A}$) provavelmente possui maior efeito sobre o percentual de cada liga presente no revestimento. Isto é justificável pelo aumento na diluição promovido por maiores correntes de soldagem.

O efeito da distribuição de energia entre os eletrodos sobre a diluição obtida nos revestimentos já foi comentado no tópico relativo às características geométricas dos Revestimentos Definitivos (Figura 5.23), na qual se constatou que a condição de mesma corrente eficaz para os eletrodos favoreceu menores níveis de diluição. Assim, é justificável que o nível 3 deste fator de controle ($M=E$) seja responsável por obtenção de maiores TCP.

O comportamento para o nível de energia segue o mesmo raciocínio utilizado para redução da diluição (e teores de Fe no metal de solda): maiores energias de soldagem implicam em aumento de diluição e teores de Fe.

Sobre a defasagem dos pulsos de corrente, o nível 1 (0% - pulsos em fase) promoveram melhores índices na Equação 8. Este resultado foi atribuído à provável maior agitação da poça de fusão promovida pela defasagem dos pulsos de corrente. O aumento da agitação da poça e, por consequência, nos movimentos convectivos dentro da mesma, tendem a aumentar a diluição e participação do Fe.

6 CONSIDERAÇÕES FINAIS

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

- Para se alcançar menores níveis de diluição em cordões de solda com simples deposição os fatores devem ser ajustados com os eletrodos dispostos na longitudinal, menor nível de energia (7,56 kJ/cm) e sem defasagem entre os pulsos.
- Os níveis de diluição global nos revestimentos definitivos variaram bastante entre os níveis dos fatores de controle estudados (de 8,7 a 27,8%). Os menores níveis de diluição são obtidos com o eletrodo da liga 625 depositado sobre a liga 276 (M/E), níveis de energia igual para ambos os eletrodos e com os pulsos de corrente completamente em fase.
- Em algumas regiões da interface do revestimento/substrato foram encontradas faixas escurecidas com valores de dureza elevados (até 419 HV).
- Independente da variação dos fatores de controle, a microestrutura do metal de solda dos revestimentos apresentou de uma forma geral uma matriz γ , com fases secundárias precipitadas nas regiões interdendríticas. Os precipitados apresentaram-se ricos em elementos como Mo, Nb e Ti.
- A análise de difração de raios X dos precipitados revelou a presença de carbonetos de nióbio e de fase μ .

- A distribuição de elementos químicos entre os passes do revestimento mostrou-se uniforme independente da disposição entre os eletrodos.
- A participação do ferro no revestimento é minimizada quando os níveis dos fatores de controle forem ajustados com a liga 625 depositada sobre a liga 276, os eletrodos dispostos na longitudinal, com níveis de energia igual para ambos os eletrodos, nível de energia baixo (7,56 kJ/cm) e com os pulsos de corrente completamente em fase.
- A precipitação de fases secundárias no metal de solda é reduzida ao se dispor os eletrodos em 45°, menor nível de energia (7,56 kJ/cm) e defasagem entre os pulsos de 50%. O aumento dos teores de tungstênio e molibdênio, e a redução nos teores de ferro promovem maior precipitação de fases secundárias no revestimento.
- De uma forma geral, os valores de microdureza nos revestimento ficaram entre 180 e 260 HV e não houve diferenças significativas entre as microdurezas do primeiro e último cordão do revestimento.
- A resistência à corrosão dos revestimentos pela norma ASTM G48 mostrou que há revestimentos que atingiram TCP tão baixas quanto 45°, mas que houve revestimento que suportaram TCP de 80 °C. Além disso, não houve influência significativa entre os fatores de controle estudados e a TCP.

7 CONCLUSÕES

Através dos resultados obtidos e discutidos neste trabalho, foi possível gerar as conclusões apresentadas abaixo.

- É possível obter metais de solda com uniformidade microestrutural e de composição química a partir da mistura de eletrodos dissimilares com o processo MIG/MAG duplo arame.
- Os menores níveis de diluição e de precipitação de fases secundárias são obtidos com os eletrodos no mesmo nível de energia e para os pulsos de corrente em fase.
- As precipitações de fases nas regiões interdendríticas apresentaram-se ricas em elementos como Mo, Nb e Ti. Foi identificada a presença de carbonetos de nióbio e de fase μ .
- A distribuição de elementos químicos entre os passes do revestimento mostrou-se uniforme independente da disposição entre os eletrodos.
- Foi possível estabelecer uma relação entre os teores de cromo, molibdênio, tungstênio, nióbio e ferro com a resistência à corrosão. O aumento da resistência à corrosão é obtido quando os fatores de controle forem ajustados com a liga 625 depositada sobre a liga 276, os eletrodos dispostos na longitudinal, ambos operando no mesmo nível de energia, com energia baixa (7,56 kJ/cm) e pulsos de corrente em fase.

8 SUJESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Avaliar o efeito de gases de proteção e do ângulo de ataque na obtenção de revestimentos com baixos níveis de diluição utilizando o processo MIG/MAG duplo arame aplicando as ligas 625 e 276.
- Avaliar o processo MIG/MAG duplo arame aplicando corrente alternada em revestimentos de ligas de níquel de baixa diluição.
- Realizar um estudo comparativo de revestimentos realizados por meio da aplicação do processo MIG/MAG duplo arame com a mistura das ligas 625 e 276 com a liga 686.
- Investigar o efeito dos múltiplos ciclos térmicos sobre a geração de tensões residuais nos revestimentos.

REFERÊNCIAS

Agarwal, D. C.; Brill, U. High temperature strength nickel alloy. *Advanced Materials & Process*. Vol. 158, nº 4. Outubro, 2000. **Corrosion**. 2001.

Agarwal, D. C.; Kloewer, J. Nickel Base Alloys: Corrosion Challenges in the New Millennium. **Corrosion** 2000:

Aguiar, W. M. **Revestimento por soldagem MIG/MAG empregando ligas de níquel para aplicações em componentes do setor Petróleo e Gás Natural**. 2010. 326f.(Doutorado). Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2010.

Alexandrov, B. T. et al. Fusion boundary microstructure evolution associated with embrittlement of Ni–base alloy overlays applied to carbon steel. **Welding in the World**. v. 57, n. 1, p. 39-53, 2013/02/01 2013.

Asm Speciality Handbook: Heat Resistant Materials. Metallurgy, processing and properties of superalloys. ASM International 591p.

ASM Specialty Handbook: Nickel, Cobalt, and Their Alloys. Introduction to Nickel and Nickel Alloys. ASM International. 425p. 2000

ASM. **Corrosion of Weldments**. ASM International. Ohio, 2006.

ASM. **Corrosion: Materials**. ASM International. Vol. 13B. Ohio, 2005.

ASM. **Properties and Selection: Irons, Steels and High Performance Alloys**. ASM International. Vol.1. Ohio, 1993 a.

ASM. **Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Specials-purposed Materials**. Vol. 2. Ohio, 1993 b.

ASM. **Welding Brazing and Soldering**. ASM International. Vol. 6. Ohio, 1993 b.

AWS. **Welding Handbook - Materials and Applications - Part 1**. American Welding Society, Vol.3. Miami, 1996.

ASTM. **Standard Practice for Electrolytic Extraction of Phases from Ni and Ni-Fe Base Superalloys Using a Hydro chloric-Methanol Electrolyte**. Philadelphia: ASTM. E 963 – 00 2000.

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

ASTM. **Standard Test Methods for Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Stainless Steels and Related Alloys by Use of Ferritic Chloride Solution. ASTM G48 – 03.** 2009.

Azadian, S., Wei, Liu-Ying, Warren, R. Delta phase precipitation in Inconel 718. **Materials Characterization.** Vol. 53, Issue 1, p. 7-16. 2004.

Bahrami, A. *et al.* Assessing the integrity of subsea dissimilar joints to ensure safe operations. In: **Offshore Technology Conference**, 2010, Houston, Texas, USA. OTC.

Baldan, A. Progress in Ostwald ripening theories and their applications to the γ' -precipitates in nickel-base superalloys. **Journal of Materials Science.** Vol. 37, n^o 12, pp. 2379 – 2405. 2002.

Banovic, S. W., J. N. Dupont, *et al.* Dilution and Microsegregation in Dissimilar Metal Welds between Super Austenitic Stainless Steel and Nickel Base Alloys. **Science and Technology of Welding and Joining.** v.7 N^o 6, p.374-382. 2002.

Beaugrand, V. C. M.; Smith, L. S.; Gittos, M. F. Draft: Hydrogen embrittlement of 8630m/625 subsea dissimilar joints: factors that influence the performance. In: **28th International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering.** 2009a, Honolulu, Hawaii, USA. OMAE.

Beaugrand, V. C. M.; Smith, L. S.; Gittos, M. F. Subsea dissimilar joints: failure mechanisms and opportunities for mitigation. In: **NACE Corrosion 2009.** Atlanta - Georgia - USA. NACE. Paper N^o 09305.

Bhadeshia, H. K. D. H. Mechanically alloyed metals. **Materials Science and Technology.** Vol. 16. p. 1404 – 1411. 2000.

Brooks, C. R. **Heat treatment, structure and properties of nonferrous alloys.** Metals Park, Ohio: American Society for Metals. 1984. 420 p.

Callister, Jr. W. D. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução.** Tradução Sérgio Murilo Stamile Soares. Rio de Janeiro. LTC. 2008.

Chatterjee, K. K. **Uses of metals and Metallic Minerals.** Nickel. Nova Dheli, 2007. New Age International.

Cieslak, M. J., Headley, T. J., Kollie, T., Romig, A. D. A Melting and Solidification Study of Alloy 625. **Metallurgical Transactions A.** Vol.19 A, September. 1988.

Cieslak, M. J.; Headley, T. J. Romig, ; A. D. The welding metallurgy of HASTELLOY alloys C-4, C-22, and C-276. **Metallurgical and Materials Transactions A.** Vol. 17, N^o 11, pp. 2035-2047. 1986.

Cieslak, M. J.; Headley, T. J.; Romig, A. D. The welding metallurgy of Hastelloy alloys C-4, C-22, and C-276. **Metallurgical Transactions A.** Vol. 17. pp.2035 – 2047. 1986.

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

Corrosion Performance and Fabricability of the New Generation of Highly Corrosion-Resistant Nickel-Chromium-Molybdenum Alloys. Disponível em <<http://www.specialmetals.com/documents/Corrosion%20Performance%20and%20Fabricability%20of%20the%20New%20Generation%20of%20Highly%20Corrosion%20Resistant%20NiCrMo%20Alloys.pdf>>. Acessado em 10/12/2010. Special Metals Co[®]. 2007.

Coutinho, C. B. **Materiais Metálicos para Engenharia**. Belo Horizonte: Fundação Cristiano Ottoni. 1992.

Creed, R. C. The **Superalloys: Fundamentals and Applications**. Cambridge University Press. Cambridge, 2006. 390p.

Crum, J. R.; Shoemaker, L. E.; Kiser, S. D. **Special Alloys and Overmatching Welding Products Solve FGD Corrosion Problems**. Disponível em <<http://www.specialmetals.com/documents/Special%20Alloys%20and%20Overmatched%20Welding%20Products%20Solve%20FGD%20Corrosion%20Problems.pdf>>. Acessado em 10/12/2010. Special Metals Co[®]. 2007.

Cui, C.Y.; GU, Y.F.; Harada, H.; Ping, D.H.; Sato, A. Phase Stability and Yield Stress of Ni-Base Superalloys Containing High Co and Ti. **Metallurgical and Materials Transactions A**. Vol. 37, N^o 11. 2006.

De Cicco, H. D.; Luppo, M.I.; Gribaudo, L.M.; Ovejero-García, J. Microstructural Development and Creep Behavior in A286 Superalloy. **Materials Characterization**. Vol. 52, Issue 2, pp. 85-92. 2004.

Deleume, J., Cloué J.-M., Andrieu E. Influence of δ phase precipitation on the stress corrosion cracking resistance of alloy 718 in PWR primary water. **Journal of Nuclear Materials**. Vol. 382, pp. 70–75, 2008.

Dilthey, U. & Höcker F. Last Developments and Applications of GMA Brazing. **Proceedings of the IIW Conference: Technical Trends and Futures Prospectives of Welding Technology for Transportation**. Land, Sea, Air and Space. Osaka, Japan, p. 32 – 42. Julho, 2004.

Donachie, M; Donachie, S. **Superalloys: A Technical Guide**. 2^a Ed. ASM International 439p. 2002.

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

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

DuPont, J. N.; Lippold, J. C.; Kiser, S. D. **Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys**. John Wiley & Sons. 440p. Nova Jersey. 2009.

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, pp. 125-56, 2003.

Durant-Charre, M. **The Microstructure of Superalloys**. OPA Amsterdam B. V. 127 p. 1997.

Farrar, J. C. M. **The alloy tree** - A guide to low-alloy steels, stainless steels and nickel-base alloys. Corrosion-resistant nickel alloys. Woodhead Publishing Ltd. 192p. Cambridge, 2004.

Fenske, J. A. **Microstructure and Hydrogen Induced Failure Mechanisms in Iron-Nickel Weldments**. 2010. f. (Doctor of Philosophy in Materials Science and Engineering). University of Illinois, Urbana, Illinois, 2010.

Goecke, S.; Hedegård, J.; Lundin, M.; Kaufmann, H. Tandem MIG/MAG Welding. **Svetsaren**. Nº 2-3, 2001.

González, A. M. R. & Dutra, J. C. Análise e Desenvolvimento do Processo MIG/MAG Duplo Arame com Potencial Único. **Soldagem & Inspeção**. Ano 6, nº 10. Dezembro, 2000.

Groetelaars, P. J.; Morais, C. O.; Scotti, A. Influência do Comprimento do Arco Sobre a Transferência Metálica no Processo MIG/MAG Duplo-Arame com Potencial Único. In: **III Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação - COBEF 2005**. Anais... Joinville, SC. ABCM, v. CD ROM, 2005.

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

Hackl, H. Faster with Two Wire Electrodes Metal Inert Gas Welding of Aluminium Materials. **Proceedings, Exploiting Advances in Arc Welding Technology**. TWI. Abington, Cambridge, UK. 1997.

Hackl, H. TIME TWIN – High Speed GMA Welding with Two Wire Electrodes. **Seventh International Welding Symposium**. Kobe, Japan, 2001.

High-Performance Alloys for Resistance to Aqueous Corrosion. Disponível em <<http://www.specialmetals.com/documents/SM%20Aqueous%20Corrosion%20Book.pdf>>. Acessado em 10/12/2010. Special Metals Co[®]. 2007.

Hodge, F. G. The History of Solid-Solution-Strengthened Ni Alloys for Aqueous Corrosion Service. **JOM**. p. 28-31. Setembro, 2006.

Hong, S. J., Chen, W. P., Wang, T. W. A diffraction study of the γ'' phase in INCONEL 718 superalloy. **Metallurgical and Materials Transactions A**. Vol. 32, Nº 8. 2001.

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

J. Safari, S. Nategh. Microstructure evolution and its influence on deformation mechanisms during high temperature creep of a nickel base superalloy. **Materials Science and Engineering A**. Vol. 499, pp.445–453. 2009.

Jordan, D. E. Welding of High-Molybdenum Nickel-Base Alloys. **Welding in the World**. Vol.41, p.1-9. 1998.

Katzumata, S. Preço do níquel atinge nível mais alto desde maio de 2008. Disponível em <http://economia.estadao.com.br/noticias/not_11793.htm>. Acessado em: 31/03/2010.

Kejelin, N. Z.; Buscshinelli, A. J. A.; POPE, A. M. Influence of Welding Parameters on the Formation of Partially Diluted Zones of Dissimilar Metal Welds. **Soldagem & Inspeção**. Vol.12. pp.195-203. 2007.

Kong, Y. H. e Q. Z. Chen. Effect of Minor Additions on the Formation of TCP Phases in Modified RR2086 SX Superalloys. **Materials Science and Engineering A**: Elsevier. 366: 135-143 p. 2004.

KOU, S. **Welding Metallurgy**. John Wiley & Sons. 466p. Nova Jersey, 2003.

Lee, W. W. Lee, D. B., Kim, M. H., Ur, S. C. High temperature oxidation of an oxide-dispersion strengthened NiAl. **Intermetallics**. Vol. 7, Issue 12, p. 1361-1366. 1999.

Lippold, J. C.; Sowards, J.; Alexandrov, B. T.; Murray, G.; Ramirez, A. J. Weld solidification cracking in Ni - base alloys. **Hot Cracking Phenomena in Welds II**. Springer-Verlag Berlin Heidelberg. pp. 147-170. 2008.

Long, F.; Yoo, Y.S.; Jo, C.Y.; Seo, S.M.; Song, Y.S.; Jin, T. Hu, Z.Q. Formation of η and σ phase in three polycrystalline superalloys and their impact on tensile properties. **Materials Science and Engineering: A**. Vol. 527, Issues 1-2, pp. 361-369. 2009.

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

Maguire, M. C., Michael, J. R. Weldability of alloy 718m 625 and variants. Disponível em: <iweb.tms.org/SUP/superalloysvd1994/01-2353-881.pdf>. Acessado em 10/12/2010. 1994

Maltin, C. A., Galloway, A. M., Mweeba, M. Microstructural Evolution of Inconel 625 and Inconel 686CPT Weld Metal for Clad Carbon Steel Linepipe Joints: A Comparator Study. **Mettalurgical and Materials Transactions A**. Vol. 45A, p. 3519-3532. 2014.

Maroef, I.S., Rowe, M.D., Edwards G.R. The Effect of Silicon and Iron on the Weldability of Ni-Co-Cr-Si HR-160 Alloy. **Hot Crack in welds**. pp. 119-140. Springer-Verlag Berlin Heidelberg. 2005.

Mason, R. P.; Grant, N. J. Creep behavior of an oxide-dispersion-strengthened N₃Al-based alloy. **Materials Science and Engineering A**. Vol. 192-193, Part 2, p. 741-747. 1995.

Mathew, M. D.; Bhanu Sankara Rao, L.; Mannan, S. L. Creep Properties of Service-Exposed Alloys 625 After Re-solution Annealing Treatment. **Materials Science and Engineering A**. Vol. 372, pp. 327-333. 2004.

McLean, M; Webster, G. A. Nabarro, F. R. N. Cottrell, A. Nickel-Base Superalloys: Current Status and Potential. **Philosophical Transactions: Physical Sciences and Engineering**. Vol. 351, nº 1697, pp. 419-433. 1995.

Michie, K.; Blackman, S.; Ogunbiyi, T. E. B. Twin Wire GMAW: Process Characteristics and Applications. **Welding Journal**. nº 5, pp. 31 - 34. Maio, 1999.

Mills, W. J. Effect of heat treatment on the tensile and fracture toughness behavior of alloy 718 weldments. **Welding Journal**. Vol. 63 pp. 237s-45s. Agosto, 1984.

Mirnada, H. C. **Influência da Indutância na Soldagem MIG/MAG na Posição Sobrecabeça**. Dissertação (mestrado em engenharia) PPGEM, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, Fevereiro, 1999.

Molian, P. A., Yang, Y. M., Patnaik, P. C. Laser welding of oxide dispersion-strengthened alloy MA754. **Journal of Material Science**. Vol 27, nº 10. pp. 2687-2694. 1992.

Morehead, T. Automatic Multiwire GMAW Multiplies Productivity. **Welding Journal**. Vol. 82, nº 6, pp. 40 – 43. Junho, 2003.

Motta, M. F. & Dutra, J. C. Estudo das Variáveis do Processo MIG/MAG Duplo Arame com Potenciais Isolados na Soldagem de Aço Carbono. In: **XXX Congresso Nacional de Soldagem – CONSOLDA**. Anais... Rio de Janeiro, RJ. Associação Brasileira de Soldagem – ABS. 2004.

Motta, M. F. **Aplicação do Processo MIG/MAG Pulsado com Duplo Arame e Potenciais Isolados em Operações de Revestimento**. Tese de Doutorado, UFSC, Florianópolis, SC. 153p. 2002.

Muralidharan, G., Thompson, R. G. Effect of second phase precipitation on limiting grain growth in alloy 718. **Scripta Materialia**. Vol. 36, Issue 7, p. 755-76. 1997.

NACE. **Petroleum and natural gas industries - Materials for use in H₂S-containing environments in oil and gas production Part 1: General principles for selection of cracking-resistant materials**: NACE MRO175/ISO 15156-1:2001/Cor.1:2005(E). U.S.A.: NACE. 2005.

Nalawade, S.A., Sundararaman, M., Singh, J.B., Verma, A., Kishore, R. Precipitation of γ' phase in δ -precipitated Alloy 718 during deformation at elevated temperatures. **Materials Science and Engineering: A**. Vol. 527, Issue 12. 2010.

Olden, V. *et al.* The Effect of PWHT on the Material Properties and Micro Structure in INCONEL 625 and INCONEL 725 Buttered Joints. In: **The 22nd International Conference on Offshore Mechanics & Arctic Engineering**. 2003, Cancun, Mexico.

Oliveira, G. L. G. **Soldagem Dissimilar Dos Aços AISI 8630m e ASTM A182 F22 Para Aplicações Subaquáticas**. (Doutorado). Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2013.

Omar, A. A. Effects of Welding Parameters on Hard Zone Formation at Dissimilar Metal Welds. **Welding Journal**. v. 87- Nº 2, p. 86-93, February 1998.

Patel, S. J. A Century of Discoveries, Inventors, and New Nickel Alloys. **JOM**. pp. 18-20, 2006.

Perricone, M. J.; Dupont, J. N. Effect of Composition on the Solidification Behavior of Several Ni-Cr-Mo and Fe-Ni-Cr-Mo Alloys. **Metallurgical and Materials Transactions A**. Vol. 37, Nº 4, pp. 1267-1280. 2006.

PETROBRAS. **Projeto de Vaso de Pressão com Revestimento**. Rio de Janeiro: Petrobras. N-1707 1999.

Phadke, M. S. **Quality Engineering Using Robust Design**. New York, USA: Prentice Hall. 1989

Qian, M.; Lippold, J. C. Liquation Phenomena in the Simulated Heat-Affected Zone of Alloy 718 after Multiple Postweld Heat. **Welding Journal**. Vol. 82, nº 6. Junho, 2003.

Radavich, J. F. The physical metallurgy of cast and wrought alloy 718. **Superalloy 718**. ASM International, Materials Park, OH, pp. 229 – 240. 1989

Raghavan, A.; Mueller, R. R.; Leta, D. P; Siak, W. J. 1989. Phase Transformations at Steel/IN625 Clad interfaces. **Metallurgical Transaction A**. Vol.20, nº 4. pp. 665-681. 1989.

Raghavan, A., Mueller, R. R, Vaughn, G. A., Floreen, S. Determination of isothermal section of nickel rich portion of Ni-Cr-Mo system by analytical electron microscopy. **Metallurgical Transaction A**. v. 15A. p. 783-792, 1984.

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**. Vol.380, n.1-2, p.245-258, 2004.

Rebak, D. Environmentally Assisted Cracking of Nickel Alloys - A Review. **Environment Induced Cracking of Metals – 2**. Banff, Canada, 2004.

Reed, R. C. **The Superalloys: Fundamentals and Applications**. Cambridge University Press. 390p. Cambridge, 2006.

Reed-Hill, R. E. **Princípios de Metalurgia Física**. Guanabara Dois. 776 p. Rio de Janeiro, 1982.

Rowe, M. D., T. W. Nelson, Lippold, J. C.. Hydrogen-induced cracking along the fusion boundary of dissimilar metal welds. **Welding Journal**. Vol.78 (2), p.31-s-37-s. 1999.

Rowe, M. D.; Crook, P.; Hoback, G. L. Weldability of a corrosion-resistant Ni-Cr-Mo-Cu Alloy. **Welding journal**. Vol. 82, nº11, pp. 313.S-320.S. 2003.

Shankar, V.; Rao, K. B. S.; Mannan, S. L. Microstructure and mechanical properties of Inconel 625 superalloy. **Journal of Nuclear Materials**. Vol. 288, pp. 222-232. 2001.

Shoemaker, L. E.; Crum, J. R. Nickel-Chromium-Molybdenum Superalloys The Solution to Corrosion Problems in Wet Limestone FGD Air Pollution Control Systems. Disponível em <<http://www.specialmetals.com/documents/Ni%20Cr%20Mo%20Alloys%20-%20Solution%20to%20Corrosion%20problems%20in%20Wet%20Limestone%20FGD%20Air%20Pollution%20Control%20Systems.pdf>>. Acessado em 10/12/2010. Special Metals Co[®]. 2007.

Sims, C. T.; Stoloff, N. S.; Hagel, W. C. **The Superalloys II**. John Wiley & Sons. Nova York, 1987.

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

Slama, C., Abdellaoui, M. Structural characterization of the aged Inconel 718. **Journal of Alloys and Compounds**. Vol. 306, Issues 1-2, p. 277-284. 2000.

SMC-024. Inconel Alloy 686. Publication Number SMC-024. Special Metals Corporation, 2005.

Smith, G. D. Future Trends in Key Nickel Alloy Markets. **JOM**. p. 38-39. Setembro, 2006.

Stockdale, A.W., Dupont, J. N. **The Influence of Welding Parameters on the Weld Microstructure of 6 wt% Mo Superaustenitic Stainless Steels**. Technical Report. Lehigh University, 2008.

Summers, T. S.; Rebak, R. B.; Seeley, R. R. Influence of thermal aging on the mechanical and corrosion properties of C-22 alloy welds. Lawrence Livermore National Laboratory UCRL - JC - 137727. Disponível em < <https://e-reports-ext.llnl.gov/pdf/238610.pdf>>. Acessado em 10/01/2011.

Sung, P.K.; Poirier, D.R. Liquid-Solid Partition Ratios in Nickel-Base Alloys. **Metallurgical and Materials Transactions A**. Vol.30 A. Agosto, 1989.

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**. Vol.19, nº 3, p.283 – 290. 2003.

Tawancy, H. M. Precipitation characteristics of μ -phase in wrought nickel-base alloys and its effect on their properties. **Journal of Materials Science**. Vol. 31, Nº 15, pp. 3929-3936. 1996.

Thomas, C.; Tait, P. The performance of Alloy 625 in long-term intermediate temperature applications. **International Journal of Pressure Vessel & Piping**. Vol. 59, pp. 41-49, 1994.

Thornton, D. C.; Cooper, C. Overmatching Superalloy Consumable Inco-weld 686CPT[®] Broadens its Applications to Include Welding Super Austenitic and Super Duplex Stainless Steels. **Stainless Steel Word**. 2004.

Trommer G. High-performance welding: One catchphrase, four alternatives. Disponível em < http://www.fronius.com/cps/rde/xbcr/SID-29A3D279-D3D79DAE/fronius_usa/09_hochleistungsschweissen_gb.pdf>. Acessado em 20/08/2011.

Tušek, J. SAW with Multiple Electrodes Achieves High Production Rates. **Welding Journal**. Vol. 75, nº 8, p. 41 – 43. Agosto, 1996.

Ueyama, T. Ohnawa, T. Suzuki, R. Influence of Chemical Composition of Welding Wires in Tandem Pulsed GMA Welding. **Proceedings of the IIW Conference: Technical Trends and Futures Prospectives of Welding Technology for Transportation, Land, Sea, Air and Space**. Osaka, Japan, p. 386 - 391. Julho, 2004.

Ueyama, T.; Ohnawa T.; Tanaka, M.; Nakata, K. High-Speed Welding of Steel Sheets by the Tandem Pulsed Gas Metal Arc Welding. **Transactions of JWRI**. Vol. 34, nº 1. 2005 a.

Ueyama, T.; Ohnawa, T.; Tanaka, M.; Nakata, K. Effect of Torch Configuration on High Speed Welding Bead Formation in Tandem Pulsed GMA Welding Process. **Quarterly Journal of Japan Welding Society**. Vol. 23, nº 3, p. 383 - 391. 2005 c.

Ueyama, T.; Ohnawa, T.; Tanaka, M.; Nakata, K. Effect of Welding Current on High Speed Welding Bead Formation in Tandem Pulsed GMA Welding Process. **Quarterly Journal of Japan Welding Society**. Vol. 23, nº 3, p. 392 - 397. 2005 b.

Unorsson, P.; Person, H. Tandem MIG/MAG Welding with ESAB. **Svetsaren**. n° 2. 2003.

Uttarachi, G. D. Multiple Electrode Systems for Submerged Arc Welding. **Welding Journal**. p. 15 – 22. Maio 1978.

Vallant, R. The Influence of Different Nb-Contents on the Hot Cracking Susceptibility of Ni-Base Weld Metals Type 70/20. **Hot Crack in welds**. pp. 141-164. Springer-Verlag Berlin Heidelberg. 2005.

Wan W.; Han, G.; Deng, B. Influence of Aging Treatment on Precipitation Behavior of η Phase in Ni-Co-Cr Alloy. **Journal of Iron and Steel Research International**. Vol. 17, Issue 1, pp.64-69. Janeiro, 2010.

Wessel, J. K. **Handbook of Advanced Materials: Enabling New Designs**. John Wiley & Sons. 646 p. Nova Jersey, 2004.

Xia, P. C., J. J. YU, *et al.* The Influence of Thermal Exposure on the Microstructure and Stress Rupture Property of DZ951 Nickel-Base Alloy. **Journal of Alloys and Compounds**. Vol.443, p.125-131. 2007.

Yang, J.X.; Zheng, Q.; Sun, X.F.; Guan, H.R.; Hu, Z.Q. Formation of μ Phase During Thermal Exposure and its Effect on the Properties of K465 Superalloys. **Scripta Materialia**. Vol. 55, Issue 4, pp. 331-334. 2006

Yapp, D. & Blackman, S. A. Recent Developments in High Productivity Pipeline Welding. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Science**. Vol. XXVI, n° 1, p. 89 – 97. Janeiro-Março, 2004.

Zhao, J. -C.;Larsen, M.; Ravikumar, V. Phase precipitation and time–temperature-transformation diagram of Hastelloy X. **Materials Science and Engineering A**. Vol. 293, Issues 1-2, pp. 112-119. 2000.